AERONAUTICAL MANUFACTURING TECHNOLOGY

航空

制造

技术

杂志社

2024年第<mark>20</mark>期 Vol.67 No.20

航空复合材料修复 科学与工程技术发展

专稿

面向不同复合材料修理场景的 多模超声集成可视化检测技术

> _{论坛} 复合材料智能修复



LT-

5

AERONAUTICAL MANUFACTURING TECHNOLOGY

1958年创刊・中文核心期刊・中国科技核心期刊・中国科学引文数据库(CSCD)核心期刊

主管单位 Competent Authority 中国航空工业集团有限公司 Aviation Industry Corporation of China, Ltd.

主办单位 Sponsor 中国航空制造技术研究院 AVIC Manufacturing Technology Institute

> 出版人 李志强 Publisher Li Zhiqiang

| 总编辑 | 罗京华 |
|----------------|---|
| Chief Editor | Andy Luo |
| 执行主编 | 孙秀云 |
| ditor-in-Chief | Sharon Sun |
| 学术编辑 | 王燕萍/崔 静 |
| ademic Editor | Emma Wang/Jaime Cui |
| 文字编辑 | 郝 爽/程学平/李 明/杨 艳 |
| Text Editor | Seven Hao/Linda Cheng/Winne Li/Ivy Yang |
| 市场总监 | 何欣 |
| ting Director | Xin He |
| 设计/排版 | 王艳 |
| r/Art Editors | Yan Wang |
| 编辑出版 | 《航空制造技术》编辑部 |
| Edition | Aeronautical Manufacturing Technology Magazine |
| 广告总代理 | 北京贝特里技术发展有限公司 |
| ertising Agent | Beijing BAMTRI Technology and Development Co., Ltd |
| 通信地址 | 北京市340信箱 (100024) |
| Address | P.O.Box 863.Beijing 100024 China |
| 邮发代号 | 82 - 26 |
| cription Code | 82 - 26 |
| 国外发行 | 中国国际图书贸易集团有限公司 |
| ibutor Abroad | China International Book Trading Corporation |
| 国外代号 | BM6680 |
| Code Abroad | BM6680 |
| 印刷 | 北京荣华世纪印刷有限公司 |
| Printing | Beijing Ronghuashiji Printing Co., Ltd. |
| 刊号 | <u>ISSN 1671–833X</u> CN 11–4387/ V CODEN HGJIEO |
| 电话 | (010)85700465 |
| 传真 | (010)85700466 |
| 在线投稿 | http://www.amte.net.cn |
| 电子信箱 | zscbyyjb@amte.net.cn |
| | |

国内定价: 20.00元 国外定价: 16.00美元

版权声明:凡投稿本刊或允许本刊登载的作品,均视为已授权上载于www.amte.net.cn,以及本刊授权的合作媒体使用。

编委会

Editorial Board

主任 李志强 Director Li Zhiqiang 常务副主任 王向明 Executive Vice-Director Wang Xiangming 副主任 李涤尘 隋少春 Vice-Director Li Dichen Sui Shaochun 国内编委 Domestic Members 毕运波 包建文 陈玮 Bao Jianwen Bi Yunbo Chen Wei 程普强 丁国智 董绍明 Cheng Puqiang Ding Guozhi Dong Shaoming 高兰宁 冯晶 郭洪波 Feng Jing Gao Lanning Guo Hongbo 晋严尊 李金山 赫晓东 He Xiaodong Jin Yanzun Li Jinshan 李黎 李文龙 李克明 Li Keming Li Li Li Wenlong 刘黎明 刘雪峰 刘战强 Liu Liming Liu Xuefeng Liu Zhanqiang 卿新林 沈洪才 师俊东 Qing Xinlin Shen Hongcai Shi Jundong 石竖鲲 史玉升 宋晓国 Shi Shukun Shi Yusheng Song Xiaoguo 陶 飞 王俊升 王立平 Tao Fei Wang Junsheng Wang Liping 王清江 王先模 夏峥嵘 Wang Qingjiang Wang Xianmo Xia Zhengrong 肖世宏 邢丽英 徐九华 Xiao Shihong Xing Liying Xu Jiuhua 徐正扬 杨辉 杨树明 Xu Zhengyang Yang Hui Yang Shuming 曾元松 张博 姚为 Yao Wei Zeng Yuansong Zhang Bo 张振宇 章顺虎 张文武 Zhang Wenwu Zhang Zhenyu Zhang Shunhu 朱继宏 朱嘉琦 赵安安 Zhao An'an Zhu Jihong Zhu Jiaqi 朱利民 Zhu Limin 国际编委

International Members

Jim Williams (U.S.) Lihui Wang (Sweden)

Chrsitoph Hartl (Germany) Dae-Cheol Ko (Korea) John Dear (UK) Paulo Martins (Portugal) Ac

Executive E

Marke Art Superviso Adv Subs

Distr





客座主编 姚学锋

清华大学航天航空学院教研系列长聘教授、博士生导师。主要从事先进 复合材料、航空橡胶密封件、复合材料修复、无损检测、实验固体力学 等领域的科研工作。

客座主编 宣善勇

国营芜湖机械厂高级工程师、博士,航修系统结构专业首席专 家,主要从事复合材料结构修理设计研究。





客座主编 胡俊山

南京航空航天大学机电学院副教授,博士生导师,校聘"长空学者", 南航-国营芜湖机械厂复合材料维修联合实验室骨干成员。主要从事飞 行器复杂结构智能装配/修复技术与装备领域的研究工作。

随着复合材料在现代航空装备主承力、次承力、功能结构中应用比例的不断提升,先进复合材料修复技术成为航空 飞行器高效高质运行、全生命周期服役安全的重要保障。新一代航空人正在全面贯彻"新飞机,新材料,新修复"这一现 代飞机的发展理念。

复合材料修复是军民用飞机维护面临的关键技术难题,主要在于复合材料结构成型及服役过程的复杂性,导致孔隙、分层、凹坑等缺陷与损伤不可避免产生,使其承载能力下降,功能丧失,直接影响其服役全寿命周期的可靠性和飞行安全,而换新修理价格昂贵。因此,先进复合材料修复技术成为航空装备降低运行成本、提高服役性能的重要手段。

目前,欧美等航空强国已建立了较为成熟的复合材料修复标准和技术体系,修复技术向着数字化、智能化、集成化方 向快速发展。相比之下,我国航空装备在复合材料修复理论与设计方法、修复技术与工艺体系、修复材料与修复设备、无 损检测及评价等方面存在较大差距,亟需通过自主研发,构建具有自主可控的复合材料修复标准体系,推动我国复合材料 修复科学与工程学科的高质量发展。同时,随着智能制造、大数据分析及人工智能技术的不断进步,复合材料智能修复技 术正在为航空维修领域及应用场景带来新的发展机遇。

本期"复合材料智能修复"专题汇聚了领域内众多专家的最新研究与技术成果,重点阐述了复合材料修复科学与工程学科的内涵与发展,探讨了复合材料在复杂服役环境下的损伤评估与快速、智能修复方法,以及深度学习、数字孪生、智能机器人等前沿技术的应用。期待这些研究成果在推动复合材料修复领域技术进步的同时,也能为我国航空装备在全寿命周期中的服役安全与维护能力提供新的思路。



航空制造技术 HANGKONG ZHIZAO JISHU

第67卷 第20期 半月刊 2024年10月15日 出版





14 面向不同复合材料修理场景的多模超声集成可视化检测技术

 → 対菲菲 王 波 刘松平 郝章程 杨玉森 张连旺
 Multi-Mode Ultrasonic Integrated Visual Inspection Technique for Composite Repairs in Different Scenarios
 LIU Feifei WANG Bo LIU Songping HAO Zhangcheng YANG Yusen ZHANG Lianwang

封面文章 Cover Story

24 航空复合材料修复科学与工程技术发展

论坛 Forum

复合材料智能修复 Intelligent Repair of Composites

44 航空复合材料结构分层损伤机器人自动钻铆修复技术与装备

58 自修复愈合剂添加方式对CFRP 复合材料层间韧性的影响研究

- 铁 瑛 范聪杰 张臻臻

Study on Impact of Self-Healing Agent Addition Methods on Interlayer Toughness of CFRP Composites TIE YING FAN Congjie ZHANG Zhenzhen

68 国产航空级复合材料热补仪开发及应用

80 复合材料修复技术与可修复性研究综述

- 刘轩邑 汪俊陶 邹鹏程 唐 俊 邢素丽 陈丁丁

Review on Composite Repair Technologies and Repairability LIU Xuanyi WANG Juntao ZOU Pengcheng TANG Jun XING Suli CHEN Dingding



专题 Special Topic

高性能纤维 High-Performance Fiber

90 高温氧化环境下BN/SiC涂层的氧化行为及SiC纤维的性能研究

97 电化学修饰碳纤维表面技术研究进展

Research Progress on Electrochemical Surface Modification of Carbon Fiber

— 王翔宇 曹维宇 王 彬

WANG Xiangyu CAO Weiyu WANG Bin

LI Mengjiao ZHANG Daijun LIU Gang YE Lu YANG Fanghong YAO Jianan

热塑性复合材料 Thermoplastic Composites

118 民机热塑性复合材料结构制造关键技术及应用进展

134 热塑性复合材料二次成型研究进展及工艺难点

148 连续纤维增强热塑性复合材料增材制造现状及应用前瞻

———— 葛增如 刘建光 彭俊阳 张嘉振 Current Situation and Application Prospect of Additive Manufacturing of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastic Composites

GE Zengru LIU Jianguang PENG Junyang ZHANG Jiazhen



北航团队制备出高效电磁屏蔽--散热复合材料

近日,北京航空航天 大学化学学院衡利苹教授 团队通过在芳纶纳米纤维 和聚乙烯醇(ANF/PVA) 基质中构建一种由二维过 渡金属碳化钛(MXene) 桥连的镓基液态金属 (MBLM)固-液双连续 复合导电导热网络,成功 制备了一种 AP/MBLM 纳 米复合导电导热薄膜。这 种新型薄膜材料在保持良 好电导率(3984 S/cm)和 热导率(13.17 W·m⁻¹·K⁻¹) 的同时,展现出了优异的 柔韧性和稳定的电磁干扰

屏蔽及散热性能。该材料 在仅 22 μm 的厚度下实现 了 74.6 dB 的超高电磁屏 蔽效能,且在经历多种严 苛环境测试后,仍能保持 卓越的电磁屏蔽性能。

该工作以"Flexible solid-liquid bi-continuous electrically and thermally conductive nanocomposite for electromagnetic interference shielding and heat dissipation" 为题发表 在 Nature Communications 上。

团队通过将MXene

结构密不可分。基于此,

力学性能优异的 三维曲壳点阵超材料

轻质且力学性能优异 的先进材料在航天航空、 交通运输和生物医疗等众 多工程领域中都有着迫切 的需求。作为力材料学范 式的应用实例,三维点阵 超材料通过主动的结构设 计,为实现轻质且力学性 能优异的先进材料提供了 切实可行的路径。在实际 工程应用中,结构材料不 可避免地会面临制造或服 役过程中产生的缺陷和裂 纹,因此材料优异的断裂 韧性对于材料的实际应用 尤为关键。然而目前对于 三维点阵超材料的断裂行 为和断裂机理的理解仍十 分有限。

清华大学力学与工程 交叉研究院团队与新加坡 南洋理工大学对三维点阵 超材料的断裂行为和断裂 机理展开了合作研究。团 队前期研究成果表明,新 型的极小曲面点阵超材料 可以实现超高的强度和比 强度,这与其独特的拓扑



团队进一步研究了这种新 型极小曲面点阵超材料的 断裂行为,并与传统的桁 架点阵超材料进行了系统 的对比。结果表明,相比 于桁架点阵超材料,曲壳 点阵超材料具有更高的断 裂韧性,曲壳点阵超材料 独特的拓扑结构能够更均 匀地分布应力从而延缓裂 纹扩展。研究团队进一步 揭示了点阵超材料断裂中 的3种能量耗散机制:材 料的损伤破坏、结构的弹 性振动耗散和材料的塑性 耗散。有限元分析表明, 曲壳点阵超材料优异的断 裂韧性来源于其拓扑结构 能够引起更大的断裂过程 区,曲壳点阵超材料通过 上述3种机制耗散的能量 均高于传统的桁架点阵超 材料。

近日,相关研究成 果 以"Superior fracture resistance and topologyinduced intrinsic toughening mechanism in 3D shellbased lattice metamaterials" 为题,发表在Science Advances 上。左图为晶格 材料断裂机制示意图。

(本刊记者 大漠)

10 航空制造技术·2024年第67卷第20期

纳米片和包覆有海藻酸 钠的液态金属(SA-LM) 纳米乳液在二甲基亚砜 (DMSO)中形成稳定分散 液,之后将其与芳纶纳米 纤维和聚乙烯醇在 DMSO 中的分散液共混,形成前 驱体溶液。随后,通过溶 胶-凝胶-成膜转化及 热压工艺形成 AP/MBLM 异质层状纳米复合薄膜。 MXene 纳米片与液态金 属片层相互桥连并对其限 域,构建了稳定的固-液 双连续导电导热网络,赋 予材料良好的电磁屏蔽与 散热性能。

AP/MBLM 纳米复合 薄膜具备极佳的柔韧性, 其电磁屏蔽效率在经受 10000次弯曲和1000次 弯折后保持在 70 dB 以上: 此外,在抵抗 300 W 功率 超声1h后其电磁屏蔽效 率稳定在 70 dB; 而对于

荷导致的(0001)基面断

裂是引起发动机核心材料

失效的最主要原因,这对

构件的安全性带来巨大隐

患。因此,保载疲劳失效

分析以及如何提高保载寿

命成为航空发动机领域的

萌生主流的观点主要包括

软/硬晶粒裂纹形核模型,

硬晶粒被认为很难发生变

形,但在相邻软取向晶粒

变形下可促进硬晶粒中基

面滑移的形成导致基面开

裂。众所周知,孪晶是一

关于保载疲劳裂纹

研究热点。

各种严苛温度环境,该材 料在液氮中浸泡1h后,在 200 ℃、400 ℃分别热处理 24 h 和 1 h,其电磁屏蔽效 能保持在 70 dB 以上; 该 材料甚至还表现出良好的 耐烧蚀能力,在酒精灯外 焰直接烧蚀1min后,其电 磁屏蔽效能依然能维持在 60 dB

Ш

通过调控液态金属的 含量, AP/MBLM 纳米复 合薄膜的面内热导率最高

展现出显著的热导率各向 异性,这对于精密电子设 备的高效热管理具有重要 意义。将该薄膜与LED 灯芯集成后,展现出优异 的散热能力,使灯芯中心 温度最大降低 15.8 ℃,有 效提高了设备的热管理效 率和运行稳定性。

可达 14.47 W · m⁻¹ · K⁻¹,并

BLM Layered

上图为 AP/MBLM 纳 米复合材料的制备策略。 (本刊记者 大漠)

西北工业大学在保载疲劳失效分析 研究领域取得新进展

近 α 高温钛合金是 种可协调难变形硬取向晶 制造航空发动机转动部 粒的有效手段,但遗憾的 件的关键结构材料,压气 是,近 α 钛合金在室温下 机盘或整体叶盘在峰值应 通常很难激活孪晶,到目 力处有一段保持时间,导 前为止,未见国内外有关 致其疲劳寿命小于常规低 近 α 钛合金孪晶协调变 周疲劳寿命,这种现象被 形的报道。 称为保载疲劳。在苛刻的 近日,西北工业大学 工况下服役时,由保载载

材料学院曾卫东教授团队 与中科院金属所王清江研 究员团队合作,首次在变 形孪晶罕见的高 Al 含量 近 α Ti60 合金中发现, 保载载荷诱导孪晶优先协 调(0001)基面晶粒变形, 以及延缓由基面滑移引起 的基面裂纹萌生和扩展, 提高了抗疲劳性。基于 保载疲劳软/硬晶粒裂纹 形核模型,提出了软/硬 晶粒 PB 界面参与孪晶形 核的一种新的可能性机 制。孪晶内高密度的锥 面 < c+a > 位错及其分解 形成的具有特定纳米间距 的基面堆垛层错(SFTs), 使协调过程伴随着孪晶内 部显著的晶格畸变。这些 基面晶粒中新形成的纳米 孪晶界和 SFTs 作为位错 运动的屏障,提高了近 α Ti60 合金的强度和保载 寿命并有效降低了合金的 保载敏感性。该研究结果 扩展了对近 α 钛合金 DF 中位错滑移、孪晶形核和 基面 SFTs 形成的协同作 用的理解,并强调了孪晶 和 SFT 的引入在减缓 DF 裂纹萌生和增强抗疲劳性 方面起着重要作用。相关 工作以"Near-α titanium alloy dwell load-induced deformation twinning to coordinate the deformation mechanism associated with crack initiation" 为题发表 在 International Journal of Plasticity 上。

(本刊记者 大漠)



液态金属颗粒助力开发 4D 打印复合软机器人

基于镓铟合金的液态 金属材料,凭借其柔性、高 导电性,以及优秀的光热 性质在电子设备、可穿戴 设备、可拉伸水凝胶和软 机器人等领域吸引了大量

西安交大揭示钛的 超高本征断裂韧性

钛及钛合金作为一种 轻质、高强、耐腐蚀的金属 材料,被广泛应用于航空 航天、海洋工程和生物医 用领域。然而,钛及钛合 金的断裂韧性远低于一些 奥氏体不锈钢和面心立方 结构的中/高熵合金(断裂 韧性超过 200 MPa·m^{1/2})。

近日,西安交通大学 材料学院韩卫忠教授课题 组对纯钛的断裂韧性进行 了系统研究,发现钛的氧 杂质是造成其断裂韧性不 足的主要因素。研究团队 通过将氧质量分数从商业 纯钛的 0.14% 降低至低氧 钛的 0.02%, 断裂韧性从 117 MPa · m^{1/2} 提高至 255 MPa·m^{1/2}。低氧钛的断 裂韧性超越了已报道的所 有商业纯钛及钛合金的断 裂韧性,并且超过了大部 分金属材料的断裂韧性。 研究首次揭示了钛的超高 本征断裂韧性,使低氧钛 成为目前已知最韧的金属 材料之一。

研究人员发现一种全 新的递进韧化新机制:降

的关注。通过对其导电性 以及流动性的充分应用, 许多具有高导电性、可拉 伸性、自愈合性以及可变 形的软机器人被开发出 来。此前,研究人员通过

低氧含量不仅促进了裂 纹尖端变形孪晶的大量

激活,还发现孪晶界作为 高效位错源,发射了大量 的锥面 <c+a> 位错, 克服 了 <c+a> 位 错 自 增 殖 的 困难。这两种在室温下难 以启动的变形模式被大 量激活,显著提升了低氧 钛裂纹尖端的均匀变形能 力、变形密度和塑性区尺 寸,从而有效钝化了裂纹 尖端。这种全新的韧化机 制及降低关键杂质含量的 研发策略,为设计高损伤 容限钛合金提供了新思 路。该工作以"Uncovering the intrinsic high fracture toughness of titanium via lowered oxygen impurity content" 为题发表于 Advanced Materials 上。

下图为低氧钛裂纹尖 端大量变形孪晶被激活, 形成了从裂纹尖端到基体 的梯度渐变组织,裂纹尖 端的晶粒尺寸被显著细 化,而商业纯钛的裂纹尖 端仅有少量的变形孪晶。 (本刊记者 大漠)

12 航空制造技术·2024年第67卷第20期

将不同形状的镓基纳米颗 粒整合到 3D 打印聚合物 中,生产出柔性与光热性 能兼备的软机器人。液态 金属还拥有一种独特的变 形的能力。在氧化和水解 过程的驱动下,表面配体 修饰的液态金属纳米颗粒 发生从球状纳米颗粒转化 为棒状结构的可控形变。 受此启发,中国科学院长 春应用化学研究所与昆士 兰大学开发了一种用于生 产,且具备复杂能力的复 合机器人(柔性和刚性材 料有机结合的复合型机 器人),并以"4D printing hybrid soft robots enabled by shape-transformable liquid metal nanoparticles" 为题发表在Advanced Materials 1.

研究利用液态金属纳 米颗粒自发变形的特性, 开发了一种多功能材料工 具包,为生产可控机械性

能的组件和 4D 打印混合 机器人提供了基础。通过 整合液态金属纳米颗粒与 聚合物,创造出既含有软 性又具有刚性部件的混合 机器人,采用一步式直接 3D 打印技术,实现了复杂 几何结构的快速制造,并 且几乎无需人工干预。这 种方法能够将形状可变换 的液态金属纳米颗粒引 入 3D 打印材料中,可以精 确调控打印对象的机械性 能。液态金属纳米颗粒的 光热特性使 3D 打印对象 具备形状记忆功能,从而 支持 4D 打印过程。通过 控制纳米颗粒/聚合物复

合材料在机械和光热性能 方面的差异,研究开辟了 制造具有复杂功能和运动 能力的混合软机器人的新 路径。

研究设计并制造了多 种应用,包括能够举起物 体和模仿哺乳动物运动的 设备。这种简单且高效的 制造方法大大拓展了混合 软材料的应用前景,预计 该纳米颗粒/聚合物复合 材料将在软机器人领域带 来颠覆性创新,推动软机 器人技术的快速发展。下 图为近红外光照射下近红 外响应机车软机器人示意 图 (本刊记者 大漠)



九州大学揭示铝合金抗氢脆性能的新机理

近日,日本九州大 学在 Scripta Materialia 期刊发布了一项基础研 究,揭示了回归再时效 (RRA)技术在提升7系 (AlZnMgCu)铝合金抗氢 脆性能方面的新机理。这 一突破有望推动航空领域 的关键轻合金材料实现重 大性能提升。该研究巧妙 地选择一种在充氢过程中 呈现完全准解理开裂特征 (即穿晶开裂)的高锌合 金,并借助同步辐射四维 成像和球差矫正透射电子 显微镜技术,发现 RRA 处 理后半共格 n 相的比例 增加,在强度不变的条件 下明显提高了材料的抗穿 晶开裂性能。研究团队提 出,在厚度约2nm的析出 相中引入单层原子级的失 配位错,可有效降低共格 析出相界面上的氢浓度, 抑制该界面上的氢致剥离

过程。

7系铝合金作为航空 工业的重要轻合金,在波 音 737 等主流机型中占比 超过80%,但由于氢脆现 象(即材料内氢原子引发 裂纹),材料强化升级受到 限制。尽管 1974 年提出 的 RRA 技术可在不牺牲 强度的前提下提升铝合金 抗氢性能,但50年来对该 技术的理解多集中于晶 界,而对占据大多数的晶 内析出相的影响尚未得到 深入解析。这是因为晶间 (沿晶界)裂纹和穿晶(晶 粒内部)裂纹难以解耦,析 出相 m-MgZn,和过渡相 η'的氢捕捉机制尚不清 楚,以及氢脆核心机理研 究长期存在争议。

研究得益于该团队 近年提出的 η 界面剥离 氢脆机理,此前提出的 第一代7系铝合金中的

氢原子主要分布于含铁 颗粒内部,这与三代合金 (7075/7050/7085)中随着 Fe/Si杂质含量降低而氢 脆敏感性逐步升高的规律 高度吻合。研究发现, T 相是一种强氢陷阱,有助 于定量理解和改善含高温 时效的单步 / 多步工业热 处理制度;此外,还澄清了 众多金属间化合物对7系 铝合金氢脆的影响。研究 得到九州大学超级电子显 微镜中心科研团队的强力 支持,该中心拥有多台原 子级球差透射电镜以及世 界上唯一具有 Omega 型 能量分光器的超高压透射 电镜,接近物理成像极限 的原子级成像技术能够实 现对厚度 50 nm 以内样 品中仅有几层原子厚的颗 粒进行逐个结构表征与分 类,为研究提供了关键技 术支持。(本刊记者 大漠) **引文格式:**刘菲菲,王波,刘松平,等.面向不同复合材料修理场景的多模超声集成可视化检测技术[J]. 航空制造技术,2024,67(20): 14-22.

LIU Feifei, WANG Bo, LIU Songping, et al. Multi-mode ultrasonic integrated visual inspection technique for composite repairs in different scenarios[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 14–22.

面向不同复合材料修理场景的多模超声集成 可视化检测技术

刘菲菲¹,王 波²,刘松平^{1,3},郝章程¹,杨玉森¹,张连旺¹

(1.中国航空制造技术研究院,北京101300;
2.中航西安飞机工业集团股份有限公司,西安710089;
3.中航复合材料有限责任公司,北京101300)

[摘要] 现阶段先进复合材料修理缺少适用不同修理场景的可视化集成检测方法和技术。本文提出了一种基于多 模超声原理的可视化集成检测方法,分析了原位、离位、制造场景复合材料修理检测需求和特点,构建了面向多修理 场景的多模超声可视化集成检测方法,制备了典型复合材料修理试件,通过试验揭示了复合材料结构修理区超声信 号规律和可视化检出效果。试验结果表明,根据复合材料修理结构中的超声信号和成像变化特征,可以清晰地识别 出基体、修理区、修理边缘的拓扑和缺陷检出情况;不同超声模式具有不同的可视化成像效果和缺陷检出能力:其中 单脉冲超声模式(M₃)和非对称频率超声模式(M₂)可视化成像质量和缺陷检出能力最好,空气耦合超声模式(M₁) 明显不如 M₂ 和 M₃; M₃ 的成像细节最多; M₂ 和 M₃ 检出缺陷的准确性和分辨率最高、表面检测盲区最小,分层和脱粘 检出灵敏度达 Φ3 mm,近表面分辨率达到单个复合材料铺层厚度(约 0.125 mm), M₁ 的分层和脱粘检出灵敏度接近 Φ6 mm。本文为不同复合材料修理场景提供了适用的超声可视化集成检测方法和技术,已得到实际检测应用。 关键词:复合材料修理;多模超声集成检测方法;单脉冲超声;非对称频率超声;空气耦合超声;无损检测与评估 DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.014



研究员,博士,研究方向为复合材 料及焊接无损检测与评估技术、信号处 理与 3D 可视化、智能化自动化检测技 术及仪器设备的研发与应用。

碳纤维增强树脂基复合材料已 在航空航天等许多领域得到应用,飞 机机身、机翼和发动机机匣、风扇叶 片等关键部件均采用了复合材料结 构^[1-2]。复合材料在结构承力受载 和服役环境因素复杂的综合作用下 存在受损风险, Morokov 等^[3]的试 验研究结果表明,复合材料在弯曲载 荷作用下,会产生微观损伤,随着载 荷的增加,微观损伤会扩展为宏观损 伤,进而对复合材料使用性能构成威 胁。Zou等^[4]的试验研究结果显示, 复合材料在冲击载荷作用下,会产生 不同程度的损伤。长期服役环境多 因素作用下,复合材料还存在疲劳损 伤和基体老化风险,而复合材料老化

会使复合材料性能下降,增加复合材 料结构产生损伤的风险。Chakrapani 等^[5]的试验研究结果显示,复合材 料在长期受力环境作用下,会产生 疲劳裂纹;超过设计阈值的损伤会 影响复合材料使用性能和安全服役。 因此尽旱发现复合材料结构损伤,进 行及时的损伤修理以及修理效果的 检测与评估非常重要。大型复合材 料结构损伤评估,需结构设计和强度 专家会同工艺专家基于对损伤的准 确界定后,制定修理方案。因此,复 合材料结构损伤无损检测研究和应 用受到业内高度关注,特别是复合材 料进入规模化应用后,复合材料损伤 修理检测与评估从服役安全、经济和

稿

环保角度,都具有十分重要的作用。

从无损检测角度,复合材料结构 在外场服役和制造场景可能产生的 损伤分为两大类型:(1)目视可见损 伤主要位于复合材料结构表面,通常 都会有目视可见的痕迹,借助目视检 测方法即可检出;(2)目视不可见损 伤,或称之为内部损伤,这类损伤位 于复合材料结构内部,必须借助有效 的无损检测方法和仪器设备才能检 出。由于复合材料自身的固有特性, 目视可见损伤往往与其内部损伤存 在一定隐性联系。因此,检出有目视 可见损伤的部位,通常都需要对其周 围进一步检测,确定是否存在目视不 可见的损伤。

在复合材料结构修理阶段,通常 的检测策略是:(1)事前不能确定 损伤及损伤分布的情况下,首先借助 有效的无损检测技术进行覆盖检测: (2)损伤修理后,是否达到了预期的 修理效果和修理质量,还需要借助无 损检测方法进行评估和确认。目前 可用于复合材料损伤检测的方法有 超声导波方法 [6-8]、激光超声方法 [9]、 非线性超声方法^[10]、声发射方法^[11]、 激光散斑方法^[12]、太赫兹方法^[13]、X 射线 CT 方法^[14-17]等。近年国内高 度关注复合材料修理无损检测,杨红 娟^[18]、李胤^[19]、徐康康^[20]等先后阐 述了复合材料损伤超声检测、热成像 检测以及损伤监测方面的进展:方 周倩等^[21]介绍了复合材料试样孔洞 损伤超声 C 扫描检测试验结果; 王 强等^[22]开展了复合材料分层损伤的 太赫兹检测方法的试验研究。以上 研究主要基于实验室人工制备的含 有预置缺陷或损伤小试样检测机理 和检测信号特征分析方面的研究,尚 未涉及具有实际结构特征和损伤修 理特征的复合材料检测与评估,也未 考虑不同修理场景下的复合材料结 构无损检测与评估问题。不过,这些 研究为复合材料损伤检测方法的研 究与建立提供了部分机理支撑。

本文结合近年不断增加的复合 材料结构修理实际需求,在前期刘菲 菲、刘松平等已经创建的复合材料高 分辨超声^[23]和非对称频率超声^[24] 可视化检测与评估方法基础上,提出 了一种面向不同复合材料修理场景 的多种超声模式可视化集成检测方 法,为复合材料结构原位、离位、制造 等多场景下的修理检测提供了一种 有效的可视化方法。

1 多模超声集成检测方法

1.1 复合材料结构修理检测场景与 特点

1.1.1 复合材料结构原位修理检测 复合材料结构原位修理检测主要 是指复合材料结构装机之后,在其服 役过程中的日常例行检测,通常受检 测环境和场景条件限制,需要按照装 备的维护维修要求进行定期检测或视 情检测。原位检测通常需要选用或研 制一些快捷检测方法和手段,超声方 法是一种被普遍采用的原位修理检测 方法。由于复合材料铺层特点,需要 选用具有微小盲区和高分辨率超声 系统与超声可视化方法^[24],通常进行 原位超声检测,只能选用超声反射模 式;对于一些高衰减复合材料,还需 要选用专门的非对称频率超声检测 方法^[23]。复合材料结构原位修理检 测最显著的特点是,需要在飞机、发动 机装备上实现检测,要求所选用的检 测方法、检测仪器设备具有明显的快 捷、便携、检测结果可视化等特点,同 时需要对检出损伤进行精准确定深度 和面积,修理前后均需要进行再检测。 1.1.2 复合材料结构离位修理检测

复合材料结构离位修理检测主 要是指复合材料结构离开服役场景 之后的修理检测,通常受检测环境和 场景条件限制,需要按照装备的维护 维修要求进行定期检测或视情检测。 常见的复合材料结构离位修理检测 场景如飞机、发动机室内大修期间的 检测,依据复合材料结构分解策略和 要求的不同,离位修理检测场景会有 所变化,有些复合材料结构可能不允 许采用超声喷水或水浸耦合方法检 测,有些复合材料结构则可以采用少 量水作为耦合介质,以实施超声自动 扫描,复合材料组合件多数情况下只 能采用超声反射法检测。为此,结合 具体复合材料结构修理检测场景,制 定相应的修理检测方法,选择适用的 复合材料结构离位修理的检测仪器 设备。复合材料结构离位修理检测 最显著的特点是按照大修条例或手 册,在室内对复合材料结构进行开敞 可覆盖检测,一旦检出损伤,需要进 行准确定深度和定面积,修理后还需 要进行再检测。对于有一定批次或 批量的复合材料结构,尽量选择具有 可视化能力的检测仪器设备,一般不 选用超声水浸法和穿透法。

1.1.3 复合材料结构制造阶段修理检测

复合材料结构制造阶段修理检 测主要是指复合材料结构在成型、装 配、异地运输过程中可能产生的损伤 修理检测。由于复合材料结构大型 化、复杂化的趋势越来越明显,在复 合材料结构制造过程中,存在意外损 伤风险,一旦制造过程中出现损伤, 也需要检测与视情修理。有些损伤 可能出现在成品之前,有些损伤可能 出现在成品之后。为此,需要结合具 体的复合材料结构制作场景,制定和 选用适用的修理检测方法和检测手 段。复合材料结构制造阶段的修理检 测通常具有个例特点,优先采取目视 检测确定表面留有损伤痕迹的部位: 然后,选用高分辨率超声方法进行内 部损伤的检测,必要和适用时,可采 用X射线方法帮助核实损伤的扩展 程度。对于已经形成的复合材料成 品件,不选用超声水浸法和穿透法。

- 1.2 面向不同修理场景的多模超声 可视化集成检测方法
- 1.2.1 多模超声集成检测原理及其 特点

如图1所示,通过多模超声单

元产生不同模式激励信号 U_0^m (A_0^m , $f_0^m, N_0^m, \Delta f_0^m$), 中心频率 f_0^m 、脉冲个 数 N_0^m 、带宽 Δf_0^m 为 A_0^m 的幅值,根据 被检测复合材料修理结构和检测场 景选择相应的超声模式和参数。U 为超声换能器 T (反射换能器)或 T/ R(反射/接收换能器)提供的激励 信号,激发换能器产生入射超声波信 号u_i, u_i 与被检测复合材料相互作用 后,在复合材料修理区产生透射、反 射行为,形成透射声波 u_{i} (图1(a)) 和反射声波 u_r (图1(b))。图1(a) 中 A_t 为 u_t 的幅值, t_t 为 u_t 在复合材 料中的传播时间;图1(b)中A,为 u_r 的幅值, t_r 为 u_r 在复合材料中的传 播时间, u_f来自 u_i在复合材料表面 的声波反射, u, 来自 u, 在复合材料 底面的声波反射。通过多模超声单 元和换能器(T,T/R)的选择,得到不 同模式超声波信号,其中:

M,为对应空气耦合超声模式, 不需要耦合剂,用于不允许使用液体 耦合剂场景的复合材料离位修理检 测,通过换能器T和R构成穿透法 检测方式,在此模式下,换能器工作 在低频模式下,激励信号和接收信号 呈现多脉冲包络,通常 N₀^m≥5,需要 根据实际被检测复合材料修理结构 特点选择 A_0^m 、 f_0^m 、 N_0^m 、 Δf_0^m 等参数,获 得最有利于缺陷检出的超声信号,一 $ℜ f_0^m \le 1$ MHz。 M_1 最为显著的特点 是,超声信号多周性非常明显(图1 中 M₁ 对应的波形图),不需要液体耦 合剂,对于较薄的复合材料结构采用 垂直反射法检测,往往在时域上难以 区分来自材料表面和底面的回波信 号,检测分辨率低,对复合材料小缺 陷、紧贴型缺陷和取向复杂缺陷不敏 感,进而影响检测效果。因此, M, 模 式通常以双侧穿透法为主。

M₂为对应非对称频率超声模式^[24], 需要耦合剂,用于允许使用液体耦合 剂场景的原位、离位和制造阶段复合 材料修理检测,通过换能器 T 和 R 构 成穿透法检测方式或通过换能器 T/

16 航空制造技术·2024年第67卷第20期

R构成超声反射检测方式,在此模式 下,换能器工作在不同频率模式下, 接收信号脉冲周期数明显较小,通常 № ≤2,从而使得超声检测纵向(即 复合材料厚度方向)分辨率得到显 著提高,同时又可以提高超声波在 复合材料中的穿透能力。在M,模 式中,换能器T和R工作在宽带模 式下,根据实际被检测复合材料修 理结构特点,通过选择 A_0^m 、 f_0^m 、 Δf_0^m 等参数,获得最有利于缺陷检出的 超声信号,一般 $f_0^m \ge 1$ MHz。M,最 显著的特点是超声信号周期数明显 减小(图1中M,对应的波形图),超 声波的穿透能力强,纵向分辨率和缺 陷检出能力均得到显著提高,而且对 缺陷取向不敏感,更利于检出取向复 杂的缺陷/损伤。

*M*₃为对应单脉冲超声模式^[25], 需要耦合剂,用于允许使用液体耦合 剂场景的原位、离位和制造阶段复合 材料修理检测,通过换能器*T*和*R*构 成穿透法检测方式或通过换能器*T*/*R* 构成超声反射检测方式,换能器工作 在超宽带频率模式下,接收信号达到 单个脉冲周期的理论极限,即*N*^m→1, 从而使得超声检测纵向分辨率更高、

近表面盲区更小,达到单个复合材料 铺层厚度,在M,模式下,根据实际 被检测复合材料修理结构特点,通过 选择 A_0^m 、 f_0^m 、 Δf_0^m 等参数,获得最有 利于准确检出缺陷的超声信号,一般 $f_0^m \ge 2$ MHz、 $\Delta f_0^m \ge 120|_{-6 \text{ dB}^\circ}$ 相比 M_1 和 M, 模式, M, 最为显著的特点是 超声信号在时域上具有单周特性(图 1中M,对应的波形图),超声检测纵 向分辨率高和缺陷检出能力非常强, 可以对检出缺陷的深度进行准确定 位,有利于确定复合材料损伤修理区 域和深度位置,进行修理区的准确制 备。工程上,要求超声检测纵向分辨 率小于2个复合材料铺层厚度,而采 用M,模式,纵向分辨率和表面检测 盲区可达到单个复合材料预浸料铺 层厚度(约0.125 mm)。

1.2.2 多模超声集成可视化方法

将获得的多模超声信号和其对 应的检测点位置信号进行重构,即可 实现多模超声检测结果的成像和可 视化评估。这里,以多模超声信号 u_r/u_t 和其对应的检测点位置为例,构 建式(1)所示的超声可视化成像矩 阵P,由 $m \times n$ 个阵元 $p_{ij}(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij},$ $u_{ij})组成,这里, i=1,2, ..., m; j=1,$



图 1 多模超声检测原理 Fig.1 Principle of multi-mode ultrasonic inspection

稿

2,…,n,由换能器扫描检测范围确 定, (x_{ii}, y_{ii}, z_{ii}) 为换能器对应的检测 点位置坐标, ui 为相应检测点位置 的多模超声信号 ur 或 uro

$$\boldsymbol{P} = \begin{bmatrix} p_{11}(x_{11}, y_{11}, z_{11}, u_{11}) \\ \dots \\ p_{m1}(x_{m1}, y_{m1}, z_{m1}, u_{m1}) \\ \dots \\ p_{ij}(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij}, u_{ij}) \\ \dots \\ p_{1n}(x_{1n}, y_{1n}, z_{1n}, u_{1n}) \\ \dots \\ p_{mn}(x_{mn}, y_{mn}, z_{mn}, u_{mn}) \end{bmatrix}$$
(1)

通过构建与P成映射关系的图 像矩阵 I. 按照式(2)即可实现多模 超声检测结果的成像显示和检测结 果可视化评估。

1)

$$I = \begin{bmatrix} q_{11}(x_{11}, y_{11}, z_{11}, c_{11}) \\ \dots \\ q_{m1}(x_{m1}, y_{m1}, z_{m1}, c_{m1}) \\ \dots \\ q_{ij}(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij}, c_{ij}) \\ \dots \\ q_{1n}(x_{1n}, y_{1n}, z_{1n}, c_{1n}) \\ \dots \\ q_{mn}(x_{mn}, y_{mn}, z_{mn}, c_{mn}) \\ (2)$$

式中, $q_{ii}(x_{ii}, y_{ii}, z_{ii}, c_{ii})$ 为图像中第(x_{ii} , y_{ii}, z_{ii})坐标点的图像,对应的像素颜 色值为 c_{ii} ,且 $c_{ii}=ku_{ii}$, k 为颜色调制函 数或系数。由于 $p_{ii}(x_{ii}, y_{ii}, z_{ii}, u_{ii})$ 与 $q_{ii}(x_{ii}, y_{ii}, z_{ii}, c_{ii})$ 是单值映射关系,因 此,根据图像中的像素坐标即可确定 被检测复合材料修理结构中的位置 坐标,而图像中的像素颜色值受多模 超声信号调制,当修理区或复合材料 本体发生变化,如出现缺陷时, ui 会 发生变化,进而会改变相应图像点的 像素颜色,根据图像中的颜色变化, 即可确定检出缺陷;根据其对应的 (x_{ij}, y_{ij}, z_{ij}) 即可确定检出缺陷位置。

结果与分析 2

2.1 修理区多模超声信号规律 图 2 是复合材料修理试件 No.1

及多模超声扫描方式示意图。修理 试件为多向层压结构,试件材料为 中航复合材料有限责任公司生产的 9916-II/CCF300 预浸料,厚度约 4.5 mm,在试件中心位置有一圆锥型修 理区。其一侧直径约 Φ 280 mm(Φ 1), 另一侧的直径约 ϕ 100 mm (ϕ 2)。 修理补片用材料为 TC350-1/IM7,设 计厚度约 4.5 mm,修理用胶膜厚度约 0.13 mm_{\odot}

图 3 是一组来自复合材料修理 试件 No.1 非修理区 – 修理胶接区(即 图 2 中修理界面区)-非修理区 u, 的 幅值分布规律。其中, R-Zone 对应复 合材料修理区, R-Zone 两侧对应非修 理部位:曲线(a)~(d)对应修理区 不同部位的 u, 分布; 曲线(e) 对应非 修理区的 u, 分布。从图 3 中可以清 晰地看出,来自复合材料修理区与非 修理区的 u, 分布规律: (1) 在复合材 料非修理区, u, 分布非常平稳, 波动 小于2dB,如图中曲线(e)所示:(2) 在复合材料修理区, u, 分布会出现不 同程度的负向尖峰,如图中曲线(a) \sim (d) 对应的 u_r 分布, 其中负向尖峰 达到6dB(不包括修理边界位置), 如图中曲线(c)和(d)对应的u负 向尖峰分布,而在修理区的两侧之外 的 u. 分布则会变得比较平稳, 据此可 以确定复合材料修理胶接区的分布, 如图 1 中 R-Zone 所标识的区域; (3) 根据 u. 负向尖峰分布特征, 可以确定 修理区边界过渡情况,对于复合材料 修理区-基体结构平滑过渡,不会出







图 3 复合材料试件 No.1 非修理区 - 修理界面 - 非修理界面区多模超声信号 u, 的分布 Fig.3 Multiple-mode ultrasonic signal u_r distribution in the no-repair-repair bonding interface-no-repair area of composites specimen No.1

现显著的 u_r 负向尖峰分布,如图中曲 线(a)~(d)左侧对应的 u_r 分布特征, 当修理 – 基体结构结合部位不够平 滑时,会出现十分显著的 u_r 负向尖峰 分布,如图 3 中 e_1 、 e_2 、 e_3 、 e_4 所标识的 u_r 负向尖峰分布,最大的 u_r 负向尖峰 达到 26 dB (e_4)。因此, u_r 的分布特 征可以用于复合材料修理区的表征 和可视化成像。

图 4 是另一组来自复合材料试 件 No.1 的非修理区 – 修理胶接区 – 补片区 – 修理胶接区 – 非修理区 u, 的幅值分布规律。其中,曲线(a)~ (c)对应修理区不同部位的 u, 分布; 曲线(d)对应非修理区 u, 分布。从 图 4 中可以清晰地看出 u, 分布规律, 在复合材料非修理区 – 修理胶接区 – 修理补片区, u, 具有明显不同的分布 特征:在非修理区 u,分布非常平稳, 当探头移动到修理胶接区, u, 分布会 出现显著的波动,在修理补片区, u, 分 布又开始变得非常平稳,如曲线(a)~ (c)所示; 在复合材料修理补片的上 下边缘位置,分布会出现不同程度的 负向尖峰,如 e, e, 所标识的 u, 负向尖 峰分布,最大的 u, 负向尖峰达到 30 dB $(e_1); 根据曲线(a)~(c)对应的 u, 分$ 布特征,可以容易确定修理补片的位

置,如r₁、r₂、r₃所标识的u_r分布。因此, 利用u_r的分布特征,可以得到非修理 区 – 修理胶接区 – 补片区 – 修理胶 接区 – 非修理区的拓扑情况。

2.2 修理区多模超声集成可视化 检测结果与分析

为了验证不同超声模式对复合 材料修理缺陷检出能力和检测效果, 设计制备了复合材料修理试件 No.2, 材料、工艺参数与复合材料修理试件 No.1 相同,只是在修理界面和修理补 片区预置有不同的模拟缺陷:

(1)在复合材料修理补片中预 置有不同大小和深度分层: $\phi 6$ mm 分层 A₁(距离试件表面深度为 h_p)、 A₂(距离试件表面深度 1/2h)、A₃(距 离试件底面深度为 h_p), h_p为单个复 合材料铺层厚度, h 为复合材料修理 试件的厚度; $\phi 3$ mm 分层 A₄(距离 试件底面深度为 h_p)、A₅(距离试件 表面深度 1/2h)、A₆(距离试件表面 深度为 h_p)。

(2)在复合材料修理补片 – 基体 修理胶接界面预置有不同大小和深 度脱粘: $\Phi 6 \text{ mm} 胶膜下脱粘 B_1$ (距 离试件表面最小深度为 $2h_p$)、 B_2 (距 离试件表面最小深度为 1/2h)、 B_3 (距 离试件底面最小深度为 $2h_p$); $\Phi 3 \text{ mm}$







胶膜下脱粘 B_4 (距离试件底面最小 深度为 $2h_p$)、 B_5 (距离试件表面最小 深度为 $1/2h_p$)、 B_6 (距离试件表面最 小深度为 $2h_p$)。

(3)在复合材料修理补片 – 基体 修理胶接界面预置有不同大小和深 度脱粘: $\Phi6$ mm 胶膜上脱粘 C₁(距 离试件表面最小深度为 $2h_p$)、C₂(距 离试件表面最小深度为 1/2h)、C₃(距 离试件底面最小深度为 $2h_p$); $\Phi3$ mm 胶膜上脱粘 C₄(距离试件底面最小 深度为 $2h_p$)、C₅(距离试件表面最小 深度为 1/2h)、C₆(距离试件表面最小 深度为 $2h_p$)。

图5是利用中国航空制造技术研 究院刘松平、刘菲菲等创建的多模超 声集成检测方法中的单脉冲超声检 测模式 M, 对复合材料修理试件 No.2 的检测结果。基于 u, 信号特征进行 超声可视化成像(I),图5中可以清 晰地看出:(1)位于复合材料修理补 片中不同深度 $\Phi 6 \text{ mm}$ 分层 $A_1, A_2,$ A₃及 Φ3 mm 分层 A₄、A₅、A₆ 均被有 效检出,只是 Φ6 mm 分层的图像特 征比 Φ3 mm 分层的图像特征更为明 显,表明在M,模式,基于u,信号特 征,分层检出灵敏度达到 $\Phi3 \text{ mm}$,近 表面和近底面检测盲区和分辨率均 达到单个复合材料铺层厚度(约0.125 mm), 分层检出能力达到 Φ 3 mm 缺 陷当量,完全满足复合材料检测要求 的不大于2个复合材料铺层的工程 值;(2)在复合材料修理补片-基体 修理胶接界面不同深度 $\Phi6 \, \mathrm{mm} \, \mathrm{胶k}$ 下脱粘 B1、B2、B3 和 Ø3 mm 胶膜下 脱粘 B_4 、 B_5 、 B_6 均被检出, $\Phi6 \text{ mm}$ 胶 膜下脱粘的图像特征比 Φ3 mm 胶膜 下脱粘的图像特征更为明显, B₄ 的图 像特征比B₅、B₆的图像特征有所弱 化,但仍然可现,结果表明在此条件 下,胶膜下脱粘检出灵敏度达到 $\Phi3$ mm 缺陷当量;(3)在复合材料修理 补片-基体修理胶接界面不同深度 mm 胶膜上脱粘 C_4 、 C_5 、 C_6 均被检出,

稿

结果表明在相同检测条件下,胶膜上 脱粘检出灵敏度也达到 Ø3 mm 缺陷 当量。

此外,从图 5 中还清晰看出来自 修理区及修理区上边缘的图像特征 (e_1 所标识圆形边界)、修理区下边缘 的图像特征(e_2 所标识圆形边界),据 此,可以确定修理区的实际大小。例 如,从图 5 中超声成像特征可以准确 估测出修理区补片的上端直径约为 278 mm (Φ_1 =280 mm),下端直径约 为 98 mm (Φ_2 =100 mm),与修理工艺 制备的修理区直径偏差约 2 mm。因 此,利用 M_3 模式可以准确地进行复 合材料修理区的定量表征。

图 6 是基于模式 M₃ 中的 u_r 信号 特征对复合材料修理试件 No.2 进行 超声可视化成像(I)结果,采用了灰 度显示超声检测结果。比较图5和 图 6 中的 I,可以清晰地看出,基于 u.信号特征进行超声成像,图像的清 晰度、成像质量更佳,修理区的内部 细节更加丰富,位于复合材料修理区 所有不同深度 $\Phi 6 \text{ mm}$ 分层 (A₁、A₂、 A_3)、 Φ 3 mm 分 层 (A_4 、 A_5 、 A_6)、 Φ 6 mm 胶膜下脱粘(B₁、B₂、B₃)、**Φ**3 mm 胶膜下脱粘 (B_4 、 B_5 、 B_6)、 $\Phi 6 \text{ mm 胶}$ 膜上脱粘(C₁、C₂、C₃)、**Φ**3 mm 胶膜 上脱粘(C₄、C₅、C₆)均被检出,结果 表明在相同检测条件下,分层和脱粘 检出灵敏度均达到 $\Phi3 \, \text{mm}$ 缺陷当量。

图 7 是基于所创建的多模超声 集成可视化方法中的非对称频率超 声模式 M₂ 中的 u_t 信号特征对复合 材料修理试件 No.2 进行超声可视化 成像(I)结果,采用了伪彩色显示超 声检测结果。比较图 6 和图 7 中的 I,可以清晰地看出,利用 M₂ 中的 u_t 信号进行成像,图像清晰度和成像质 量非常高,位于复合材料修理区所有 不同深度 Φ6 mm 分层(A₁, A₂, A₃)、 Φ3 mm 分 层(A₄, A₅, A₆)、Φ6 mm 胶膜下脱粘(B₁, B₂, B₃)、Φ3 mm 胶 膜下脱粘(C₁, C₂, C₃)、Φ3 mm 胶膜上 脱粘(C_4 、 C_5 、 C_6)均被检出,即基于 u_t 信号进行超声成像时, M_2 模式和 M_3 模式具有一致的缺陷检出能力。 在图 7 中,缺陷 A_4 (近底面 1 个铺层 深 ϕ 3 mm 分层)、 B_4 (近底面 2 个铺 层深 ϕ 3 mm 胶膜下脱粘)、 C_4 (近底面



图 5 基于来自修理试件 No.2 u_t 的模式 M₃ 成像结果(I)(单脉冲模式) Fig.5 Mode M₃ imaging result (I) of repair specimen No.2 based on u_t distribution (mono-pulse mode)





2个铺层深 Ø3 mm 胶膜上脱粘)更加 清晰,这主要是在非对称频率超声检 测方法中,利用了非线性超声,对小缺 陷具有更好的超声敏感性。比较图 5、 6和7中的超声成像结果,发现利用 M₃模式基于单脉冲超声信号 u_r进行 成像时,图像的细节特征更加丰富, 更有利于揭示复合材料修理结构内 部的细节变化,这主要是由于在单脉 冲超声模式下, u_t和 u_r 对复合材料内 部微结构变化具有更好的响应行为。

图 5~7 中的结果表明, M₂模式 和 M₃模式具有一致的缺陷检出能力 和检测灵敏度,均能检出复合材料修 理区 **Φ**3 mm 胶膜上脱粘、胶膜下脱 粘和分层,表面检出盲区均达到单个 复合材料预浸料铺层厚度(约 0.125 mm)检测分辨率,在近底面 **Φ**3 mm 脱粘和分层检出效果方面, M₂模式 略好,在成像细节方面, M₃模式更佳。

图 8 是基于所创建的多模超声 可视化检测方法中的空气耦合超声 模式 M₁中的 u_i 信号特征对复合材 料修理试件 No.2 进行超声可视化成 像结果(I),采用了伪彩色显示超声 检测结果,显然在M₁下,缺陷的检 出结果和超声成像质量不如 M,模 式(图7)和M,模式(图5和图6), 图 8 中的超声成像结果表明, M₁模 式仅对 $\Phi6$ mm分层(A₂)、 $\Phi6$ mm 胶膜下脱粘(B₁、B₂、B₃)、Φ6 mm 胶 膜上脱粘 (C_1, C_2, C_3) 有一定的检出 能力,但难以根据I中检出缺陷的图 像特征准确提取到其尺寸信息,对修 理区的边界有相应的图像特征(图8 中 e₁、e₂所表示的图像特征), M₁模 式下检出缺陷大小和形状分布特征 远不如 M2 模式(图 7)和 M3 模式(图 5和图6)中清晰和准确,这不利于 检出缺陷的准确定量评估,不过, M 模式下检出缺陷位置分布与M,模式 (图 7)和 M,模式(图 5 和图 6)的结 果一致。图 8 中的超声成像结果表 明, M, 模式的缺陷检出灵敏度接近 $\Phi 6 \text{ mm}$,但对检出缺陷的准确定量分 析,还需借助 M₂ 模式(图 7)和 M₃ 模式超声方法。这主要是由于在空 气耦合超声模式下, u_t 信号的时域多 周和入射声波在复合材料内部低频 传播行为有关。不过, M₁ 模式的显 著优点是不需要液体耦合剂,对于一些不允许使用液体耦合剂的检测场景, *M*₁模式是一种可行的检测方法,可用于一些较大尺寸缺陷的检测, *M*₁模式不适合复合材料结构原位修



图 7 基于来自复合材料试件 No.2 u_t 的模式 M₂ 超声成像结果(I)(非对称频率模式) Fig.7 Imaging result (I) of composite repair specimen No.2 based on u_t distribution in M₂ mode (asymmetric-frequency mode)



图 8 基于来自修理试件 No.2 u_t 的模式 M₁ 超声成像结果(I)(空气耦合模式) Fig.8 Imaging result (I) of repair specimen No.2 based on u_t distribution in M₁ mode (air-couple ultrasonic mode)

20 航空制造技术·2024年第67卷第20期

在实际检测应用中,需要参考复 合材料结构修理检测场景与特点,结 合多模超声可视化集成检测方法选 择超声模式和超声可视化方法,通常 复合材料结构原位修理场景和复合 材料整体结构修理场景不适合选用 u,信号进行多模超声成像检测,在允 许使用液体耦合剂的情况下,M₂(非 对称频率超声方法)和M₃(单脉冲 超声方法)更适合复合材料结构修 理可视化检测与缺陷/损伤的准确 定量评估。

3 结论

(1)超声方法是目前用于复合 材料结构修理检测的主要方法,但需 要结合具体的修理场景和检测要求, 选择相应模式的超声可视化方法。

(2)根据来自被检测复合材料 修理结构中的多模超声信号变化特 征可以清晰地识别出基体、修理区、修 理边缘的拓扑情况,此超声信号变化 规律为实现复合材料结构可视化检测 与缺陷准确评估提供了成像机理。

(3)不同超声模式具有不同的 可视化成像效果和缺陷检出能力,其 中,在可视化成像质量方面,超声模 式 M₂ 和 M₃ 最好,超声模式 M₁ 明显 不如 M₂ 和 M₃;在成像细节方面,超 声模式 M₃ 最多;缺陷检出能力、检出 缺陷的准确性、检出分辨率、表面检 测盲区等方面,超声模式 M₂ 和 M₃ 最 好,分层和脱粘检出灵敏度达到 Ø3 mm,近表面分辨率达到单个复合材 料预浸料铺层厚度(约 0.125 mm),超 声模式 M₁ 分层和脱粘检出灵敏度接 近 Ø6 mm。

(4) 超声模式 M₂ 和 M₃ 是不同 修理场景的缺陷 / 损伤准确可视化 检测方法, 超声模式 M₁ 作为 M₂ 和 M₃ 的补充, 可用于不允许使用液体 耦合剂时复合材料结构修理检测, M₁检出缺陷可以借助 M₂ 和 M₃ 进一 步量化核实。 (5)该项研究为复合材料结构 多修理场景提供了多模超声可视化 集成检测方法和技术,基于此方法的 检测仪器设备已在复合材料结构修 理中得到实际检测应用,目前正在围 绕复合材料结构修理场景和检测需 求开展快速可视化检测和智能评估 方法研究与应用。

参考文献

[1] ZHANG X S, CHEN Y J, HU J L. Recent advances in the development of aerospace materials[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2018, 97: 22–34.

[2] SHARMA S, SUDHAKARA P, NIJJAR S, et al. Recent progress of composite materials in various novel engineering applications[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(14): 28195–28202.

[3] MOROKOV E, LEVIN V, RYZHOVA T, et al. Bending damage evolution from micro to macro level in CFRP laminates studied by highfrequency acoustic microscopy and acoustic emission[J]. Composite Structures, 2022, 288: 115427.

[4] ZOU J C, LEI Z K, BAI R X, et al. Damage evolution and failure mechanism of asymmetric composite laminates under low-velocity impact and compression after impact[J]. Thin-Walled Structures, 2023, 182: 110177.

[5] CHAKRAPANI S K, BARNARD D J. Fatigue damage evaluation of carbon fiber reinforced composites using nonlinear resonance spectroscopy[J]. NDT & E International, 2020, 116: 102331.

[6] YUE J K, HONG X B, ZHANG B. A damage imaging method based on particle swarm optimization for composites nondestructive testing using ultrasonic guided waves[J]. Applied Acoustics, 2024, 218: 109878.

[7] HUANG C Y, LANZA DI SCALEA F. An ultrasonic scanning system for the inspection of composite stiffened panels from elastic constant identification via inversion of guided waves[J]. Composite Structures, 2023, 322: 117373.

[8] ZHOU J, LI Z, CHEN J L. Application of two dimensional Morlet wavelet transform in damage detection for composite laminates[J]. Composite Structures, 2023, 318: 117091.

[9] FU L L, YANG J S, LI S, et al. Artificial neural network-based damage detection of composite material using laser ultrasonic technology[J]. Measurement, 2023, 220: 113435.

[10] QUAN S L, ZHANG Y H, LIN P S. Fatigue damage quantitative evaluation of carbon fiber composites at different stress ratios based on nonlinear ultrasonic[J]. Results in Physics, 2023, 51: 106695.

[11] YILDIRIM C, TABRIZI I E, AL-NADHARI A, et al. Characterizing damage evolution of CF/PEKK composites under tensile loading through multi-instrument structural health monitoring techniques[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2023, 175: 107817.

[12] ROEMER J, KHAWAJA H, MOATAMEDI M, et al. Data processing scheme for laser spot thermography applied for nondestructive testing of composite laminates[J]. Journal of Nondestructive Evaluation, 2023, 42(1): 21.

[13] WANG J, XU T, ZHANG L, et al. Nondestructive damage evaluation of composites based on terahertz and X-ray image fusion[J]. NDT & E International, 2022, 127: 102616.

[14] GARCEA S C, SINCLAIR I, SPEARING S M, et al. Mapping fibre failure in situ in carbon fibre reinforced polymers by fast synchrotron X-ray computed tomography[J]. Composites Science and Technology, 2017, 149: 81–89.

[15] RASHIDI A, OLFATBAKHSH T, CRAWFORD B, et al. A review of current challenges and case study toward optimizing micro-computed X-ray tomography of carbon fabric composites[J]. Materials, 2020, 13(16): 3606.

[16] KIMURA M, WATANABE T, OSHIMA S, et al. Nanoscale in situ observation of damage formation in carbon fiber/epoxy composites under mixed-mode loading using synchrotron radiation X-ray computed tomography[J]. Composites Science and Technology, 2022, 230: 109332.

[17] LEVIN V, PETRONYUK Y, ARTYUKOV I, et al. Three-dimensional study of polymer composite destruction in the early stages[J]. Polymers, 2023, 15(2): 276.

[18] 杨红娟,杨正岩,杨雷,等.碳纤维 复合材料损伤的超声检测与成像方法研究进 展[J].复合材料学报,2023,40(8):4295-4317.

YANG Hongjuan, YANG Zhengyan, YANG Lei, et al. Integrated method of multiple machinelearning models for damage recognition of composite structures[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(8): 4295–4317.

[19] 李胤, 宋远佳, 刘春华. 基于热成像的CFRP损伤检测与演化规律研究综述[J]. 材



料导报, 2022, 36(S1): 184-192.

LI Yin, SONG Yuanjia, LIU Chunhua. Review on damage detection and evolution of CFRP based on thermal imaging[J]. Materials Reports, 2022, 36(S1): 184–192.

[20] 徐康康,程蹈,刘点,等.无损检测技 术在纤维增强聚合物复合材料机械损伤监测 中的应用进展[J].塑料工业,2024,52(2):8-15.

XU Kangkang, CHENG Dao, LIU Dian, et al. Application progress of non-destructive testing technology in mechanical damage monitoring of fiber-reinforced polymer composites [J]. Plastic Industry, 2024, 52(2): 8–15.

[21] 方周倩, 苗沛源, 金肖克, 等. 碳纤维 复合材料孔洞损伤超声波 C 扫描无损检测[J]. 纺织学报, 2022, 43(10): 72-76.

FANG Zhouqian, MIAO Peiyuan, JIN Xiaoke, et al. Ultrasonic C-scan non-destructive testing for pore damage in carbon fiber composite materials[J]. Journal of Textiles, 2022, 43(10): 72–76.

[22] 王强,赵博研,刘秋寒,等.曲面结构 石英纤维增强树脂复合材料分层损伤缺陷太 赫兹智能检测[J].复合材料学报,2023,40(3): 1785–1796.

WANG Qiang, ZHAO Boyan, LIU Qiuhan, et al. Intelligent detection of delamination defect in curved structural quartz fiber reinforced polymer composites using terahertz technology[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(3): 1785– 1796.

[23] 刘菲菲,周正干,刘松平,等.复合材 料结构修理高分辨率超声断面成像检测与缺 陷评估[J].航空制造技术,2021,64(21):24–31.

LIU Feifei, ZHOU Zhenggan, LIU Songping, et al. Cross-sectional imaging and defect evaluation of composite repairs using highresolution ultrasonic technique[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(21): 24–31.

[24] LIU F F, ZHOU Z G, LIU S P, et al. Evaluation of carbon fiber composite repairs using asymmetric-frequency ultrasound waves[J]. Composites Part B: Engineering, 2020, 181: 107534.

[25] LIU F F, ZHOU Z G, LIU S P, et al. Characterisation of composite skin–stiffener bonding interface and fine-defect evaluation using mono-pulse ultrasonic detection[J]. NDT & E International, 2022, 131: 102681.

通讯作者:刘松平,研究员,博士,研究方向为 复合材料及焊接 3D 可视化检测与智能评估新 方法、新技术、新仪器设备及换能器技术、自动 化检测系统、多场景数字孪生检测技术等。

Multi-Mode Ultrasonic Integrated Visual Inspection Technique for Composite Repairs in Different Scenarios

LIU Feifei¹, WANG Bo², LIU Songping^{1,3}, HAO Zhangcheng¹, YANG Yusen¹, ZHANG Lianwang¹

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 101300, China;

2. AVIC Xi'an Aircraft Industry Group Company Ltd., Xi'an 710089, China;

3. AVIC Composite Co., Ltd., Beijing 101300, China)

[ABSTRACT] With the increasingly urgent repair demand brought by the extensive application of composites in industrial field, the advanced non-destructive testing and evaluation (NDT & E) methods and techniques for composite repairs have been highly concerned in the industry. At present, integrated visual NDT & E methods and techniques suitable for different repair scenarios are lacking. A integrated visual NDT & E method based on the principle of multimode ultrasound (MU) is proposed. The NDT & E requirements and features for composite repairs situ, off-location and manufacturing scenarios were analysed. A MU visual NDT & E method for multi-repair scenarios was constructed. Typical composite repair specimens were prepared. The regularity of ultrasonic signals and images from the composite repaired areas and the visualized detection effect of the developed integrated MU method were revealed experimentally. The results show that the geometrical topologies of the matrix, repaired zone and repaired edges in the composite body can be clearly identified and quantitatively characterized based on the change characteristics of ultrasonic signals from the repaired composites. Different ultrasonic modes have different visualized imaging effects and defect detection capabilities, among which mono-pulse ultrasonic mode (M_3) and asymmetric-frequency ultrasonic mode (M_3) have the best visual imaging quality and defect detection capabilities, while air-coupled ultrasonic mode (M_1) is obviously inferior to M_2 and M_3 . M_3 has the most imaging details compared with M_1 and M_2 ; M_2 and M_3 have the highest accuracy and resolution in detected defects, the smallest surface detection dead-zone, and their sensitivities for detected out delamination and disbonding reach Φ 3 mm. The surface resolution of M_2 and M_3 is smaller to a single ply thickness in composites (about 0.125 mm). The sensitivity of M_1 for detecting delamination and disbonding is close to Φ_6 mm. Thus, the integrated MU method and technique provide a powerful and visualized quantitative NDT & E approach for composite repairs in different repair scenarios, and have been applied well in practical inspection.

Keywords: Composites repairs; Multiple-mode ultrasonic integrated inspection method; Mono-pulse ultrasonics;

Asymmetric-frequency ultrasonics; Air-coupled ultrasonics; Non-destructive testing and evaluation

第四届轻质材料与 轻量化制造技术国际会议 (LMM 2025)

2025年4月18—21日·大连

主办单位

大连理工大学 哈尔滨工业大学 中国航空制造技术研究院❤ 英国帝国理工学院 **引文格式:**姚学锋,赵宇博,宣善勇,等. 航空复合材料修复科学与工程技术发展[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 24-41. YAO Xuefeng, ZHAO Yubo, XUAN Shanyong, et al. Development of science and engineering technology of aviation composite structural repair[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 24-41.

航空复合材料修复科学与工程技术发展

姚学锋^{1,2},赵宇博^{1,2},宣善勇^{2,3},薛 晓^{2,3},苗春贺^{2,3},杨海龙^{2,3},周 健^{2,3}

(1. 清华大学航天航空学院,北京100084;

2. 清华大学 - 国营芜湖机械厂航空复合材料智能修复技术联合研究中心,北京 100084;

3. 国营芜湖机械厂, 芜湖 241000)

[摘要] 复合材料结构制造缺陷及服役中产生的损伤不可避免,因此开展复合材料修复科学与工程技术研究对保障 先进航空飞机的全寿命周期安全运行可靠性具有重要意义。本文首先阐述了复合材料修复科学与工程技术的内涵; 其次,梳理了目前国内外航空复合材料修复技术的发展方向,着重分析了先进复合材料修复理论、工艺、设计、检测 及评估的科学问题及技术难题,并针对功能-承载一体化复合材料结构等新型前沿修复设计与技术进行了重点叙述; 最后,展望了未来复合材料修复科学与工程技术的发展趋势,为我国复合材料智能化、快速化修复技术的研究与应用 提供参考。

关键词:航空复合材料;数字化设计;快速修复;功能-结构修复;人工智能 DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.024



秋子译 教授,博士,研究方向为复合材料 结构设计、复合材料修复技术、航空密 封件、实验力学与无损检测。

24 航空制造技术・2024年第67巻第20期

随着航空装备中复合材料应用 比例的持续增长,高效、可靠的先进 复合材料修复技术需求日益突出,这 对确保军/民用飞机全生命周期内的 服役安全性至关重要。目前,复合材 料的应用已经从非承力部件扩展到 主承力和功能部件,对飞机结构的安 全性影响大。国际上,最新一代飞机 (如空客 A350 和波音 B787)的复合 材料使用比例超过了 50%, 而 F-35 战斗机的这一比例达到了36%。在 中国,大型客机 C919 的复合材料使 用比例为12%,而C929预计将达到 51%, 歼20战斗机的复合材料使用 比例已经超过了20%。预计在下一 代航空装备,如六代机的研发中,复 合材料的使用量和其他技术指标将 实现新的飞跃,这将为航空维修业务 带来新的挑战。随着新型飞机不断 服役,由外部冲击、疲劳载荷等因素 引起的复合材料结构损伤不可避免, 这些损伤的形成和演化、裂纹的萌生 和扩展直接关系到飞机复合材料的 结构强度、寿命以及飞机的服役可 靠性。此外,超音速巡航、大攻角等 极限工况对新型飞机结构提出了更 高的载荷要求,这可能导致复合材 料结构出现新的失效模式,从而带 来新的维修技术需求和挑战。因此 科学的先进复合材料修复技术已成 为现代飞机服役安全设计中的关键 组成部分。

在复合材料结构修复领域,欧美 等航空发达国家已经建立了完善的 航空装备复合材料修理标准体系,修 复技术正朝着数字化、智能化、一体 化和高效化的方向迅速发展。相比 之下,中国目前仍处于跟踪国外修理 技术发展的阶段,实际应用主要依赖 于工程经验和指令性文件。随着中

^{*}基金项目:国家自然科学基金(12372182)。

国各型先进飞机及其衍生机型的快速发展,建立具有自主知识产权的复合材料修复理论、工艺、设计、检测和评价一体化体系,对于促进中国军用和民用飞机服役能力的跨越式发展至关重要。

对于先进战斗机而言,涂层隐 身、吸波蜂窝结构、热防护结构、植 入电子元件(如防雷击、防除冰)等 功能材料和结构的使用,要求开发新 的修复技术和寿命设计模型。特别 是在实际服役环境中,蜂窝夹层结构 吸波复合材料面临着电磁波、热载荷 (-50~200 ℃)和气动载荷等多物理 场的复杂环境。一方面,电磁波的能 量转化为热能,在材料内部发生耗 散,可能导致蜂窝壁变形,进而影响 结构的吸波性能;另一方面,外部载 荷可能引起蒙皮分层、蒙皮与蜂窝脱 粘、芯层塌陷和穿透等不同类型的损 伤,这些损伤会迅速降低结构的承载 能力和隐身性能,极大降低结构的服 役能力。目前,中国在吸波蜂窝夹层 材料的结构 - 功能一体化修复技术 方面仍处于探索阶段。因此,阐明多 物理场下吸波蜂窝结构的性能演化 机理、建立吸波蜂窝夹层材料的结 构-功能一体化修复优化方法是当 前先进战机吸波蜂窝夹层结构研究 和应用领域需要突破的关键基础问 题,这对于新型隐身飞机的持续战斗 力和降低维护成本具有重大的军事 和经济意义。

随着信息技术和数字化技术的 发展,人工智能技术为建立科学高 效的先进航空复合材料修复设计技 术提供了创新思路。欧美等航空公 司已经将大数据、机器人、无人机、智 能修复等技术应用于航空维修领域。 目前,中国军民航空事业正处于先进 飞机的快速发展阶段,更需要将智能 修复、健康监测、数字孪生、MBD 设 计和快速修复等先进修复技术与飞 机维修及战伤抢修需求相结合,构建 中国飞机复合材料快速修复、战伤抢 修及飞机服役期内健康管理的数字 化智能修复设计体系。

本文旨在分析和总结航空复合 材料修复科学与工程技术的内涵,复 合材料先进修复理论、工艺、设计与 检测技术,以及国内外复合材料修复 技术的发展方向。

1 复合材料修复科学与工程 技术

复合材料修复科学与工程技术 是一个多学科交叉领域,涵盖固体 力学、复合材料、损伤与断裂力学、 飞机设计、飞行安全、无损检测与实 验力学等学科,其内涵不仅涉及复 合材料结构损伤的评估和修复策略 的制定与实现,而且还包括修复后 结构性能与功能恢复程度的评价及 服役可靠性的研究。修复的目标是 部分恢复由于损伤而失去的结构性 能与功能,即旨在恢复到满足结构 剩余使用寿命和安全要求的水平。 修复科学与工程技术的核心在于揭 示复合材料结构的复杂损伤机制、 优化修复材料和工艺、设计修复结 构性能与功能、验证修复结构的耐 久性和可靠性。

在修复技术的研究中,需要考虑 的关键技术包括损伤检测、修复材料 的选择、修复结构设计、修复工艺以 及修复后结构的性能与功能评估。 此外,修复方案的设计和优化也是修 复科学的重要组成部分,涉及对修复 后结构强度和刚度的准确预测,以及 对修复成本和效率的综合考量。同 时,修复科学与工程技术的发展,还 需要不断地引入新技术和方法,如自 修复材料的开发、快速修复设备与技 术的研制、智能修复系统的设计,以 及基于数据驱动的损伤预测和修复 决策支持系统。这些新技术的发展, 将为复合材料结构修复提供更为高 效、智能和经济的解决方案。

具体来说,复合材料修复科学与 工程技术的研究内容主要包括修复 材料与工艺、结构与功能设计、损伤 检测与评价,以及修复可靠性与寿命 评估等。首先,需要研究复合材料修 复所用的材料(如预浸料、胶粘剂、 胶膜、蜂窝材料)及其相应的修复工 艺体系,这涉及对复合材料结构的无 损检测与损伤识别技术,包括对损伤 位置、失效形式、损伤范围(如尺寸 和深度)的准确识别及其修复容限; 其次,还要探讨复合材料修复结构 的设计方法与技术(如贴补、挖补、 注胶、机械连接、混合修复)及其所 需的修复设备(如打磨仪器、固化设 备、钻孔仪器),并研究修复结构的可 靠性与耐久性评估方法。

同时,复合材料修复结构的功能 恢复技术(如隐身、电子传感、防热、 密封)及其评价方法,以及快速固化、 快速设计、快速检测、自动化修复、智 能化修复、数字化修复等先进修复技 术,都是重要的研究方向。这些研究 旨在通过科学的修复设计方法与技 术恢复复合材料结构的性能与功能, 确保其服役可靠性与安全性。通过 这些综合性的研究,复合材料修复科 学与工程技术能够为复合材料结构 提供一个全面、系统的修复解决方 案,从而延长其使用寿命,保障结构 的完整性和功能性。如图1所示,这 些研究方向相互关联,共同构成了复 合材料修复科学的完整体系^[1-5]。

近年来,复合材料修复科学与 工程技术在欧美各国得到了广泛重 视。GA Telesis 公司认为,最新型号 飞机中大量使用复合材料,必将催生 新的检测技术,最终引发新修复技术 的出现。Airbus 复合材料修复部提 出了"新飞机,新材料,新修复"的理 念。此外,2017年,美国国防创新小 组与空军合作启动了预测性维护软 件的开发,旨在故障发生前发现并更 换损坏部件,提高飞机的战备能力和 可用性,从而实现飞机任务能力提升 3%~6%,等待维修时间减少约 35%, 计划外维修事件减少约 40% 的目



Fig.1 Composite repair science and engineering^[1-5]

标,已经应用于UH-60黑鹰直升机、 AH-64 阿帕奇直升机以及 F-35 闪 电 II 联合攻击战斗机等。2022年, 俄罗斯发布了2030年航空发展规 划,基于指标预测,强调飞机及其备 件、运维和数字服务系统的国产化, 主要包括:(1)保障飞行员、维修人 员和专家的数量:(2)保证备件供 应,培养具有维修保养能力的俄罗斯 本土组织,从而保障飞机维修保养; (3) 加速航空数字服务的国产化替 代;(4)制定清单,加速关键部件的 俄罗斯国产化替代。此外,中国在 2050年航空维修发展战略展望研究 报告中提出了在标准体系、修复材料 与仪器、修复设计与检测、寿命与可 靠性等方面的研究方向,强调在数字 化、智能化、战伤抢修以及功能与结 构一体化修复材料与仪器等方面的 重视。特别是 2022 年清华大学 - 国 营芜湖机械厂共同成立了航空复合 材料智能修复技术联合中心,共同推 动国内航空装备复合材料修复科学 体系建设以及相关修复技术的进步。 同时,国内中国商飞、中航复合材料 有限公司以及相关的主机厂所都在 复合材料结构的维修方面开展了相 关的研究工作及前瞻性布局,共同推 动国内航空装备复合材料修复科学 体系建设以及相关修复技术的进步。

2 国内外复合材料修复技术 差距及发展方向

在复合材料修复技术领域,欧美 诸国和澳大利亚一直处于领先的地 位,尤其是波音和空客等航空制造巨 头,已经形成了一套成熟高效的修复 体系。这些修复技术体系不仅注重 基础科学研究,如损伤机理、修复设 计、新材料体系和检测评价方法,还 实现了产学研用的深度交叉融合。 在数字化修复设计方面,欧美等航空 维修企业运用大数据、人工智能、虚 拟仿真和智能传感等技术,推动了修 复设计理念的创新。尤其在战伤抢 修、防热结构、隐身结构和承载结构 的一体化修复技术研发方面,更是占 领了技术的制高点。此外,无人机、 机器人、自修复等自动化修复与智能 检测技术的应用,也展现了国外在复 合材料修复技术方面的领先地位,例 如瑞士 CompPair 公司开发的复合材 料能够在局部加热后自我修复,显著 延长产品的使用寿命。

中国在航空复合材料修复技术 方面的研究起步较晚,与欧美相比 存在一定差距。国内的研究主要集 中在跟踪国外技术,尚缺乏自主知 识产权和成熟的修复理论与设计体 系。尽管如此,中国在复合材料修复 技术方面也在积极追赶,例如中国商 飞上海飞机制造有限公司在国产民 机复合材料维修技术体系方面开始 布局基础与应用研究方向:清华大 学与国营芜湖机械厂就航空复合材 料智能修复技术开展数字化设计、快 速修复等基础科学与工程应用研究: 中航复合材料有限责任公司对复合 材料修复材料与工艺方面开展了应 用验证研究。国内许多学者对复合 材料内部损伤的智能自修复新技术 (例如微胶囊、3D 打印等)、快速修复 技术、机器人修复等先进方法进行了 基本原理及工艺研究。另外,中国许 多学会与协会也在积极推动行业交 流与学术合作,通过举办专题论坛等 方式,促进复合材料修复与检测技术 的进步与发展。

针对以上国内外航空复合材料 修复技术的差距,我国航空复合材料 修复技术的未来发展方向包括:(1) 形成复合材料结构缺陷及损伤的评 定标准及修复规范、指南和体系,包 括各种缺陷及损伤的检测与评价标 准、修复方法的试验验证和长期的试 用考核、修复材料和工艺的系统性鉴 定、实用的飞机复合材料维修手册、 的机械性能和易于加工的特点被广 构 泛使用。考虑到飞机服役环境的复 理 杂性和老化因素,修复材料必须与损 面 伤结构材料之间具有良好的匹配性, 应 以确保修复后结构的刚度和强度能 断 够恢复到可靠的水平。此外,随着技 M

理容限及剩余强度、次承力结构、主 承力构件及功能结构的修复设计方 法等,以及元件级、典型件级以及部 件级的修复设计与验证,最终形成系 统的复合材料结构损伤及修复结构 数字化设计方法;(3)形成新的检测 和修复设备,包括复合材料修复钻孔 及打磨的高精度仪器、复合材料固化 设备以及高效可靠的无损检测仪器 等,尤其在战伤抢修技术方面,需要 在便携式修复设备、快检快评方法方 面下功夫:(4)形成大型自动化无损 检测设备及无损检测软件系统,包括 信号处理、先进诊断算法和高质量成 像技术等方面;(5)形成适合战场抢 修及现场抢修的大型复杂复合材料 结构的修复工艺、修复设计、修复检 测与评价等快速修复体系:(6)发展 3D 打印、智能修复、快速固化树脂等 国产化先进修复材料体系,加速航空 飞机修复材料国产化进程;(7)面对 先进飞机的复杂结构及服役条件,需 要发展功能修复、数字孪生、自修复 与自诊断、结构健康监测、战伤抢修 等关键技术,满足国产军民用飞机修 理及服役寿命评估的需求。

修理仪器以及修理工具等方面;(2)

形成完善的复合材料修复理论与设

计方法,包括复杂复合材料结构的修

3 复合材料修复的理论、设计 与检测

3.1 复合材料修复材料与设备

航空复合材料修复是确保飞机 结构完整性和延长使用寿命的关键 环节。目前,航空复合材料结构的修 复方法主要包括填充与灌注、机械连 接、胶接、树脂注射等,这些方法各有 优势,适用于不同类型的损伤和结 构。为了提高修复效率和质量,还采 用了热固化、微波、电子束固化、光固 化等快速加热固化技术,以适应不同 环境和紧急情况下的修复需求。

在修复材料的选择上,预浸料、 胶膜、胶黏剂、蜂窝等材料因其优异 够恢复到可靠的水平。此外,随着技术的进步,快速固化胶黏剂、快速固化 预浸料、超薄预浸料、大丝束预浸料等 材料的开发,为复合材料的快速修复 提供了更多可能性。例如,波音 787 飞机采用的 QCR (Quick composite repair)技术,能够在1h内完成机身 蒙皮的快速修复。 在修复设备方面,除了传统的打 磨、钻孔、热补仪、修理罐等工具外,

磨、钻孔、热补仪、修理罐等工具外, 随着技术的发展,现在更注重于大面 积修复和复杂形状修复的设备开发, 如多热补仪的分区管理、复杂形状修 复热补仪等。同时,为了适应现场抢 修的需求,抢修车和便捷手持式修复 装备也被开发出来。国内外一些公 司研制的先进修复设备和仪器在各 种型号飞机的修复中已经显示出了 优越的性能和可靠性。

为了推动复合材料修复材料与 设备的研发和应用,需要重点关注: (1)开发适合不同型号飞机复合材 料结构(层合板、蜂窝结构、加筋结 构、各种功能结构)的修复材料体系 及修复工艺;(2)发展适合飞机复合 材料各种损伤模式的修复设备与仪 器,特别是快速、智能化修复技术等; (3)建立复合材料损伤结构钻孔、打 磨及修复固化的热力耦合模型,为复 合材料结构修复工艺设计与修复质 量保障提供科学理论基础。

3.2 钻孔及打磨工艺研究

钻孔和打磨是复合材料修复中 的关键工艺,其中钻孔是复合材料 结构分层损伤抑制和填充灌注修复 的关键环节。在钻孔过程中由于轴 向进给力和界面摩擦生热作用,复合 材料结构会受到力 – 热载荷作用而 发生复杂的损伤与失效行为,钻孔 工艺参数将会显著影响复合材料结 构修复后的性能。目前已有学者从 理论模型、数值分析和试验测试等方 面对钻孔过程中复合材料结构的内 应力、温度、临界推力、界面分层和 断裂进行了研究。例如, Ismail^[6]和 Massoom^[7]等分析了复合材料钻孔 过程中的材料切削去除机理和钻头 所受载荷的等效简化模型。

打磨是复合材料胶接修复过程 中母材损伤区域材料去除的关键技 术,主要包括自转、沿轴向进给、面内 旋转打磨、面内平动和打磨路径等多 种运动形式,涉及较复杂的热力耦合 损伤断裂力学机制。然而目前针对 打磨参数对结构损伤的影响、参数优 化等方面研究相对较少^[8],因此开 展复合材料挖补打磨工艺的深度研 究,明确各打磨参数对结构损伤的影 响规律,实现打磨工艺参数的优化, 对提高复合材料结构挖补修复打磨 质量具有重要意义。Heijaji 等¹⁹提 出了一个新的参数"凹坑体积"在微 观(表面纹理)和宏观(损伤尺寸)尺 度上表征打磨诱导的结构表面损伤, 通过优化工艺参数降低了复合材料 打磨导致的缺陷和变形(图 2^[8])。

清华大学-国营芜湖机械厂航 空复合材料智能修复技术联合研究 中心从理论建模、数值仿真两个方面 系统开展了复合材料结构修复钻孔 与打磨工艺研究与优化(图 3^[10]和 图 4^[10]):首先,建立了复合材料结构 修复钻孔工艺热力耦合分析有限元 模型,得到了钻孔过程中的钻头进给 力、扭矩、温度和结构损伤数据,并通 过对钻孔损伤的定量化评估研究了 钻孔工艺中支撑结构对复合材料结 构损伤的影响;其次,建立了复合材 料结构修复打磨工艺有限元模型,实 现了复合材料结构挖补修复阶梯打 磨仿真分析,研究了打磨路径、不同 工艺参数对结构损伤分布的影响。

关于复合材料钻孔与打磨工艺 研究,还需要重点关注:(1)针对含 损伤复合材料结构,开展钻孔与打磨

封面文章 COVER STOR

工艺研究,探究降低复合材料修复钻 孔与打磨工艺对结构二次损伤的影 响,便于更好地应用到实际修复钻孔 与打磨工艺中;(2)实际应用中的复 合材料结构,除了平面结构以外,还 存在曲面结构,需要综合考虑结构曲 率对钻孔与打磨损伤的影响,建立曲 面复合材料结构钻孔与打磨工艺研 究模型。

3.3 复合材料损伤评估与修复设计 理论

复合材料修复过程中涉及的理 论内容主要包括:(1)损伤容限分析 理论专注于分析复合材料在损伤后 的承载能力和耐久性,以及如何通 过修复措施提高其损伤容限,涉及 损伤演化、裂纹扩展,以及失效准则 的研究;(2)修复设计理论主要是如 何设计修复方案以恢复复合材料结 构的功能和性能,包括选择合适的修 复材料及修复工艺调控、确定修复方 法(例如贴补、挖补、注胶、机械连接 等),以及评估修复结构的力学性能 与功能。



图 2 复合材料结构打磨后表面粗糙度优化研究^[8] Fig.2 Optimization of surface roughness after polishing composite material structures^[8]



图 3 复合材料钻孔的损伤及温度分布^[10]







复合材料修复结构的损伤容限 研究目前多集中于理论和数值模拟层 面,缺乏试验数据的支持,这限制了 复合材料修复技术在实际装备中的 应用。现有的试验研究往往采用单 一的加载方式,如拉伸、压缩或弯曲, 这些方法适用于标准试样,但不足以 模拟真实飞机部件在多种载荷共同 作用下的复杂情况。未来的研究需 要开展更复杂的耦合加载试验,以及 从元件级到部件级的综合性评价。

在损伤容限理论方面,研究主要 集中在损伤演化、裂纹扩展和失效准 则等内容。损伤预测理论分为考虑 损伤模式的准则和不考虑具体失效 模式的准则。同时,为了描述材料在 过载后的力学性能退化,研究者们提 出了多种材料退化模型,包括完全退 化、比例退化和渐进退化模型。此外, 复合材料在载荷作用下可能出现的 分层损伤和扩展也是研究的重点。

复合材料修复设计涉及有限元 方法、复合材料力学、固化工艺、疲劳 与断裂力学、结构优化和计算机仿真 等技术。虚拟裂纹闭合技术、内聚力 模型、扩展有限元法和相场模型是当 前最有潜力的仿真分析工具。内聚 力模型因其在分层损伤研究中的应 用广泛而受到青睐。复合材料修复 结构设计包括损伤评价、工艺设计、 参数优化和性能评价等步骤,目前二 维模型的设计理论和方法已相对成 熟,但三维模型的研究仍需进一步发 展。对于实际装备复合材料结构修 复设计,需要在模型建立、性能评价 以及优化算法上进行大量研究,伴随 着深度学习、响应面代理模型以及遗 传算法等技术的应用,有可能提高修 复结构设计效率。清华大学提出了 一种修复结构参数化仿真技术框架, 包含有限、规则和简单的重复分区步 骤,能够适用于各种设计参数下的挖 补修复结构性能预测(图 5^[11])。

航空维修领域积累的大量复合 材料维修数据和案例,很难通过有限

元仿真以及少量试验得到,是复合 材料维修领域十分珍贵的资源。因 此,如何实现这些维修数据的存储、 共享和调用是提高维修效率、缩短结 构设计周期以及实现快速修复的一 个重要途径。Kim 等^[3]开发了一种 用户友好的专家系统,基于图形的设 计环境集成了遗传算法、有限元分析 工具以及后处理软件等功能,实现了 复合材料层压板的最优铺层顺序设 计。富威等^[12]基于 Web 技术建立 了一个复合材料设计专家系统,通过 ASP.NET 与 SOL Server 技术实现了 多用户协作设计。贺强等[13]建立了 复合材料挖补修复结构知识库系统, 较好地推动了复合材料维修知识的 积累以及航空维修技术的发展。

对于复合材料损伤评估与修复 设计,目前需要重点关注:(1)复杂 复合材料结构的损伤容限及修理容 限设计模型;(2)实际飞机复合材料 损伤结构的剩余强度、修复设计与修 复评估的快速实现技术;(3)飞机复 合材料修复结构的全寿命周期服役 可靠性与安全性评估方法;(4)建立 复杂复合材料修复结构应力与强度 的三维解析解,以及相应的手册及计 算软件,满足快速抢修的设计需求。

3.4 复合材料无损检测

目前针对复合材料结构主要使 用的无损检测技术包括目视检测、 超声方法、X-射线成像、红外热波 检测、声发射、激光剪切散斑检测方 法以及数字图像相关技术等。Fu 与 Yao^[14]总结了纤维复合材料制造的 缺陷、形成机理,以及相应的无损检 测方法。Chaki^[15]对无损检测技术 在复合材料损伤检测和表征中的应 用和适用性进行了综述,提出了能 改善受损复合材料结构的损伤诊断 与寿命预测效果的几种无损检测技 术组合。

对于复合材料表面和亚表面损 伤分析,通常采用声发射与超声、声 发射与红外技术、声发射与数字图像 相关技术、声发射与剪切散斑干涉、 红外技术与超声、超声与数字图像相 关、超声与剪切散斑干涉等组合;对 于厚复合材料内部检测,通常采用 X 射线与声发射、X 射线和超声波探 伤、X 射线与声发射和数字图像相关 等组合。只有采用多种组合才可以 提供无损检测技术过程 4 个功能(检 测、定位、分类和定量(大小、形状、 分布)),单个 NDT 技术无法提供 4 种功能。

复合材料损伤成像是最有发展 前途的无损检测技术,主要指完成损 伤信号检测后,将损伤数据进行处理 并直观成像显示的技术。主要包括 相控阵超声检测(PAUT)、超声C扫 描技术、空气耦合超声换能器结合 C 扫描技术、激光超声波检测系统、空 气耦合激光超声检测系统等先进技 术,已经相应地被开发并应用于检测 先进飞机复合材料的损坏。另外,复 合材料修复工艺流程较多,修复结构 性能容易受到操作中随机缺陷的影 响,同时完成修复的结构也难以进行 破坏性评价。Lee 等^[16]使用脉冲回 波超声传播成像系统开发了一种超 声波相关映射方法,用于复合材料修 复结构的快速性能评价。为了更立 体地呈现复合材料中损伤的大小、位 置和形状信息,采用 3D 视觉成像技 术可以提高损伤检测精度,降低误检 和漏检的风险,精确表征损伤体积, 检测范围广,成像效率高。Bulavinov 等[17]利用基于合成孔径技术的相控 阵获取 B 扫描图像,并将其合成为 3D图像,实现了复合材料冲击损伤 和孔隙缺陷的三维视觉成像。

智能检测平台的搭建和使用对 于提高检测效率具有重要意义。如 今,基于 UAV 的主动热成像与基于 UAV 的光学检测技术也已经用于飞 机结构或者复合材料结构的无损检 测与评价,可以克服现场检测时人工 不可达以及灵活性差等弊端,但目前 大部分的研究工作仍需要人工对图



图 5 修复反订的保状技术 ¹ Fig.5 Illustration of partitioning techniques for different modules^[11]

片进行分析比较。人工智能技术与 无损检测技术结合使图像中缺陷的 自动检测和自动识别成为可能,通过 基于卷积神经网络的目标检测算法, 可以实现对图像中可能存在的缺陷 的自动定位和自动分类。清华大学-国营芜湖机械厂航空复合材料智能 修复技术联合研究中心主要在复合 材料形貌缺陷检测的实时 DIC 三维 重建(图 6^[18])、复合材料缺陷重建的 脉冲热激励成像、复合材料冲击损伤

预测代理模型的高效表示学习构建、 内部分层重建的相控阵超声信号分析(图 7^[12])等方面进行了人工智能研究^[19]。

然而,现有自动判别算法研究大 多集中在标准试验件或模拟数据上, 忽视了飞机复合材料结构的复杂性, 同时,还存在扫描图像信号缺少深度 信息、物理知识与缺陷重建之间路径 不畅、深度学习模型计算效率低等问 题。除此之外,在对复合材料损伤实 施修复后,由于外场条件既不具备电 磁反射率测试环境来评价结构的电 磁性能,也无法对飞机结构进行破坏 性力学性能试验,目前也只是依赖相 控阵超声扫描等手段对修复后结构 的内部缺陷进行检测,并以检测结 果作为修复可靠性的直接指标。此 种单一模式已无法满足新型装备的 结构性能与功能修复评估要求。如 何提高修复质量评价的可信度和效 率,已经成为战伤抢修条件下飞机承

封面文章 COVER STOR

载-功能结构快速无损检测及修复 可靠性评价的棘手难题。

总之,复合材料结构无损检测/ 监测方法和技术正在向着非接触原 位化、定量可视化、多通道自动化、智 能化、多功能化等方向发展,急需实 现实际飞机复合材料内部损伤的便 携式检测仪器、三维可视化及反演识 别技术、失效模式与几何尺寸的定量

与定性分析技术等。

复合材料先进修复技术 4

4.1 机器人修复

4.1.1 机器人修复检测

在复合材料结构完成修复后,需 要进行检测与评价。此外,在修复后 的服役过程中,也需要定期进行无 损检测来保证飞行过程中的安全性



Fig.6 Geometric morphology reconstruction for the scarf repair of

honeycomb sandwich structures^[18]



嵌入位置编码与不同网络架构图像分割效果 [12] 图 7

Fig.7 Embedded positional encoding and different network architectures on image segmentation^[12]

和可靠性。然而,由于机身结构较 为复杂,且目前无损检测技术多采 用人工手持仪器进行检测,检测效 率较低,精度难以保证,容易出现漏 检等问题。因此,将机器人技术引 入到复合材料修复结构的无损检测 中,可以实现复合材料修复结构的 高效、精准评价。

Reun 等^[20] 搭建了双机器人系 统,如图8所示通过配备X射线计 算机断层扫描设备,可以实现机身结 构重建和全生命周期的异常检测(如 孔隙、夹杂物和分层等缺陷损伤)。 Dong 等^[21] 研制一种具有高机动性 的肌腱驱动连续体机器人机床,可在 有限的工作空间内导航和加工,可以 实现对机身结构的原位检测与修复。 除了使用六自由度关节机器人以外, 为了使检测过程自动化,也出现了多 种用于检测的攀爬机器人。Nguyen 等^[22]提出了一种自适应机器人,能 够在平面和曲面结构上爬行,通过集 成的视觉和涡流传感器等元件,可以 实现对结构表面裂纹等缺陷的检测。 未来,多传感器爬行机器人将是大尺 寸机身结构缺陷检测的重要方向。 目前,光学和红外检测对环境要求高 且耗时,需要开发高效的全场检测方 案,结合深度学习技术,开发适用于 机器人检测复合材料修复结构的特 有算法,以实现缺陷的快速识别。 4.1.2 机器人钻孔与打磨

目前,复合材料修复钻孔与打磨 工艺主要依赖人工,劳动强度大、污 染环境且粉尘对人体危害大,存在操 作精度差,质量难以实现控制等问 题,直接影响到修复结构性能。因 此,将机器人或机械臂技术引入到复 合材料结构修复钻孔与打磨工艺中 (如图 9^[23-24] 所示),实现复合材料修 复钻孔与打磨工艺的自动化,对于提 高复合材料结构修复工艺的修复效 率和标准化具有重要意义。

复合材料机器人修复技术主要 是通过在机器人末端执行器加装钻

封面文章 COVER STOR

孔、打磨、检测或者自动铺带装置,能 在一定程度上替代人工实现复合材 料修复工艺的自动化。相关学者围 绕机器人工艺路径规划和控制技术、 振动监测与控制、动态刚度特性、颤 振机制和变形机制以及机器人结构 变形动态补偿方法进行深入研究。 此外,也有学者结合复合材料修复工 艺的实际需求,开发了适用于钻孔、 打磨、自动铺带和监测的末端执行 器,并成功开展了验证试验,可以解 决目前人工修复存在的精度低、修复 质量不稳定等问题。

为了解决机器人封闭控制系统的问题,Li等^[23]提出了一种基于遗

传粒子群算法优化的神经网络方法 来提高机器人的定位精度,实现机器 人工作空间目标点的补偿,机器人 定位误差分别从 1.529 mm 减少到 0.344 mm、从 1.879 mm 减少到 0.227 mm,定位精度分别提高了 77.6% 和 87.9%。Chen 等^[25]提出了基于贝叶 斯线性回归的位置误差补偿方法,使 得自主研制的航空结构钻孔机器人 的平均/最大绝对位置误差由 1.393 mm/1.795 mm 降到了 0.081 mm/0.167 mm。为了降低机器人打磨与钻孔过 程中造成的二次损伤,复合材料修复 机器人仍需要围绕着定位精度提升、 损伤抑制等问题开展优化研究,引人



图 8 机器人 X 射线平台^[20] Fig.8 Robotic X-ray platform^[20]

超声辅助钻孔等技术手段,设计出高 效率和高定位精度的机器人钻孔末 端执行器,才能实现复合材料修复的 高质量钻孔。

清华大学-国营芜湖机械厂航 空复合材料智能修复技术联合研究 中心以复合材料修复钻孔与打磨工 艺为研究对象,重点开展了机器人钻 孔/打磨系统的开发设计,建立了刚 柔耦合动力学分析模型,结合钻孔与 打磨工艺有限元分析结果,实现了钻 孔与打磨两种修复工况下系统各组 件的变形以及空间运动误差评估^[10], 为复合材料修复机器人系统的优化 提供了参考和指导,运动学仿真结果 如图 10 所示^[26]。

除了上述主流自动化机器人修 复设备之外,还有许多具有特殊功能 的机器人修复设备,可以满足实际修 复过程的特殊环境要求。Suresh等^[27] 提出了一种通过机器人微钻孔装置 实现的人 – 机器人协作复合材料夹 层结构分层损伤的全厚度补强修复 方法,极大地恢复了复合材料夹层结 构的承载能力。在实际的航空复合 材料损伤结构修复过程中,一些发生 在由长而锥形的狭窄隧道组成的内 表面上的损伤难以进行原位的修复 操作,而将这些结构拆除下来进行修 复将会引起高昂的经济损伤和维修



图 9 复合材料结构修复机器人钻孔与打磨 Fig.9 Composite material structure repair robot drilling and grinding

成本,因此, Negri 等^[24] 研发了一种 可以在机翼等结构内部狭窄通道行 进并完成复合材料损伤挖补修复的 可移动机器人。

作为一种适用于现场复杂复合 材料结构的机器人修复技术,还需进 一步开展相关基础研究:(1)建立复 合材料修复工艺的有限元模型和多 体机器人修复系统的多体动力学刚 柔耦合分析模型,优化复合材料修复 工艺参数和机器人执行控制参数,实 现复合材料机器人自动化和低损伤 修复;(2)建立机器人复合材料修复 动态数字孪生模型,优化机器人复合 材料修复工艺路径及位姿控制:结 合机器视觉、力感知和机器学习技术 设计机器人复合材料修复传感监测 系统,实现复合材料修复自主测量、 自主决策和监督:(3)复合材料修复 涉及钻孔、打磨、铺带和检测等多种 工艺,提出多机器人协作修复的技术 路径和工艺优化策略,提升复合材料 机器人修复的效率。

4.1.3 机器人修复铺层技术

由于飞机实际复合材料结构损 伤具有一定的随机性,同时挖补区域 尺寸一般较小,现有的预浸料铺层铺 放设备难以实现复合材料挖补修复 预浸料自动铺带。而机械臂具有高

灵活性和远高于人工的定位精度,为 解决机身变曲率表面结构高质量修 复铺层固化提供了解决方案。因此, 采用自动化铺放设备取代传统人工 作业可以提高修复效率,实现对复合 材料结构"低成本、高性能"修复。

美国国防高级计划研究局 (ARPR)率先提出热塑性复合材料 自动化铺放技术,并应用到潜艇复 合材料构件的成型工艺中。目前 法国的 Coriolis、美国的 Automated Dynamics 以及马其顿的 Mikrosam 等公司针对复合材料结构成型的自 动铺带技术也开展了大量的研究, 相关的自动化铺放工艺和设备也逐 渐成熟。Ray等^[28]提出了机器人自 动铺带加激光固化的复合材料结构 成型技术方案,并与通过传统热压工 艺制备的复合材料结构进行测试比 较,证明了其可行性。然而,目前使 用的均是各种宽度的预浸料,而不是 不同预浸料的层叠形式,只能用于一 些体积较大、形状简单的结构修复任 务。Malhan等^[29]提出了一个由基 于物理的模拟辅助的状态空间搜索 方法来实现机械臂自动化抓取规划 过程,成功地为具有不同复杂程度的 零件生成了抓取计划,并减少了将机 器人放置在复杂零件上所需的计算





时间。相信智能化机器人将会在复 合材料修复领域发挥越来越重要的 作用。

4.2 3D 打印修复

目前,复合材料损伤修复任务主 要是通过维修人员手工进行的,但人 员操作的熟练程度等因素容易引起 错误,降低维修效率。连续纤维复合 材料的 3D 打印是一项快速兴起的 技术,具有彻底改变复合材料损伤修 复方式的巨大潜力。

虽然针对连续纤维增强复合材 料 3D 打印的相关研究很多,但只有 很少的研究将这一技术应用在复合 材料的修复任务中。Rashvand 等^[30] 提出了两种利用增材制造技术修复 CFRTP 的方法,包括单独进行 3D 打 印并随后将打印补片粘贴在损伤部 位完成修复,以及直接在损坏的凹 槽处使用 3D 打印进行原位修复,结 果表明使用胶粘贴片修复和原位修 复分别提高了损伤试样弹性模量的 30%和44%,证明了3D打印技术在 修复 CFRTP 复合材料方面的潜力, 并强调了原位打印修复所具有的优 势。Kim 等^[4]设计并制造了一台可 以用于 CFRP 修复的碳纤维 3D 打 印机(图 11 (a)),通过将环氧树脂 结合的碳纤维直接打印到损伤表面 完成修复(图 11 (b)^[31])。Joosten 等^[31] 实现了复合材料夹层结构修复 的 3D 打印技术,并进行了试验验证。

4.3 快速固化

复合材料修复过程中,固化往 往是修复任务中最耗时的阶段,使 用常规固化树脂进行修复通常需要 数小时。为了满足日益增长的复合 材料短时间快速修复需求,必须开 发、使用快速固化树脂。快速固化 成型的关键技术是指树脂体系在室 温下有一定储存稳定性,当升高至 特定温度时快速反应固化,温度越 高固化速率越快,一般固化时间不 足 20 min, 最快约 2 min 可实现固 化。然而,如果一味地缩短固化时

2024年第67卷第20期·航空制造技术 33

封面文章 COVER STOR

间,容易造成固化反应的发热过于 集中,进而导致包括纤维浸润不良、 固化不均匀以及存在残余应力等问 题。因此,为了保证使用快速固化 工艺完成的修复结构性能,就需要 对快速固化树脂体系以及复合材料 成型工艺进行深入的研究。

胺类固化剂与咪唑类固化剂都 是目前较为主流的适用于快速固化 树脂体系的固化剂,具有固化速度 快,固化产物性能优异、可改性位点 多等优点。胺类固化剂与咪唑类固 化剂的固化原理不同,胺类固化剂 以加成反应参与树脂的固化过程, 而咪唑类固化剂的反应机理则为阴 离子醚化聚合。使用胺类固化剂与 咪唑类固化剂进行复配,同时加入 促进剂与活性稀释剂构成了快速固 化树脂体系。任罡等^[32]将593 脂 肪胺和脂环胺等固化剂进行复配, 并加入促进剂 DMP-30 建立了快速 固化环氧树脂体系,测试不同固化 体系的凝胶时间和完全固化时间及 其浇注体的力学性能。李嘉等^[33] 综述了国内外先进快速固化复合材 料及成型制备工艺,分析表明快速 固化复合材料体系的出现可以显著 解决复合材料制造效率的问题,为 实现复合材料快速修复提供了可 能。实际飞机复合材料修复需要的 快速固化材料体系需要中低温固 化、能够满足高低温服役环境使用 的快速固化树脂及预浸料。

除了常规的高温固化形式之外, 还有微波、光、电子束多种快速固化 技术,但是这些技术直接与材料体系 有关系,在飞机修复应用方面还处于 尝试探索阶段。

4.4 树脂注射修复

树脂注射修复是一种新兴的复 合材料修复技术,借助通风孔和注射 孔将低黏度的树脂注射到复合材料 结构发生分层或脱粘的损伤区域, 并通过固化形成新的界面来恢复结 构的强度和刚度,典型修复装置如图

34 航空制造技术·2024年第67卷第20期

12 所示 [34]。

和传统的复合材料修复方法相 比,树脂注射修复在修复现场使用时 效率更高且成本低,并且能够在没有 真空环境下进行修复。Moghe 等^[33] 使用环氧树脂修复受冲击的碳纤维 – 环氧复合材料,冲击后压缩(CAI)强 度恢复率为71%~114%。在树脂注 射修复过程中,要求尽可能减少因钻 孔引起的结构损伤。修复参数主要 包括注射孔和通风孔的数量、位置、 深度、大小以及注射压力,主要取决 于工程经验而缺少严格的标准。为 了实现较好的修复效率,Asiliskender 等^[34]开发了一种二维简化重建、模 拟和注射策略来实现树脂注射修复



(b) 3D打印修复蜂窝夹层结构^[31]

图 11 可以用于 CFRP 修复的碳纤维 3D 打印机

Fig.11 Carbon fiber 3D printer for CFRP repair



过程的模拟,进而提供了一种实现树 脂注射修复的可行的、定量的修复参 数设计方法。

4.5 自修复技术

自修复材料是一种可以在任何 外部影响下自动或自主地自我修复 任何损伤的材料,尤其在遭受疲劳断 裂破坏时,与传统材料相比,具有突 出的自愈能力。自修复材料可以分 为3种类型:微脉管型、胶囊型和本 征型。为了开始自我修复过程,这些 材料依赖于可逆聚合、氢键、热塑性 相的熔化、链的流动性和缠结以及离 子相互作用。自修复纤维可以在复 合材料层压板的关键界面内作为单 个细丝以预定距离间隔在每层或每 个边界内结合在一起。自修复方法 的效果将取决于潜在的自修复树脂、 损坏的位置和大小以及工作环境的 影响。为了更好地表征自修复材料 的修复过程,清华大学 Yan 等^[36]建 立了考虑微胶囊影响下的自修复三 维编织复合材料的本构模型,实现了 微胶囊对纤维-基体脱粘损伤自愈 影响的评估,并进一步研究了微胶囊 位置和几种微胶囊的存在对应力分 布和愈合效果的影响,自修复过程的 应力分析结果如图 13 所示。

自修复材料正处于复合材料修 复的前沿研究领域,目前主要进行修 复材料、修复原理及修复性能的基础 研究,离实际工程修复应用还有一定 距离。研究人员正在开发更高效、经 济效益更好的自修复方法,最终目标 是降低实际航空复合材料维护费用 以及维护周期,相信在不久的将来, 自修复材料将成为实现复合材料快 速修复的一大重要手段。

4.6 人工智能修复

虚拟现实技术(VR)是目前用 于战伤抢修的研究热点。针对虚拟 维修与抢修步骤,目前需要解决具体 的技术问题,包括可视化技术、虚拟 抢修开发环境、建模仿真技术、集成 体系结构、模型验证确认技术和分 析评价技术等。罗·罗公司采用VR 模型代替实体模型,演示发动机的 早期组装与维修(图 14^[37])。英国索 尔福德大学的虚拟环境中心建立了 IPSEAM系统,实现维修仿真并可用 于训练。德国汉莎公司已经在研制 战伤抢修车,并进行了初步验证,显 著提高了快速修复及服役安全评估 技术能力。

现有的复合材料损伤无损检测 技术智能化程度不高、检测效率较 低、检测面积小,需要检修人员手持, 导致实际复合材料结构的大型检修 往往需要耗费数天的时间,难以满足 目前快速修复的需求。因此要实现 复合材料结构损伤的快速、高效检测 与评价,需要将传统无损检测技术与 深度学习、数字孪生以及大数据等 先进人工智能技术相结合。Wang 等^[38]基于 DeepMind 的先进矢量量 化变分自动编码器(VO-VAE),提 出了一种复合材料冲击损伤结构代 理模型的高效建模方法,实现了不 同低速冲击条件下复合材料层压结 构的快速、全场损伤预测。Xu等^[39] 提出一种物理引导的复合材料结构 疲劳损伤检测框架,通过在数据驱 动模型中引入物理可解释性,实现 了不同结构中损伤检测的泛化,如 图 15 所示。

对于服役环境下复合材料结构 的复杂破坏模式,基于物理模型的监 测技术存在监测信息不完整、感知机



图 13 微胶囊自修复概念示意图及修复过程应力分布^[36]

Fig.13 Conceptual diagram of microcapsule self-healing and stress distribution in the healing process^[36]

封面文章 <u>COVER STOF</u>

理不明确、智能诊断算法不足等缺 点,难以结合已有的结构物理数据完 成损伤结构的检测与评价。而传统 的机器学习方法需要大量样本数据, 但是飞机复合材料结构由于其自身 的特殊性,损伤数据十分稀少且难以 获取,迁移学习是一种利用外部专业 知识使目标领域的学习过程受益的 技术^[40],能够实现从相似结构中进 行模型迁移学习进而得到数据量较 小结构的机器学习网络。Wang等^[5] 提出一种基于 Lamb 波传递特征映 射的自适应损伤监测方法以解决不 同 CFRP 复合材料结构中的特征泛



图 14 罗·罗公司虚拟现实维护培训软件^[37] Fig.14 Rolls-Royce virtual reality maintenance training software^[37]

化问题,将基于以算法为中心的领域 自适应特征映射迁移学习方法和基 于以数据为中心的损伤数据微调样 本的迁移学习方法进行结合,实现了 小样本数据集下的复合材料结构的 损伤智能监测。

此外,复合材料结构还需要定期 检查来验证其结构性能,对于复合材 料修复结构,健康监测系统使用传感 器来检测由于损伤引发或传播而导 致的信号的微小变化,例如应变或振 动,可以完成修复结构完整性评估的 任务,并帮助维修人员安排相对应的 无损检测和修复任务。但监测系统 要求具有较高的可靠性和损坏检测 概率,能够承受当前复合材料所暴露 的使用条件。借助图像进行的视觉 检测则凭借其无需额外设备、操作简 单的特点,在结构健康监测领域具有 一定的应用前景。Wang 等^[18]提出 了一种基于立体视觉的表面重建和 曲率分析的缺陷检测方法,实现了损



图 15 疲劳损伤检测框架示意图^[39]

Fig.15 Schematic diagram of fatigue damage detection framework^[39]

伤深度小于 0.1 mm 的缺陷检测,并 提出了一种通过变形分解和基于深 度学习的图像关联的实时图像配准 算法,实现了百万像素图像 1 帧/s 的 计算速度。Xu 等^[41]基于人工智能 技术建立了复合材料结构的数字孪 生模型,实现了结构整个生命周期下 的状态监测与实时交互。

智能修补技术是一种典型的结 构健康监测手段,可用于检测补片 脱胶、分层以及基体结构裂纹扩展 速率等问题。澳大利亚国防科学与 技术中心组织已经将飞机复合材料 修复结构健康检测技术成果应用于 F-111 和 F/A-18 修理补片的监控问 题上,取得了很好的效果。此外,在 压电传感器智能补片、光纤光栅传感 器智能补片、电化学阻抗谱传感器智 能补片和微机电传感器智能补片方 面,研究人员开展了大量试验研究及 初步应用工作。尤其是美国,一些新 的技术也在无损检测领域得到重视, 例如,通过 MEMS 传感器(微电子机 械系统)和RFID (射频识别)的远 程询问技术,可以整合到复合材料, 远程记录收集数据,通过数据融合和 数据挖掘,快速评估结构疲劳寿命及 损伤强度。

至于复合材料修复的人工智能 设计,研究者们通常采用代理模型和 优化算法相结合的方法,以提高修 复工艺设计的效率和准确性。常见 的代理建模技术包括响应面模型、 Kriging 模型、神经网络模型以及这 些模型的集成方法等。Zhao 等^[42] 使用响应面模型的方法建立了复合 材料修复结构承载能力代理模型,实 现了修复结构在随机因素影响下的 可靠性评价。在智能优化算法方面, 遗传算法、粒子群算法和差分进化算 法等被广泛应用于优化设计过程中。 研究者们将胶黏剂材料参数、贴片参 数等关键因素考虑进优化设计过程 中,以最大限度地优化修复方案。清 华大学-国营芜湖机械厂航空复合

材料智能修复技术联合研究中心基 于响应面的工艺优化设计方法,建立 复合材料结构修复工艺参数与结构 性能关系的代理模型,探明了复合材 料结构修复工艺参数对结构性能的 影响规律,并通过响应面优化设计 方法得到了最佳修复工艺参数(图 16^[43])。显然,将代理模型应用到蜂 窝结构修复工艺的优化设计中,不仅 显著提升了优化效率,还极大地简化 了吸波修复结构的设计流程,使得设 计过程更为便捷和高效。

总之,先进的修复技术像机器 人、人工智能、快速固化、数字化等已 经在飞机复合材料修复工程中得到 初步应用。但是,要想在实际飞机复 合材料结构修复中得到广泛应用,需 要进一步重视:(1)考虑实际飞机复 合材料结构本身及其损伤的复杂性 与多样性,开发相应的先进修复技术 与方法;(2)现有的机器人、人工智 能、快速固化、数字化设计等技术,需 要相应的试验验证、现场修复与服役 安全考核验证:(3)继续开发适合飞 机复合材料结构的先进修复技术与 设备,瞄准小型化、快速化、便捷化、 数字化等核心指标,推动航空复合材 料修复科学与工程技术的高水平智 能化发展。

5 功能结构修复技术

5.1 吸波蜂窝夹芯结构修复技术

在实际服役环境中,吸波蜂窝结 构会受到电磁 - 力 - 热多物理场的 作用(图 17^[44]),从而导致结构发生 形变,进一步影响结构的力学及吸波 性能。目前,研究者们对于吸波蜂窝 结构在外部载荷场下的力学、电磁性 能的研究大多集中于单独温度载荷 或者单独机械载荷下结构力学及电 磁性能分析。一些学者针对材料吸 收电磁波后产生的热量对结构性能 影响方面进行了研究,发现结构吸收 电磁波后产生的热量可能会对结构 造成损伤,降低吸波性能。实际上, 吸波蜂窝结构在吸收电磁波的过程 中往往是电磁场、力、热等多物理场 的耦合作用,因此,有必要发展多物 理场下吸波蜂窝结构的电磁性能预 测模型,以更精准地模拟和预测多物 理场耦合作用下的材料响应行为,为 结构设计和优化提供理论指导。然 而,吸波蜂窝结构在力-电磁-热耦 合场作用下的吸波性能退化规律目 前尚不明晰,且无法通过现有试验手 段实时获取多物理场下结构吸波性 能变化。因此,如何有效地研究力-电磁-热耦合场对吸波蜂窝结构吸



Fig.16 Repair process optimization flow chart based on agent model^[43]

波性能的影响,揭示其吸波性能退化 规律,是当前亟待解决的重要科学问 题。清华大学 – 国营芜湖机械厂航 空复合材料智能修复技术联合研究 中心采用电磁场仿真软件 CST 建立 非均匀梯度吸波蜂窝结构的电磁模 型,对其吸波性能及反射率进行预 测,最后将数值计算结果与理论结果 进行比较,从而验证所提出的反射率 预测模型的有效性^[45]。

然而,吸波蜂窝结构相对于传统 蜂窝夹层结构具有特殊的电磁吸波 特性,传统的蜂窝结构修复方法可能 无法兼顾吸波性能的恢复,或者在修 复过程中可能对吸波材料造成损害, 进而影响其吸波效果。目前关于吸 波蜂窝结构修复技术尚未得到充分 关注和深入研究,这种吸波蜂窝结构 的修复效果和性能难以保证,主要表 现在修复工艺的局限性使得吸波蜂 窝结构在修复后的电磁性能相较于 原始结构有所下降,吸波蜂窝修复工 艺参数对电磁吸波性能的影响尚不 明晰,特别是涉及隐身-承载一体化 修复设计,例如透波层、吸波层及反 射层的材料、工艺、性能的修复设计 与评估,目前还没看到相关的修复技 术报道。因此,亟需探究不同修复工

艺参数下吸波蜂窝结构吸波性能的 修复效果,建立并完善吸波蜂窝结构 的修复工艺流程,系统地研究不同修 复工艺参数对吸波性能的影响,同时 建立起修复结构的有限元仿真与承 载 – 吸波耦合渐进损伤模型,考虑材 料属性和几何特征等方面的不确定 性,结合响应面代理模型、参数化建 模和蒙特卡洛模拟等方法,建立承 载-隐身一体化复合材料修复结构 的承载-吸波耦合可靠性分析模型, 实现吸波蜂窝夹层修复结构的可靠 性评估与评价,从而为吸波蜂窝结构 的修复和优化提供科学的指导。目 前,国内外研究学者开始探索在修复 过程中加入新型吸波剂以提高修复 后吸波蜂窝结构的电磁性能。

清华大学 - 国营芜湖机械厂航 空复合材料智能修复技术研究中心 探索一种高效、准确的吸波蜂窝结构 的结构 - 功能一体化挖补修复工艺 优化设计方法^[46],包括确定设计变 量,建立有限元分析数值模型,构建 代理模型,确定设计变量与修复目标 的映射关系,运用遗传算法优化设计 变量,评估优化参数有效性和修复工 艺性能等内容。基于 ABAQUS 和 CST 技术探究了吸波蜂窝结构挖补





修复后在力学性能和电磁吸波性能 方面的恢复情况(图 18^[43]),不仅可 以提高修复工艺的准确性,还可以显 著缩短修复工艺设计的时间和成本。

对于吸波蜂窝夹层结构的修复 技术研究,还需要关注:(1)对目前 实际飞机结构用的非均匀梯度吸波 蜂窝结构进行优化设计,获得吸波性 能最优的结构:(2)针对现有的吸波 蜂窝结构电磁吸波性能预测模型的 局限性,需要建立相应的电磁-力-热耦合测试试验系统,验证理论及数 值模拟的准确性:(3)需要发展适合 复杂复合材料结构的吸波蜂窝结构 修复的力学性能恢复与吸波功能恢 复的匹配性设计及修复技术:(4)开 发飞机吸波蜂窝结构修复用的材料 体系(吸波胶黏剂、胶膜、预浸料、蜂 窝)及其修复工艺;(5)需要研发满 足实际飞机吸波蜂窝结构修复后力 学性能与吸波功能原位检测与评价 的测试仪器。

5.2 防雷击结构修复

由于碳纤维增强树脂基(CFRP) 复合材料具有低电导率和各向异性 电导率的特点,当雷击或电流通过复 合材料结构时,可能导致结构脆化、 分层或结构失效。因此,为了保护飞 机复合材料结构免受雷击的损伤, 就需要额外的雷击保护系统^[47]。传 统的防雷击解决方案是将铝或铜的 金属网黏合到复合材料部件的外表 面。除铝和铜外,还使用其他金属材 料,例如镍和磷青铜^[48]。由于密度 高,金属材料的添加会增加飞机的重 量,并导致油耗增加。为了克服这 些缺点,轻质碳材料引起了研究人 员的注意,如碳纳米纤维、碳纳米管 (CNT)、石墨烯和巴基纸(BP)等。 此外,为防雷击结构提供足够电导率 的方法还包括将非导电材料转换为 导电材料,以及使用能够提供足够电 导率的防雷击涂层:也可以通过将 导电材料放入复合材料内部的连接 网络中,将聚合物等绝缘材料转化为



图 18 一种化修复优化反目 mt 生

导电材料^[49],也称为纳米复合材料, 这也是未来防雷击结构的主流研究 方向。

事实上,先进战机复合材料结构 在服役中易出现冲击、高温、泄漏、结 冰、雷击等不同形式损伤,导致承载 能力与防热性能下降,防雷击与隐 身、电子功能丧失,舱门与油箱泄漏; 电子传感功能失效,直接影响服役可 靠性及军事打击能力。迫切需要解 决复杂服役环境下隐身承载结构、热 防护结构、电子功能结构、密封结构、 防除冰结构等涉及的结构 – 功能一 体化快速修复技术的前沿基础理论 和关键科学技术问题。

6 结论

本文围绕航空复合材料修复科 学与工程技术的内涵进行了具体阐述,深入探讨了复合材料修复科学与 工程技术研究的重要性,并对复合材 料修复相关的基础理论、损伤检测技 术、修复结构设计以及性能快速评价 等技术的国内外研究现状进行了综 述。最后,本文梳理了包括机器人修 复、人工智能修复以及自修复等在内 的先进复合材料修复技术的发展现 状,通过列举真实的应用实例展现出 各个复合材料先进修复技术应用于 实际修复过程的局限性,并指明了未 来的发展方向。本文旨在为我国复 合材料智能化、快速化修复技术的研 究与应用提供重要参考,并助力我国 在国际航空先进维修技术领域抢占 制高点。

结合我国航空复合材料修复技术 的难点及迫切需求,需要重点关注以下 复合材料修复科学问题及技术难题。

(1)建立我国军民用飞机复合 材料结构损伤机理及失效模式分析、 损伤识别与判断、损伤容限高精度评 估、修复工艺精准调控、修复结构优 化与可靠性预测、数字孪生与 MBD 模型设计等数字化修复流程模块。

(2)建立我国飞机复合材料结构固化修复技术、检测及评价技术、 损伤容限及修理容限与修复结构高 精度设计方法、修复结构性能与功能、可靠性评价方法等快速修复理 论、设计、检测-评价一体化体系。

(3)创立我国飞机复合材料结构服役行为与修复性能和功能设计模型之间的映射关系,实现结构与功能一体化数字孪生修复设计与交互调控,形成飞机复合材料快速修复、战伤抢修及飞机复合材料修复全生命周期内健康管理的数字化智能修复体系。

(4)建立先进复合材料科学与 工程发展体系,实现复合材料结构修 复材料、修复设备和修复软件等国产 化,确立我国飞机复合材料结构智能 修复学科、修复技术与航空应用的领 先地位。提升我国军民用飞机复合 材料修复的国际竞争力与影响力。

(5)创建复合材料结构修复智能化、快速化、机械化、数字化等先进的复合材料修复技术平台,引领飞机 复合材料结构修复技术方向与发展。

参考文献

[1] BOLLER C, CHANG F K, FUJINO Y. Stanford Multiactuator–Receiver Transduction (SMART) Layer Technology and Its Applications[M/OL]. WILEY, 2009: https://doi. org/10.1002/9780470061626.shm098.

[2] XU Y, TAO C C, ZHANG C, et al. Rapid and visualized residual strength prediction of Scarf-repaired laminates using hierarchical surrogate model[J]. Composite Structures, 2023, 306: 116597.

[3] KIM J S. Development of a userfriendly expert system for composite laminate design[J]. Composite Structures, 2007, 79(1): 76–83.

[4] KIM H J, KIM H S, LEE G Y, et al. Three-dimensional carbon fiber composite printer for CFRP repair[J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 174: 106945.

[5] WANG Y H, CUI X Y, LIU Q J, et al. An adaptive damage monitoring method based on transfer features mapped for advanced composite structures[J]. Composite Structures, 2024, 329: 117742.

[6] ISMAIL S O, OJO S O, DHAKAL H N. Thermo-mechanical modelling of FRP crossply composite laminates drilling: Delamination damage analysis[J]. Composites Part B: Engineering, 2017, 108: 45–52.

[7] MASSOOM Z F, KISHAWY H A. Prediction of critical thrust force generated at the onset of delamination in machining carbon reinforced composites[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 103(5): 2751–2759.

[8] ÖZTÜRK S, KAHRAMAN M F. Modeling and optimization of machining parameters during grinding of flat glass using response surface methodology and probabilistic uncertainty analysis based on Monte Carlo simulation[J]. Measurement, 2019, 145: 274–291.

[9] HEJJAJI A, ZITOUNE R, TOUBAL L, et al. Influence of controlled depth abrasive water jet milling on the fatigue behavior of carbon/epoxy composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2019, 121: 397–410.

[10] 张来彬.复合材料结构修复钻孔与 打磨工艺研究及机器人设计实现[D].北京:清 华大学,2024.

ZHANG Laibin. Research on drilling and polishing technology for composite material structure repair and implementation of robot design [D] Beijing: Tsinghua University, 2024.

[11] WANG Z Y, SHAN Y M, FU B, et al. An efficient parameterized simulation framework for 3D scarf-repaired composite laminates[J]. Composite Structures, 2024, 333: 117934.

[12] 富威, 王鹏, 李庆芬. 基于Web 的复 合材料设计专家系统[J]. 哈尔滨工程大学学 报, 2004, 25(6): 773-776.

FU Wei, WANG Peng, LI Qingfen. Study on expert system in composite material design based on the Web[J]. Journal of Harbin Engineering University, 2004, 25(6): 773–776.

[13] 贺强,杨文锋,唐庆如.复合材料 结构挖补修理知识库系统[J].制造业自动化, 2015, 37(18): 42-44, 65.

HE Qiang, YANG Wenfeng, TANG Qingru. Research on knowledge-based system for scarf repair of composite component[J]. Manufacturing Automation, 2015, 37(18): 42–44, 65.

[14] FU Y T, YAO X F. A review on manufacturing defects and their detection of fiber reinforced resin matrix composites[J]. Composites Part C: Open Access, 2022, 8: 100276.

[15] CHAKI S, KRAWCZAK P. Nondestructive health monitoring of structural polymer composites: Trends and perspectives in the digital era[J]. Materials, 2022, 15(21): 7838.

[16] LEE Y J, LEE J R, IHN J B. Composite repair patch evaluation using pulse-echo laser ultrasonic correlation mapping method[J]. Composite Structures, 2018, 204: 395–401.

[17] BULAVINOV A, PINCHUK R, PUDOVIKOV S, et al. Industrial application of real-time 3D imaging by sampling phased array[C]. 10th European Conference on Non-Destructive Testing. Moscow, 2010.

[18] WANG G W, ZHANG L B, YAO X F. StrainNet-3D: Real-time and robust 3-dimensional speckle image correlation using deep learning[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2022, 158: 107184.

[19] WANG G W, ZHANG L B, XU X Y, et al. Real-time detection of barely visible defects on composite structures based on surface reconstruction[J]. Composite Structures, 2023,

311: 116852.

[20] LE REUN A, SUBRIN K, DUBOIS A, et al. Improving accuracy reconstruction of parts through a capability study: A methodology for X-ray computed tomography robotic cell[J]. Robotics and Autonomous Systems, 2024, 171: 104564.

[21] DONG X, PALMER D, AXINTE D, et al. In-situ repair/maintenance with a continuum robotic machine tool in confined space[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 38: 313–318.

[22] NGUYEN S T, LA H M. A climbing robot for steel bridge inspection[J]. Journal of Intelligent & Robotic Systems, 2021, 102(4): 75.

[23] LI B, TIAN W, ZHANG C F, et al. Positioning error compensation of an industrial robot using neural networks and experimental study[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2022, 35(2): 346–360.

[24] NEGRI S P, BASILE V, VALORI M, et al. A modular mobile robotic architecture for defects detection and repair in narrow tunnels of CFRP aeronautic components[J]. Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 2019, 55: 109–128.

[25] CHEN D D, LV P, XUE L, et al. Positional error compensation for aviation drilling robot based on Bayesian linear regression[J]. Engineering Applications of Artificial Intelligence, 2024, 127: 107263.

[26] ZHANG L B, WANG G W, XU X Y, et al. Thermal–mechanical coupling numerical simulation and low damage analysis for drilling composite[J]. Composite Structures, 2023, 324: 117542.

[27] SURESH M, SANDERS A, PRAJAPATI P, et al. Composite sandwich repair using through-thickness reinforcement with robotic hand micro-drilling[J]. Composite Structures, 2020, 248: 112473.

[28] RAY D, COMER A J, LYONS J, et al. Fracture toughness of carbon fiber/polyether ether ketone composites manufactured by autoclave and laser-assisted automated tape placement[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2015, 132(11): e41643.

[29] MALHAN R K, SHEMBEKAR A V, KABIR A M, et al. Automated planning for robotic layup of composite prepreg[J]. Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 2021, 67: 102020.

[30] RASHVAND K, EDER M A, SARHADI A. In-situ and adhesive repair of continuous fiber composites using 3D printing[J]. Additive Manufacturing, 2024, 80: 103975.

[31] JOOSTEN M W, NEAVE M B, RIDER A N, et al. 3D printed continuous fibre composite repair of sandwich structures[J]. Composite Structures, 2022, 290: 115518.

[32] 任罡,范广宏,闫志,等.快速固化环氧 树脂体系研究[J]. 热固性树脂, 2020, 35(3): 6-9.

REN Gang, FAN Guanghong, YAN Zhi, et al. Study on the fast curing epoxy resin system[J]. Thermosetting Resin, 2020, 35(3): 6–9.

[33] 李嘉,崔姝艺,桂佳俊,等.快速固 化碳纤维复合材料及其在汽车领域的应用[J]. 高科技纤维与应用,2017,42(2):10-16.

LI Jia, CUI Shuyi, GUI Jiajun, et al. Rapid curing composites and its application in automotive filed[J]. Hi-Tech Fiber & Application, 2017, 42(2): 10–16.

[34] ASILISKENDER A, PEIRÓ J, LEE K Y, et al. Predicting filling efficiency of composite resin injection repair[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2023, 174: 107708.

[35] MOGHE R P, PRAKASH R V, SUDEVAN D, et al. Characterization of resin-injection repair of impact damage in polymer matrix composite[C/OL]//Advances in Aerospace Technology (Volume 1). Houston: American Society of Mechanical Engineers, 2015: V001T01A022[2024–08–10]. https:// asmedigitalcollection.asme.org/IMECE/proceedings/ IMECE2015/57342/Houston,%20Texas,%20 USA/262628. DOI:10.1115/IMECE2015–50400.

[36] YAN H, XU X Y, FU B, et al.Constitutive model and damage of self-healing3D braided composites with microcapsules[J].Composites Communications, 2023, 40: 101586.

[37] Virtual Reality Maintenance Training Software[EB/OL]. [2023–09–01]. https://www. rolls-royce.com/products-and-services/defence/ services/twinalytix/virtual-reality-maintenancetraining-software.aspx.

[38] WANG G W, ZHANG L B, XUAN S Y, et al. An efficient surrogate model for damage forecasting of composite laminates based on deep learning[J]. Composite Structures, 2024, 331: 117863.

[39] XU X B, LIU C. Physics-guided deep learning for damage detection in CFRP composite structures[J]. Composite Structures, 2024, 331: 117889.

[40] ZHU Z D, LIN K X, JAIN A K, et al. Transfer learning in deep reinforcement learning: A survey[J]. IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence, 2023, 45(11): 13344– 13362.

[41] XU X, WANG G, YAN H, et al. Deep-learning-enhanced digital twinning of complex composite structures and real-time mechanical interaction[J]. Composites Science and Technology, 2023, 241: 110139.

[42] ZHAO Y B, HU K S, FU B, et al. Reliability analysis of composite laminate patch repaired structures based on response surface proxy model[J]. Composites Communications, 2023, 42: 101689.

[43] 闫涵. 多物理场下吸波蜂窝结构的 吸波机理及修复工艺优化[D]. 北京:清华大 学, 2024.

YAN Han. The absorption mechanism

and repair process optimization of absorbing honeycomb structures under multiple physical fields [D]. Beijing: Tsinghua University, 2024.

[44] YAN H, FU B, SHAN Y M, et al. A fully coupled electromagnetic-thermo-mechanical model for honeycomb microwave absorbing structure[J]. International Journal of Solids and Structures, 2024, 289: 112646.

[45] YAN H, FU B, XUAN S Y, et al. Electromagnetic response of grading honeycomb composites for broadband microwave absorption[J]. Composite Structures, 2023, 321: 117280.

[46] YAN H, XUAN S Y, FAN X, et al. A repair efficiency evaluation framework for the honeycomb microwave absorbing structure[J]. Composites Science and Technology, 2024, 248: 110471.

[47] GAGNÉ M, THERRIAULT D. Lightning strike protection of composites[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2014, 64: 1–16.

[48] DUAN Y C, XIONG X, PINGDAO H U. Research on aircraft radome lightning protection based on segmented diverter strips[C]//2017 International Symposium on Electromagnetic Compatibility—EMC EUROPE. Angers: IEEE, 2017: 1–6.

[49] MACOSKO C. Graphene/polymer nanocomposites[C]//Program & Abstracts of the International Symposium on Engineering Plastics. 2011.

Development of Science and Engineering Technology of Aviation Composite Structural Repair

YAO Xuefeng^{1, 2}, ZHAO Yubo^{1, 2}, XUAN Shanyong^{2, 3}, XUE Xiao^{2, 3}, MIAO Chunhe^{2, 3}, YANG Hailong^{2, 3}, ZHOU Jian^{2, 3}

(1. School of Aerospace Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

2. Tsinghua-5720 Joint Research Center for Intelligent Repair Technology of Aerospace Composites (JCRC),

Beijing 100084, China;

3. Wuhu Machinery Factory, Wuhu 241000, China)

[ABSTRACT] Manufacturing defects in composite material structures and damage during service are inevitable, therefore, conducting research on composite material repair science and engineering technology is of great significance for ensuring the safe and reliable operation of advanced aviation aircraft throughout their entire life cycle. This article first elaborates on the connotation of composite material repair science and engineering technology; Secondly, the development direction of aviation composite material repair technology at home and abroad was sorted out, with a focus on analyzing the scientific and technical problems of advanced composite material repair theory, process, design, testing, and evaluation. The focus was also on the new cutting-edge repair design and technology of functional load-bearing integrated composite material structures; Finally, the future development trends of composite material repair science and engineering technology for composite materials in China.

Keywords: Aviation composite materials; Digital design; Quick repair; Functional structural repair; Artificial intelligence

(责编 大漢)

2024年第67卷第20期·航空制造技术 41



TE END

自动郑智能修复 Intelligent Repair of Composites

自修复材料的开发、快速修复设备与技术 的研制、智能修复系统的设计,以及基于数据 驱动的损伤预测和修复决策支持系统将有利 地促进航空复合材料修复科学与工程技术的 发展。



栏目策划:大漠 良辰


引文格式: 胡俊山, 弥世青, 张胜平, 等. 航空复合材料结构分层损伤机器人自动钻铆修复技术与装备[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 44-57, 67.

HU Junshan, MI Shiqing, ZHANG Shengping, et al. Robot automatic drilling and riveting repair technology and equipment for aviation delaminated composite structure[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 44–57, 67.

航空复合材料结构分层损伤机器人自动钻铆 修复技术与装备^{*}

胡俊山,弥世青,张胜平,康瑞浩,田 威

(南京航空航天大学,南京210016)

[摘要] 在复合材料广泛应用于高性能飞机结构制造的新形势下,随着我国新一代战机服役范围和服役时长的不断 提高,提升机体复合材料部件可靠性和服役寿命的需求日益迫切。本文以自动钻铆技术在军用航空维修保养领域的 独特应用为背景,研究了分层损伤构件钻削特性,构建并开发了钻削力曲线预测模型和损伤界面识别算法,实现了损 伤构件变参数制孔加工,并对损伤修复前后分层试件的静/动态性能进行了细致表征,阐明钻铆修复工艺的补强原 理和损伤修理容限,同时研发了针对复杂分层损伤工况的复合材料壁板的钻铆工艺和高精度机器人原位钻铆修复装 备,形成了一整套复合材料壁板结构分层损伤钻铆修复技术体系和智能装备。 关键词:复合材料;分层损伤;工业机器人;自动钻铆技术;集成控制

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.044



胡俊山 副教授,博士生导师,研究方向为 飞行器先进装配/修复技术与装备、智 能制造工艺与装备数字孪生技术。

纤维增强复合材料(Carbon fiber reinforced plastics, CFRP)具有比强 度高、比刚度高、抗疲劳、可设计性好 等优点,被逐渐应用于现代飞行器结 构材料,应用部位也逐渐从次承力部 件过渡到主承力构件,如机翼、机身 壁板等^[1]。以美国 F-22、F-35为例, 复合材料壁板不仅满足气动高承载、 减重、隐身等需求,还大幅提升了结 构的断裂强度和防弹性能。我国已 经服役和正在研制的主力军用机型 也在提高复合材料用量比例,以期获 得更好的使役性能。然而,复合材料 在提升军机产品性能的同时,也给保 养维修带来了新问题和新挑战。

复合材料壁板在制备过程中,由 于铺设质量的分散性,容易形成富 树脂区,造成固化时层间收缩程度不 同,极易形成分层缺陷^[2-3]。同时, 材料的不完全固化、外来颗粒物的 进入、设备的加热不均,也会造成层 间脱粘等现象^[4-5],导致复合材料壁 板在服役之初就存在层间损伤或裂 纹根源^[6]。此外,军用飞机作战时除 了平飞加/减速常规动作之外,还经 常进行俯冲、跃升、筋斗等高机动性 动作,并处于高温、低温、高湿度环 境中,原有的层间缺陷和损伤在极 端工况下会进一步扩展,过载还会 诱发新的分层损伤。这些分层损伤 导致结构的整体强度和刚度显著降 低,严重削弱了军机的作战性能,同 时也给服役带来巨大的安全隐患^[7]。 若将带有缺陷 / 损伤的复合材料构 件直接报废更换,不仅会增加复合材 料的维修成本,还会增加军机的修理

*基金项目:国家自然科学基金面上项目(52475160);江苏省自然科学基金面上项目(BK20231444);直升机传动系统能力提升预研专项(TC230Y04S-18);中央部属高校基本科研业务费项目(NT2024013)。

/ 维护难度和周期,难以满足战时维 修快速响应、修理方法简单操作、可 靠性要求高的需求,严重削弱了战机 在战时情况下的编队战斗能力和战 场存活率。前期,经过技术人员的探 索和实践,通过在复合材料壁板分层 损伤部位及其包络线内制孔和铆接, 使用紧固件的预紧力能够抑制层间 裂纹的起始和扩展,恢复壁板和装配 结构强度和刚度,从而延长结构服役 寿命^[8-9]。

由于复合材料具有相异的物理 力学性能和切削加工性,钻铆修复时 损伤结构在钻削力作用下极易产生 严重的制孔缺陷(界面分层、层间毛 刺、层间间隙)。为了明晰复合材料 板件结构钻削加工损伤形成机理,研 究人员通过对刀具几何结构、钻削转 速、进给速度、叠层顺序、制孔新技术 等方面的分析发现,轴向钻削力是影 响复合材料分层的主要因素,通过控 制轴向钻削力可以有效减少分层缺 陷,且钻削力对进给速度的敏感性比 钻削转速更强^[10-11]。此外,Hou等^[12] 提出,可以将复杂钻削过程简化为不 同纤维方向的复合材料正交切削过 程,通过分析切削速度、切削深度、材 料温度等因素对切削力、切屑形成过 程、加工表面粗糙度、亚表面损伤深 度、切削比能的影响,发现以0°、45°、 90°、135°为代表的4种典型纤维角 度的切屑形成过程均伴随着脱粘现 象,失效机理分别为脱粘弯曲、断裂 滑移、剪切断裂、弯曲断裂。复合材 料切屑形成是树脂基体破坏、纤维断 裂及界面脱粘耦合作用的过程,切削 深度对加工质量的影响比切削速度 显著^[13]。基于完整复合材料结构所 形成的钻削加工规律无法完全描述 刀具连续进给下分层区域应力状态 分布、损伤扩展路径,亟需研究具有 初始分层缺陷复合材料动态载荷作 用下的损伤扩展与抑制机理,优化钻 削工艺参数,减少钻铆修复中的二次 损伤,探明最优的钻削工艺参数。

复合材料分层损伤通常使用补 片和胶黏剂进行维修,具体可分为挖 补胶接修补工艺和树脂注射修补工 艺。挖补胶接修复需要将基板受损 部位挖去一部分形成阶梯型或斜面 型切口,然后使用多个补片黏合挖孔 区域[14-15],这种方法可以提高连接效 率并减轻应力分布。然而,挖补胶接 修补工艺要求修复区域的长度与厚 度比应达到20:1或更高,损伤维修 部位受到限制^[16]。树脂注射修补将 流动的树脂通过开孔注入受损复合 材料结构的分层部位,这种方法需要 专用的注射和抽真空装置,施工工艺 繁琐^[17]。最快捷有效的修补方式是 紧固件修理,即通过在分层区域打孔 添加紧固件来抑制层间裂纹的起始 和扩展。Park^[18]和 Kang^[19]等使用 直径为 0.6 mm 的黄铜螺栓修补预制 分层的复合材料,研究表明施加螺栓 提高了复合材料结构弯曲承载能力, 修复效率可达 90%。但上述研究为 了便于损伤量化,假设分层位于单一 平面,而在真实环境中,复合材料壁 板层间初始缺陷裂纹和服役载荷诱 发的层间损伤部位具有极强的随机 性,其形成的层间分层区域位置和深 度不定,大小不一、性状各异,增加了 分层复合材料壁板的钻铆维修难度。

本文针对复合材料构件分层损 伤原位钻铆修复技术开展系统性研 究,重点探索分层缺陷区域复杂应力 状态钻削损伤扩展机理与演化规律, 探明铆接修复前后分层损伤构件的 静/动态力学特征和铆接修复工艺 的分层损伤修理容限,形成与构件损 伤缺陷几何物理特性相匹配的钻铆 修复工艺。同时设计高精度机器人 原位钻铆修复装备,形成复合材料壁 板分层损伤修补技术体系与装备,恢 复壁板的承载能力,保障军用飞机结 构的完整性和服役安全性,提升我国 军用飞机维修和保障能力。

复合材料分层损伤钻铆 修复工艺

机翼、水平和垂直尾翼等复合材 料部件在服役过程中,长时间受到过 载交变应力载荷和高/低湿热环境 载荷的耦合作用,增加了分层损伤萌 生和传播的可能性。分层损伤已被 证实会破坏复合材料构件的结构完 整性和承载性能,严重威胁了飞行器 的服役安全。为了确保飞行器长寿 命稳定可靠地运行,并最大限度地减 少计划外停机成本,本文使用机器人 自动钻铆修复工艺对分层损伤进行 原位修复,如图1所示。针对复合材 料构件内的大面积分层损伤,钻铆修 复工艺要求根据分层损伤形状设计 钻铆点位分布,随后在分层损伤部位 进行制孔和铆接,使用铆钉的预紧力



Fig.1 Schematic diagram of rivet repair method for composite delamination damage



将分层重新连接。对此,本文重点研 究有效抑制分层壁板修理过程二次 损伤的自适应钻削工艺方法,形成考 虑分层损伤区域特性的点位布局策 略,设计用于复合材料壁板分层损伤 原位修复的机器人自动钻铆装备。

2 分层损伤区域制孔特性与 损伤扩展抑制方法

2.1 分层损伤区域钻削特性分析

对航空复合材料结构分层损伤 进行机器人自动钻铆修复时,在损伤 区域进行制孔极易产生二次损伤,甚 至使构件报废,因此探究分层损伤构 件钻削特性,进行二次损伤抑制尤其 重要。本节通过设计含分层损伤复 合材料构件钻削试验,分析完好区域 和损伤区域钻削力特征,从钻削力特 征角度提出了融合损伤位置识别算 法的变参数损伤抑制方法。

含分层损伤复合材料构件钻削 试验采用新浙数控机床设备,刀具为 直径4mm、顶角118°、螺旋角23.119° 的硬质合金麻花钻。采用设计专用 夹具对CFRP试件进行夹紧,搭建钻 削试验平台如图2所示。CFRP尺寸

为 150 mm × 150 mm × 3.2 mm, 16 层 铺层的顺序为 [-45/90/45/0]2so CFRP 由T300碳纤维作为增强相,7901不 饱和聚酯树脂作为基体经热压罐固 化而成。为得到分层缺陷来模拟含 分层损伤的复合材料构件,复合材料 成型时在靠近底面第4层与第5层 之间埋入两层尺寸为150 mm×10 mm×0.01 mm的聚四氟乙烯薄膜。 预埋缺陷的试件首先在 0.5 h 内从室 温加热到 80 ℃,在该温度维持1h 进行初始固化,然后在1.5h内将温 度升至125℃,并在此温度下保持3 h以彻底固化。CFRP 层合板的力 学性能如表1所示。试验时,转速 n为3500 r/min,进给速度f为500 mm/min,分别在损伤区域、完好区域 进行钻削,通过9129AA测力仪采集 了Z方向的钻削轴向力信号,采样频 率设置为10 kHz。试验后对采集的 切削力信号进行分析。

完好区域钻削力时程曲线如图 3 所示,呈现出明显的先增大后稳定 最后减小的3阶段趋势。在第1阶段, 钻头开始与层合板接触,随着主切削 刃逐渐钻入层合板,切削力逐渐增





图 2 完好层合板与含分层损伤层合板钻削试验 Fig.2 Drilling test on intact and delaminated laminates

大。切削力的快速增加是由于钻头 的主切削刃与材料的接触面积逐渐 增大,参与切削材料的体积增多。当 整个主切削刃完全进入层合板时,切 削力达到最大值。在第2阶段,随着 钻削过程的进行,切削力基本不变, 切削过程稳定。在第3阶段,切削力 迅速下降,这是因为刀具到达最后一 层材料,主切削刃逐渐钻出。

损伤区域的钻削力时程曲线如 图 4 所示,曲线表现为 3 个阶段,与 完好区域切削力曲线的显著差异体 现在钻头穿过分层损伤时切削力曲 线出现一个下凹。这主要是因为在 横刃的作用下,分层损伤形成的间隙 增大,单位时间内切削刃去除的材料 体积减小,导致切削力降低。钻头穿 过间隙后,主切削刃继续去除剩余的 材料,此时可以观察到刀具切削材料 产生的推力略有增加。

2.2 钻削力曲线预测模型

从图 4 可以看出,含缺陷层合板 的钻削轴向力时域曲线具有 4 个特征 拐点 *A、B、C、D*,通过多元线性回归 模型对 4 个特征点进行预测,再加上 钻削开始和结束时轴向力为 0 的两 个特征点,就可以预测不同加工参数 下的轴向力时域曲线。本文设计了 9 组不同参数的钻削试验,如表 2 所示。

选取 6000 r/min、500 mm/min 工 况下的轴向力数据用来验证,对其 余 8 组数据进行多元线性回归拟合。 以转速和进给速度作为输入,以钻削 轴向力为输出,通过多元线性回归法 分别求得含缺陷层合板钻削轴向力 时域曲线 4 个特征拐点的切削力为

 $F_A = 42.2867 - 0.0055n + 0.0712 f$ (1)

| | 表1 | CFRP 层合板力学性能参数 |
|---------|------|-------------------------------------|
| Table 1 | Mecl | hanical parameters of CFRP laminate |

| 密度 p/ (g/m ³) | 玻璃化转化 温度 <i>T_g/</i> ℃ | 纵向弹性 模量 <i>E</i> ₁ /GPa | 横向弹性 模量 E_2 /GPa | 纵向剪切 模量 <i>G</i> 2/GPa | 面内 泊松比 _{V12} | 纵向拉伸 强度 X _t /MPa | 纵向压缩强 度 X _c /MPa | 横向拉伸 强度 Y _t /MPa | 横向压缩 强度 Y _c /MPa | 面内剪切强 度 <i>S</i> ₁₂ /MPa |
|------------------------------|-------------------------------------|--|--------------------------|------------------------------|-----------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|---|
| 1.6 | 110 | 120 | 8 | 4.5 | 0.25 | 1800 | 1200 | 55 | 200 | 100 |

46 航空制造技术·2024年第67卷第20期

 $F_{B}=65.8088-0.0056n+0.0758 f$ (2) $F_{C}=46.7004-0.0039n+0.0690 f$ (3) $F_{D}=52.0535-0.004n+0.0601 f$ (4)

根据上述经验公式,对6000 r/min、500 mm/min 的轴向力进行预 测,预测结果如图 5 所示。各特征点 的预测值大致可以描绘出轴向力时 域曲线的趋势,其预测值与真实值误 差如表 3 所示,预测误差在 8.52% 以 内。A、B、C、D 4 点线性回归模型 的拟合度 R²分别为 0.9252、0.9191、 0.9342、0.9181; P 值分别为 0.0015、 0.0019、0.0011、0.0019, P 值 < 0.01, 说明预测模型拟合的线性关系显著, 预测结果比较准确。

含缺陷层合板钻削时最大轴向 力和钻削到缺陷处的轴向力(特征点 B和C)预测结果如表4所示。可知, 特征点B和C的预测误差均不超过 14.6%。总体来说,线性回归模型可以 有效预测钻削轴向力时域曲线特征点 数值,进而预测轴向力时域曲线趋势。

2.3 损伤界面识别算法

当钻头到达损伤所在位置时,由 于切削刀的挤压作用,极易发生二次 损伤甚至使构件报废。针对此问题, 本文提出了一种变参数策略,旨在降 低分层损伤位置的轴向力,从而实现 二次损伤抑制。变参数策略的关键 在于损伤位置的识别。

通过对比完好区域和缺陷区域 切削力曲线发现,含缺陷层合板切削 力曲线在钻头到达缺陷位置处会出 现明显的下凹,可根据切削力的这种 变化特征来判断损伤所在位置。但 加工过程中,切削力的变化极易受到 外界干扰,如刀具磨损,因此,考虑采 用切削力对时间的积分作为判断指 标。即,对 Δt 时间内的切削力值做 积分处理,将现阶段 Δt 时间内的切 削力积分值与前阶段 Δt 时间内的切 削力积分值进行比较,如果差值的绝







图 4 分层损伤区域钻削力时程曲线(f=500 mm/min、n=3500 r/min) Fig.4 Time history curve of drilling force in delamination damage area (f=500 mm/min, n=3500 r/min)

| 序号 | 主轴转速n/(r/min) | 进给速度 <i>f</i> /(mm/min) |
|----|---------------|-------------------------|
| 1 | 3500 | 500 |
| 2 | 4500 | 500 |
| 3 | 6000 | 500 |
| 4 | 8000 | 500 |
| 5 | 10000 | 500 |
| 6 | 6000 | 100 |
| 7 | 6000 | 300 |
| 8 | 6000 | 700 |
| 9 | 6000 | 900 |

表 2 钻削试验参数 Table 2 Drilling test parameters



对值超出设定的阈值,即可判断该点 为损伤位置,并在该位置进行参数变 换。其中,阈值通过上述预测模型预 测的轴向力时域曲线来确定。损伤 位置在线识别算法流程如图6所示, 具体过程如下。

(1) 在刀具还未开始切削材料 时,将刀具位置标记为 Position=0。





表 3 含缺陷层合板轴向力时域曲线特征点预测结果(n=6000 r/min、f=500 mm/min) Table 3 Prediction results of characteristic points of time-domain curve of axial force curve in delaminated laminates (n=6000 r/min, f=500 mm/min)

| 特征点 | 拟合度 R ² | <i>P</i> 值 | 预测值/N | 试验值/N | 误差/% |
|-----|--------------------|------------|--------|--------|------|
| А | 0.9252 | 0.0015 | 44.887 | 42.993 | 4.22 |
| В | 0.9191 | 0.0019 | 70.109 | 64.133 | 8.52 |
| С | 0.9342 | 0.0011 | 57.8 | 53.017 | 8.28 |
| D | 0.9181 | 0.0019 | 58.104 | 54.22 | 6.68 |

(2)以当前时间 T_i 作为 0 点, 对 Δt 时间内的切削力值做积分处理, 得到 $T_{i+\Delta t}$ 时刻的积分值 $F_{i+\Delta t}$, 再经 过 Δt 时间到达 $T_{i+2\Delta t}$ 时刻, 计算切削 力的积分值为 $F_{i+2\Delta t}$, 计算积分差值 $\Delta F = F_{i+2\Delta t} - F_{i+\Delta t}$, 其中, F_i 为 *i* 时刻的 切削力。

(3)当 Position=0 且 ΔF >阈值 1 时,可判定刀具开始接触材料上表面 并进行钻削,此时,将刀具位置标记 为 Position=1;继续进行步骤 2 的积 分算法,当 Position=1 且 ΔF >阈值 2 时,可判定刀具到达损伤位置,将刀 具位置标记为 Position=2;继续进行 步骤 2 的积分算法,当 Position=2 且 ΔF <阈值 3 时,可判定刀具钻出层合 板最后一层材料,将刀具位置标记为 Position=3。

(4)当 Position=3,则算法成功 识别出钻削的3个过程:刀具到达层 合板上表面开始钻削、刀具到达损伤 位置以及刀具钻出层合板。

2.4 损伤界面识别准确性验证试验

为了验证损伤界面在线识别算 法的准确性,通过监测损伤界面变参 数试验中的切削力曲线,将其与固定 参数下的切削力曲线进行对比,并分 析试验结果。固定参数与变参数制 孔方式的钻削参数如表5所示。固

表 4 含缺陷层合板钻削最大轴向力和钻削到缺陷处的轴向力预测结果(特征点 B 和 C) Table 4 Prediction results of maximum axial force drilled into defective laminates and axial force drilled to the defect (feature points B and C)

| 主轴转速 进给速度 | | | <i>B</i> 点 | | <i>C</i> 点 | | | |
|-------------------|------------|---------|------------|--------|------------|--------|-------|--|
| <i>n</i> /(r/min) | f/(mm/min) | 预测值/N | 试验值/N | 误差/% | 预测值/N | 试验值/N | 误差/% | |
| 3500 | 500 | 84.109 | 91.700 | -9.03 | 67.550 | 71.397 | -5.70 | |
| 4500 | 500 | 78.509 | 78.747 | -0.30 | 63.650 | 62.017 | 2.57 | |
| 6000 | 500 | 70.109 | 64.133 | 8.52 | 57.800 | 53.017 | 8.28 | |
| 8000 | 500 | 58.909 | 54.623 | 7.28 | 50.000 | 45.847 | 8.31 | |
| 10000 | 500 | 47.709 | 54.650 | -14.55 | 42.200 | 45.860 | -8.67 | |
| 6000 | 100 | 39.789 | 34.033 | 14.47 | 30.200 | 25.867 | 14.35 | |
| 6000 | 300 | 54.949 | 53.613 | 2.43 | 44.000 | 45.697 | -3.86 | |
| 6000 | 700 | 85.269 | 91.117 | -6.86 | 71.600 | 78.487 | -9.62 | |
| 6000 | 900 | 100.429 | 91.120 | 9.27 | 85.400 | 78.500 | 8.08 | |



图 6 损伤位置在线识别算法流程图

Fig.6 Flow chart of online identification algorithm for damage location

定参数与变参数制孔切削力曲线对 比如图 7 所示。可以看出,3 种变参 数策略下,损伤界面处的切削力均比 固定参数制孔的切削力要低,说明变 参数策略有效降低了损伤位置处的 切削力,实现了二次损伤抑制,也证 明了识别算法对损伤界面的识别比 较准确。

3 复合材料分层损伤铆接 修复工艺研究

3.1 维修紧固件与分层修复试样

飞机复合材料结构中分层缺陷 的统计数据表明,厚度方向上的1/2 位置和1/4位置是关键损伤区域, 且90%分层损伤的等效尺寸小于 60 mm^[20]。在分层损伤铆接修复试 验中,以16层碳纤维增强环氧树脂 基复合材料试样为研究对象,几何尺 Table 5 Drilling parameter settings of fixed and variable parameters

表 5 固定参数与变参数的钻削参数设置

| h转速n/(r/min) | 进给速度 fl (mm/min) |
|--------------|--|
| 4500 | 500 |
| 4500, 6000 | 500 |
| 6000 | 500, 300 |
| 4500, 6000 | 500, 300 |
| | b转速n/(r/min) 4500 4500, 6000 6000 4500, 6000 |

寸为200 mm×30 mm×3.2 mm, 堆 叠顺序为[45/0/-45/90]_{2s}, 同时设计 了3种预制分层的复合材料试样来 模拟实际损伤, 如图8所示。在制备 预制分层复合材料试样时, 分别在层 压板厚度方向的1/2(中间)、1/4(底 层)和3/4(顶层)处插入贯穿形聚 四氟乙烯薄膜模拟分层损伤。预制 分层长度为10 mm、20 mm、30 mm、 40 mm、50 mm和60 mm。预制分层 损伤复合材料试样的详细信息如表 6 所示。在对分层损伤试样进行维修 时,铆钉安装在分层区域的中心,其 标称直径为 4.2 mm,杆长为 4 mm,沉 头角为 100°,沉头深度为 1.8 mm,夹 持厚度为 2.5~3.5 mm。盲铆钉紧固 件由螺母(Ti-6Al-4V)、螺钉(A286 不锈钢)、可变形衬套(304 不锈钢) 和拧紧螺母(软钢)组成。在铆钉紧 固件安装过程中,使用冲击扳手以









图 8 预制分层的复合材料试样及铆钉紧固件

Fig.8 Prefabricated laminated composite specimens and riveted fasteners

500 r/min 的速度驱动拧紧螺母。衬 套发生膨胀和塑性变形,抵靠表面形 成镦头。当驱动螺母的拧紧力矩达到 预定值时,螺钉杆和驱动螺母就会断 裂,完成铆钉紧固件的安装。

3.2 铆接修复结构动态性能分析

紧固件的安装和修复过程中,分 层的闭合会改变原始分层损伤构件 的结构特征,并影响其机械性能。因 此,对维修前后的分层损伤试样进行 了模态试验和压缩屈曲试验,以评估 分层对复合材料结构的影响以及钻 铆修复工艺的有效性。在本研究中, 使用锤击脉冲响应法评估了分层试 样和铆接修复试样的固有频率。分 层长度对分层损伤试样和铆接修复 试样前3个固有频率的影响如图9 所示^[21],分层损伤试样的前三阶固 有频率都随着分层长度的增加而单 调下降,当分层长度超过40 mm 时,

| 分层层间位置 | 分层长度/mm | 分层厚度位置 |
|---|---|--------|
| | 10 | 1/2 |
| | 20 | 1/2 |
| | 30 | 1/2 |
| 45/0/-45/90/45/0/-45/90/D/90/-45/0/45/90/-45/0/45 | 40 | 1/2 |
| | 分层长度/mm 分层厚度位 10 1/2 20 1/2 30 1/2 40 1/2 50 1/2 60 1/2 5 20 5 20 | 1/2 |
| | 60 | 1/2 |
| 45/0/-45/90/D/45/0/-45/90/90/-45/0/45/90/-45/0/45 | 20 | 1/4 |
| 45/0/-45/90/45/0/-45/90/90/-45/0/45/D/90/-45/0/45 | 20 | 3/4 |
| | | |

表 6 预制分层损伤试样的配置参数

Table 6 Configuration parameters of prefabricated layered damaged specimens

注: D 表示嵌入分层的位置。

曲线急剧下降。当分层长度从0增 大到60mm时,一阶频率从81.7Hz 降至79.65Hz,降低了约2.5%;而三 阶频率从1411.7Hz降至1187.3Hz, 降低了约15.9%。因此,高阶固有频 率对层间分层更敏感。根据经典结 构动力学理论,固有频率是质量和刚 度矩阵的函数,与结构刚度成正比, 而与其质量成反比。分层复合材料 构件的损伤局部可以视为两个独立 的薄层合板,由于两个独立子层合板 的等效刚度低于相同厚度的完整层





合板刚度,这导致分层试样的固有频 率降低。而对于铆接修复试样,尽 管固有频率的曲线都表现出与分层 试样相似的下降趋势,但这种趋势 更为平缓。特别是当分层长度超过 20 mm 时,铆接修复试样和分层试样 固有频率之间的差异变得明显。在 分层长度为60mm的情况下,铆接 修复试样的前3个频率分别为81.12 Hz、499.69 Hz 和 1340.3 Hz。与分层 试样相比, 增量分别为 1.8%、3.6% 和 12.9%。这是因为当铆钉紧固件预紧 载荷施加到分层区域时,分离的子层 压板被重新连接形成一个完整的结 构,铆接修复试样的刚度和固有频率 显著提高。

根据完整复合材料试样以及预 制损伤试样的固有频率,通过式(5) 计算维修效率,评估铆接修复工艺对 结构动态性能的维修有效性。

 $E_{\rm R} = \frac{F_{\rm repaired} - F_{\rm delam}}{F_{\rm intact} - F_{\rm delam}} \times 100\% \quad (5)$ 式中, $E_{\rm R}$ 是维修效率; $F_{\rm repaired}$ 、 $F_{\rm delam}$ 和 $F_{\rm intact}$ 分别是修复、分层和完整试 样的固有频率。

随着分层长度的增加,前3阶固 有频率的维修效率迅速上升,在分 层长度为40mm时到峰值,分别为 75.4%、70.8%和73%,然后逐渐下降 并趋于平稳,呈现出明显的两阶段趋 势。在维修效率增长阶段,铆接修 复试件的固有频率与完整试件的固 有频率基本相同,并保持相对恒定, 铆接修复工艺的修复效果逐渐突出。 就固有频率而言,单个铆钉紧固件的 最佳修复区域的直径为40mm。而 随着分层长度超过单个铆钉紧固件 的预紧作用范围,维修效率开始降 低,但维修效率仍保持在65%以上。

分层位置对分层损伤试样和铆 接修复试样前三阶固有频率的影响 如图 10 所示 [21],随着分层沿厚度方 向从下向上移动,分层试样的固有频 率逐渐降低,当分层位于中间平面 时,固有频率达到最小,然后按照对 称模式上升。分层复合材料试样的 等效刚度主要由子层合板中较厚的 一个决定,当分层位于试件的中间平 面时,两个子层压板的厚度相同,结 构的等效刚度最低。铆接修复后复 合材料试样的固有频率随分层位置 变化的曲线趋势与分层试样相似,而 铆接修复试样的固有频率比分层损 伤试样高得多。对于不同位置的分 层损伤,铆接修复方法的维修效率均 超过50%。值得注意的是,铆接修 复试样的固有频率相对于分层位置 并不对称。当分层损伤位于 3/4 厚 度位置时,铆接修复试样固有频率的 维修效率高于分层损伤位于 1/4 位 置时,前3个固有频率的维修率高 达 85.7%、93% 和 79%。这主要是由 于维修所使用的铆钉是沉头紧固件, 当分层处于 1/4 位置时,沉头孔穿透 厚的子层压板,降低该子层压板的刚 度,导致其固有频率的维修效率较 低。因此,在使用盲铆钉紧固件修复 复合材料层压板分层时,应考虑沉头 深度对结构性能的影响。

3.3 铆接修复结构静态压曲性能分析

除固有频率分析外,对分层和铆 接修复试件进行准静态压曲试验测 试。铆接修复前后具有不同损伤长 度分层损伤试样的压缩载荷 - 位移 曲线如图 11 所示 [21]。其中,复合材 料试样的压缩载荷 - 位移曲线可以 分为3个不同的阶段:线弹性阶段、 弯曲变形阶段、损伤扩展阶段。在初 始线弹性阶段,压缩载荷随位移线性 增加,在达到临界屈曲载荷后,试样 发生屈曲,曲线进入第2阶段;屈曲 失稳后试件仍保持其承载力,但曲线 斜率随着位移的增加而逐渐减小,直 到达到极限荷载;在峰值点之后,曲 线连续下降表明复合材料试样内萌 生损伤并扩展。分层试样的曲线与 完整试样一样,呈现3个典型阶段, 但在失效阶段,曲线骤降。这是由于 材料和界面的不连续性,在压缩屈曲 过程中,损伤试样内分层尖端出现拉 伸和滑动剪切应力,促进了层间分层 损伤的扩展,并最终导致结构承载能 力的损失。线性阶段和屈曲阶段之 间的载荷 – 位移路径的差异是分层 扩展能量的来源。此外,当分层长度 在 10~30 mm 之间时,随着分层长度 的增加,分层试样的极限失效位移 从 3.24 mm 逐渐减小到 1.83 mm,这 表明分层损伤试样承载能力和抗分







层传播能力下降。然而,所有铆接修 复试样大约在压缩 1.5 mm 时突然失 效,铆接修复降低了分层试样的最终 失效位移。这是由于铆钉紧固件位 于弯曲变形的焦点处,当试样弯曲变 形超过特定阈值时,沉头孔周围的复 合材料会被沉头压溃。当分层长度 大于 40 mm 时,分层试样的极限强 度逐渐降低,但极限失效位移保持相 对稳定,保持在 1 mm 左右,这表明 分层试样在屈曲过程中几乎丧失了 抵抗分层传播的能力。虽然铆接修 复可以恢复试件的承载能力,但由于 其预紧力作用范围不能完全覆盖分 层裂纹尖端,铆接修复试样的内部分 层也在屈曲变形的影响下迅速传播, 所以铆接修复试样的极限破坏位移 与分层试件基本一致。

修复前后具有不同损伤长度的 分层复合材料试件的极限强度和维 修效率如表 7 所示,其中极限强度的 维修效率由式(5)计算得出。随着 分层长度的增加,分层试样的关键屈 曲载荷逐渐减小。对于铆接修复试 样,分层区域的铆接紧固件增强了子 层压板之间的滑动剪切阻力,从而恢 复了结构的压缩性能。然而,当分层 长度为 10 mm 时,铆接修复导致结 构抗压强度的二次下降,铆接修复试 样的极限强度低于分层损伤试样,维



Fig.11 Compression load-displacement curves of specimens with varying delamination lengths before and after riveting

表 7 铆接前后不同损伤长度的试件极限强度

| Table 7 | Ultimate load of specimens with | different delamination lengths before and after ri | veting |
|---------|---------------------------------|--|--------|
| | | | |

| 分层长度/ | | 分层损伤试样 | 的极限强度/N | | 铆接修复试样的极限强度/N | | | | 姚椒盐玄/0/ |
|-------|--------|--------|---------|--------|---------------|--------|--------|--------|---------|
| mm | 试样 1 | 试样 2 | 试样 3 | 平均值 | 试样 1 | 试样 2 | 试样 3 | 平均值 | 细形双平/70 |
| 0 | 6205.9 | 6562.4 | 6120.4 | 6296.2 | — | — | — | | — |
| 10 | 6345.9 | 5968.9 | 6253.5 | 6189.4 | 6177.2 | 5814.9 | 6123.6 | 6038.6 | -141.2 |
| 20 | 5697.8 | 6110.5 | 5796.8 | 5868.4 | 6290.6 | 5823.1 | 6024.1 | 6045.9 | 41.5 |
| 30 | 5703.4 | 5647.9 | 5377.2 | 5576.2 | 5885.5 | 6039.9 | 6194.5 | 6040.0 | 64.4 |
| 40 | 5155.3 | 5146.7 | 5356.1 | 5219.4 | 5972.1 | 5678.6 | 5982.3 | 5877.7 | 61.1 |
| 50 | 5170.8 | 4821.1 | 5205.7 | 5065.9 | 5604.7 | 5250.5 | 5577.8 | 5477.7 | 33.5 |
| 60 | 5133.1 | 4943.4 | 4829.5 | 4968.5 | 4831.2 | 5071.9 | 5090.2 | 4997.8 | 2.2 |

52 航空制造技术·2024年第67卷第20期

修效率为-141.2%。这是因为紧固 件孔的制备客观上会对修复试样的 结构完整性造成二次退化,铆接修复 试样的修复效果主要由分层损伤、接 头孔和铆钉预紧力的相互作用决定。 对于分层长度为10mm的损伤,铆 接修复带来的益处不足以抵消钻孔 对结构的负面影响。因此,铆接修复 方法不适用于尺寸较小的分层损伤。

铆接修复前后具有不同损伤位 置分层损伤试样的压缩载荷 - 位移 曲线如图 12 所示^[21]。随着分层位 置的变化,分层试样压缩曲线的变化 趋势相似。然而,当分层损伤位于 3/4 时,铆接修复试样的曲线呈现两 阶段下降趋势。当分层位于沉头孔 区域时,由于铆钉沉头在屈曲过程中 的挤压,较薄的子层压板过早失效, 然后整个结构断裂。修复前后具有 不同损伤位置的分层复合材料试件 的极限强度和维修效率如表8所示。 当分层在中间平面时,分层试样的抗 压强度最低,与固有频率一致。铆钉 修复后,修复试件的承载性能提高,

维修效率保持在30%~50%,分层位 置主要影响铆接修复结构的失效模 式,而不是承载性能。

3.4 铆接修复工艺损伤修理容限分析

为了更好地评估铆接修复工艺 的损伤修理容限,对修复前后分层试 件的极限强度进行三维数据拟合,如 图 13 所示^[21]。可以很容易地观察 到,数据拟合曲面随着分层长度的增 加而逐步减小,并且随着位置的变化 呈现对称趋势,其中分层长度的影响 更为显著。分层试件和修复试件的 数据拟合曲面在分层长度为15 mm 时相交。分界线将铆接修复工艺的 修复效果分为弱化范围和强化范围。 对于较小的分层损伤尺寸,铆钉修复 试样的极限强度低于分层损伤试样, 钻铆修复对复合材料分层损伤结构 的强度恢复有负面影响,维修效率的 等值云图如图 13 (b)所示。当分层 尺寸超过15mm后,钻铆修复工艺 对复合材料分层试样产生了积极影 响。当分层长度约为35 mm时,单 个铆钉的维修效率达到最高。随着

分层尺寸继续增加到 60 mm 后, 铆 接修复试样的极限强度与分层损伤 试样基本相同,维修效率接近于0。 因此,单个铆钉的分层尺寸修复范围 在 20~60 mm, 其中 35 mm 是单个铆 钉的最佳分层修复尺寸。

复合材料分层损伤机器人 4 自动钻铆原位修复系统

4.1 自动钻铆系统硬件组成

针对军机复材壁板体积大、型面 复杂、原位修复无装配型架支撑,钻铆 点位需要根据损伤区域特性实施规划 调整的特点,构建以机器人为载体的 自动钻铆系统,如图14所示。该系统 的硬件由工业机器人及其控制柜、钻 铆多功能末端执行器等设备组成。

工业机器人作为整套系统中最 主要的运动组成部分,负责将钻铆多 功能末端执行器移动至待加工位置, 实现大范围、高精度的运动。根据钻 铆多功能末端执行器的质量以及加 工过程中所受到的加工反作用力,确 定采用 500 kg 级 ER500-2800 型工





Fig.12 Compression load-displacement curves of specimens with varying delamination positions before and after riveting 表 8 铆接前后不同损伤位置的试件极限强度

| | Table of Ortifiate load of specificers with unrefert defainmation locations before and after rivering | | | | | | | | |
|------|---|--------|---------|--------|---------------|--------|--------|--------|--------|
| | | | | | | | | | |
| 分尾位置 | | 分层损伤试样 | 的极限强度/N | | 铆接修复试样的极限强度/N | | | | 维修动索/% |
| 刀石區直 | 试样 1 | 试样 2 | 试样 3 | 平均值 | 试样 1 | 试样 2 | 试样 3 | 平均值 | |
| 1/4 | 6267.3 | 6054.7 | 5842.3 | 6054.8 | 5994.1 | 6013.3 | 6402.6 | 6136.7 | 34 |
| 1/2 | 5697.8 | 6110.5 | 5796.8 | 5868.4 | 6290.6 | 5823.1 | 6024.1 | 6045.9 | 41.5 |
| 3/4 | 5889.7 | 6024.1 | 6158.7 | 6024.2 | 6065.9 | 6027.6 | 6364.5 | 6152.7 | 47.2 |

aimons with different delemination leastions T-11-0 TTM:

2024年第67卷第20期·航空制造技术 53





Fig.13 Fitting surfaces of ultimate load for delaminated specimens and riveted specimens^[21]

业机器人,该机器人重复定位精度为 ±0.1 mm。钻铆多功能末端执行器 是整套系统中的加工核心部件,制孔 模块能够保证稳定进给,并且电主轴 作为关键部件能满足加工精度要求; 压紧模块可以在制孔加工前实现稳 定压紧;铆接模块可以实现可靠插 钉并完成铆接任务;检测模块能够 实现加工中所有检测任务。各模块 功能测试结果如表9所示。

4.2 自动钻铆修复系统组态

系统组态是将复合材料机器人 自动钻铆修复系统的硬件、软件有机 结合起来,进而保证系统精准完成自 动钻铆修复工作,主要由上、下位机 组成。上位机 PC 工作站是整个系统 的大脑,集成整个系统的控制软件, 负责各个设备工作指令的下达;下位 机 PLC 将整个系统的各个设备连接 起来,作为上位机工作指令的中转 站。出于将整体系统高度集成化的 目的,将采用现场总线的方式将各 个部件联系成一个整体,以上位机 作为控制中心对各个子系统进行调 控。在本系统中主要以现场总线系 统 EtherCAT 及工业以太网 Ethernet 两种方式构建通信网络,其中工业以 太网 Ethernet 主要实现上位机对机 器人发送运动点位信息以及上位机 接收机器人的位姿反馈、末端执行器 电机控制、测量装置的检测控制及数

54 航空制造技术·2024年第67卷第20期



图 14 工业机器人自动钻铆修复系统及各模块 Fig.14 Industrial robot automatic drilling and riveting repair system and modules

表 9 工业机器人各模块功能测试 Table 9 Functional testing of industrial robot modules

| 模块 | 功能 | 测试结果 |
|---------------|-------------------|---|
| | 电主轴启停 | 平稳,无明显振动 |
| 判订 措 持 | 电主轴圆跳动 | 轴向 0.003 mm,径向 0.004 mm |
| 前11次伏 | 通信测试 | 可通过上位机对电主轴与电机进行控制 |
| | 电机启停振动 | 平稳,无明显振动 |
| 工区措持 | 气缸 200 kPa 自由滑动测试 | 气缸运行平稳,无冲击\振动\爬行 |
| 压系快伏 | 输出压力 | 2.5~1000 N |
| 御拉措持 | 气缸 200 kPa 自由滑动测试 | 气缸运行平稳,无冲击\振动\爬行 |
| 圳女侠状 | 铆接机构测试 | 可实现 $\Phi4 \text{ mm}$ 和 $\Phi5 \text{ mm}$ 铆钉的插钉铆接 |
| 松测措持 | 双目视觉系统 | 拍摄图像满足要求 |
| 徑侧快块 | 各项传感器 | 数据采集正常,各项指标均正常 |

据传输。现场总线 EtherCAT 基于工 业以太网技术的自动化总线标准,不 仅可以降低现场总线的使用成本,还 具有运动控制、分布式自动化及网络 安全等特点,而且该总线可以完全兼 容工业以太网。复合材料工业机器 人自动钻铆修复系统硬件组态如图 15 所示。

系统的控制软件以分层化设计 划分整体控制系统,根据不同的功能 需求将整体软件框架划分为不同的 层次,这种做法可以使软件系统更高 效地运行。本文将系统软件分为3 层。(1)交互层,包括人机交互、损 伤缺陷加载、修复点位生成、NC指 令生成等功能。(2)规划层,主要有 机器人运动任务规划、传感器数据接 收与处理等功能。(3)传输层,主要 功能是作为通信信息传输的中间过渡 层,遵循相应的通信协议及逻辑顺序 将软件与硬件设备的信息进行交互。

4.3 原位钻铆修复工艺方法与流程

在完成对末端执行器与机器人 的功能集成后,进行了分层损伤原位 钻铆修复试验,修复加工对象为带有预制分层损伤的厚度 6 mm 的复合材料板,修复孔径为 Φ4 mm。机器 人复合材料修复系统使用超声相控 阵传感器对航空复合材料构件内部 分层损伤的深度、位置及形状进行检 测。损伤数据传输给复合材料智能 修复软件进行处理^[22],软件界面如 图 16 所示。

在软件中对采集到的损伤图像 进行灰度化处理,并使用高斯滤波器 进行平滑处理去除噪声,即

$$G(x, y) = \frac{1}{2\pi\sigma^2} \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{2\sigma^2}\right)$$
(6)

式中,G(x, y)为高斯滤波器的值; σ 为标准差;x,y为像素的横、纵坐标。

然后,计算图像的梯度幅值和方 向,并通过非极大值抑制方法保留局 部极大值,应用双阈值方法来区分强 边缘和弱边缘。最后,通过滞后阈值 法连接边缘,形成连续的损伤轮廓。

根据连续的损伤轮廓求解最小 外接椭圆。首先,初始化椭圆参数, 以轮廓的重心为初始中心。接着,迭 代计算每个点到椭圆的归一化距离 $u_k = (P_k - c)^T A (P_k - c),找到距离最$ $大的点 <math>P_{max}$,并据此更新椭圆的形状 矩阵 A 和中心 c_o

$$\begin{cases} A_{t} = \frac{d^{2} - 1}{d^{2}} A + \frac{1}{d^{2}} A(P_{\max} - c)(P_{\max} - c)^{T} A \\ c_{t} = c + \frac{1}{d^{2}} A(P_{\max} - c) \end{cases}$$
(7)

式中,d为维度(对于二维平面,d=2)。 重复这一过程,直到归一化距离的 变化小于设定的阈值,完成收敛;k为损伤轮廓上任意一点;t为迭代次 数。最终,输出椭圆的中心c和形状 矩阵A,得到最小外接椭圆的方程: $(P_{k}-c)^{T}A(P_{k}-c)=1$ 。该最小外接 椭圆可以被等效为损伤区域,方便后 续钻铆点位的布置。

根据 3.4 节给出的航空复合材 料损伤修复工艺要求,以单个铆钉的 最佳分层修复尺寸 35 mm 为初始阈 值,阈值的上下限为单个铆钉的分层 尺寸修复范围,即 20~60 mm。为获 得最优的钻铆修复点位,随机在椭圆



Fig.15 Hardware configuration of industrial robot automatic drilling and riveting system





图 16 复合材料智能修复软件界面^[22] Fig.16 Interface of intelligent repair software for composite materials^[22]

内生成一组钻铆点,并将这组点作为 优化的初始点。计算当前点集合的 覆盖半径,即能够覆盖所有点的最小 半径。使用最小边界矩形的对角线 来估计覆盖半径,通过遗传算法不断 调整点的位置,以最小化覆盖半径, 同时确保任意两点之间的距离不超 过预设的阈值,直到满足覆盖半径不 再显著变化则停止迭代。每对点之 间的距离都满足阈值范围则说明规 划的钻铆点集合满足航空复合材料 损伤修复工艺的需求,并将钻铆点集 合转化为驱动机器人运动的 NC 文 件,其中还包含机器人运行速度、末 端压力脚压力值以及用于变参数的 两组加工参数等。

机器人按照NC文件运动到相 应的钻铆点位,进行末端执行器姿态 调整确保制孔法向准确;机器人各 轴锁定,末端执行器开始进行制孔任 务,首先末端压力脚以设定好的压力 推出并压紧在复合材料表面,主轴旋 转及主轴进给电机快进,切削力采 集、滤波以及叠层界面识别算法程序 开始运行,实时对制孔切削力进行处 理。当进给到Position=1时刀具刚 接触复合材料,此时制孔参数采用第 1组加工参数;当监测Position=2时 可判定刀具到达损伤位置,此时采 用第2组加工参数制孔,直至到达 Position=3结束制孔。根据孔径信息 给送钉箱发送铆钉型号信息,实现送 钉-插钉-铆接一系列操作。机器 人依次移动到规划的钻铆点位进行 制孔铆接,最后完成复合材料分层损 伤钻铆原位修复。

加工试验结果如图 17 所示,对 复合材料板件修复的制孔误差范围 在 8~15 μm 内,制孔精度可以达到 H8,超过制孔精度 H9 要求。制孔频 率可达到 3 s/个,单个拉铆时长为 3.6 s,试验过程中未出现制孔拉铆安全 故障,且铆接质量良好。

5 结论

本文开展了含分层损伤缺陷复 合材料壁板自动钻铆修复机理与工 艺研究,揭示了含分层损伤复合材料 钻削加工二次损伤扩展机理,探究了 铆接修复工艺的补强机理以及损伤 修理容限,研制了钻铆维修任务智能 规划的机器人原位钻铆修复装备,主 要研究结果如下。

(1)设计了含分层损伤复合材 料构件钻削试验,研究了分层损伤构 件钻削特性。通过对比完好区域和 损伤区域钻削力曲线特征,发现损伤 区域钻削力曲线在缺陷位置表现出







(c)铆接侧面效果图 17 钻铆效果图Fig.17 Drilling and riveting effect

明显的下凹。根据下凹特征,建立了 钻削力曲线预测模型,设计了切削力 关于时间积分的差值判定损伤界面 识别算法,结合变参数策略实现了损 伤界面参数调控,有效降低了损伤界 面的轴向力,可避免初始分层损伤的 扩展。

(2)通过评估静态和动态特性,对 损伤修复前后分层试件的固有频率、 振型、承载响应和失效机理进行了细 致的表征。对于含分层损伤复合材料 构件的抗压承载力,存在一个分层尺 寸阈值,分层尺寸阈值决定了钻铆修 复工艺的有效性。如果分层尺寸小于 20 mm,钻孔对结构完整性造成的损害 超过了铆钉维修带来的益处,从而对 修复试样的强度产生不利影响。如果 分层尺寸大于 60 mm,单个铆钉预紧 力的作用无法覆盖整个分层区域,需 要在分层区域增加铆钉数量。单个铆 钉的最佳维修尺寸是 35 mm。

(3)分层损伤机器人原位钻铆 修复系统具备灵活、数字化和模块化 的特性,该系统不仅能够进行待修复 工件的检测、修复工艺的制定与钻铆 点的规划,还能够实现自适应制孔和 铆接修复,同时保证了制孔铆接质量 和加工节拍,完全符合军机复材壁板 修复技术的要求。

为了进一步提高机器人钻铆系 统在修复领域的可靠性和稳定性,后 续应通过大量工艺试验进行系统的 优化,实现该系统在军机复材壁板修 复中的工程应用。

参考文献

[1] 袁晓龙,田卫,高兰宁.大型复合材 料主承力构件制造技术综述[J]. 航空制造技 术, 2009, 52(22): 32–35.

YUAN Xiaolong, TIAN Wei, GAO Lanning. Summary of manufacturing technology of large composite primary-load-carrying structure[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2009, 52(22): 32–35.

[2] ZHANG Y D, HUANG K, SUN R Q, et al. Effect of embedded delamination on the compression performance of carbon fiber reinforced composites[J]. Composite Structures, 2022, 281: 115063.

[3] ZOU J C, LEI Z K, BAI R X, et al. Damage evolution and failure mechanism of asymmetric composite laminates under lowvelocity impact and compression after impact[J]. Thin-Walled Structures, 2023, 182: 110177.

[4] WANG Z G, ZHAO M Q, LIU K, et al. Experimental analysis and prediction of CFRP delamination caused by ice impact[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2022, 273: 108757.

[5] HU P, PULUNGAN D, TAO R, et al.

Influence of curing processes on the development of fiber bridging during delamination in composite laminates[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2021, 149: 106564.

[6] 赵丽滨, 龚愉, 张建宇. 纤维增强复 合材料层合板分层扩展行为研究进展[J]. 航 空学报, 2019, 40(1): 166–194.

ZHAO Libin, GONG Yu, ZHANG Jianyu. A survey on delamination growth behavior in fiber reinforced composite laminates[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2019, 40(1): 166–194.

[7] 赵洁,陆华,王明春. 筋条分层损伤 复材加筋壁板的稳定性分析及修理[J]. 机械 强度, 2016, 38(4): 871-874.

ZHAO Jie, LU Hua, WANG Mingchun. Stability analysis and repair of stiffened composite wall slab with a delaminatong at the stringer interface[J]. Journal of Mechanical Strength, 2016, 38(4): 871–874.

[8] 李鹏, 黎泽金. 复合材料分层缺陷钉 连修理强度恢复能力研究[J]. 飞机设计, 2022, 42(2): 17–20.

LI Peng, LI Zejin. Research on repairing strength of composite material layered defects and nail connection[J]. Aircraft Design, 2022, 42(2): 17–20.

[9] 王遥,曹东风,胡海晓,等.单螺栓修 复对含冲击损伤碳纤维/环氧树脂复合材料层 合板压缩承载能力的影响[J].复合材料学报, 2020, 37(11): 2833–2843.

WANG Yao, CAO Dongfeng, HU Haixiao, et al. Effect of single-bolt repair on compression capability of carbon/epoxy composite laminates containing impact damage[J]. Acta Materiae Compositae Sinic, 2020, 37(11): 2833–2843.

[10] 陈燕, 葛恩德, 傅玉灿, 等. 碳纤维 增强树脂基复合材料制孔技术研究现状与展 望[J]. 复合材料学报, 2015, 32(2): 301-316.

CHEN Yan, GE Ende, FU Yucan, et al. Review and prospect of drilling technologies for carbon fiber reinforced polymer[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2015, 32(2): 301–316.

[11] SINGH A P, SHARMA M. Modelling of thrust force during drilling of fibre reinforced plastic composites[J]. Procedia Engineering, 2013, 51: 630–636.

[12] HOU G Y, LUO B, ZHANG K F, et al. Investigation of high temperature effect on CFRP cutting mechanism based on a temperature controlled orthogonal cutting experiment[J]. Composite Structures, 2021, 268: 113967.

[13] MENG Q X, CAI J, CHENG H, et al. Investigation of CFRP cutting mechanism variation and the induced effects on cutting response and damage distribution[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 106(7): 2893–2907.

[14] KATNAM K B, DA SILVA L F M, YOUNG T M. Bonded repair of composite aircraft structures: A review of scientific challenges and opportunities[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2013, 61: 26–42.

[15] LIU H B, LIU J, HALL Z E C, et al. Modelling the effects of patch-plug configuration on the impact performance of patch-repaired composite laminates[J]. Composites Science and Technology, 2023, 233: 109917.

[16] SANTHANAKRISHNAN BALAKRISHNAN V, SEIDLITZ H. Potential repair techniques for automotive composites: A review[J]. Composites Part B: Engineering, 2018, 145: 28–38.

[17] POURDADASH FARDNAM A, MALEKI A, AHMADI NAJAFABADI M. Investigation of buckling of laminated composites repaired by resin injection using acoustic emission and cohesive zone simulation method[J]. Composite Structures, 2022, 298: 116008.

[18] PARK S S, CHOE H S, KWAK B S, et al. Micro-bolt repair for delaminated composite plate under compression[J]. Composite Structures, 2018, 192: 245–254.

[19] KANG G S, KWAK B S, CHOE H S, et al. Parametric study on the buckling load after micro-bolt repair of a composite laminate with delamination[J]. Composite Structures, 2019, 215: 1–12.

[20] FU H M, ZHANG Y B. On the distribution of delamination in composite structures and compressive strength prediction for laminates with embedded delaminations[J]. Applied Composite Materials, 2011, 18(3): 253–269.

[21] MI S Q, HU J S, XUAN S Y, et al. Effect of blind-bolt repair method on vibration and compression characteristics of delaminated composite aircraft panels[J]. Composites Science and Technology, 2024, 251: 110580.

[22] 胡俊山, 李正平, 田威, 等. 一种航 空复合材料分层损伤结构智能钻铆修复方法 及系统: CN118504241A[P]. 2024-08-16.

HU Junshan, LI Zhengping, TIAN Wei, et al. An intelligent drilling and riveting repair method and system for layered damaged structures of aviation composite materials: CN118504241A[P]. 2024–08–16.

(下转第67页)



引文格式: 铁瑛, 范聪杰, 张臻臻. 自修复愈合剂添加方式对CFRP复合材料层间韧性的影响研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 58-67.

TIE Ying, FAN Congjie, ZHANG Zhenzhen. Study on impact of self-healing agent addition methods on interlayer toughness of CFRP composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 58–67.

自修复愈合剂添加方式对CFRP复合材料层间 韧性的影响研究^{*}

铁 瑛,范聪杰,张臻臻

(郑州大学,郑州 450000)

[摘要] 采用试验和仿真结合的方法研究了热塑性材料聚乙烯 – 甲基丙烯酸(Poly ethylene-co-meth acrylic acid, EMAA)添加方式对碳纤维增强复合材料(Carbon fiber reinforced polymer, CFRP) 层间韧性的影响。首先将 EMAA 制作为直径 1.2 mm 和 50~75 µm 的细丝,然后分别以缝合和铺层的方式添加到 CFRP 复合材料中,通过调整缝线间 距和铺层密度研究 EMAA 添加方式及含量对 CFRP 复合材料 I 型层间断裂韧性和自修复效率的影响。结果表明,添加 EMAA 能显著增加 CFRP 复合材料的 I 型层间断裂韧性,缝线增韧和铺层增韧时分别提升了 110% 和 402%。此外,采用内聚力模型(Cohesive zone model, CZM)进行数值分析进一步证明了 EMAA 能够增强 CFRP 复合材料 I 型层间断裂韧性。经过热修复后再次进行双悬臂梁(Double cantilever beam, DCB)试验,发现采用缝线增韧和铺层增韧的 CFRP 复合材料层间韧性得到有效恢复,修复效率达到 85% 和 105%。

关键词:碳纤维增强复合材料(CFRP);聚乙烯-甲基丙烯酸(EMAA); [型层间断裂韧性;增韧;自修复 DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.058



铁 瑛 教授,博士,研究领域为复合材料 结构设计与损伤分析。

58 航空制造技术・2024年第67卷第20期

碳纤维增强复合材料(Carbon fiber reinforced polymer, CFRP)是 一种高性能的复合材料,具有高强 度、低质量、耐腐蚀等优点,被广泛应 用于航空航天、汽车、医疗器械、建筑 材料等领域^[1-3]。CFRP复合材料在 外来冲击载荷等因素的影响下,易产 生分层损伤和基体开裂,难以发现和 修复,导致其力学性能和结构完整性 出现严重下降或直接失效,形成重大 安全隐患^[4-6]。

为了解决 CFRP 复合材料易产 生分层受损的问题,近几年国内外学 者针对 CFRP 复合材料层间增韧和 修复领域展开了诸多研究^[7-8]。传统 修复方法有机械连接修补^[9]、胶接修 补^[10]、树脂注射修补^[11]等,但这些 方法容易对 CFRP 复合材料自身造 成损伤,降低其力学性能,同时也影 响其零部件的功能性。因此,随着技 术的发展,自修复方法被逐渐研究出 来。目前,主流的自修复方法有中空 增强纤维法^[12]、微型胶囊法^[13]、添加 热塑性材料法^[14]等,其中添加热塑 性材料法因不需要添加额外的催化 剂,且可重复利用、高韧性、长有效期 等特点^[15]逐渐得到应用。聚乙烯-甲基丙烯酸(Poly ethylene-co-meth acrylic acid, EMAA)是一种常用的 自修复热塑性材料,因其较高的韧 性、良好的流动性及热响应性,被应 用于 CFRP 复合材料层间增韧和损 伤修复领域^[16]。

为了探明 EMAA 对 CFRP 复合 材料层间韧性和修复性能的影响,国 内外许多学者进行了相关研究。文

^{*}基金项目:国家自然科学基金(52175153)。

立伟等[17]针对传统复合材料层合 板层间强度低、易产生分层损伤等 特点,采用缝合工艺提高复合材料 的层间韧性,通过双悬臂梁(Double cantilever beam, DCB)试验,研究 EMAA 缝合密度对 CFRP 复合材料 I型层间断裂韧性 G_{IC} 的影响,结果 表明,缝合密度增大,试件的层间断 裂韧性 G_{IC} 也会增大。Wang 等^[18] 在 CFRP 复合材料不同层之间放置矩形 贴片,并进行 DCB 和短梁剪切试验, 发现添加 EMAA 能够提高 CFRP 复 合材料层间断裂韧性,但会降低层间 剪切强度。Pingkarawat等^[19]研究了 静态载荷下 EMAA 对 CFRP 复合材 料分层损伤的修复作用,结果表明, EMAA 能够完全恢复 CFRP 复合材 料层间断裂韧性,且可以在多个修复 周期保持高愈合效率。Varley等^[20] 研究了 EMAA 在碳纤维环氧树脂增 强复合材料中的愈合效果,结果表 明,层合板I型断裂韧性可以被修复, 且修复效率随着 EMAA 浓度的增加 而增加。Meure 等^[21] 发现 EMAA 能 够修补环氧树脂基复合材料,提高其 层间断裂韧性,并研究了 EMAA 在 环氧树脂中的修复效率与自修复机 理。申艳娇等^[22]将EMAA 缝线沿 CFRP 复合材料厚度方向进行缝合 和平面方向编入,并制作成 DCB 试 件,试验结果表明,添加 EMAA 自修 复网络的层合板层间断裂韧性提高 了 116%。

为了探究如何令 EMAA 发挥出 更优异的增韧和自修复性能,本文将 EMAA 制成直径 1.2 mm 和 50~75 μm 的细丝,分别以缝合和铺层的形式 添加到 CFRP 复合材料,制作出不 同缝线间距和不同铺层密度的 DCB 试件,完成 DCB 试验。通过载荷-张口位移曲线和 I 型层间断裂韧 性 *G*_{IC}-有效裂纹长度曲线来分析 EMAA 添加形式(含量)对 CFRP 复 合材料层间韧性的影响,同时基于内 聚力模型完成与 DCB 试验对应的有 限元仿真,并将所得试验结果与数值 模拟结果进行对比,验证数值模拟的 准确性。

1 试验材料及测试方法

1.1 材料准备

用于制造 CFRP 复合材料的原 材料选用 T300 碳纤维平纹机织预 浸料,威海光威复合材料股份有限公 司生产; EMAA 选用 Nucrel[®]960 (美 国杜邦公司,密度 0.940 g/cm³、软化 温度 67 ℃、熔融温度 92 ℃)。采用 TSE-20 同向双螺杆挤出机对 EMAA 颗粒进行二次加工。首先对挤出机 进行调试,保证 EMAA 颗粒顺利熔 融,然后在挤出机出口处将熔融态的 EMAA 以线状穿过冷却池冷却,并将 其一端固定在牵引机上,通过调节牵 引机转速得到直径 1.2 mm 和 50~75 µm 的 EMAA 细丝。EMAA 细丝直 径与牵引机转速换算方式如下。

$$d_1 = d_2 \sqrt{\frac{\nu}{\pi dn}} \tag{1}$$

式中, d₁为 EMAA 细丝 直径; d₂为 挤出机出口处于熔融态的 EMAA 细 丝直径,取4mm; v为挤出机出口熔 融态 EMAA 的产出速度,取 600 mm/min; d为牵引机滚筒直径,取 500 mm; n为牵引机转速, r/min。

1.2 试件制备

试件由 12 层碳纤维平纹机织预 浸料构成,每层厚度 0.25 mm,均由 经向纤维和纬向纤维交叉编织而成, 平面铺层尺寸为 200 mm×20 mm, 两种直径的 EMAA 细丝分别以缝合 和铺层的形式添加到 CFRP 复合材 料。由于 DCB 试验测试 I 型层间断 裂韧性时,试件因受剪切变形影响较 大导致计算出的断裂能 G_{IC} 不准确, 所以需要提前设置预裂纹以确保试 验的准确性。因此在制作试件时,会 预先在中间界面铺设一层 Teflon 薄 膜以形成预裂纹,进而减小剪切变形 对结果的影响,本试验中预裂纹长度 取 55 mm。

完成层合板初步制备后,选用 QMC-100模压机(东莞市桥连机械 有限公司)并采用分段加热加压的方 式对预制件进行固化。出模后等待模 具冷却至室温取出试件,并做好分类 标记。试件分为3类:(1)无EMAA 添加试件(Unreinforced laminate, URL);(2)EMAA 缝线缝合试件 (EMAA stitched laminate, ESL),采用 直径 1.2 mm 的 EMAA 细丝对中间 8 层预浸料进行缝合;(3) EMAA 细 丝铺层试件(EMAA lay-up laminate, ELL),在第6和第7层预浸料之间铺 设直径为 50~75 µm 的 EMAA 细丝。 试件 EMAA 添加参数及添加形式 见表1,其中ESL和ELL两类试件 按照序列号一一对应,确保对应试 件中 EMAA 含量相同。试件加工 完成后,使用型号为LJM-170的胶 膜在预裂纹端上下表面与铝片、铰 链进行粘结。

1.3 DCB 试验

如图1所示,选用WDW-300的 万能拉伸试验机对制备的复合材料 层合板进行I型层间断裂韧性测试。 由于层间断裂韧性可看作在特定应 变能释放率条件下材料对裂纹扩展 的抵抗能力,即在特定测试条件下, 层间断裂韧性在数值上等于应变能 释放率,因此直接测量层间断裂韧 性需通过标准的断裂韧性试验。本 研究采用 DCB 试验, 根据 ASTM-D5528—01标准^[23],对URL、ESL、 ELL 3 种试件进行 DCB 试验。在试 件的端部以2mm/min的速度进行加 载,从预裂纹尖端开始每5mm做一 个标记,直至裂纹长度达到 80 mm, 并且在每一个标记位置记录其对应 的张口位移、拉伸载荷及有效裂纹长 度。基于试验得到的数据,按照修正 梁理论完成 CFRP 复合材料 I 型层 间断裂韧性 $G_{\rm IC}$ 的计算 (式(2))^[24], 并绘制 I 型层间断裂韧性 G_{IC}-有效 裂纹长度曲线。



$$G_{\rm IC} = \frac{3P\delta}{2b(a+|\Delta l|)} \tag{(4)}$$

式中, G_{IC} 为 I 型层间断裂韧性(应 变能释放率), kJ/m²; P 为拉伸载荷; δ 为裂纹张口位移; b 为 DCB 层合 板试件的宽度; a 为有效分层裂纹长 度,即预裂纹与试验产生裂纹长度之 和; Δl 是一个修正因子,用于考虑分 层裂纹尖端的垂直位移和旋转效应, 该修正因子根据初始裂纹长度确定, 由于本试验中设置了 55 mm 的预裂 纹,极大程度上避免了剪切变形的干 扰,所以 Δl 取 0^[25]。

在完成 DCB 拉伸试验后,将 ESL、ELL 试件置于 150 ℃、20 kgf/ cm² 条件下加热 30 min,使 EMAA 熔化流动达到修复分层损伤的目的, 随后再次对试件进行 DCB 试验,与 修复前保持相同的加载条件。

为了分析 EMAA 添加形式(含量)对 CFRP 复合材料层间韧性的 影响,将载荷-张口位移、I 型层间 断裂韧性 G_{IC}、层间增韧率 w、层间韧 性修复率 u 作为 CFRP 复合材料层 间韧性的表征参数,其中层间增韧率 w、层间韧性修复率 u 计算方式为

$$w = \frac{G_{\rm IC_1} - G_{\rm IC_0}}{G_{\rm IC_0}} \times 100\%$$
(3)
$$u = \frac{G_{\rm IC_{\rm HME}}}{G_{\rm IC_{\rm HME}}} \times 100\%$$
(4)

式中, $G_{IC_{I}}$ 为 ESL、ELL 试件的层间 断裂韧性; $G_{IC_{0}}$ 为 URL 试件的 I 型 层间断裂韧性; $G_{IC_{\#2m}}$ 、 $G_{IC_{\#2m}}$ 为同一 试件修复前后的 I 型层间断裂韧性。

表 1 试件种类 Table 1 Specimen types

2)





(a)预制件
 (b)DCB拉(
 图1 预制件及 DCB 拉伸试验平台

Fig.1 Prefabricated components and DCB tensile test platform

2 DCB 有限元仿真

2.1 层间本构模型

有限元仿真模型中采用 Cohesive 单元模拟 CFRP 复合材料拉伸过程 中的分层损伤,并以双线性本构模 型作为损伤判定准则,如图 2 所示。 Cohesive 单元分层失效分为两个阶 段:当 $0 < \delta' < \delta_0$ 时, Cohesive 单元处 于线弹性阶段(阶段 1),即层间未发 生损伤;当 $\delta_0 < \delta' < \delta_{max}$ 时, Cohesive 单元进入刚度退化阶段,直至单元彻 底失效(阶段 2)。

Cohesive 单元采用二次名义应 力准则来确定初始损伤^[24],即

$$\left(\frac{\sigma_{\rm n}}{N}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{\rm s}}{S}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{\rm t}}{T}\right)^2 = 1 \quad (5)$$

式中, σ_n 、 σ_s 、 σ_t 分别为拉伸过程中, Cohesive 单元实际受到的法向应力 和两个切向应力;N和S、T分别为 Cohesive 单元的法向和两个切向强度。

损伤演化规律采用基于能量释 放率的 B-K 准则^[24],即

$$G^{c} = G_{n}^{c} + (G_{s}^{c} - G_{n}^{c}) \left(\frac{G_{s}^{c} + G_{t}^{c}}{G_{s}^{c} + G_{n}^{c} + G_{t}^{c}} \right)^{\eta}$$
(6)

式中, G_n 表示 Cohesive 单元法向开裂 所需的断裂能; G_s 和 G_t 表示 Cohesive



注: δ 表示形变量; σ 表示应力; σ_{max} 表示Cohesive单元进入退化前所能承受的最大应力值; δ_0 表示Cohesive单元由线弹性阶段转到刚度退化阶段的节点; δ_{max} 表示Cohesive完全失效时的形变量。M、K、L分别表示3个状态,M为Cohesive单元处于线弹性阶段的极限状态;K表示Cohesive单元处于刚度退化状态;L表示Cohesive单元完全失效。

图 2 Cohesive 单元的双线性本构模型 Fig.2 Bilinear constitutive model of Cohesive element 单元切向开裂所需的断裂能; G为 Cohesive 单元开裂所需的总断裂 能; η 为描述裂纹扩展行为的常数, $\eta=1.45^{[26]}$ 。

2.2 DCB 有限元模型

双悬臂梁模型工件尺寸为 200 mm×20 mm×3.02 mm,分为上下双 悬臂梁,单悬臂梁厚度为 1.5 mm,两 悬臂梁之间设置 Cohesive 单元模拟 加载过程中预裂纹的产生与扩展, 层间单元厚度为 0.02 mm,预裂纹长 度为 55 mm,下悬臂梁 RP-2 处约束 其除转动之外的自由度,上悬臂梁 RP-1 处施加 100 mm 的位移。有限 元模型材料属性见表 2^[27]。

CFRP 复合材料层合板采用八 节点六面体线性非协调模式单元 (C3D8I)进行网格划分,层间单元和 EMAA 缝线采用粘性单元(COH3D8) 进行网格划分,厚度为 0.02 mm,粘性 系数为 1×10⁻⁵。综合考虑计算效率 与计算精度,DCB 模型的网格尺寸设 置为 1 mm,有限元模型如图 3 所示。

由于 ELL 中的 EMAA 细丝在试 件加工过程中会均匀分布在粘结界 面,无具体结构,所以 URL、ELL 两 种试件结构相同。不同之处: ELL 试 件中采用的 Cohesive 单元参数高于 URL 试件,并且在 ELL 试件进行热 修复之后, EMAA 会重新熔化流动覆 盖在分层界面,不改变试件结构,在 有限元模型中表现为 Cohesive 单元 参数的变化。

ESL 试件中的 EMAA 缝线以圆 柱体结构存在并均匀分布在试件中, 采用含 Cohesive 单元的粘聚层模型 来表征 EMAA 的性能。即,将 EMAA 缝线按其横截面积在有限元模型中 等效为面积相等的粘聚层,且 EMAA 粘聚层在模型中的分布位置与试件 中 EMAA 缝线分布情况相对应。热 修复后, ESL 试件中的 EMAA 熔化 并漫延至缝线孔附近修复裂纹,其分 布形状近似为圆形。在有限元模型 中,通过改变粘聚层面积来模拟修 复前后 EMAA 缝线的变化,但为了 简化模型,建模时将 EMAA 分布区 域等效为面积相等的正方形粘聚区。 以 ESL-1 试件为例,修复前后粘聚层 在有限元模型中的分布如图 4 所示。

3 结果与讨论

3.1 试验与仿真结果对比验证

图 5 展示了 URL-1、ESL-1、ELL-1 3 种试件在 DCB 试验中修复前后的 载荷 – 张口位移试验,以及相应的有 限元仿真结果。可以看出,试验和仿 真得到的载荷 – 张口位移曲线趋势 基本一致。

如图 5 (a) 所示, URL 试件所 受载荷先呈线性增加,然后随着裂纹 扩展呈锯齿状下降,这一现象是由于 横向纤维在拉伸过程中断裂导致消 耗一部分能量,从而增强局部层间韧 性。使用了 Cohesive 单元来模拟层

表 2 单层纤维板等效力学参数^[27] Table 2 Equivalent mechanical parameters of monolayer fiber laminate^[27]

| 参数 | 纬向(0°) | 经向(90°) |
|--|--------|---------|
| 杨氏模量 E ₁ ^{sub} /GPa | 100.86 | 92.48 |
| 杨氏模量 E ₂ ^{sub} =E ₃ ^{sub} /GPa | 11.38 | 10.65 |
| 剪切模量 G ^{sub} /GPa | 4.68 | 4.45 |
| 剪切模量 G ₁₃ ^{sub} =G ₂₃ ^{sub} /GPa | 2.69 | 2.78 |
| 泊松比 v ₁₂ | 0.13 | 0.13 |
| 泊松比 v ₁₃ ^{sub} =v ₂₃ ^{sub} | 0.44 | 0.4 |
| 纵向拉伸强度 X _t ^{sub} /MPa | 1117 | 996 |
| 纵向压缩强度 X _c ^{sub} /MPa | 910 | 835 |
| 横向拉伸强度 Y ^{sub} /MPa | 89 | 86 |
| 横向压缩强度 Y _c ^{sub} /MPa | 117 | 109 |
| 面内剪切强度 S ₁₂ /MPa | 108 | 108 |
| 面外剪切强度 S13=S23/MPa | 82 | 89 |



Fig.4 Schematic diagram of EMAA distribution in ESL-1 specimen before and after healing



性,载荷在达到峰值后随着张口 差为4.9%。修复后,试验峰值载荷的增加逐渐平缓下降,无载荷突 能够达到 57.47 N,仿真峰值载荷为 象 试验和数值模拟得到的裁 60.97 N 误差为6.1%

到的载 60.97 N,误差为 6.1%。
6 N,误 综上所述,尽管数值模拟曲线与试验曲线在数值上存在一定的差异,
5 URL 但整体趋势保持一致且误差控制在过程中 8%以内,表明仿真和试验结果基本位移明 吻合。

3.2 自修复前 CFRP 复合材料层间 断裂韧性分析

图 6 展示了 URL 试件与不同 缝线间距的 ESL 试件拉伸试验的载 荷 - 张口位移和层间断裂韧性 - 有 效裂纹长度试验结果。可以明显看 出,ESL试件的载荷线性增长之后呈 锯齿状下降,其层间断裂韧性也会随 着裂纹的扩展存在起伏。这是因为 裂纹扩展到缝线位置时,由于EMAA 的桥联增韧效应及横向纤维的阻碍 作用,载荷将会达到峰值,当缝线断 裂之后,裂纹会急速扩展至下一排缝 线甚至更靠后的缝线,造成载荷骤降 和层间韧性降低,然后不断重复此过 程,表明缝合EMAA 缝线可以增强 CFRP 复合材料层间断裂韧性。3 种 缝线间距的ESL试件在拉伸过程中





间韧性,载荷在达到峰值后随着张口 位移的增加逐渐平缓下降,无载荷突 降现象。试验和数值模拟得到的载 荷峰值分别为 29.26 N 和 30.76 N,误 差为 5.1%。

如图 5 (b)和(c)所示,与 URL 试件相比, ESL 试件在拉伸过程中 的峰值载荷及其对应的张口位移明 显增大,显示了 EMAA 的增韧效果。 由于 EMAA 缝线的局部增韧作用, 试件在拉伸过程中所受载荷存在较 大波动。修复前,试验和数值模拟得 到的峰值力分别为 38.72 N 和 41.12 N,误差为 6.2%。修复后,试验峰值 载荷能够达到 32.93 N,仿真峰值载 荷为 35.26 N,误差为 7.1%。

如图 5 (d)和(e)所示,ELL 试 件进行拉伸试验时的峰值载荷及对 应的张口位移明显高于 URL、ESL 试件,且随着裂纹的扩张,载荷下降 缓慢,能够始终保持在较高水平,这 表明层间铺设 EMAA 细丝对 CFRP 复合材料层间韧性的增韧效果更好。 修复前,试验和数值模拟得到的峰值 载荷分别为 54.78 N 和 57.47 N,误

62 航空制造技术·2024年第67卷第20期

产生的峰值载荷和层间断裂韧性均 有不同程度增加。URL 与 ESL 试件 拉伸试验的峰值载荷与层间断裂韧 性数值见表 3。其中 ESL-1 试件峰 值载荷和层间断裂韧性上升幅度最 高,峰值载荷为 38.72 N,较 URL 试 件高出 32.33%; 层间断裂韧性为 1.28 kJ/m²,相比 URL 试件,层间增韧率可 达 110%,表明 EMAA 缝线能够有效 增强 CFRP 复合材料层间韧性,且随 着 EMAA 缝线密度的增加,增韧效果 愈发明显。

图 7 为 URL 试件与不同铺层密 度的 ELL 试件拉伸试验的载荷 – 张 口位移曲线和层间断裂韧性 - 有效 裂纹长度曲线。对比图 6 和图 7,与 URL、ESL 试件相比, ELL 试件在拉 伸过程中表现出更高的峰值载荷,且 能够始终维持在较高水平,同时其层 间断裂韧性也显著高于 URL、ESL 试 件。ELL 试件的载荷 - 张口位移曲 线变化趋势与 URL、ESL 试件存在 差异,呈现出先近似线性增长然后缓 慢下降的趋势,并且 ELL 试件的层 间断裂韧性能够稳定维持在较高水 平。这种现象是因为在预制件加工 过程中, EMAA 熔化并均匀分布在整 个粘结界面,拉伸时持续产生桥联效 应,这种现象在图8中有所展示。载 荷在达到第1个峰值后,小幅度平稳 下降,在张口位移达到100 mm时,载 荷仍可以保持较高水平,且随着铺层 密度的增大,拉伸载荷也增加。ELL 试件的峰值载荷和层间断裂韧性数 值见表4。ELL-1试件所受峰值载 荷和层间断裂韧性提升幅度最大,峰 值载荷为54.78 N,较URL试件高出 87.22%; 层间断裂韧性为 3.06 kJ/m², 相比 URL 试件,其层间增韧率 w 高达 402%。与ESL试件相比,在添加质量 相同 EMAA 情况下, ELL 试件的峰值 载荷和层间断裂韧性也明显超出。以 ESL-1、ELL-1 试件为例, ELL-1 试件 的峰值载荷和层间断裂韧性能够分别 达到 ESL-1 试件的 141% 和 239%。

表 3 URL 与 ESL 试件的峰值载荷和层间断裂韧性 Table 3 Peak load and interlayer fracture toughness of URL and ESL specimens

| 试件编号 | 峰值载荷/N | 峰值载荷提高幅度/% | $G_{\rm IC}/({\rm kJ/m^2})$ | 增韧率w/% |
|-------|--------|------------|-----------------------------|--------|
| URL-1 | 29.26 | — | 0.61 | — |
| ESL-1 | 38.72 | 32.33 | 1.28 | 110 |
| ESL-2 | 34.56 | 18.11 | 1.02 | 67 |
| ESL-3 | 32.43 | 10.83 | 0.83 | 36 |



图 7 URL、ELL 试件的载荷 – 张口位移和层间断裂韧性 – 有效裂纹长度试验结果 Fig.7 Test results of load-opening displacement and interlaminar fracture toughness-effective crack length for URL, ELL specimens



(c) ELL-1试件



表 4 ELL 试件的峰值载荷和层间断裂韧性 Table 4 Peak load and interlayer fracture toughness of ELL specimens

| 试件编号 | 峰值载荷/N | 峰值载荷提高幅度/% | $G_{\rm IC}/({\rm kJ/m}^2)$ | 增韧率w/% |
|-------|--------|------------|-----------------------------|--------|
| ELL-1 | 54.78 | 87.22 | 3.06 | 402 |
| ELL-2 | 45.28 | 54.75 | 2.46 | 303 |
| ELL-3 | 35.47 | 21.22 | 1.61 | 164 |



试验证实采用 EMAA 细丝铺层能有 效抑制 CFRP 复合材料分层损伤,并 为其提供更优越的层间增韧性能。

从图 8 可以看出, ELL-1 试件 被破坏的 Cohesive 单元最短, ESL-1 试件其次, URL-1 试件最长。这表 明 ELL-1 试件层间断裂韧性最大, URL 试件层间断裂韧性最小,证实了 EMAA 能有效增强 CFRP 复合材料 层间韧性,且采用 EMAA 细丝铺层能 够为其提供更优越的层间增韧性能。

图9展示了采用缝合和铺层 两种增韧方式的试件在拉伸过程中 产生的 EMAA 桥联现象。可以看 出, ELL 试件在拉伸过程中产生的 EMAA 桥联区域大于 ESL 试件的桥 联区域。而且在 ESL 试件裂纹长度 与 ELL 试件相同时, ELL 试件的剪 切变形程度明显大于 ESL 试件,这表 明相同裂纹长度下, ELL 试件的张口 位移远大于 ESL 试件,证明了在层间 采用 EMAA 细丝铺层能够为 CFRP 复合材料提供更优异的层间韧性。

3.3 自修复后 CFRP 复合材料层间 断裂韧性分析

3.3.1 EMAA 自修复原理

热修复过程中, EMAA 中的羧基 和环氧树脂中的环氧乙烷基团在叔胺 基团的催化作用下发生化学反应形成 共价键,促使 EMAA 与环氧树脂形成 强附着力,从而促进层间界面快速愈 合。而且,在反应过程中会有水分产 生,由于愈合过程处于高温环境中,生 成的水分会形成高压气泡,进而形成 压力传导机制带动 EMAA 流入裂纹 中,从而促进层合板的损伤修复。

$$\mathcal{L}_{\mathcal{A}} = \mathcal{N} \mathcal{H}_{2} + \frac{\mathcal{H}O}{\mathcal{A}} \subset = 0 \longrightarrow \mathcal{N}_{\mathcal{A}} \subset \mathcal{H}O + \mathcal{H}_{2}O$$

$$2_{HO}^{HO}$$
 HO $C=O$ $\overline{\mathcal{A}\mathcal{B}\mathcal{B}}$ 2_{HO}^{O} $C=O+H_2$

3.3.2 EMAA 自修复作用对层间 韧性的影响分析

图 10 为 ESL-1、ELL-1 试件修 复前后试验及仿真的载荷-张口位

64 航空制造技术·2024年第67卷第20期

移和层间断裂韧性 – 有效裂纹长度 曲线。可以看出,试件在经过修复之 后,拉伸载荷和层间断裂韧性均能恢 复到较高水平(表 5)。图 11 为通过 超景深观察到的 3 种 DCB 试件的分 层界面形貌图。不难发现,不同种类 试件的分层界面上出现的损伤情况 和 EMAA 分布存在明显差异。在图 11(a)中可以清楚观察到 URL 试 件横向纤维断裂、纤维拔出等损伤,



图 10 修复前后 ESL-1、ELL-1 试件的载荷 - 张口位移和层间断裂韧性 - 有效裂纹长度曲线 Fig.10 Load-displacement and interlaminar fracture toughness - effective crack length curves of ESL-1、ELL-1 specimens before and after healing

表 5 修复后 ESL-1、ELL-1 试件的峰值载荷和层间断裂韧性 Table 5 Peak load and interlayer fracture toughness of ESL-1、ELL-1 specimens after healing

| 试件编号 | 最大载荷/N | $G_{ m IC\ \& g m}/~(~{ m kJ/m^2})$ | $G_{ m IC \&g_{ m E}}/$ (kJ/m ²) | 层间韧性修复率u/% |
|-------|--------|-------------------------------------|---|------------|
| ESL-1 | 32.93 | 1.28 | 1.09 | 85 |
| ELL-1 | 57.47 | 3.06 | 3.21 | 105 |

Intelligent Repair of Composites 复合材料智能修复



Fig.11 Morphology of the interlayer interface of the DCB specimens

这些损伤交织在一起,导致试件彻底 失效。

从图 10 (a)中可以看出, ESL-1 试件热修复后进行 DCB 试验,其峰 值载荷为 32.93 N,较修复前存在小 幅度下降,层间韧性为1.09 kJ/m²,修 复率约为85%。观察图11(b)可以 得知, ESL-1 试件的分层界面上存在 纤维断裂、纤维拔出、基体开裂等多 种损伤形式,这些损伤在缝线孔周围 分布较为集中,除去缝线孔的其他区 域,损伤则分布较少,这种现象一定 程度上证明了 EMAA 缝线在拉伸过 程中承担了载荷,起到了层间增韧作 用。对比图 11 (b)和(c)可以发现, EMAA 受热熔化从缝线孔中流出,对 缝线孔周围裂纹进行填充,覆盖区域 大致为圆形,通过测量可知其直径为 6.12 mm (缝线孔直径为1.2 mm)。 修复后 EMAA 面积与修复前相比 扩大为原来的26倍,同时EMAA在 流动过程中与环氧树脂发生化学反 应产生共价键,起到粘结作用,恢复 CFRP 复合材料层间韧性。

观察图 10(b)可以看出,ELL-1 试件在拉伸试验中的峰值载荷能够 达到 57.47 N,层间断裂韧性为 3.21 kJ/m²,修复率约为 105%。在图 11 (d)中可以观察到大量 EMAA 桥联 断裂后形成的不规则凸起,未出现明显的纤维损伤,这表明在拉伸过程中EMAA形成了大范围的桥联区域,且对层间纤维起到了很好的保护作用。对比图11(d)和(e)可以发现,EMAA凸起和未熔化的EMAA细丝在热修复过程中重新熔化流动,将上下悬臂梁粘合在一起,从而达到修复分层界面的目的,有效恢复CFRP复合材料层间韧性。

4 结论

本文基于试验与仿真相结合的 方法,分析了不同添加形式的EMAA 对碳纤维复合材料层板 I 型层间韧 性的增韧效果及其修复率,不仅验证 了 EMAA 在增强和修复碳纤维复合 材料中的应用潜力,也为复合材料的 设计和应用提供了重要的参考。本 文主要结论如下。

(1)通过数值仿真和试验结合 研究了URL、ESL、ELL3种双悬臂 梁试件自修复前后的层间裂纹扩展 过程,试验结果与数值仿真结果基本 一致,且峰值载荷误差不超过8%,这 表明仿真和试验结果具有较好的吻 合性,证实了所采用的双悬臂梁有限 元模型的准确性和有效性。

(2)EMAA能够显著提高CFRP

复合材料层间韧性和层间连接强度, 有效抑制层间裂纹扩展。随着 EMAA 含量的增加,其增韧效果愈明显。改 变 EMAA 的添加方式,即使在相同质 量 EMAA 的条件下, CFRP 层间韧性 也会存在较大差异。ELL-1 试件的层 间断裂韧性明显高于 ESL-1 试件,其 层间断裂韧性能够达到 ESL-1 试件 的 239%。这表明在层间铺设 EMAA 细丝的方法能够为 CFRP 复合材料提 供更优异的增韧作用。

(3)对 ESL-1、ELL-1 试件进行 热修复后,试件层间韧性得到有效 恢复。修复后 ESL-1 试件层间断裂 韧性较修复前略低,其修复率约为 85%,但仍略高于 URL 试件,说明 EMAA 能够完全修复 CFRP 复合材 料的分层裂纹损伤;而 ELL 试件的 层间断裂韧性较修复前略高,修复效 率约为 105%,远高于 URL 试件层间 断裂韧性,这表明 EMAA 细丝铺层 的方法能够为 CFRP 复合材料层间 韧性提供更好的修复作用。

参考文献

[1] 包建文, 蒋诗才, 张代军. 航空碳纤 维树脂基复合材料的发展现状和趋势[J]. 科 技导报, 2018, 36(19): 52-63.

BAO Jianwen, JIANG Shicai, ZHANG Daijun. Current status and trends of aeronautical



resin matrix composites reinforced by carbon fiber[J]. Science & Technology Review, 2018, 36(19): 52–63.

[2] WEI K L, LI J, SHI H B, et al. Numerical evaluation on the influence of void defects and inter phase on the thermal expansion coefficients of three-dimensional woven carbon/ carbon composites[J]. Composite Interfaces, 2020, 27(9): 873–892.

[3] 牛丽红, 邓利. 自修复材料应用研究 进展[J]. 合成树脂及塑料, 2017, 34(4): 85-89.

NIU Lihong, DENG Li. Application research progress of self-healing materials[J]. China Synthetic Resin and Plastics, 2017, 34(4): 85–89.

[4] XIN Y J, YAN H M, CHENG S L, et al. Drop weight impact tests on composite sandwich panel of aluminum foam and epoxy resin[J]. Mechanics of Advanced Materials and Structures, 2021, 28(4): 343–356.

[5] 杨宏宇, 吴宁, 韩美月, 等. 大厚度缝 合复合材料的层间拉伸性能[J]. 航空制造技 术, 2021, 64(11): 69–75, 85.

YANG Hongyu, WU Ning, HAN Meiyue, et al. Study on interlaminar tensile properties of large thickness stitched composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(11): 69–75, 85.

[6] CAHYATI M D, HUANG W H, HSU H L. Numerical modeling on varying patch repair size of cracked beam using engineered cementitious composites[J]. World Journal of Engineering, 2021, 18(1): 14–22.

[7] YANAGISAWA Y, NAN Y L, OKURO K, et al. Mechanically robust, readily repairable polymers via tailored noncovalent cross-linking[J]. Science, 2018, 359(6371): 72–76.

[8] GUADAGNO L, RAIMONDO M, NADDEO C, et al. Self-healing materials for structural applications[J]. Polymer Engineering & Science, 2014, 54(4): 777–784.

[9] 蔡闻峰, 薛小平. 先进复合材料结构 飞机机械连接技术现状及发展方向[J]. 航空 精密制造技术, 2010, 46(2): 22-24.

CAI Wenfeng, XUE Xiaoping. Present situation and development direction of mechanical connection technology for advanced composite structure aircraft[J]. Aviation Precision Manufacturing Technology, 2010, 46(2): 22–24.

[10] 赵培仲, 苏洪波, 戴京涛. 复合材料 胶接修理[M]. 北京: 电子工业出版社, 2018.

ZHAO Peizhong, SU Hongbo, DAI Jingtao. Adhesively bonded composite repair[M]. Beijing: Publishing House of Electronics Industry, 2018.

66 航空制造技术·2024年第67卷第20期

[11] 孙雨辰,季佳佳,冯蕴雯.航空复合 材料结构修理方法[J].航空制造技术,2015, 58(20):96-100.

SUN Yuchen, JI Jiajia, FENG Yunwen. Method of repair technology for aircraft composites structure[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(20): 96–100.

[12] 顾海超. 内含中空纤维型复合材料 自修复效率及力学性能[D]. 天津: 天津工业大 学, 2017.

GU Haichao. Self-repairing efficiency and mechanical properties of composite materials containing hollow fibers[D]. Tianjin: Tianjin Polytechnic University, 2017.

[13] 王志伟. 微胶囊型环氧自修复材料 制备及性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大 学, 2019.

WANG Zhiwei. Preparation and properties of microencapsulated epoxy self-healing materials[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2019.

[14] YANG T, WANG C H, ZHANG J, et al. Toughening and self-healing of epoxy matrix laminates using mendable polymer stitching[J]. Composites Science and Technology, 2012, 72(12): 1396–1401.

[15] AISWARYA S, AWASTHI P, BANERJEE S S. Self-healing thermoplastic elastomeric materials: Challenges, opportunities and new approaches[J]. European Polymer Journal, 2022, 181: 111658.

[16] 王维, 欧阳琴, 刘玲. CNT/EMAA/ 环氧胶膜对复合材料裂纹的电热修复研究[J]. 复合材料科学与工程, 2022(3): 66-72.

WANG Wei, OUYANG Qin, LIU Ling. Research on electrical-heating activated healing of composite cracks by CNT/EMAA/epoxy film[J]. Composites Science and Engineering, 2022(3): 66–72.

[17] 文立伟, 余坤, 封桥桥, 等. 缝合增 强复合材料层合板层间断裂韧性研究[J]. 材 料导报, 2020, 34(22): 22162–22166, 22177.

WEN Liwei, YU Kun, FENG Qiaoqiao, et al. Study on interlaminar fracture toughness of stitched composite laminates[J]. Materials Reports, 2020, 34(22): 22162–22166, 22177.

[18] WANG C H, SIDHU K, YANG T, et al. Interlayer self-healing and toughening of carbon fibre/epoxy composites using copolymer films[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2012, 43(3): 512–518.

[19] PINGKARAWAT K, WANG C H, VARLEY R J, et al. Self-healing of delamination fatigue cracks in carbon fibre–epoxy laminate using mendable thermoplastic[J]. Journal of Materials Science, 2012, 47(10): 4449–4456.

[20] VARLEY R J, PARN P G. Thermally activated healing in a mendable resin using a non woven EMAA fabric[J]. Composites Science and Technology, 2012, 72(3): 453–460.

[21] MEURE S, FURMAN S, KHOR S. Polyethylene-co-methacrylic acid healing agents for mendable carbon fiber laminates[J]. Macromolecular Materials and Engineering, 2010, 295(5): 420–424.

[22] 申艳娇,杨素君,杨涛,等.基于内 联三维网络复合材料自修复实验及数值模拟 [J].固体火箭技术,2016,39(3):401-406.

SHEN Yanjiao, YANG Sujun, YANG Tao, et al. Experiment and numerical simulation of composites with interconnected three dimensional mendable polymer networks[J]. Journal of Solid Rocket Technology, 2016, 39(3): 401–406.

[23] American Society for Testing Materials International. ASTM—D5528 Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites[S]. West Conshohocloen: ASTM International, 2008.

[24] 胡明浩,郭攀登,铁瑛,等. EMAA 含量对平纹编织碳纤维复合材料层间断裂自 修复性能的影响研究[J].复合材料科学与工 程,2022(8):44-51,88.

HU Minghao, GUO Pandeng, TIE Ying, et al. Effect of EMAA content on interlaminar fracture self-healing properties of plain woven carbon fiber composites[J]. Composites Science and Engineering, 2022(8): 44–51, 88.

[25] REIS P N B, FERREIRA J A M, ANTUNES F V, et al. Initial crack length on the interlaminar fracture of woven carbon/epoxy laminates[J]. Fibers and Polymers, 2015, 16(4): 894–901.

[26] SUN L G, TIE Y, HOU Y L, et al. Prediction of failure behavior of adhesively bonded CFRP scarf joints using a cohesive zone model[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2020, 228: 106897.

[27] 赵巧莉,侯玉亮,刘泽仪,等.碳纤 维平纹机织复合材料低速冲击及冲击后压 缩性能多尺度分析[J].中国机械工程,2021, 32(14):1732–1742.

ZHAO Qiaoli, HOU Yuliang, LIU Zeyi, et al. Multi-scale analysis of LVI and CAI behaviors of plain woven carbon-fiber-reinforced composites[J]. China Mechanical Engineering, 2021, 32(14): 1732–1742.

Study on Impact of Self-Healing Agent Addition Methods on Interlayer Toughness of CFRP Composites

TIE Ying, FAN Congjie, ZHANG Zhenzhen

(Zhengzhou University, Zhengzhou 450000, China)

[ABSTRACT] The effect of the addition method of thermoplastic poly ethylene-co-meth acrylic acid (EMAA) on the interlayer toughness of carbon fiber reinforced polymer (CFRP) composites was studied using a combination of experimental and simulation methods. Firstly, EMAA was made into thin filaments with diameters of 1.2 mm and 50–75 µm, and then added to CFRP composite materials by sewing and layering, respectively. The effects of EMAA addition method and content on the type I interlayer fracture toughness and self-healing efficiency of CFRP composite materials were studied by adjusting the suture spacing and layering density. The results show that the addition of EMAA significantly increased the type I interlayer fracture toughness of CFRP composite materials, with improvements of 110% and 402% achieved through stitching and layering, respectively. In addition, numerical analysis using the cohesive zone model (CZM) further demonstrated that EMAA can enhance the type I interlayer fracture toughness of CFRP composite materials. After thermal healing, double cantilever beam (DCB) tests were conducted again, and it was found that the interlayer toughness of CFRP composite materials toughness by suture and layup was effectively restored, with repair efficiencies reaching 85% and 105%.

Keywords: Carbon fiber reinforced polymer (CFRP); Poly ethylene-co-meth acrylic acid (EMAA); Mode I interlayer fracture toughness; Toughening; Self-healing

(责编 とと)

(上接第57页)

Robot Automatic Drilling and Riveting Repair Technology and Equipment for Aviation Delaminated Composite Structure

HU Junshan, MI Shiqing, ZHANG Shengping, KANG Ruihao, TIAN Wei

(Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

[ABSTRACT] In the new situation, composites are widely used in the manufacture of high-performance aircraft structures, with the continuous improvement of the service range and service time of China's new generation fighter aircraft, it is increasingly urgent to improve the reliability and service life of the body composite components. With the background of the unique application of automatic drilling and riveting technology in the field of military aviation maintenance, this paper studied the drilling characteristics of the layered damaged component, built and developed the drilling of the damaged component, and detailed characterization of the static/dynamic performance of the layered specimen before and after the damage repair. The reinforcement principle and damage repair tolerance of the drilling and riveting repair process are expounded. At the same time, the drilling and riveting process and high-precision robot in-situ drilling and riveting repair equipment for complex layered damage conditions of composite panels are developed, and a complete technical system and intelligent equipment for lamination damage drilling and riveting repair of composite panels are formed.

Keywords: Composites; Delamination; Industrial robot; Automatic drilling and riveting; Integrated control

(责编 とと)



引文格式:王海瑞, 唐超, 李金洋, 等. 国产航空级复合材料热补仪开发及应用[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 68–79. WANG Hairui, TANG Chao, LI Jinyang, et al. Development and application of domestic aerospace-grade composite hot bonder instruments[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 68–79.

国产航空级复合材料热补仪开发及应用

王海瑞,唐 超,李金洋,袁培毓,谢宗蕻

(中山大学,深圳 518107)

[摘要] 国产航空级复合材料热补仪是响应"中国高端装备国产化替代应用"号召开发的全国产复合材料修理设备。 根据国内外热补仪设备的研究进展,结合设备的开发和应用要求,对国产热补仪设备研制过程中维修适用性、温度参 数、真空度、控制技术、人机交互和可靠性6项关键技术进行了研究,阐述了设备研制过程的重点和难点。通过设备 指标选取、操作界面布局设计、软件结构和程序运行逻辑的构建介绍了国产热补仪的开发过程。目前国产热补仪已 形成系列产品,含单区版、双区版和多功能版,产品性能指标达到并超越国外同类产品。国产热补仪采用全中文图形 界面,操作简便。其多功能版产品集成了复合材料胶接修理设计与修理实施两项功能,支持外场环境下复合材料维 修设计方案的高效计算和获取,为一线技术人员开展飞机复合材料结构损伤原位修理提供了技术支持与装备支撑。 经空军维修厂、部队及院校前期考核应用,国产热补仪可以完全替代国外热补仪产品。

关键词:飞机维修;复合材料胶接维修;国产化设备;热补仪;维修分析和设计系统

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.068



王海瑞 博士研究生,研究领域为飞行器 先进结构设计分析制造及设备开发。

高端装备制造业是国家经济与国 防建设的关键支柱,也是中国提升国 际话语权和推动工业转型升级的核心 动力与重要手段。高端装备制造业的 发展不仅影响国家经济,还关系到国家在国际舞台上的地位和影响力^[1]。 在这一领域,军机、民航和通航等航空器的高质量发展是国家高端装备的标志,代表了国家工业制造能力和科技创新水平的综合体现。飞机维修设备中,热补仪作为高端制造业的典型代表,也具有重要的战略意义。

热补仪是一种集加热、真空和时间过程控制于一体的综合性复合材料结构胶接修理设备。基本功能包括提供树脂/胶粘剂固化所需的升温/降温速率、保温时间、理想的真空度和精确的温度/压力监控。热补仪不仅适用于飞机复合材料结构的胶接修理,因而在航空器复合材料结构的胶接修理,因而在航空器复合材料维修领域应用广泛^[2]。目前,国外在热补仪技术方面处于领先地位,已经开发出多种型号的先进设

备,能够满足不同类型和规格飞机的 维修需求。美国 Heatcon、Briskheat 和法国 GMI 等企业在热补仪的自动 化和智能化方面取得了显著进展,这 些企业生产的热补仪不仅具有高精 度、高可靠性的特点,还能通过智能 化系统实现修理过程的数据远程监 控和记录,从而进一步提升修理效率 和质量^[3-5]。

与之相比,国内热补仪设备在技 术水平和应用范围上还有一定差距。 近年来我国在复合材料修理技术方 面取得了一些进展,但在设备的自动 化、智能化和综合性能上仍需进一步 提升。目前飞机维修厂及飞机生产 单位使用的热补仪设备大多依赖进 口,这暴露了我国在高端装备制造技 术上的短板。作为飞机复合材料修 理的关键设备,掌握热补仪核心技术 和设备开发经验,对提升国产热补仪

68 航空制造技术·2024年第67卷第20期

产品性能,提高我国在航空器维修领 域的自主能力和国际竞争力具有重 要意义。本文总结了热补仪研发过 程中的关键技术,梳理了国内外热补 仪的发展现状,重点阐述了国产热补 仪系列产品的开发和应用,以期为相 关领域的研究和应用提供一些有益 的建议,助力我国高端装备制造业的 持续发展。

1 热补仪关键技术要求

1.1 维修适用性要求

维修适用性是指热补仪在功能、 兼容性、便携性和安全性等方面满足 不同场景下飞机复合材料结构修理 的工作需求。功能性方面,设备应满 足热固性树脂基复合材料固化所需 的温度(240℃以内)、真空度(-95 kPa)和精确的时间控制,具有一定 的自动化功能,包括 PID 参数自整 定、程序设置、修补参数存储、设备异 常报警等功能,减少人工干预。设备 应配备直观、易用的用户界面,便于 操作人员设置修补参数和实时监控 修理过程。飞机在服役过程中不可 避免地遭受各种外部冲击事件,包括 射弹、弹片等敌方火力造成的高能量

冲击损伤,鸟撞等中能量冲击损伤, 以及维修工具掉落、跑道碎石撞击、 恶劣天气冰雹冲击等造成的低能量 冲击损伤(图1)。不同冲击类型造 成的破坏位置和破坏形式各异,因 此,要求热补仪设备及附属配件能够 兼容飞机曲 / 平面、内 / 外部、大 / 小 区域等各种损伤的修理。进一步地, 设备需要兼容不同的加热源,包括电 热毯、烤灯、热风机等外部拓展配件, 以满足飞机不同损伤的修理需求。 尤其在外场维修环境下,热补仪还需 要体积小、质量轻,方便在机翼、机身 或飞机内部放置及维修人员的取用。 兼容性方面,热补仪需要适用于飞 机蜂窝结构、壁板结构的除水,以及 复合材料结构生产过程中缺陷或损 伤的维修工作。飞机除水工作要求 热补仪设备可以长时间稳定可靠地 运行,波音 737-800SRM51-70-04 维 修规则中规定,复合材料壁板件(177 ℃制造)除水需要3阶加热,分别为 77~88 ℃保温 2 h、116~127 ℃保温 24 h、141~157 ℃保温4h。生产过程中, 复合材料结构会存在缺陷,生产厂家 一般使用多区热补仪维修制造缺陷。 相较于单区版热补仪,多区热补仪能 够同时开展多个损伤区域的维修,提 高了复合材料制件的维修效率。多 区版热补仪包括双区、4 区和6 区热 补仪等,传感器数量、真空接口和加 热电源接口成倍增加,但体积和质量 也更重、更大。国内外设备厂家将单 区、双区和4 区热补仪设计成便携箱 式,6区以上热补仪设计成固定柜式。

安全性包括操作安全性、数据安 全性、环境安全性和故障保护。良好 的安全设备可防止操作人员在使用过 程中受到伤害,如配备安全防护罩、漏 电保护开关等;数据安全性方面,应确 保修理过程中修理数据不被泄露或篡 改;环境安全性方面,设备应符合电磁 兼容性要求和环境保护要求,减少对 环境的污染和危害;设备还应该具备 故障自检和保护功能,能够在发生故 障时自动停机,并提供故障报警和诊 断信息,便于及时维修。

1.2 温度参数要求

热补仪设备的温度参数包括温 度监测精度、温度控制范围、温度控 制精度、温度均匀性及温度穿透深度 等。热补仪温度的探测通过控制器 和热电偶温度传感器共同实现。热 电偶由两种不同材质的导线构成闭







(d)紧固件孔损伤及风蚀磨损



(b) 雷击烧蚀



(e)蜂窝损伤图 1 飞机复合材料结构典型损伤Fig.1 Typical damage of aircraft composite structures



(c)跑道碎石冲击



(f)尖锐物品划伤或工具掉落冲击



环回路,通过温度探测端与冷端之间 的温差产生热电动势,控制器根据 热电动势与温度的函数关系读取温 度值。维修中常用的热电偶有J型 和K型两种,J型热电偶温度覆盖范 围为-200~1200℃,常用温度范围 是0~500℃;K型热电偶温度覆盖范 围为-200~1300℃,常用温度范围是 0~1000℃。

温度监测精度受传感器硬件探 测精度和软件冷端补偿算法的影响。 温度传感器芯片和冷端补偿芯片安 装在控制器内,控制器长时间运行积 累的热量与实际环境温度形成温度 差,导致实际测量温度值发生漂移, 降低了传感器的探测精度,需要利用 软件的冷段补偿算法来修正温度误 差。升/降温速率需根据不同修补 材料的固化特性设定,如波音 787 的 维修要求升温速率在 0.05~3 ℃/min, 降温速率为 3 ℃/min。

温度控制精度由控制器软件的 温控算法决定,受热源、加热对象、传 感器位置、传感器灵敏度和环境条件 影响。常用的热源包括电热毯、红外 线灯和盘管式空气加热器,这些设备 将电能转换为热能并传递给加热对 象。因待固化材料的类型、零件质 量、零件尺寸、零件表面积,以及传热 能力的不同,加热对象的受热能力也 有所差异,不同位置温度传感器检测 到的温度值偏差较大,导致加热对象 到达目标温度后存在局部过热或过 冷的问题,降低了设备的温度控制精 度。温度传感器在加热对象表面放 置的位置影响控制精度和修补质量, 一般放置在距修补区 2 cm 范围内, 距离较远不能正确反馈修补材料表 面的温度。环境条件,包括温/湿度 和空气流动速度等,影响固化过程中 加热均匀性及工艺的稳定性。温度 均匀性和温度穿透深度是热源本身 的特性。常用的电热毯将电阻丝包 裹在硅橡胶内,通过电阻丝发热传 递热量。由于电阻丝的布置存在间 隙, 热电偶放置在电热毯的电阻丝 上与放置在间隙处存在较大温差。电 热毯低温(60 ℃)使用时温差较小, 约为±1℃; 高温(180 ℃)使用时, 温差可能超过±10℃。图2^[4]展示了 Heatcon电热毯热成像图,可以看出, 电阻丝加热毯中心部位的温度较为均 匀, 而四周区域温差超过±10℃, 因 此使用 Heatcon 电热毯加热时, 修补区 要距离电热毯边缘至少5.08 cm。

温度穿透深度指热源传递目标 温度到加热对象内部的有效长度。 在维修厚壁板、厚蜂窝等材料时,材 料表面虽达到目标温度,但内部材料 会存在一个温度梯度,尽管长时间的 传热会减小温度梯度,但仍存在一个 截止厚度。因此,在设备出厂前,应 根据电热毯的型号和功率确定其可 维修的有效厚度。

1.3 真空度要求

真空度可以降低预浸料内易挥 发物质的沸点,使挥发性物质不显著 增加树脂流动性,在不触发树脂快速 固化反应的温度前气化,并带动气体 排除。真空度也为纤维和树脂固化 过程提供必要的压力,成型过程中, 挥发物溶解所需压力与温度呈正相 关,同一温度下,固化压强越大,制件 的孔隙率越低。若压强不足以将挥 发物溶解至树脂中,制件内部将会形 成较多空隙,产生密集空隙缺陷^[6-8], 从而导致复合材料的剪切强度降 低。蒋超⁹⁹研究发现,复合材料剪 切强度、弹性模量等力学性能与孔隙 率有直接关系,孔隙率每增加1%, 复合材料结构的层间剪切强度降低 6%~10%。提高真空压力、检查并消 除真空袋漏气,对材料施加高正压压 力等方法可以有效降低孔隙率。

热补仪的真空度要求包括真空 度大小、流量和真空传感器精度 3 个 具体指标。波音在 787SRM B787-A-51-20-02-00A-010A-A 维修规则 中规定整个固化过程真空度不能低 于 -74.5 kPa,对于特殊的 BMS8-276



Fig.2 Heatcon electric blanket^[4]

材料,整个固化过程的真空度不能低 于-88 kPa。真空流量的大小决定抽 取真空袋内空气的快慢,流量大的真 空泵可以弥补真空袋因密封不严导 致的漏气问题。真空传感器精度分 为 0.2 级和 0.5 级,数值越小,探测精 度越高,产品价格也越昂贵。

1.4 控制技术要求

热补仪温度控制系统为闭环控 制系统,即热电偶需要将加热对象的 温度信号反馈到热补仪中。控制器 实时计算探温点的预期温度和实际 温度之间的误差并进行校正。校正 量和校正速度通过控制算法进行调 节。与任何控制系统一样,校正过少 或讨多都可能导致系统稳定性较差。 维修时升温和保温阶段过高的温差 直接影响修理材料的成型性能^[10]。 过高的温差可能导致修补区内部产 生性能和应力梯度,从而产生热应力 及固化收缩应力[11-12]。修理区较厚时, 材料表面固化温差较大,造成材料表 面固化速度快于内部固化速度,导致 材料内部气体不能挥发出去,致使修 补区内部产生密集空隙缺陷^[13]。因 此正确选择控制算法有助于最大限 度地减少实际固化温度与设定温度 的偏差。PID 算法具有稳定可靠、控 制精确和适用范围广等特点,被国内 外热补仪设备厂家选用。通过 PID 算法(图3)对功率调节器进行移向 控制,实现输出端加热功率调整,进 而实现温度的连续动态校正。

真空系统的控制包括固态继电

器控制和 PID 转速调节控制。固态 继电器控制根据真空度上 / 下限的 真空设定值,通断电路电源实现电动 真空泵的启停; PID 转速调节控制则 实时调整真空泵的转速实现真空度 维持在目标值附近,而文丘里真空泵 无需控制器参与控制,通常在气路中 安装真空调压阀实现真空度的调节。

1.5 人机交互要求

热补仪的人机交互界面直接影 响用户的使用体验。理想的交互界 面应具备功能完备、操作简单、学习 门槛低和系统鲁棒性好的特点。热 补仪的人机交互系统硬件有工控一 体机、组态屏+PLC 控制器组合、微 型 ARM 控制板 + 触摸显示屏组合、 微型控制器+笔记本电脑组合4种 形式。软件上,交互界面可以在组态 屏程序框架下开发,也可以使用C#、 Lab VIEW、C++、Python、Java 等语言 从底层开发上位机界面。组态屏程 序开发周期短、简单易用、功能齐全, 在工业仪器中较为常用,是热补仪设 备的首选。相比之下,采用C#、Lab VIEW、C++、Python、Java 等语言开 发的上位机,界面开发周期长、开发 难度大,但可以实现复杂的操作逻辑 和丰富的显示界面,是智能型热补仪 设备研发的首选。

热补仪显示界面和操作界面应 秉承简洁的设计理念,按照用户使用 需求和操作习惯开发设计。显示界 面应方便数据监控、功能快捷操作和 报警信息处理。各功能界面利用曲 线、框图等图像工具帮助用户更好地 设置固化参数和报警参数,出现问题 时可以第一时间做出必要调整,从而 达到最佳的维修效果^[1]。

1.6 可靠性要求

除了满足基本功能外,热补仪设 备还需要具备环境适应性、电磁兼容 性、可靠性和可维修性等性能,以适 应各种应用场景。美国相关部门规 定,修理加油机、油箱附近的复合材 料及其他 I 类、II 类环境中的复合材 料或金属时,热补仪必须符合美国国 家消防协会(NFPA)颁布的美国国 家电气规范(NEC)中规定的Ⅰ类Ⅱ 级危险环境操作要求。热补仪在恶 劣环境下使用时,还需要满足 MIL-STD 810F 环境测试标准的耐爆性 要求。20世纪90年代,美国海军为 了确保设备能够高质量修理不同型 号飞机的复合材料结构,颁布了 P/N 1935AS100-1规范,该规范不仅要 求设备具备基本的温度控制、真空度 和报警功能外,还需要满足抗跌落、 抗冲击、抗电磁干扰 (EMI)、抗磁脉 冲及抗腐蚀等要求 [14]。按照以上要 求生产的设备比商用设备更大、更 重,通常质量超过30kg。

2 国内外热补仪产品

2.1 国外热补仪

当前国外热补仪已经形成了全 系列产品,产品性能不但完全满足航 空复合材料行业的修补和制造需求, 还扩大应用到风机、船舶等需要加热 固化的各行各业中。 美国 Briskheat 公司是国际知 名的柔性加热毯和热补仪生产制造 商^[3],该公司的 Briskheat ACR3 单/ 双区热补仪(图 4 (a))和 Briskheat ACR MiniPro 热补仪(图 4 (b))已 经应用于世界范围内的航空公司。

Heatcon 公司生产的热补仪可 分为7类13种型号,热补仪种类、 型号和细分功能在同类企业中最为 齐全。包含常规型单/双区热补仪 HCS9000C、内置电动真空泵型单/双 区热补仪 HCS9000B、智能感应型热 补仪 HCS9400-02、特种用途单/双 区热补仪 HCS9000FL、恶劣环境下 使用热补仪 HCS9000FL、恶劣环境下 使用热补仪 HCS9200M-04、多区 热补仪 HCS9306R 和微型热补仪 HCS8806(图 $5^{[4]}$)。其中 HCS9000 和 HCS9200 热补仪已在 Atlantis 宇 宙飞船和 B-2 战斗机上使用,美国 空军(USAF)将其指定为修理F-22 战斗机的专用设备。

法国 GMI 是全球领先的复合材 料维修设备制造商和供应商^[5],开发 的热补仪产品有单区、双区、4 区和 6



图 3 PID 控制逻辑图 Fig.3 PID control logic diagram



(a) Briskheat ACR3

(b) Briskheat ACR MiniPro

图 4 Briskheat 公司热补仪^[3] Fig.4 Hot bonder of Briskheat company^[3]



区热补仪,按照功能可以划分为防爆型、战场抢修型、风机叶片维修型和 智能型(图 6^[5])。

澳大利亚 Novatech Controls 公司的 Novatech HBC-4300 是一款6 区的热补仪,最多可连接32个热电偶, 设备与笔记本电脑连接实现控制^[15]。 澳洲皇家空军全部采用该设备修理 飞机复合材料损伤结构,同时英国、 瑞士和新西兰的空军也在使用该设 备。美国 WichiTech Industries 公司 拥有单区热补仪 F4HB2005、双区热 补仪 F4HB2007、防爆型单/双区热 补仪 F4HB2005E/F4HB2007E 及微 型热补仪 F4HB10000^[16],其热补仪 配置有声光报警器,每个区4个热 电偶,最大输出30 A 加热电流。法 国 Aeroform Composites 公司拥有

单区、双区和4区3类7种不同型号 的热补仪^[17],其中 EC16V2 和 AHB BOX 是单区热补仪,结构紧凑、质量 轻,主要应用于风能、船舶和汽车等 行业; AHB SZ16 双区热补仪, 每区 有3个热电偶,最大输出16A加热 电流,设备整体4.8 kg,配置3.2 英 寸的触摸显示屏: AHB380O4 区热 补仪主要应用飞机雷达罩、机翼或 直升机等大型复合材料结构件的维 修,每区5个J型或K型热电偶,实 现最大32A电流输出,设备整机12 kg, 配置一块 8.4 英寸的触摸全彩 屏。美国 ATACS Products Inc. 公司 的双区热补仪 8024-2e, 配置 20 通道 热电偶,通过 USB 连接线与外置笔



(c)智能型热补仪 图 6 GMI公司热补仪^[5] Fig.6 Hot bonder of GMI company^[5] 记本电脑通信实现设备控制^[18]。英 国 JR Technology Limited 公司的 Heat A-150B-LB 热补仪连接 12 个 J 型热 电偶^[19],最大输出 30 A 加热电流,存 储10个维修程序,同时该公司也销售 Applied Heat A-75 热补仪,设备整机 3.2 kg,是一款便携式外场维修设备。 2020年,美国 Veelo Technologies 公 司相继推出了单区和16区两种热补 仪维修设备^[20]。印度 CSIR-National Aerospace 实验室发布一款双区热补 仪[21],每区12个热电偶,最高加热 温度 230 ℃,实现了±1℃的控温精 准度。德国的 Msquare 公司在销售 Red300 双区热补仪和 RedBonderPro 多区热补仪^[22]。

2.2 国内热补仪

从公开文献中发现,国内高校 和科研院所在2000年之后开始研 制热补仪,并成功试验了数款热补 仪样机。2004年空军第一研究所开 发了 FRBY2003-2J 复合材料修理系 统^[23],该系统包括复合材料热修补 仪、外部真空泵和复合材料修理工 具3部分,分别装在3个仪器箱内。 FRBY2003-2J复合材料热修补仪由 FC104 微型工控机作为控制器,外部 连接键盘、显示屏、打印机和温度模 块等器件,可按完整的修理工艺对复 合材料部件进行修理,为树脂基复合 材料预浸料固化提供必要的加热、真 空度和时间控制。2016年海军航空 工程学院针对现有飞机复合材料热 补设备温度控制精度低、不能提供多 区域温度控制、难以满足热补工艺 需求等问题^[24],设计了一种以铂电 阻为感温元件,以PLC为控制器,具 有较高精度的4区热修补仪(图7); 对某型飞机复合材料进行热补工作, 结果表明,该仪器控温精度高、通用 性强、界面友好,可有效替代以温控 仪表为控制器的热补仪系统。李长 青等^[25]在修补复合材料层压板时 提到一款 CMR-1A 型复合材料热补 仪,但未对热补仪进行详细介绍。



(a) HCS9000B单区版



(b) HCS9200B双区版



图 5 Heatcon 公司热补仪^[4] Fig.5 Hot bonder of Heatcon company^[4]

72 航空制造技术・2024年第67卷第20期

3 国产热补仪系列产品开发 及应用验证

3.1 单区版和双区版

2021年,中山大学航空航天学 院研究团队针对复合材料低成本制 造的需求,开发了第1代复合材料热 压补仪。与传统热补仪相比,该热压 补仪可以在维修制件上施加最大10 个大气压的均匀压力,满足小批量复 合材料维修补片或复合材料制件的 生产需求。该设备最大加热功率7 kW,真空度-85 kPa,可以根据使用 需求开发多区独立加热单元,满足批 量生产和修补需求。

2022年,中山大学航空航天学院 研究团队面向航空复合材料结构的 修理开发了第2代航空级复合材料 热补仪 CRI-A,包含航空级复合材料 热补仪单区版 CRI-AI (图8(a))和

| 10 | :08:33 | 210 | 肖警 | 手記 | 动画面 | i I | 控制参 | 数 | 报警 | |
|----|---------|----------|----------------|-------|-------|-----|-----|-----|-----|-----|
| X | 平均值 | 检 | 测值 | 输出 | 时间 | 设定 | 目标 | 速率 | 控制 | 状态 |
| 1 | 029.0°C | T1 T2 | 029.0 | 001 % | 000.0 | 029 | 066 | 10 | 加热开 | 手动 |
| 2 | 039.1℃ | T1 T2 | 039.1 | 000 % | 000.0 | 000 | 050 | 10 | 加热关 | 手动 |
| 3 | 048.9°C | T1 T2 | 049.0 | 000 % | 000.0 | 000 | 070 | 10 | 加热关 | 手动 |
| 4 | 059.0°C | T1 T2 | 059.1 059.0 | 000 % | 000.0 | 000 | 090 | 05 | 加热关 | 手动 |
| | 电源开 | | 1区自 | 动 | 2区自 | 动 | 3[2 | 医自动 | 4 | 区自动 |

图 7 海军航空大学热补仪操作界面^[24] Fig.7 Hot bonder operation interface of

Naval Aeronautical University^[24]

航空级复合材料热补仪双区版 CRI-AII (图 8 (b))。第 2 代热补仪产品 性能指标达到并超过国外同类产品, 且零部件全部国产化。热补仪使用 10.1 英寸工业液晶触摸屏,每区提供 10个K型热电偶,最大输出35A电 流,最高控温 760 ℃,温控精度≤1.5 ℃;每区均内置电动真空系统,真空 度压力≥-95 kPa, 真空流量 7.2 L/ min。热补仪可以存储 300 多个修补 程序,用户可以查看、调用,并一键完 成所有参数设置。设备可以存储修 补过程中的温度、真空度参数,记录 时间超过 500 h。设备在环境适应性、 可靠性、可维修性和电磁兼容性等方 面通过测试和考核。CRI-A 系列热 补仪人机交互界面(图9)采用全中 文图形化界面,主界面将修补过程中 的所有温度、真空度、运行时间和报 警信息全部显示,温控开关和真空开

Intelligent Repair of Composites 复合材料智能修复

关也集成在该界面(图9(a))。参数设置界面利用曲线框图直观地显示每段升温曲线需设置的修补参数和报警参数(图9(b))。

3.2 多功能版

2023年,中山大学航空航天学 院研究团队将热补仪和复合材料胶 接修理设计与分析系统(CARDAS) 一体化集成开发了航空级复合材料 热补仪多功能版(图 10 (a))。该设 备能够在外场环境下对特定的复合 材料结构损伤开展维修方案设计,并 将维修设计环节确定的设计参数和 工艺参数融合,调整和设置热补仪参 数,提示和指导一线维修工程技术人 员开展飞机复合材料结构损伤原位 修理,最大限度地降低对使用者(往 往是一线工程技术人员)的力学、数 学专业技术背景和建模经验的要求, 同时也最大限度地降低了结果出错



(a) 单区版CRI-AI



(b) 双区版CRI-AII

图 8 航空级复合材料热补仪 CRI-A Fig.8 Aerospace-grade composite hot bonder CRI-A







的可能性,提高外场飞机复合材料结构修理的效率。

复合材料胶接修理设计与分析系统(CARDAS)(图 10(b))是基于解

析模型使用 Python 语言开发的一款工 程软件,也是国内自主开发的一款工 业软件。相较于 Ansys、Abaqus 等商 业软件,该软件基于解析模型开发,不



需要建模和网格划分,对硬件系统性 能要求较低,方便外场环境下维修设 计使用。软件使用过程只需输入材料 属性,即可完成计算。该软件集成贴 补(单面和双面)和挖补(斜切型和阶 梯型)4种类型的胶接修理^[26-27]。系 统由参数输入、求解控制和结果显示 组成,图 11 展示了系统的总体框架和 各模块的运行流程。

以无附加层 8 阶梯挖补修理的 胶接接头为研究对象,在参数界面 设置无附加层,设置母板、补片和胶 层的材料性能及几何参数,定义胶 层、母板和补片失效准则,输入接头 几何参数并对输入参数复核无误后 运行求解,参数复核窗口如图 12 所 示。图 13 展示了输入载荷 400 kN/



图 11 软件架构结构和程序运行流程

Fig.11 Software architecture structure and program running flow



图 12 参数复核窗口 Fig.12 Review window of parameters

Intelligent Repair of Composites 复合材料智能修复



m求解控制界面的详细信息,计算该 载荷下的力学性能指标、胶层应力 应变场或直接求解该结构的失效载 荷。在求解界面点击 Plot 按钮可以 查看胶层应力 – 应变和铺层破坏情 况(图 14)。

采用 Wang 等^[27]的材料参数、 试验数据与 CARDAS 软件系统得出 的理论计算数据进行对比。图 15 (a)为无附加层情况下,阶梯数为 2、 4、8的试件拉伸强度试验值与解析 模型计算理论值的对比,两者的增加 趋势一致。图 15(b)为无附加层情 况下,阶梯数分别为 2、4、8 试件的拉 伸刚度试验结果与理论结果对比情





图 14 胶层应力 – 应变曲线和铺层破坏情况





图 15 阶梯型挖补修理胶接接头理论值与试验值对比

Fig.15 Comparison of theoretical value and experimental value of step-type digging and repairing glued joints



况。可以看出,接头的刚度随着阶梯 层数的增加而增加,试验结果与理论 结果的误差范围在 7.18%~11.07%。

3.3 性能指标对比

将 CRI-A(CRI-AI/CRI-AII) 热补仪与国外同类产品的主要功能、 主要技术和战术指标进行对比,如表 1 所示。

CRI-A 热补仪总体性能(便携 性、集成性和功能性等)与国外热补 仪基本持平,真空度和控温精度超过 国外热补仪产品,但设备的尺寸和质 量比国外同类产品大、重。总体来看, CRI-A 热补仪可以满足航空运营维 保行业和复合材料结构制造行业的 工程使用需求。

3.4 应用验证

在某飞机维修厂,利用航空级复合材料热补仪单区版 CRI-AI 对碳 纤维层合板进行了斜切挖补修理(图 16)。试验过程中,选取了受损的碳 纤维层合板试样,对损伤部位进行打 磨、清洁、铺贴材料、打包真空袋,并 按照材料推荐的固化参数(升温速率 2℃/min、保温温度120℃、保温时间 120 min、降温速率3℃/min、结束温 度60℃、真空压力-97 kPa)进行加 温和抽真空修理。从图16(b)中可 以看出,修复后的层合板在结构完整 性方面达到了预期标准。

在某部队飞机修理厂,使用航 空级复合材料热补仪单区版 CRI-AI 对碳纤维层合板进行阶梯挖补修理 (图 17)。CRI-AI 热补仪采用一体 化箱式滚轮设计,单人可轻松携带, 开箱后插入电源、热电偶、真空插头 和电热毯,修理参数可在 1 min 内快 速设置并启动程序,也可以直接调用 系统修理参数一键应用。第一次接 触该设备的修理人员,经过 5 min 的 培训便可以熟练使用。模拟维修试 验不仅评估了热补仪的产品功能和 性能,还检验了其在实际操作环境中 的适用性。修复完成后,通过现场技 术人员对修复区域进行全面检查,确 认其达到了修理标准。

在高校实验室,研究人员利用航 空级复合材料热补仪多功能版进行

| | 功能及指标 | Briskheat ^[3] | Heatcon ^[4] | GMI ^[5] | 国产热补仪 CRI–A |
|----------------|--------------|--|---|---|---|
| 主要功能 | | 单/双区;一体化箱式 集成,带拉杆滚轮;温 度/真空超限声光报警; 温度/真空超限程序报 警;8.4 英寸全彩显示 屏;内置电动真空泵和 文丘;里真空泵;USB 数据传输 | 单/双;一体化箱式集 成,手提把手;温度/真 空超限声光报警;温度/ 真空超限程序报警;全 彩显示屏;内置文丘里 真空泵(外置电动真空 泵);USB 数据传输 | 单/双区;一体化箱式 集成,手提把手;温度/ 真空超限声光报警;温 度/真空超限程序报警; 6.5 英寸全彩触摸显示 屏;内置文丘里真空泵; USB 数据传输 | 单/双区;一体化箱式 集成,带拉杆滚轮;温 度/真空超限声光报警; 温度/真空超限程序报 警;10.1英寸全彩触摸 显示屏;内置电动真空 泵;USB 数据传输 |
| | 每区最高输出电流/A | 30 | 30 | 30 | 35 |
| | 每区热电偶 | 10个J型 | 10个J型或K型 | 6个J型或K型 | 10个K型或J型 |
| 主要 | 真空压力/kPa | -94.8 | 电动: -91.43 文丘里: -94.82 | — | ≥-95 |
| | 真空流量/(L/min) | 文丘里: 161.4 电动: 25.5 | 文丘里: 48.13 电动: 19.8 | 文丘里: 124.59 | 7.2 |
| 投不 指标 | 温控精度/℃ | ± 1.67 | — | — | ± 1.5 |
| | 最高控制温度/℃ | 760 | 260 (537.78 可选) | — | 760 |
| | 控制程序段/段 | 3 | 8 | 2 | 3 |
| | 修补程序/个 | 30 | 30 | 5 | 360 |
| | 修补记录 | 12 次 | 48 h (或 12 次) | — | 500 h |
| 主要 战术 指标 | 尺寸/mm | 单/双区: 559×457×254 | 单区: 457×330.2×146 双区: 552.5×362×165.1 | 单区: 350×280×170 双区: 350×220×260 | 单区/双区: 610×440×250 |
| | 质量/kg | 12 | 单区: 6.8 双区: 12.7 | 单区:6 双区:9.6 | 单区:17 双区:19.5 |
| | 供电方式 | AC 100~130 V AC 200~240 V | AC 98~264 V | AC 120 V 或 AC 220 V | AC 220 V |

表 1 热补仪性能指标对比 Table 1 Comparison of performance index of hot bonders

Intelligent Repair of Composites 复合材料智能修复



图 16 碳纤维层合板斜切挖补修理验证

Fig.16 Carbon fibre laminates diagonal cut and gouge repair validation



(a) 修理现场



(b) 修补区 (c)修理前 图 17 碳纤维层合板阶梯挖补修理验证 Fig.17 Carbon fibre laminates step-dig repair validation

(d)修理后

了复合材料翼面前缘单面贴补修理 试验^[28](图18(a))。集成版设备适 合高校及科研院所开展科学研究,利 用维修设计软件分析复合材料结构 的力学性能、胶层的应力-应变,或 者直接计算该结构的失效载荷,并根 据分析结果开展修理试验。本次试 验模拟了碳纤维飞机翼面前缘受损 情况,对直径2 cm 的通孔进行了单面 贴补修复,采用2个热电偶的平均温 度作为参考温度对修补区的碳纤维 预浸料织物进行固化。试验结果显 示,国产航空级复合材料热补仪能够 有效修复穿透损伤,恢复材料的原有 性能。修复过程中的温度和压力参 数得到了精确控制(图18(b)),验证 了设备的稳定性和可靠性。

4 结论与展望

国产航空级复合材料热补仪装 备总体性能已经与国外同类热补产



(a)修理现场和试验件



Fig.18 Composites single-layer repair experiment on the wing leading edge^[28]



品基本持平,真空度和控温精度指标 略高于国外热补仪,产品核心零部件 已经实现国产化,核心技术自主可 控,在替代国外同类设备方面展示出 强大的竞争力。该设备不仅解决了 热补仪设备研发中的关键技术问题, 还通过实际应用验证了其各项功能 和可靠性,为我国航空维修领域的自 主发展提供了坚实的技术支持。

未来,新一代热补仪应朝着高精 度、高可靠性和小型化、智能化方向 发展。

在高精度方面,进一步提升温度 控制的准确性和均匀性是关键,通过 采用先进的温控算法和高精度温度 传感器,确保修理过程中的温度精确 性。高可靠性则要求设备在各种复 杂环境下仍能稳定运行,这将通过优 化产品器件和加强耐用性设计来实 现。小型化和智能化的发展将极大 地提升热补仪的便携性和操作便捷 性。小型化设计不仅便于设备的携 带和现场操作,还会降低设备的存储 和运输成本。

智能化方面,通过结合网络技术 开发先进的修理设计软件,使设备具 备远程传感器校准、设备故障自诊断 和实时数据传输的能力,结合数字孪 生技术使每台设备都能拥有一个虚 拟模型,实现精确的修理档案管理 和预测性维护。随着产品的不断迭 代,新一代热补仪将为航空维修领域 提供更加高效、可靠和便捷的解决方 案,推动行业的持续发展和创新。

参考文献

[1] 王昶,何琪,周依芳.高端装备国产 化替代应用的主要障碍与突破路径[J].科技 导报,2023,41(6):13-20.

WANG Chang, HE Qi, ZHOU Yifang. Main obstacle and breakthrough path of domestic substitution and application of high-end equipment[J]. Science & Technology Review, 2023, 41(6): 13–20.

[2] 王晓澎. Briskheat 热补仪——复合 材料修理设备[J]. 航空制造技术, 2008, 51(4):

96–97.

WANG Xiaopeng. Briskheat hot repair instrument—Composite material repair equipment[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2008, 51(4): 96–97.

[3] BriskHeat. BriskHeat | Flexible surface heating solutions & controls—BriskHeat[EB/OL]. (2024–06–21) [2024–05–19]. http://www.brisk heat.com.cn.

[4] Heatcon. Welcome to Heatcon composite systems | Since 1978[EB/OL]. (1997– 04–10) [2024–05–19]. https://www.heatcon.com.

[5] GMI. About us (GMI-aero.com) [EB/ OL]. (2020–09–19) [2024–05–19]. https://www. gmi-aero.com/en/company/about-us.html.

[6] 张媛媛, 陈璐璐, 张国栋, 等. 航空发 动机复合材料风扇叶片成型工艺对比研究[J]. 新技术新工艺, 2023(5): 25-31.

ZHANG Yuanyuan, CHEN Lulu, ZHANG Guodong, et al. Research on comparison of forming process of aero-engine composite fan blade[J]. New Technology & New Process, 2023(5): 25–31.

[7] 汪赫男,张佐光,顾轶卓,等.环氧复 合材料层板热压成型孔隙缺陷影响因素[J]. 复合材料学报,2007,24(5):55-60.

WANG Henan, ZHANG Zuoguang, GU Yizhuo, et al. Effects of different factors on the void defect in epoxy composite laminates in hot pressing process[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(5): 55–60.

[8] 张宝艳,周正刚,庄文波.成型压力 对5428VB/T700复合材料微观结构与性能的 影响[J].材料工程,2009,37(10):67-72.

ZHANG Baoyan, ZHOU Zhenggang, ZHUANG Wenbo. Influence of pressure on the microstructure and mechanical properties of 5428VB/T700 composite[J]. Journal of Materials Engineering, 2009, 37(10): 67–72.

[9] 蒋超.复合材料修理技术的新发展 [J].航空维修与工程,2019(10):22-24.

JIANG Chao. The new development of composite repair technology[J]. Aviation Maintenance & Engineering, 2019(10): 22–24.

[10] 陈俊逸. 基于复合材料修理热补 仪PID算法优化[J]. 中国科技信息, 2021(14): 36-38.

CHEN Junyi. Optimization of PID algorithm of hot patching instrument based on composite material repair[J]. China Science and Technology Information, 2021(14): 36–38.

[11] OH J H, LEE D G. Cure cycle for thick glass/epoxy composite laminates[J]. Journal of Composite Materials, 2002, 36(1): 19–45.

[12] DAVIDSON C L, FEILZER A J. Polymerization shrinkage and polymerization shrinkage stress in polymer-based restoratives[J]. Journal of Dentistry, 1997, 25(6): 435–440.

[13] 沃西源, 薛芳, 李静. 复合材料模压 成型的工艺特性和影响因素分析[J]. 高科技 纤维与应用, 2009, 34(6): 41-44.

WO Xiyuan, XUE Fang, LI Jing. Analysis on the process properties and influencing factors of composites molding[J]. Hi-Tech Fiber and Application, 2009, 34(6): 41–44.

[14] MEHRKAM P A. Support of composite structures on naval aircraft[C]//The Second Joint NASA/FAA/DoD Conference on Aging Aircraft. New York: 1999: 81–88.

 [15] Novatech Controls. Novatech product range | Novatech controls[EB/OL]. (2011–02–16)
 [2024–05–19]. https://www.novatech.com.au/ products/#Hot-Bonding-Controller.

 [16] WichiTech Industries. Composite repair systems: WichiTech industries, Inc.[EB/ OL]. (2001–02–24) [2024–05–19]. https://www. wichitech.com.

[17] AEROFORM Composites. AEROFORM composites—Aeronautics curing solutions (aeroform-composites.com)[EB/OL]. (2018–11–17) [2024–05–19]. https://www. aeroform-composites.com/en/home.

[18] ATACS Products Inc. Home AtacsProducts Inc. [EB/OL]. (2020–03–20) [2024–05–19]. https://www.atacs.com.

[19] JR TECHNOLOGY LIMITED. Home—JR technology—Composite test and repair specialists and production engineers[EB/ OL]. (2001–07–25) [2024–05–19]. http://www. jrtech.co.uk.

[20] Veelo Technologies. VeeloHEAT
Blanket—Veelo technologies[EB/OL]. (2020–09–
18) [2024–05–19]. https://www.veelotech.com/
veelo-heat-blanket.

[21] KAMALAKANNAN G, RAO M S, CHANDRA K, et al. Advanced hot bonding system for repair of aerospace structures[J]. CIRP Annals, 2008, 57(1): 395–398.

[22] Red Bonder Pro. RedBonderPromsquare[EB/OL]. (2021–11–26) [2024–05–19]. https://www.msquare.de/redbonderpro-2.

[23] 张移山,华庆祥,葛雪峰.具有可视 化操作界面的便携式复合材料修理系统[J]. 航空维修与工程,2004(3):17-20.

ZHANG Yishan, HUA Qingxiang, GE Xuefeng. Portable composite repair systems with visual operating interface[J]. Aviation Maintenance & Engineering, 2004(3): 17–20. [24] 于春风,于守森,姚银虎,等.基于 PLC 的飞机复合材料热补仪的研制[J]. 自动 化技术与应用, 2016, 35(6): 80-82, 115.

YU Chunfeng, YU Shoumiao, YAO Yinhu, et al. Development of the aircraft composite material heat repair instrument based on PLC[J]. Techniques of Automation and Applications, 2016, 35(6): 80–82, 115.

[25] 李长青, 林琳, 宋巍, 等. 断裂复合 材料层压板贴片快速修复工艺研究[J]. 装甲 兵工程学院学报, 2010, 24(6): 76-80.

LI Changqing, LIN Lin, SONG Wei, et al. Research on technique of express repair the fractured composite laminates with the composite patches[J]. Journal of Academy of Armored Force Engineering, 2010, 24(6): 76–80.

[26] 谢宗蕻, 王绥安, 李想. 复合材料织物层合板挖补修理软件实现与试验验证[J]. 复合材料学报, 2017, 34(7): 1451–1461.

XIE Zonghong, WANG Suian, LI Xiang. Composite fabric laminate scarf repair analysis: Software development and experimental validation[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(7): 1451–1461.

[27] WANG S A, XIE Z H, LI X. On adhesively bonded stepped-scarf joint: An analytical model and its validation[J]. Mechanics of Advanced Materials and Structures, 2021, 28(9):

938-951.

[28] LI M, TANG C, BIAN X Z, et al. Development and validation of a flexible fiber graphene laminated heater for composite adhesive repair[J]. Advances in Engineering Technology Research, 2023, 9(1): 151.

通讯作者:谢宗蕻,教授,博士生导师,博士, 研究方向为飞行器先进结构及复合材料结构 设计、分析、制造、测试及维修,结构力学与复 合材料领域的工程和科学问题。

Development and Application of Domestic Aerospace-Grade Composite Hot Bonder Instruments

WANG Hairui, TANG Chao, LI Jinyang, YUAN Peiyu, XIE Zonghong

(Sun Yat-Sen University, Shenzhen 518107, China)

[ABSTRACT] Chinese version hot bonder for aviation grade composites is a national composite material repair equipment developed in response to the call of "China's high-end equipment localization alternative application". According to the research progress of hot bonders at home and abroad, combined with the development and application requirements of equipment, six key points in the development process of domestic hot bonders, such as maintenance applicability, temperature parameters, vacuum degree, control technology, man-machine interaction and reliability were studied. This paper introduces the development process of a domestic heat repair instrument by selecting the equipment index, designing the operation interface layout, constructing software structure and program running logic. Domestic hot bonder has formed a series of products, including single-zone versions, dual-zone versions and multi-functional versions, and the product performance indicators have met and exceeded similar foreign products. The domestic hot bonder adopts a full Chinese graphical interface, which is easy to operate. The multi-functional version of the product integrates two functions of composite bonding repair design and repair implementation, which supports the efficient calculation and acquisition of composite repair design scheme under the field environment, and provides technical support and equipment support for the frontline technicians to carry out the in-situ repair of aircraft composite structural damage. After the preliminary assessment and application by the air force maintenance factories, troops and colleges, the domestic hot bonder can completely replace the foreign hot bonder products.

Keywords: Aircraft maintenance; Composite bonded repairs; Localization equipment; Hot bonder;

Repair analysis and design system

(责编 とと)
引文格式:刘轩邑, 汪俊陶, 邹鹏程, 等. 复合材料修复技术与可修复性研究综述[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 80-89. LIU Xuanyi, WANG Juntao, ZOU Pengcheng, et al. Review on composite repair technologies and repairability[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 80-89.

复合材料修复技术与可修复性研究综述

刘轩邑,汪俊陶,邹鹏程,唐 俊,邢素丽,陈丁丁

(国防科技大学,长沙410000)

[摘要] 复合材料作为现代工程领域的关键技术,其服役过程中的损伤修复对于保障材料的长期可靠性和经济性至 关重要。复合材料修复技术直接关系到材料或结构出现损伤后的性能恢复,复合材料可修复性则是在材料及结构的 设计制造阶段研究如何降低修复难度。本文综述了贴补修复、挖补修复、注胶修复和机械连接修复等传统工艺的特 点、技术发展、不足及工程应用中遇到的问题,并从复合材料及其结构可修复性的角度概述了外援型与本征型自修复 复合材料的原理与进展,以及可服务于换件维修的可脱粘胶粘剂的技术发展情况。最后,对复合材料修复技术和可 修复性研究需要克服的主要技术难点进行了归纳总结。

关键词:复合材料;修复技术;可修复性;修复材料体系;修复工艺;自修复 DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.080



刘轩邑 硕士研究生,研究领域为复合材 料修复技术。

复合材料凭借其卓越的力学性 能、轻质化特性、出色的耐腐蚀性与 高度的设计灵活性,在航空航天、汽 车工业、风能发电、基础建设等诸多 领域中具有巨大的应用价值。然而, 复合材料在长期服役过程中面临环 境腐蚀、机械冲击及疲劳损伤等挑 战。复合材料损伤的出现必然导致 结构性能的下降,带来结构完整性和 应用安全性的问题。因此,复合材料 修复技术成为保持复合材料结构性 能的关键技术。

复合材料修复技术的提出可追 溯到 20 世纪 70 年代,美国空军和澳 大利亚航空与海运研究实验室的修 复工作,在这一时期,航空用结构材 料以金属为主,复合材料修复技术主 要用复合材料修复金属材料损伤,恢 复金属结构力学性能为主。国内于 20世纪90年代末开展了类似研究, 典型研究成果包括航空工业沈阳飞 机工业(集团)有限公司对某型飞机 水平尾翼的修复和某型水上飞机上 壁板蒙皮的腐蚀损伤修复^[1]、国防科 技大学对某型飞机铝合金蒙皮及座 舱盖金属支臂的修复^[2]等。近年来, 中国人民解放军海军航空大学戴京 涛^[3]、郑州大学许明阳^[4]、中国飞机 强度研究所杨梦粤^[5]和国营芜湖机 械厂汪愿^[6]等仍在持续推进该方面 的研究工作。随着复合材料在工程中 得到越来越多的应用,复合材料的自 身修复技术得到了快速的发展,复合 材料修复技术也逐渐从复合材料修理 其他结构转向复合材料自身损伤的修 复技术。复合材料修复工艺主要有贴 补修复、挖补修复、注胶修复、机械连 接修复等,其操作的难易程度以及性 能恢复程度各不相同。本文针对复合 材料自身的损伤修复技术展开讨论。

复合材料的可修复性是在材料 及结构的设计制造阶段研究降低修 复难度的问题。从材料的角度看,复 合材料修复难度主要源于两个方面: 纤维的不可维修和树脂基体的不可 维修。纤维的断裂再修复是困难的, 暂未找到行之有效的解决方案,但 是,树脂基体的可修复性有望得到 提高。工程上大量使用的复合材料 树脂基体基本是热固性树脂,这类树

80 航空制造技术·2024年第67卷第20期

脂"不熔、不溶",导致基体不可维修。 但是,近年来涌现出的微胶囊、微脉 管、Vitrimer 树脂、动态交联网络等 新技术赋予了树脂基体一定的可修 复性,进而可降低复合材料的修复难 度。从结构的角度看,复合材料结构 的连接通常采用"永久性"的胶接连 接。可脱粘胶粘剂在外界刺激下可 实现脱粘,为换件维修提供了可能, 可提高复合材料结构的可维修性。

复合材料修复是系统工程,涉及 损伤检测、损伤评估、损伤修复和修 复后评估等多个方面。本文重点从 损伤修复,尤其是修复工艺的角度梳 理近年来的最新发展,从工程应用的 角度分析不足及发展趋势;同时,基 于复合材料损伤修复困难的现实,结 合材料技术的发展探讨复合材料可 修复性的问题,以期从源头降低复合 材料的修理难度,共同推动复合材料 修复技术的发展。

复合材料修复技术 1

1.1 贴补修复技术

复合材料贴补修复是采用复合 材料补片通过胶粘剂补强于受损位 置表面,补片传递载荷缓解损伤位置 应力状态,从而起到强度恢复的作 用。根据补片粘贴于单侧还是双侧, 又可分为单面贴补和双面贴补,如图 1 所示。

补片是传递载荷并发挥修复作 用的决定性因素,因此在胶粘剂选定 的情况下,补片形状和性能成为影 响修复效果的重要修复参数。补片 形状方面,侯炳强^[7]对方形补片、菱 形补片、圆形补片及六边形补片的 修复效果进行了研究,试验用母板 和补片均为 T9001 碳纤维复合材料 (CFRP),研究发现,对于准静态拉伸 载荷而言,正方形的补片修复效果最 好。然而,周喜辉等^[8] 对贴补修复 后 CFRP (T300/7901) 的抗冲击性 能进行研究时发现,采用圆形补片修 复后的 CFRP 抗冲击性能最优。补

片的厚度或刚度是影响修复效果的 另一重要因素。从胶层受力特点看, 当补片较薄、刚度较弱时,损伤孔周 围胶层的剪应力强,易于从此处脱 粘;随着补片刚度增加,损伤孔周围 胶层剪应力不断降低而补片边缘胶 层的剪应力不断增高,补片脱粘的起 始位置向补片边缘转移^[9],这一结论 与复合材料搭接连接理论是吻合的。 在此基础上,不少研究者参照刚度匹 配的原则,采用补片刚度为母板刚度 1/2 的原则对复合材料损伤进行贴 补修复,获得了不错的修复效果^[10]。 花见涛^[11]在研究 CFRP 单面贴补的 过程中发现,胶层剪应力最大的位置 从损伤孔周围转移到了补片的端部, 在此过程中,补片/母板刚度比并不 一直为1/2,实现切换的刚度比会随 着母板厚度(或刚度)的增加而不断 减小。可见,贴补修复看似简单,但 修复参数需要根据具体的受力形式 和结构特点进行分析,暂没有统一的 设计准则。

修复参数的研究可以给修复设 计的优化指出方向,但是修复后材料 性能的恢复程度通常决定于胶层的 粘接性能,尤其是胶粘剂与复合材料 的界面性能,这多与表面处理方式相 关。除传统的机械打磨对粘接面进 行表面处理外,近年来出现了激光处 理、等离子体处理等新方式。Li等^[12] 对比了激光烧蚀与传统打磨对材料

表面性能的影响,发现激光处理的材 料表面粗糙度更高,且含有更多反应 性官能团,提升了表面自由能和湿润 性。Neto 等^[13] 对比激光烧蚀和常 规打磨的效果,同样得出激光处理可 显著增加表面粗糙度、改善表面自由 能和润湿性的结论。熊玉成等[14]对 比了高频脉冲紫外激光剥蚀和 38 µm 砂纸打磨加低温等离子处理的方法, 结果显示,两种方法均超越单纯砂纸 打磨,可使剪切强度分别提升17.9% 和10.9%。在Al-Mansour^[15]、熊玉成^[14]、 花见涛^[11]等的研究中,贴补修复补 片脱粘破坏的情况下均出现了母板 表层破坏,表明母板表层的抗撕裂能 力限制了胶层强度的发挥。鉴于此, 花见涛^[11]受增加韧性层以提高胶接 强度的启发^[16],提出了基于韧性层 的单面贴补修复工艺,将传统单面贴 补的强度恢复率从 76.31% 提高到了 88.12%,该方法仅在机械打磨的基础 上略作改进,非常适合简易条件下的 修复。

贴补修复是最简单的修理方法, 其最大的不足在于修复效率较低。 范鎔韬等^[17]对穿孔损伤,且拉伸强 度保留率仅33%的CFRP(ZT7H/ OY9611)进行单面贴补修复,修复 后的拉伸强度保留率未超过50%。 聂恒昌等^[18]对穿孔损伤、拉伸强度 保留率 45% 的 T800 级纤维增强的 CFRP 进行单面贴补修复,拉伸强度



2024年第67卷第20期·航空制造技术 81



保留率仅恢复至44%~61%的水平。 双面贴补修复复合材料由于不存在 单面贴补的受力偏心问题,因此可以 得到相对较好的修复效果。刘国春 等^[19]对拉伸强度保留率49%的穿 孔 CFRP(T300/CYCOM970)进行双 面贴补修复,拉伸强度可近乎完全恢 复;Jefferson等^[20]对受损玻璃纤维母 板采用双面贴补的方法,拉伸强度恢 复到了完好样品的84.73%。但无论 是单面贴补还是双面贴补,其修复效 率均会随着母板厚度的增加而降低。 对于相对较厚的复合材料,需要采用 挖补修复的修理方式。

1.2 挖补修复技术

挖补修复是将损伤区挖除后,用 复合材料补片通过胶粘剂填充于挖 除区域来恢复力学性能的修复技术, 如图2所示,为了保证修复效果,通 常还会在表面增加附加层。

理论上,复合材料挖补修复的研究已相对成熟。采用斜削挖除还是 阶梯挖除是影响修复效果的关键因素。比较理想的斜削坡度在1:20 至1:50之间,且斜削挖除通常能得 到比阶梯挖除更好的修复效果^[21]。 为了设计和优化修复参数,刘斌等^[22] 提出了一种改进的复合材料斜接结 构胶层应力半解析法。王露晨等^[23] 针对挖补修复给出了解析分析模型用 于超手册修理设计。田可可^[24] 通过 响应面法建立代理模型对挖补参数进 行优化,采用遗传算法得到了挖补结构的最优解。Wang等^[25]开发了一种优化算法,通过数值求解非线性微分方程来确定最佳的挖补形状,从而实现高效率、高质量的修复效果。

然而,实际的挖补修复由于受到 操作环境的限制,还需要考虑更多的 影响因素,尤其是补片的成型方式。 王雪等^[26]通过对比预浸料修理和配 胶手糊修理,发现预浸料体现出更好 的修理效果。Psarras^[27]和张书铭^[28] 等对预固化补片和共胶接形式的挖 补修复进行了对比,均认为预固化补 片的修复效果更优。陈淑仙等^[29]对 比了热压罐和热补仪等不同固化方 式对修复效果的影响,其中热压罐最 优。聂恒昌等^[18]的试验数据则表明, 通过热压罐固化修理的试验件比热 补仪固化修理的试验件破坏载荷高 出33%。采用预固化补片或者热压 罐固化形式能获得更优的修复效果, 一定程度上均可归因于补片的成型质 量;非热压罐成型通常会带来更高的 孔隙率,而孔隙率每增加1%,就会使 层间剪切强度降低 7% 以上^[30]。在无 法采用热压罐等高压成型设备完成 挖补修复的情况下,获得高质量补片 是关键问题。对此, Chong 等^[31]提 出了双真空工艺,能在非热压罐条件 下得到高质量低孔隙率补片,获得良 好的修复效率。另外,还需开发针对 低压成型、适用于非热压罐的专用预



82 航空制造技术·2024年第67卷第20期

浸料体系。国外较为成熟的预浸料 体系有 Dexter-Hysol 公司 EA9391、 Hexcel 公 司 HX1567、Cytec 公 司 CycomX5215 等,可满足中低温及 真空压力下固化的要求。中国航空 制造技术研究院先后报道了两种类 似的材料体系:(1)采用中温固化, 通过非热压罐制备的材料性能与模 压法、热压罐法成型的材料性能相 当^[32];(2)低温固化预浸料体系,铺 覆性优良,可在低于 100 ℃和小于 1 个大气压的条件下成型,孔隙率仅为 0.62%^[33]。

需要指出的是,挖补修复虽然被 认为是恢复复合材料性能的最优工 艺之一,但面临大厚度复合材料损伤 修复时仍然存在不少难点。一方面, 由于斜削坡度在1:20~1:50,挖除 深度越大意味着挖除区域越宽。以 深度2mm为例,若采用1:30的斜 削坡度,需要沿损伤边缘挖除60mm 的完好材料,这种做法显然不适用于 小范围、大深度损伤的修理;另一方 面,1:20~1:50的斜削坡度在工程 中是非常困难的,尤其对于穿透型损 伤且复合材料背面无法获得支撑时, 如此小的楔角几乎无法加工出来。

1.3 注胶修复技术

注胶修复是通过在复合材料损 伤区域开孔并向分层区域注胶完成 修复的方法,如图3所示^[34]。该方 法理论上是复合材料分层损伤最优 的修复方式。注胶修复较早的研究 是 Thunga 等^[34] 采用双酚 E 氰酸酯 树脂注胶修复双马树脂基复合材料 分层损伤的工作,取得了较好的修复 效果。Slattery^[35]以黏度非常低的氰 基丙烯酸酯为修复剂开发了新的注 射修复制度。Lai 等^[36]则研究了注 胶孔参数对注胶修复效果的影响。 然而, 蔺美杰^[37] 经试验分析发现, 注 胶修复效果受制于修复工艺,且修复 效率偏低,尤其对分层深度超板厚一 半的层压板修复效果欠佳。注胶修 复在工程实践中遇到的困难首先是

损伤探测问题。对于注胶修复,需要 准确知道损伤的大小和深度,才能合 理布置注胶孔和出胶孔。平面定位后, 制备得到深度合适的孔,这在原位修 复中难以实现。因此,在工程实践中, 注胶修复容易实现的修理工况是边缘 分层及夹芯板的脱粘修复,对于层合 板的层间分层损伤修复是困难的。

1.4 机械连接修复技术

机械连接修复是通过紧固件(如 螺栓或者铆钉)将补片和待修复构 件通过机械连接的方式连接在一起, 并恢复力学性能的修复方式,如图4 所示。这种方法的优点在于能够传 递较大载荷、抗剥离能力好、受环境 影响小,且可靠性更高。波音公司认为, 机械连接修复在恢复结构完整性上优 于胶接修复,实心层压板结构损伤的首 选修复方式应该是机械连接。例如,波 音在修复 AST 复合材料记忆蒙皮壁板 时采取了金属补片螺接修复的方式,取 得了良好的修复效果^[38]。波音 777 复 合材料垂直尾翼盒段蒙皮壁板损伤 也采用了机械连接修复方法^[39]。另 一方面,由于机械连接修复无需对复 合材料损伤区域进行挖除处理,并且 没有胶接修复中补片或胶粘剂的固 化过程,其在损伤抢修场景下更有优 势。近年来,机械连接修复越来越受 到人们的关注。

在试样级的修复研究中,聂恒昌 等^[40]对比了不同的机械连接修复策略,包括螺栓数量、单面与双面连接、 补片厚度等,拉伸试验与有限元分析 表明,损伤后强度保留率为45.1%的 复合材料板,修复后强度可恢复至 58%。张琴等^[41]对穿孔损伤的CFRP 采用不锈钢和钛合金板进行铆接修 复,修复后承载能力相比修复前提升 了65.2%,达到完好结构强度的35% 左右。王航等^[42]采用钛合金补片和 钛合金铆钉修复损伤板,拉伸强度比 修复前提高了43.5%,但是相对于完好 板,修复后拉伸强度仅恢复至44.2%。 不难看出,使用机械连接修复,其拉伸 强度恢复率通常达不到胶接修复的 水平。这主要是因为机械连接修复 中使用的钉孔是穿孔损伤,在螺钉孔 位置若不做加厚处理,强度无法恢复 至原有水平。

与胶接修复不同,机械连接修复研究更关注构件的修复效果。Wang等^[43]使用铆接金属补丁恢复直升机受损传动轴的平衡和强度,试验测试结果表明,铆接修复可达到85%以上的恢复效率,但只能承受有限时间内的军事任务。屈孙涛等^[44]对复合材料加筋板常出现的壁板1/2处分层、筋条卧边1/2处分层、壁板冲击损伤进行了机械连接修复,研究了壁

板压缩稳定性的恢复情况。中国飞 机强度研究所张阿盈等^[45]通过试验 测试和有限元仿真的方式对机翼壁 板的离散元损伤开展了损伤评估、修 复设计、损伤修复评估方面的系列工 作,并且对机翼壁板脱粘的多钉机械 连接修复开展了探索^[46]。张星明等^[47] 则针对复合材料加筋壁板的机械连接 修复开发了设计与分析工具。

机械连接除了通过补片的方式 恢复结构性能外,还能通过单钉或单 螺栓的方式对分层损伤进行修复。李 鹏等^[48]通过数值模拟的方式研究了 复合材料分层缺陷的钉连修复,对压 缩强度恢复有显著效果。王遥等^[49]







2024年第67卷第20期·航空制造技术 83



的试验结果表明,对于压缩强度保留 率为 64.5%、57.3% 和 39.5% 的分层 损伤,单螺栓修复后压缩强度可恢复 至 80.0%、70.8% 和 49.6%,压缩强度 的恢复主要得益于螺栓对局部屈曲 和分层损伤扩展的抑制。Hua 等^[50] 基于类似的想法,借鉴复合材料制造 中的缝合工艺,提出了分层损伤的缝 合修复方法,对压缩强度保留率仅有 54.45% 的分层损伤,修复后强度可 恢复至 84.23%,强于铝合金铆钉的 连接修复。

2 复合材料及结构的可修 复性研究

从上述论述中不难看出,传统修 复工艺在学术上的讨论已相对充分, 理论上可获得较好的修复效果,但受 限于修复的实际操作环境、检测及加 工手段等,复合材料的修复依然是困 难的。因此,从复合材料及其结构的 制造源头考虑可修复问题以降低损 伤后的修复难度必然成为重要的发 展方向。从材料角度看,近年来兴起 的自修复复合材料为提高材料可修 复性提供了重要指引,其具体技术路 线可分为外援型自修复和本征型自 修复;从结构角度看,复合材料构件 与构件之间通常以胶接的方式获得 永久性的连接,这增加了换件维修的 难度,而可脱粘胶粘剂为换件维修提 供了可能,大幅提高复合材料结构的 可维修性。

2.1 外援型自修复复合材料

外援型自修复方法主要通过在 聚合物基体中添加外来修复剂实现 自修复功能,主流手段包括微胶囊和 微脉管(图 5^[51])。

2.1.1 微胶囊

微胶囊方法是将装载了修复剂 的微胶囊弥散在聚合物基体中,当材 料产生微裂纹时,胶囊受裂纹影响破 裂,从而释放出修复剂,修复剂渗入 裂纹并固化完成材料的自修复。胶 囊和修复剂是影响复合材料自身性



(a)微胶囊型
 (b)微脉管型
 图 5 载体装载修复剂的自修复示意图 ^[51]
 Fig.5 Schematic diagram of self-healing process with carrier-loaded healing agent^[51]

能及修复效果的两个主要因素。

从修复剂角度看,可选择与基体 材料性能相似或完全不同的聚合物, 早期以异质胶粘剂为主。Kontiza等^[52] 使用聚脲/甲醛制作微胶囊,以双环 戊二烯(DCPD)作为修复剂,通过 真空袋压工艺制备了含有微胶囊的 CFRP,其I型断裂韧性的恢复率可 达50%。Vintila等^[53]采用5-乙烯-2-降冰片烯(ENB)开发出了更高效的 修复剂体系,同样的制备工艺下,装 有 ENB 的微胶囊比装有 DCPD 的 微胶囊具有更小的胶囊直径,且修复 效率提高了约20%。相比异质粘合 剂,采用与基体树脂相同或相似的修 复剂能增强相容性,提高修复效果。 Ebrahimnezhad-Khaliiri 等^[54]在微 胶囊中包覆环氧树脂并通过 NiCl, (imidazole)₄催化固化来修复环氧 树脂基体裂纹,其对玻璃纤维/环氧 复合材料的弯曲强度修复效率达到 了 100%。Jones 等 [55] 以环氧树脂和 乙酸乙酯溶剂作为修复剂,并将微胶 囊布置于碳纤维表面,实现了界面脱 粘的自修复,制备的复合材料层间剪 切强度恢复率达到了91%。

从胶囊角度看,尺寸大小是关 键因素。常用微胶囊直径为30~300 μm,远大于增强纤维的直径。一方 面,胶囊越大越容易产生应力集中, 影响材料原有力学性能;另一方面, 微胶囊尺寸过大容易在成型过程中 受到增强纤维挤压变形甚至破裂。 Kontiza 等^[52]的研究表明,微胶囊仅 在1个大气压作用下就会从球形变 为椭圆形。对于模压或热压罐工艺, 成型压力通常在几十个大气压以上, 非常容易在胶囊成型过程中发生破 裂。当胶囊尺寸远小于增强纤维直 径时,有可能使微胶囊处于纤维之间 或富树脂区,不会被纤维压缩导致破 裂。Sun 等^[56]通过特殊工艺制备了 直径仅 500 nm 的微胶囊,尺寸比一 般微胶囊缩小了近1个数量级,但是, 这带来了胶囊容易团聚的新问题。

2.1.2 微脉管

微脉管型自修复是在聚合物及 其复合材料中布置装有修复剂的微 脉管,基体裂纹使得微脉管破裂释放 出修复剂来完成修复。

相比于微胶囊,微脉管可储存更 多的修复剂,从而实现多次修复,其 至可在脉管中加入增强纤维来避免 纤维断裂导致的性能下降。Williams 等^[57]将装有修复剂的中空玻璃纤维 布置于 CFRP 中以实现材料的自修 复功能,在冲击后压缩试验中获得了 较好的修复效果,并实现了基体裂纹 的多次修复。Wang 等^[58]将短切碳 纤维混入修复剂中,并将微脉管与纤 维增强体平行布置;出现损伤时,短 切碳纤维随修复剂流出,采用外加电 场的方法使短切碳纤维与增强碳纤 维取向一致,实现了断裂纤维的"接 续",相比没有短切碳纤维的自修复, 修复效果可提升 22%。

微脉管尺寸同样对材料性能有 重要影响。最常见的微脉管是直径 2~3 mm的空心玻璃管,易于操作且 价格低廉。但是,玻璃管直径过大会 引入缺陷,使力学性能降低,因此,不 少研究者致力于得到尺寸更小的微 脉管。Wang 等^[59] 采用同轴静电纺 丝法制备了直径分别仅为 620 nm 和 360 nm 的微脉管,制备的复合材料弯 曲强度首次修复效率可达110.12%, 第3次修复效率也超过了75.08%。 Neisiany 等^[60] 开展了类似工作,微脉 管平均直径为750 nm,制备的复合材 料前3次修复效率均在89%以上。

与微胶囊类似,微脉管的中空结 构使得其抗压能力比较差,因此同样 难以应用于需要高压成型的复合材 料中。

2.2 本征型自修复复合材料

与外援型自修复不同,本征型自 修复是在聚合物的分子结构中引入 动态相互作用,利用动态作用的可逆 性来完成对损伤的修复(图6),因此 无需添加任何修复剂。复合材料基体 树脂常用的动态键主要包括酯键^[61]、 二硫键^[62]、亚胺键^[63]和 Diels-Alder (D-A)键^[64]。其中前3类动态共价 键的动态变化是可逆键交换机理,此 类材料也被称为类玻璃体,而D-A 键的动态变化则是高温分解、低温重 组的机理。

2.2.1 类玻璃体基复合材料

类玻璃体最早由 Montarnal 等^[65] 于 2011 年在基于酯交换的自修复环 氧树脂中提出。该类聚合物随着温 度的升高,键交换速率加快,聚合物



的变形能力增强,材料呈现出柔软甚 至流动的状态,实现裂纹的愈合;低 温时,键交换速度减慢甚至停止,材 料恢复刚硬的玻璃态。最常见的类玻 璃体是基于酯交换反应的酸酐或羧酸 固化的环氧树脂,这类树脂通常具有优 异的性能。Kamble 等^[61]用己二酸固 化环氧树脂并加入有机强碱 TBD, 针对疲劳损伤,制备的自修复复合材 料的修复效果接近理想。基于自由 基交换反应的二硫键具有良好的动 态可逆性,也可以作为高分子链间的 动态交联剂。Ruiz de Luzuriaga 等^[66] 以二硫化物固化剂制备的类玻璃体 基复合材料在热压条件下5 min 便 能有肉眼可见的分层修复效果。此 外, Taynton 等^[63]用对苯二甲醛和 二胺以及三胺合成了一种无需催化 剂的聚亚胺类玻璃体及其复合材料, 该复合材料在热压下仅需 60 s 便可 使弯曲断裂的样品恢复 85% 的强度。 Li 等^[67] 较为系统地阐述了此类聚合 物的自修复机理。

需要注意的是,类玻璃体"加 热-键交换-软化-修复"的修复 机理决定了该技术难以应用到耐高 温树脂及其复合材料领域。键交换 温度过低会导致分子结构在高温下 无法保持稳定,材料耐热性会严重下 降。即使设计出高温下才能快速交 换的动态共价键,过高的修复温度又 是修复工作尤其是原位修复的障碍, 这是难以调和的矛盾。

2.2.2 基于 D-A 反应的自修复复合 材料

D-A键的动态作用与类玻璃体 不同,化学键发生的是可控的断开与 重新键合,而不是动态交换。共价键 打开,交联密度下降,使得材料可变 形并获得修复性能;共价键重新键 合,聚合物回到交联网络状态并恢复 优异的力学性能。在自修复复合材 料研究中, D-A 键既可用于基体及层 间的改性,还可用于纤维和树脂界面 的自修复。Wu等^[68]用糠胺、双马来 酰亚胺和环氧树脂合成了基于 D-A 反 应的自修复环氧树脂,并制备了FRP, 在150℃修复条件下,层间剪切强度 两次修复效率高达 105.8% 和 102.4%。 Kostopoulos 等^[64]将自修复环氧添加 到预浸料层间,得到了自修复的FRP, 同样在150℃的热处理下, FRP 疲劳 寿命延长了 75%。Zhang 等^[69] 在碳纤 维表面接枝了马来酰亚胺基团,然后 将呋喃基团引入环氧树脂基体中,实 现了纤维/树脂界面的自修复,纤维 脱粘的修复效率高达82%。

目前,研究最广泛的是基于2-取代呋喃与马来酰亚胺的 D-A 反 应,但是该体系逆反应峰值温度仅 为 120 ℃,即在 120 ℃附近聚合物交 联密度降低,材料力学性能会显著下 降,限制了其在耐高温复合材料中的 应用。为了解决耐热性差的问题, 研究者开发了新的 D-A 反应体系。 Heo 等^[70] 用蒽与马来酰亚胺的 D-A反应体系制备了自修复聚氨酯及 其复合材料, D-A 反应的逆反应温 度达到 250 ℃以上, 且自修复效果良 好。Wang 等^[71]提出了用共轭结构 来稳定 D-A 加合物并提高 D-A 反 应温度的观点,制备出了力学性能和 耐热性能突出且兼具良好自修复性 能和可回收性能的自修复环氧树脂 及其复合材料,其D-A逆反应温度 高达 220 ℃以上。

与类玻璃体类似,虽然已经开发 出 200 ℃以上才发生逆反应的 D-A 体系,但如此高的逆反应温度使修复 工作难以开展。需要寻找到既能满 足耐高温,又能够低温修复的新技术 手段。

2.3 可脱粘胶粘剂

如图7所示,采用可脱粘胶粘剂 能帮助复合材料胶接连接结构进行 换件维修,提高结构的可修复性。实 现胶粘剂的脱粘,从机理上可分为物 理作用和化学作用两大类。

物理的热膨胀是实现胶粘剂脱 粘的一种简单可行的方案。在胶粘





剂中加入热膨胀颗粒,这些颗粒受热 膨胀可使胶接件分离。热膨胀颗粒 通常是填充液态烃的塑料壳体微型 胶囊。Nishiyama等^[72]在环氧树脂 胶粘剂中加入 30%的热膨胀颗粒, 粘接接头不仅表现出了较好的粘结 强度,且在加热后可以轻松脱粘。

基于可逆键的新型可逆胶粘剂 是新的发展方向。与本征型自修复 机理类似,这类胶粘剂也是通过可逆 键的打开使胶粘剂分子结构发生变 化,达到脱粘的效果。目前大多本征 型自修复环氧树脂、聚氨酯等具有作 为可脱粘胶粘剂的潜力。Aubert等^[73] 基于 D-A 反应制备了热可逆环氧胶 粘剂,该胶粘剂不仅表现出与商用胶 粘剂相当的剪切强度,并且在90 ℃ 下胶粘剂模量降低 99.9%,从而实现 可脱粘功能。Cui 等^[74] 基于二硫键 开发了一种聚硫醚聚氨酯胶粘剂,在 80 ℃加热时可以轻松脱粘,并具有 重复粘接的功能。Sun 等^[75]设计了 一种多重氢键超分子环氧热熔胶,粘 合强度达到 10.2 MPa, 不仅能实现 可脱粘,还可重复使用。

光致可逆胶粘剂是含有光敏基 团的聚合物在光照刺激下发生化学 变化,从而实现脱粘。目前光敏脱 粘主要有光致异构化和光致化学键 可逆两种技术路径。陈隆旋等^[76]利 用偶氮苯基团在紫外光照射下发生 顺反异构的机理合成了光致可逆胶粘 剂,通过紫外光和可见光的诱导,实现 了可逆粘附和脱附过程。Chen等^[77] 利用香豆素光可逆[2+2]环化反应 制备了脱粘性良好的可逆胶粘剂。 不过,由于透光性的要求,光致可逆 胶粘剂通常只能用于玻璃等透明构 件的粘接。

3 结论

复合材料修复技术对于降低复 合材料结构的运营成本、提高绿色发 展和可持续发展水平具有重要意义。 经过数十年的发展,复合材料修复技 术取得显著进展,但由于材料自身难 修复的特点,复合材料修复在工程应 用中依然面临诸多挑战;另一方面, 随着材料科学的不断发展,使得复合 材料的可修复性有望得到突破。从 复合材料产业的长远发展看,既要立 足当下考虑传统复合材料的修复技 术问题,更要放眼未来,从源头开始 考虑复合材料的可修复性设计问题。

传统的复合材料修复技术已相 对成熟,但是面向工程应用时还必须 解决好以下几个方面的问题。(1) 复合材料加工方法。尤其面向复合 材料的原位修复,很多情况只能单面 操作,无论是制孔还是对于穿透损伤 的斜削打磨都十分困难,容易造成材 料的二次损伤。(2)修复用材料体 系。修复过程难以获得高温及高压 成型条件,需要开发常温或中温成 型,以及适用于真空压固化条件下的 材料体系,保证补片的成型质量进而 确保修复效果。(3)随着复合材料 结构-功能一体化构件不断得到应 用,结构与功能的同时修复将成为复 合材料修复技术新的发展方向。

复合材料及其结构的可修复技 术正处于蓬勃发展阶段,该领域走向 实用化还需跨过若干技术门槛。(1) 外援型自修复技术能够实现真正的 "自修复",即不经过人工干预实现修 复。但是,该技术路线难以实现多次 修复,尤其不适合于高温高压成型, 限制了在高性能复合材料中的应用。 (2)本征型自修复技术并不是真正 意义上的"自修复",其通过分子改 性使得材料可以在加热加压中得到 修复,从而大幅提高复合材料的可修 复性。该技术目前存在的瓶颈在于 材料性能与可修复性之间的矛盾,以 及修复温度与材料耐热性之间的矛 盾。(3)可脱粘胶粘剂使得复合材 料胶接结构的换件维修成为可能,从 而提高了复合材料结构的可维修性。 与本征型自修复树脂类似,可脱粘胶 粘剂的技术瓶颈在于胶粘剂强度与 可脱粘性能之间矛盾。

复合材料修复技术着眼已发生的材料损伤,复合材料可修复性着眼材料可能发生的损伤,两项技术相互补充,共同促进复合材料技术的绿色、低碳发展。

参考文献

[1] 廖圣智.金属损伤结构复合材料原位 胶接修补指南[M].北京:国防工业出版社,2017.

LIAO Shengzhi. In-situ composite bonded repair guide of aircraft metallic structure with damage[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2017.

[2] 文思维. 硼/环氧复合材料补片修复 含中心裂纹铝合金厚板研究[D]. 长沙: 国防科 学技术大学, 2008.

WEN Siwei. Study on repairing aluminum alloy thick plate with central crack with boron/ epoxy composite patch[D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2008.

[3] 戴京涛,刘浩东,赵培仲,等.基于声 发射检测的复合材料粘接铝合金结构失效模 式研究[J].中国胶粘剂,2023,32(2):14–19,69.

DAI Jingtao, LIU Haodong, ZHAO Peizhong, et al. Study on failure mode of composite bonded aluminum alloy structure based on acoustic emission detection[J]. China Adhesives, 2023, 32(2): 14–19, 69.

[4] 许明阳, 殷晨波, 李向东, 等. 复合材 料补片胶接修复钢板影响参数仿真分析[J]. 复合材料科学与工程, 2020(7): 40-44.

XU Mingyang, YIN Chenbo, LI Xiangdong, et al. Simulation analysis of influence parameters of composite patch bonded repair steel plate[J]. Composites Science and Engineering, 2020(7): 40–44.

[5] 杨梦粤,李磊.胶层脱粘对金属胶接 修理后剩余强度的影响研究[J].工程与试验,

86 航空制造技术·2024年第67卷第20期

YANG Mengyue, LI Lei. Effect of debonding on residual strength of repaired metal[J]. Engineering & Test, 2021, 61(1): 27–29, 50.

[6] 汪愿, 孙运刚, 符彬, 等. 基于VARI 工艺的碳纤维复合材料快速修理飞机铝合金 裂纹的研究[J]. 材料导报, 2024, 38(6): 211-216.

WANG Yuan, SUN Yungang, FU Bin, et al. Research on rapid repair of aircraft aluminum alloy cracks with carbon fiber composites based on VARI process[J]. Materials Reports, 2024, 38(6): 211–216.

[7] 侯炳强.补片形状对复合材料胶接贴补修补影响的预测与试验研究[J].复合材料科学与工程,2020(2):111-116,121.

HOU Bingqiang. Simulation and experiment on the effect of patch shape on adhesive repair of composite[J]. Composites Science and Engineering, 2020(2): 111–116, 121.

[8] 周喜辉,铁瑛,李成,等.补片参数对 胶接修理碳纤维层合板抗冲击损伤性能的影 响[J].振动与冲击,2019,38(3):271-278.

ZHOU Xihui, TIE Ying, LI Cheng, et al. Effects of patch parameters on anti-impact damage performance of adhesive repaired carbon fiber laminates[J]. Journal of Vibration and Shock, 2019, 38(3): 271–278.

[9] MOHAMMADI S, YOUSEFI M, KHAZAEI M. A review on composite patch repairs and the most important parameters affecting its efficiency and durability[J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2021, 40(1–2): 3–15.

[10] HU F Z, SOUTIS C. Strength prediction of patch-repaired CFRP laminates loaded in compression[J]. Composites Science and Technology, 2000, 60(7): 1103–1114.

[11] 花见涛.复合材料薄板穿孔损伤 单面贴补修复研究[D].长沙:国防科技大学, 2022.

HUA Jiantao. Research on single-side repair of perforation damage of composite sheet[D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2022.

[12] LI S L, SUN T, LIU C, et al. A study of laser surface treatment in bonded repair of composite aircraft structures[J]. Royal Society Open Science, 2018, 5(3): 171272.

[13] NETO H N M, LEITE J V C, DE MEDEIROS J M, et al. Scoping review: Effect of surface treatments on bond strength of resin composite repair[J]. Journal of Dentistry, 2024, 140: 104737.

[14] 熊玉成,巴德玛,李长青,等.表面 处理对复合材料母板与维修补片粘接强度的 影响[J].玻璃钢/复合材料,2019(9):100-104. et al. Effect of surface treatment on bond strength

of the base laminate and repair patches[J]. Fiber

Reinforced Plastics/Composites, 2019(9): 100-

河. 单面贴补修理后层合板的拉伸性能[J]. 复

KOU Changhe. Tensile behavior of composite

laminates with one-side bonded repair[J]. Acta

Materiae Compositae Sinica, 2005, 22(3): 140-

CARBAS R J C, et al. Fracture mechanism

of adhesive single-lap joints with composite

adherends under quasi-static tension[J]. Composite

合板单面贴补修理拉伸性能研究[J]. 玻璃钢/

Yongjie, et al. Study on the tensile property of

single side patch repair of composite laminates[J]. Fiber Reinforced Plastics/Composites, 2019(2):

材料胶接修理层合板拉伸性能及影响参数[J].

et al. Tensile property and influence parameters of

bonded repaired composite laminates[J]. Journal of

理方式对复合材料层合板拉伸性能的影响[J].

et al. Effects of bonding repair methods on tensile

properties of composite panels[J]. Engineering

ARUMUGAM V. Effect of patch hybridization on

the tensile behavior of patch repaired glass/epoxy

composite laminates using acoustic emission

monitoring[J]. International Journal of Adhesion

修理复合材料层合板拉伸性能研究[J]. 哈尔

al. Tensile performance of stepped-lap repair of

composite laminates[J]. Journal of Harbin Institute

材料斜接结构胶层应力半解析法[J]. 复合材

[21] 李想,谢宗蕻,王绥安,等.阶梯形

LI Xiang, XIE Zonghong, WANG Suian, et

[22] 刘斌,徐绯,季哲,等.改进的复合

Materials Engineering, 2017, 45(10): 124-131.

工程塑料应用, 2019, 47(11): 47-53.

Plastics Application, 2019, 47(11): 47-53.

and Adhesives, 2017, 74: 155-166.

滨工业大学学报, 2018, 50(5): 75-82.

of Technology, 2018, 50(5): 75-82.

料学报, 2015, 32(2): 526-533.

材料工程, 2017, 45(10): 124-131.

[16] SHANG X, MARQUES E A S,

[17] 范鎔韬, 关志东, 黄永杰, 等. 薄层

FAN Rongtao, GUAN Zhidong, HUANG

[18] 聂恒昌,徐吉峰,关志东,等.复合

NIE Hengchang, XU Jifeng, GUAN Zhidong,

[19] 刘国春,赵平,魏桂明,等.胶接修

LIU Guochun, ZHAO Ping, WEI Guiming,

[20] JEFFERSON ANDREW J,

合材料学报, 2005, 22(3): 140-144.

Structures, 2020, 251: 112639.

复合材料, 2019(2): 83-90.

[15] AL-MANSOUR Ali, 程小全, 寇长

AL-MANSOUR A, CHENG Xiaoquan,

104

144.

83-90.

LIU Bin, XU Fei, JI Zhe, et al. Modified semi-analytical method for adhesive stress of scarf joints in composite structure[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2015, 32(2): 526–533.

[23] 王露晨, 陆晓华, 左洪福. 基于力学 解析的复合材料胶接修理技术[J]. 兵器装备 工程学报, 2020, 41(10): 178–182, 202.

WANG Luchen, LU Xiaohua, ZUO Hongfu. Research on analysical model of composite laminates adhesive-bonded repairs[J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2020, 41(10): 178–182, 202.

[24] 田可可.复合材料挖补结构性能分 析和实验研究[D].郑州:郑州大学,2021.

TIAN Keke. Performance analysis and experimental study of composite digging and patching structure[D]. Zhengzhou: Zhengzhou University, 2021.

[25] WANG C H, GUNNION A J. Optimum shapes of scarf repairs[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2009, 40(9): 1407–1418.

[26] 王雪,邱蕾蕾.复合材料结构垂尾 翼尖损伤挖补修复技术研究[J].机械工程师, 2022(3):104–106,109.

WANG Xue, QIU Leilei. Study on repair technology of composite structure vertical tail tip damage[J]. Mechanical Engineer, 2022(3): 104–106, 109.

[27] PSARRAS S, LOUTAS T, GALANOPOULOS G, et al. Evaluating experimentally and numerically different scarfrepair methodologies of composite structures[J]. International Journal of Adhesion and Adhesives, 2020, 97: 102495.

[28] 张书铭, 关志东, 苏雨茹, 等. 干法/ 湿法挖补修理层合板力学性能的对比研究[J]. 材料工程, 2023, 51(10): 165–177.

ZHANG Shuming, GUAN Zhidong, SU Yuru, et al. Comparison of mechanical properties of precured-patch scarf repaired and wet-layup scarf repaired laminates[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(10): 165–177.

[29] 陈淑仙, 闫登杰, 丁镇源. 加热工艺 对树脂基复合材料挖补修理固化过程的影响 [J]. 复合材料科学与工程, 2023(6): 44-51.

CHEN Shuxian, YAN Dengjie, DING Zhenyuan. Influence of the heating process on the scarf repair curing process of resin matrix composites[J]. Composites Science and Engineering, 2023(6): 44–51.

[30] 蒋超.复合材料修理技术的新发展 [J]. 航空维修与工程, 2019(10): 22-24.

JIANG Chao. The new development of composite repair technology[J]. Aviation Maintenance & Engineering, 2019(10): 22–24.



[31] CHONG H M, LIU S L, SUBRAMANIAN A S, et al. Out-of-autoclave scarf repair of interlayer toughened carbon fibre composites using double vacuum debulking of patch[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2018, 107: 224–234.

[32] 乌云其其格, 张宝艳, 马连勇, 等. 一 种非热压罐成型中温固化高温使用环氧预浸 料研究[J]. 化工新型材料, 2021, 49(6): 121–125.

WU Yunqiqige, ZHANG Baoyan, MA Lianyong, et al. Study on epoxy prepreg with medium curing and high service temperature based on OOA molding[J]. New Chemical Materials, 2021, 49(6): 121–125.

[33] 周长庚, 荀国立, 王文贵, 等. 修理用 低温固化复合材料(CF3031/LTC80)的工艺及性 能研究[J]. 纤维复合材料, 2020, 37(2): 3–8.

ZHOU Changgeng, XUN Guoli, WANG Wengui, et al. Process and performance of low temperature curing composite (CF3031/LTC80) for repair[J]. Fiber Composites, 2020, 37(2): 3–8.

[34] THUNGA M, BAUER A, OBUSEK K, et al. Injection repair of carbon fiber/ bismaleimide composite panels with bisphenol E cyanate ester resin[J]. Composites Science and Technology, 2014, 100: 174–181.

[35] SLATTERY P G, MCCARTHY C T, O'HIGGINS R M. Development of a novel cyanoacrylate injection repair procedure for composites[J]. Composite Structures, 2016, 153: 1–11.

[36] LAI W L, SAEEDIPOUR H, GOH K L. Mechanical properties of low-velocity impact damaged carbon fibre reinforced polymer laminates: Effects of drilling holes for resininjection repair[J]. Composite Structures, 2020, 235: 111806.

[37] 蔺美杰. 复合材料叶片修补技术研 究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2011.

LIN Meijie. Study on repair technology of composite blade[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2011.

[38] KARAL M. AST composite wing program: Executive summary[M]. California: The Boeing Company, 2001.

[39] FAWCETT A, TROSTLE J, Ward S. 777 empennage certification appproach[C]//11th International Conference on Composite Materials. Sydney: ICCM, 1997: 178–199.

[40] 聂恒昌,谭日明,郭霞,等.复合材 料层合板机械连接修理拉伸性能[J].北京航 空航天大学学报,2016,42(2):318–327.

NIE Hengchang, TAN Riming, GUO Xia, et al. Tensile performances of mechanically fastened repairs of composite laminates[J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2016, 42(2): 318-327.

[41] 张琴, 王雅娜, 杨洋, 等. 采用不同 金属材料铆接修补碳纤维复合材料板的性能 对比[J]. 科技导报, 2023, 41(9): 67-74.

ZHANG Qin, WANG Yana, YANG Yang, et al. Tensile performance of carbon fiber reinforced composite repaired with different metal plate using riveted joints[J]. Science & Technology Review, 2023, 41(9): 67–74.

[42] 王航,李想,谢宗蕻,等.含通孔损 伤复材壁板螺接修理接头拉伸性能试验研究 [J].航空制造技术,2018,61(20):56-62.

WANG Hang, LI Xiang, XIE Zonghong, et al. Tests on tensile strength of bolted-repaired composite joints[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(20): 56–62.

[43] WANG J, BAKER A A, BITTON D. Riveted patch repairs for helicopter tail drive shafts with battle damage[J]. The Aeronautical Journal, 2014, 118(1205): 811–827.

[44] 屈孙涛,陈普会,钟小丹,等.复合 材料加筋板稳定性及承载能力试验研究[J]. 江苏航空,2019(1):26–29.

QU Suntao, CHEN Puhui, ZHONG Xiaodan, et al. Experimental study on stability and bearing capacity of composite stiffened plates[J]. Jiangsu Aviation, 2019(1): 26–29.

[45] 张阿盈,陈向明,王力立.含离散源 损伤复合材料加筋板剩余强度及其修理技术 研究[J].工程与试验,2018,58(2):16–19.

ZHANG Aying, CHEN Xiangming, WANG Lili. Study on residual strength of composite stiffened panel with discrete source damage and repair technique[J]. Engineering & Test, 2018, 58(2): 16–19.

[46] 张洪涛, 陈向明, 杨钧超. 复材机翼 下壁板脱粘后修理方法研究及试验验证[J]. 工程与试验, 2022, 62(1): 23-26.

ZHANG Hongtao, CHEN Xiangming, YANG Junchao. Research and experimental verification on repair method for composite wing lower wall panel after debonding[J]. Engineering & Test, 2022, 62(1): 23–26.

[47] 张星明, 蓝元沛, 徐吉峰. 复合材料 加筋壁板机械连接修理设计与分析工具[J]. 失效分析与预防, 2019, 14(2): 79-83.

ZHANG Xingming, LAN Yuanpei, XU Jifeng. Design and analysis tool for stiffened composite panel repaired by bolted joints[J]. Failure Analysis and Prevention, 2019, 14(2): 79–83.

[48] 李鹏, 黎泽金. 复合材料分层缺陷 钉连修理强度恢复能力研究[J]. 飞机设计, 2022, 42(2): 17-20.

LI Peng, LI Zejin. Research on repairing strength of composite material layered defects and nail connection[J]. Aircraft Design, 2022, 42(2): 17–20.

[49] 王遥,曹东风,胡海晓,等.单螺栓 修复对含冲击损伤碳纤维/环氧树脂复合材料 层合板压缩承载能力的影响[J].复合材料学 报,2020,37(11):2833-2843.

WANG Yao, CAO Dongfeng, HU Haixiao, et al. Effect of single-bolt repair on compression capability of carbon/epoxy composite laminates containing impact damage[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2020, 37(11): 2833–2843.

[50] HUA J T, XING S L, AN S H, et al. Stitching repair for delaminated carbon fiber/ bismaleimide composite laminates[J]. Polymers, 2022, 14(17): 3557.

[51] BLAISZIK B J, KRAMER S L B, OLUGEBEFOLA S C, et al. Self-healing polymers and composites[J]. Annual Review of Materials Research, 2010, 40: 179–211.

[52] KONTIZA A, SEMITEKOLOS D, MILICKOVIC T K, et al. Double cantilever beam test and micro-computed tomography as evaluation tools for self-healing of CFRPs loaded with DCPD microcapsules[J]. Composite Structures, 2022, 279: 114780.

[53] VINTILA I S, BADEA T, DRAGHICI S, et al. Mechanical characterization of DCPD and ENB healing systems in glass fibre composites[J]. Materiale Plastice, 2020, 57(1): 278–289.

[54] EBRAHIMNEZHAD-KHALJIRI H, ESLAMI-FARSANI R. Experimental investigation of flexural properties of glass fiber–epoxy self-healable composite structures containing capsulated epoxy healing agent and NiCl₂(imidazole)₄ catalyst[J]. Journal of Industrial Textiles, 2021, 51(5): 788–805.

[55] JONES A R, CINTORA A, WHITE S R, et al. Autonomic healing of carbon fiber/ epoxy interfaces[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2014, 6(9): 6033–6039.

[56] SUN T, SHEN X J, PENG C, et al. A novel strategy for the synthesis of self-healing capsule and its application[J]. Composites Science and Technology, 2019, 171: 13–20.

[57] WILLIAMS G J, BOND I P, TRASK R S. Compression after impact assessment of selfhealing CFRP[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2009, 40(9): 1399– 1406.

[58] WANG Y J, EDGELL J, GRAHAM N, et al. Self-healing of structural carbon fibres in polymer composites[J]. Cogent Engineering, 2020, 7(1): 1799909.

[59] WANG H W, CAI H P, CHEN B X, et al. Research on core-shell nanofiber selfhealing composites for structural applications[J]. Polymer Composites, 2021, 42(7): 3281–3292. [60] NEISIANY R E, LEE J K Y, KHORASANI S N, et al. Towards the development of self-healing carbon/epoxy composites with improved potential provided by efficient encapsulation of healing agents in core-shell nanofibers[J]. Polymer Testing, 2017, 62: 79–87.

[61] KAMBLE M, VASHISTH A, YANG H K, et al. Reversing fatigue in carbon-fiber reinforced vitrimer composites[J]. Carbon, 2022, 187: 108–114.

[62] BENAZZO F, SODANO H A. Evaluation of interfacial shear strength healing efficiency between dynamic covalent bond-based epoxy and functionalized fiberglass[J]. ACS Applied Polymer Materials, 2022, 4(4): 2925–2934.

[63] TAYNTON P, NI H G, ZHU C P, et al. Repairable woven carbon fiber composites with full recyclability enabled by malleable polyimine networks[J]. Advanced Materials, 2016, 28(15): 2904–2909.

[64] KOSTOPOULOS V, KOTROTSOS A, SOUSANIS A, et al. Fatigue behaviour of openhole carbon fibre/epoxy composites containing bis-maleimide based polymer blend interleaves as self-healing agent[J]. Composites Science and Technology, 2019, 171: 86–93.

[65] MONTARNAL D, CAPELOT M, TOURNILHAC F, et al. Silica-like malleable materials from permanent organic networks[J]. Science, 2011, 334(6058): 965–968.

[66] RUIZ DE LUZURIAGA A, MARTIN R, MARKAIDE N, et al. Epoxy resin with exchangeable disulfide crosslinks to obtain reprocessable, repairable and recyclable fiberreinforced thermoset composites[J]. Materials Horizons, 2016, 3(3): 241–247.

[67] LI B R, CAO P F, SAITO T, et al. Intrinsically self-healing polymers: From mechanistic insight to current challenges[J]. Chemical Reviews, 2023, 123(2): 701–735.

[68] WU P, LIU L, WU Z J. Synthesis of Diels–Alder reaction-based remendable epoxy matrix and corresponding self-healing efficiency to fibrous composites[J]. Macromolecular Materials and Engineering, 2020, 305(10): 2000359.

[69] ZHANG W, DUCHET J, GÉRARD J F. Self-healable interfaces based on thermoreversible Diels–Alder reactions in carbon fiber reinforced composites[J]. Journal of Colloid and Interface Science, 2014, 430: 61–68.

[70] HEO Y, MALAKOOTI M H, SODANO H A. Self-healing polymers and composites for extreme environments[J]. Journal of Materials Chemistry A, 2016, 44(4): 17403– 17411.

[71] WANG J T, CHEN D D, XING S L, et al. Highly thermal stable, stiff, and recyclable selfhealing epoxy based on Diels–Alder reaction[J]. ACS Applied Polymer Materials, 2024, 6(1): 466–474.

[72] NISHIYAMA Y, UTO N, SATO C, et al. Dismantlement behavior and strength of dismantlable adhesive including thermally expansive particles[J]. International Journal of Adhesion and Adhesives, 2003, 23(5): 377–382.

[73] AUBERT J H. Note: Thermally

removable epoxy adhesives incorporating thermally reversible Diels–Alder adducts[J]. The Journal of Adhesion, 2003, 79(6): 609–616.

[74] CUI C H, CHEN X X, MA L, et al. Polythiourethane covalent adaptable networks for strong and reworkable adhesives and fully recyclable carbon fiber-reinforced composites[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2020, 12(42): 47975–47983.

[75] SUN P, LI Y Q, QIN B, et al. Super strong and multi-reusable supramolecular epoxy hot melt adhesives[J]. ACS Materials Letters, 2021, 3(7): 1003–1009.

[76] 陈隆旋,公丕文,穆家慧,等.光致 相变型偶氮苯基共聚物的制备及在可逆胶 黏剂领域的应用[J].高分子材料科学与工程, 2023, 39(9): 144–149.

CHEN Longxuan, GONG Piwen, MU Jiahui, et al. Preparation of photoconvertible phase change azo-phenyl copolymers and application in the field of reversible adhesives[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2023, 39(9): 144–149.

[77] CHEN Q, YANG Q, GAO P, et al. Photopolymerization of coumarin-containing reversible photoresponsive materials based on wavelength selectivity[J]. Industrial & Engineering Chemistry Research, 2019, 58(8): 2970–2975.

通讯作者:陈丁丁,副教授,博士,研究领域为 复合材料结构设计、复合材料修复技术、自修 复树脂及其复合材料。

Review on Composite Repair Technologies and Repairability

LIU Xuanyi, WANG Juntao, ZOU Pengcheng, TANG Jun, XING Suli, CHEN Dingding (National University of Defense Technology, Changsha 410000, China)

[ABSTRACT] As a key technology in modern engineering field, the damage repair of composite materials in service is very important to ensure the long-term reliability and economy of the materials. The repair technology of composite materials is directly concerned with the performance recovery after the damage of materials or structures, and the repairability is the problem of how to reduce the difficulty of repair in the design and manufacturing stage of materials and structures. In this paper, the characteristics, technical development, shortcomings and problems encountered in engineering applications of traditional processes such as patching repair, digging repair, glue injection repair and mechanical connection repair are reviewed. The principle and progress of external and intrinsic self-healing composite materials and the technological development of deadhesive adhesives for replacement repair are also summarized from the perspective of composite materials and their structural repairability. Finally, the main technical difficulties that need to be overcome in the study of repair technology and repairability of composite materials are summarized.

Keywords: Composites; Repair technology; Repairability; Material systems for repair; Repair technology; Self-healing

引文格式:赵文青,齐哲,吕晓旭,等.高温氧化环境下BN/SiC涂层的氧化行为及SiC纤维的性能研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 90-96, 117.

ZHAO Wenqing, QI Zhe, LÜ Xiaoxu, et al. Oxidation behavior of BN/SiC coatings and properties of SiC fibers at high-temperature[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 90–96, 117.

高温氧化环境下BN/SiC涂层的氧化行为及 SiC纤维的性能研究

赵文青^{1,2},齐 哲^{1,2},吕晓旭^{1,2},杨 瑞^{1,2},焦 健^{1,2}

(1. 中国航发北京航空材料研究院表面工程研究所,北京100095;2. 中国航发北京航空材料研究院先进复合材料国防科技重点试验室,北京100095)

[摘要] 利用化学气相渗透(CVI)工艺在 SiC 纤维表面沉积 BN/SiC 涂层,并进一步通过表征技术探究含有涂层纤维在高温氧化环境下表面涂层和纤维的理化性能。附着涂层纤维被放置于 1050~1200 ℃的空气环境氧化 0.5~2 h, 利用扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)、纳米扫描俄歇仪(AES)和 X 射线光电子能谱仪(XPS) 对氧化 后的 BN/SiC 涂层形貌、结构以及成分进行了表征,最后利用单丝拉伸强度评价了附着 BN/SiC 涂层的 SiC 纤维氧 化后的力学性能。试验结果表明, BN/SiC 涂层在高温氧化后,表面出现气孔、鼓泡、裂纹和氧化物析出等现象,并且 BN/SiC 涂层未被完全氧化,仍具备保护内部 SiC 纤维的能力。通过对试验数据进一步分析发现,附着涂层的纤维在 1200 ℃和 1350 ℃氧化后主要失效机理有所差异,前者为涂层和纤维之间形成的缝隙及气孔,而后者为产生的氧化 物及其裂纹。

关键词:SiC 纤维;BN/SiC 涂层;高温;氧化产物;单丝强度 DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.090



赵文青 工程师,研究方向为陶瓷基复合 材料制备。

碳化硅纤维增强碳化硅 (SiC_{f}/SiC) 复合材料具有低密度、高 强度、抗氧化、耐腐蚀等优异性能,在 制造航空发动机热端部件领域中具 有极大的应用前景^[1-3]。SiC_f/SiC复 合材料由 SiC 基体、SiC 纤维和位于 基体与纤维之间的界面层组成。这 三者中,界面层虽然在复合材料体积 中占比很小,但能极大增加复合材 料的韧性,对于在航空发动机等服役 环境下发挥复合材料的综合性能至 关重要。因此,有关界面层的研究一 直是 SiC_f/SiC 的研究重点。现有的 研究表明,界面层在结构上可以调节 SiC 纤维与 SiC 基体之间的结合强 度,载荷传递到界面层处,可通过裂 纹偏转、界面解离、纤维断裂以及纤 维拔出等能量释放途径机制实现陶 瓷基复合材料增强增韧^[4]。当基体 被氧化后,氧化介质通过基体的气孔 等缺陷抵达界面层时,界面层能够有 效消耗氧化介质,从而保护内部的 SiC 纤维^[5]。为了实现增韧,界面层为片 层状结构,诸如热解炭(PyC)界面 层和氮化硼(BN)。相较于 PyC 界 面层,BN 界面层抗氧化能力更好, 其开始氧化温度为 800 ℃,而 PyC 界面层为 450 ℃^[6]。因此,BN 界面 层也获得更多研究者的青睐。

进一步研究发现,不同种类界面 层的复合(X/Y)"形式可以在提高 抗氧化性能的同时减小界面层的 厚度^[4,7]。目前,常用的 SiC_f/SiC 复 合界面层主要有两类,分别是(PyC/ SiC),和(BN/SiC),,两者含有的SiC 薄层在材料制备和服役环境下可以 有效保护 PyC 层和 BN 层。例如, Dai 等^[8]利用化学气相渗透(CVI) 和前驱体渗透裂解(PIP)制备了具有 (BN/SiC),界面层的(SiC_f/SiC)微型 复合材料,发现(BN/SiC),界面层 的存在促进了复合材料在 BN-纤维 界面和 BN-SiC 界面的界面脱粘,延 长了裂纹扩展路径,显著改善了复合 材料的断裂性能。随后, Dai 等^[9]采 用 CVI 和 PIP 制备了带有多层(BN/ SiC)"界面层的SiC_f/SiC复合材料, 比较并研究了 1200 ℃时复合材料的 氧化行为、力学性能及界面自愈机 制,干燥环境下 SiC 基体被氧化为 SiO,玻璃,从而密封纤维与基体之间 的孔隙,修复微裂纹,防止氧气扩散 到材料中;在含SiC层的复合材料中, 氮化硼挥发形成的微孔被玻璃状硼 硅酸盐逐渐愈合,提高了复合材料的 界面自愈合能力。Cui 等^[10]研究了 具有 BN/SiC 界面的 SiC_f/SiC 复合材 料在800℃、1100℃和1400℃氧化 200h后的力学性能,并讨论了复合材 料的两种氧化降解机制,发现复合材 料在 800 ℃氧化后裂纹偏转和纤维 拔出的增韧机制失效;在1100℃和 1400 ℃氧化后,由于弱界面结合导致 纤维断裂滞后,造成复材力学性能下 降。焦健等^[11]通过CVI在SiC纤维 束丝表面沉积 BN/SiC 界面层,发现 BN/SiC 界面层能够对纤维表面的微 小缺陷进行修复,减少缺陷数量,从 而使纤维强度增加。

现有的研究多集中于(BN/SiC)。 界面层对 SiC_f/SiC 复合材料性能影 响,但是针对 BN/SiC 界面层在氧化 环境下的结构演变以及对内部 SiC 纤维影响研究鲜有报道。因此,本文 通过 CVI 工艺在 SiC 纤维束丝上沉 积 BN/SiC 涂层,并使用多种手段表 征其在高温氧化后的理化性能,分析 涂层氧化后的结构、成分的氧化规律 和涂层氧化对 SiC 纤维强度的影响, 为更深入了解涂层在高温氧化环境 下失效的微观过程提供参考,从而辅 助优化涂层的理化和结构设计。

1 试验及方法

1.1 试验材料

SiC 纤维为国产第二代纤维(立 亚新材科技有限公司),每束纤维包含 500 根单丝。采用 CVI 沉积工艺在纤 维表面沉积涂层,以 BCl₃--NH₃-H₂-Ar 为反应体系,在 900 ℃时沉积 BN 涂 层;以三氯甲基硅烷(MTS)--H₂-Ar 为反应体系,在 1100 ℃时沉积 SiC 涂 层,沉积工艺参考文献 [12]。

1.2 高温氧化试验

将沉积 BN/SiC 涂层的 SiC 纤维 进行单丝分离,利用高温陶瓷胶将长 100 mm 的纤维单丝固定到方形氧化 铝坩埚上,待陶瓷胶凝固后,将固定 单丝坩埚置于马弗炉内进行高温氧 化处理。为了研究不同氧化温度下 附着涂层的纤维微观结构和性能的 变化,设置了 1050 ℃、1200 ℃和 1350 ℃的 3 种不同氧化温度条件。具体试 验步骤如下:氧化温度为 1050~1350 ℃,达到目标温度后保温 0.5 h、1 h 和 2 h,随炉降温至室温后再取出样品。 升温程序:低于 1000 ℃时,升温速率 为 10 ℃/min;1000~1350 ℃时,升温速 率为 5 ℃/min。

1.3 表面形貌及元素分析

使用扫描电子显微镜(FEI nano 450)对涂覆 BN/SiC 涂层的 SiC 纤 维高温氧化后的表面和拉伸断口形 貌进行观察,利用 X 射线衍射仪分 析(D8 Advance)获得涂覆 BN/SiC 涂层的 SiC 纤维高温氧化后的相结 构。通过纳米扫描俄歇仪(PHI-700) 和 X 射线光电子能谱仪(PHI5000) 对氧化后的 BN/SiC 涂层元素含量 和物相演变进行分析。

1.4 纤维单丝拉伸强度测试

通过电子万能拉伸试验机(MTS Criterion Model 42)测试涂覆 BN/SiC 涂层的 SiC 纤维氧化后的单丝强度, 样品标距为 25 mm,每组纤维单丝测 试数量不低于 35 根。单丝强度测量 方法参考 GJB 1871—94《单根碳纤 维拉伸性能试验方法》。

SiC 纤维强度分布符合二参数 的 Weibull 分布,即

$$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right] \qquad (1)$$

式中, $F(\sigma)$ 为在应力为 σ 时, 纤维 发生破坏的累积概率(失效概率); m为 Weibull 分布的形状参数; σ_0 为 Weibull 分布的尺寸参数, GPa; σ 为实 际测量的纤维拉伸断裂强度。为了 得到 Weibull 分布的形状参数 m 和尺 寸参数 σ_0 ,将式(1)移项并进行两次 取对数运算,得到式(2)。

$$\ln[-\ln(1-F(\sigma))] = m\ln\sigma - m\ln\sigma_0$$
(2)

对 $\ln[-\ln(1-F(\sigma))]$ 和 $\ln\sigma$ 的 散点图进行线性拟合,拟合直线的斜 率即为 Weibull 分布的形状参数 m, 根据直线在 y 轴上的截距则可以求 出 Weibull 分布的尺寸参数 σ_0 。将 形状参数 m 和尺寸参数 σ_0 代入式 (3)即可获得纤维的平均强度。

$$\sigma = \sigma_0 \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) \tag{3}$$

2 结果与讨论

2.1 涂覆 BN/SiC 涂层的 SiC 纤维 氧化后的表面形貌

SiC 纤维表面的 BN/SiC 涂层 在 1050 ℃、1200 ℃、1350 ℃氧化 0.5 h、1 h和 2 h的形貌如图 1 所示。当 在 1050 ℃氧化不同时间后, BN/SiC 涂层表面变化不大,涂层表面为 SiC 颗粒(图 1(a)); 当氧化温度升高至 1200 ℃后,涂层表面颗粒发生显著的 融合,且随着氧化时间的延长,涂层 表面出现氧化气孔和鼓泡,并逐渐加 剧; 1350 ℃氧化后, BN/SiC 涂层氧化 严重,表面颗粒感基本消失,氧化层 表面出现明显的裂纹。涂层的表面 形貌变化均是氧化反应造成的。SiC 在高浓度氧气环境下的氧化产物为 专



图 1 氧化处理后涂覆 BN/SiC 涂层的纤维形貌 Fig.1 Morphology of fibers coated with BN/SiC after oxidation treatment

熔融的 SiO₂ 和气态的 CO_x,熔融的 SiO₂ 在纤维表面铺展降低表面颗粒 度,同时,还能够对 CO_x 逃逸产生的 微小气孔进行填补。随着高温氧化 环境中 SiC/SiO₂ 界面发生化学反应, 生成 CO_x 气体并导致氧化膜内压增 大,从而产生氧化膜鼓泡^[5]。随着氧 化温度的升高和时间的增加, SiO₂ 层 厚度增加,流动性增强,导致表面整体 平整,但是在热应力和相变应力下的 作用下,表面氧化物产生皲裂,并且有 脱落的趋势。

2.2 高温氧化处理后涂覆 BN/SiC 涂层纤维的相结构

为跟踪高温氧化后纤维表面涂 层的晶相结构变化,对氧化后的涂覆 BN/SiC 涂层的纤维进行 XRD 测试, 结果如图 2 所示。在衍射角分别为 35.6°、60.0°和71.2°时出现衍射峰,其 对应的物质为β-SiC;当涂覆涂层的

92 航空制造技术·2024年第67卷第20期

纤维在 1200 ℃和 1350 ℃氧化 2 h 后, 在衍射角为 27.7°的位置出现新的衍 射峰,其对应物质为α-SiO₂,并且 1350 ℃处理条件下比 1200 ℃处理条件下 形成的衍射峰更加尖锐。SiO₂不仅 结晶析出且存在明显的晶粒长大,说 明 SiC 涂层的氧化物存在形式不仅 与温度有关,还受氧化时间的影响。

2.3 BN/SiC 涂层氧化后的化学成分

对氧化前后的涂覆 BN/SiC 涂 层 SiC 纤维进行 AES 测试,分析了 不同深度的化学组分,结果如图 3 所





示。对于未氧化的纤维,纤维表面涂 层的最外层为 SiC,内层为 BN,厚度 分别为 600 nm 和 500 nm。因 BN/SiC 涂层在 1050 ℃氧化 0.5 h 和 1 h 后 的氧化缓慢,组分变化少,因此只 对 1050 ℃氧化 2 h 后的样品进行了 AES 测试。测试发现经过 1050 ℃ 氧化 2 h 后,涂层由原有的 2 层形成 了新的 3 层结构,由外向内成分依次 为氧化层-SiC 层-BN 层,其中氧化 层的厚度仅为 40 nm (图 3 (b))。 经过 1200 ℃不同时间氧化后,涂层 依然是由氧化层-SiC 层-BN 层组 成的 3 层结构,说明 1100 nm 厚度的 BN/SiC 涂层在 1200 ℃氧化 2 h 后 只有最外层的 SiC 层被部分氧化, 内部的 BN 层以及 SiC 均未发生氧 化反应。根据图 3 (c)~(e)可知, BN/SiC 涂层在 1200 ℃氧化 0.5 h、1 h、2 h 后的氧化层的厚度分别为 280 nm、330 nm、290 nm。其中,氧化 2 h 后氧化层厚度较氧化 1 h 后的氧化 层厚度减少,这是由于氧化产生熔融 SiO₂ 层铺展在纤维外部,密封了之前 的部分缝隙,从而有效阻止氧气进一 步向内部扩散^[13]。1350 ℃氧化 0.5 h 后的氧化层厚度为 300 nm,此时 BN 层未完全氧化; 当氧化 1 h 后,表 层的物质变化为氧化层-BN 层-氧 化层,外部的氧化层是 BN/SiC 涂层 的氧化产物,厚度为 190 nm;第 2 层 是内部 SiC 纤维的氧化产物,厚度为 110 nm。结合图 1 中的表面形貌可 知,在此氧化条件下,纤维表面涂层 产生了较大的裂缝,内部的 SiC 纤维 直接暴露在氧化环境下,从而导致纤 维受到氧化侵蚀,产生了内部的氧化 层。1350 ℃氧化 2 h 后,涂层变为由 外到内成分依次为氧化层、SiC 层、 BN 层的 3 层结构,此时外表面氧化 层厚度为 680 nm。在氧化 2 h 后,此 样品最外面表面的 SiC 层未被完全





题 SPECIAL TOPIC

ŧ

氧化,有两个方面的原因:一是试验 所制备的涂层厚度有约 300 nm 的浮 动,此样品的 SiC 层偏厚;二是外层 的熔融氧化物致密,能有效阻挡 O₂ 对内部 BN 层以及 SiC 纤维的侵蚀。 通过对涂层的 AES 结果分析可知, BN/SiC 复合涂层在 1350 ℃氧化 2 h 后,涂层未完全氧化,具备保护内部 SiC 纤维的能力。

此外,还利用X射线光电子能谱 仪(XPS)进一步对 BN/SiC 涂层氧化 后的物质进行分析,确定氧化物的存 在形式,结果见图 4。利用 CASA XPS 分析软件测试结果进行分析,首先,以 Cls 信号中 C-C 键的结合能 284.8 eV为基准进行光谱矫正,然后对 Si2p 的窄扫图谱进行分峰拟合。SiC 纤维 的Si2p一般存在形式为SiC、SiC_xO_y 和 SiO₂,其中位于 99.5~100.6 eV 的峰 归属于 Si-C 键,位于 100.2~102.0 eV 的峰归属于 SiC_xO_y 中的 Si-O 键,位 于 102.5~103 eV 归属于 SiO, 的 Si-O 键^[14],因此图 4 (a)~(e)的分峰结果 说明, BN/SiC 涂层氧化后, Si2p 以 SiC_xO_y和SiO₂两种物质存在,根据 文献 [15], 可以对 SiC_xO_y 的形式进 一步区分,结合能位于101.2~101.6 eV的峰归属于SiC₂O₂,结合能位 于102.1~102.2 eV 峰归属于 SiCO₃。 BN/SiC 涂层 1350 ℃氧化 2 h 后, Si2p 全部以SiO,形式存在(图4(f))。 BN/SiC 涂层氧化后,氧化物的主要成 分为 SiO₂,还有少量的 SiC_xO_v。

2.4 涂覆 BN/SiC 涂层的 SiC 纤维 氧化后的单丝强度

由上文的数据和结果可知,1050 ℃的氧化环境下,BN/SiC涂层被氧 化的程度较低,因此只对1200 ℃和 1350 ℃氧化后的纤维进行强度测 试。图5展示了涂覆BN/SiC涂层 的SiC纤维在1200 ℃和1350 ℃氧 化0.5~2h后强度Weibull分布线性 拟合数据。可以看出,经过不同时间 氧化后,SiC纤维强度的拟合系数均 在0.80及以上,说明在这两个温度





Fig.5 Weibull distribution linear fitting of SiC fibers coated with BN/SiC coatings after oxidation

94 航空制造技术·2024年第67卷第20期

氧化后的 SiC 强度依然符合两参数 的 Weibull 分布。根据线性拟合结 果能够获得 Weibull 分布的形状参 数 m 和尺寸参数 σ_0 ,从而可以通过 式(3)计算纤维的强度,具体计算 结果见表 1。1200 °C氧化后,随着氧 化时间的延长,纤维强度出现明显降 低,这一定程度上归因涂层氧化加 重,表面气泡增多,氧化物析出,使得 纤维表面缺陷增加,从而导致纤维强 度低。1350℃氧化后,纤维强度也 随时间的增加而显著下降,且降幅相 较于1200℃氧化时更大,因为此时 涂层表面有裂纹,小气孔和氧化物析

| | 表1 | 涂覆 BN/SiC 淌 | 余层的纤维氧化尼 | 前力学性能 | |
|---------|----------------|--------------------|-------------------|-----------------------|-------------------|
| Table 1 | Mechanical pro | operties of SiC fi | ibers coated with | BN/SiC coating | s after oxidation |

| 氧化温度/℃ | 氧化时间/h | 形状参数/m | 尺寸参数/GPa | 拟合系数R ² | 强度/GPa |
|--------|--------|--------|----------|--------------------|-----------------|
| | 0.5 | 5.51 | 1.47 | 0.93 | 1.36 ± 0.21 |
| 1200 | 1 | 4.04 | 1.44 | 0.80 | 1.31 ± 0.38 |
| | 2 | 4.45 | 1.32 | 0.85 | 1.20 ± 0.31 |
| | 0.5 | 3.79 | 1.62 | 0.89 | 1.45 ± 0.39 |
| 1350 | 1 | 6.46 | 1.68 | 0.89 | 1.21 ± 0.25 |
| | 2 | 5.81 | 1.23 | 0.94 | 1.13 ± 0.30 |

10 µm

出颗粒,并且氧化层厚度增加明显, 纤维能够承担的载荷更小,从而使得 纤维强度衰减。简而言之,1200 ℃ 氧化后涂层表面的裂纹、气泡缺陷造 成纤维强度的衰减,1350 ℃氧化后 纤维衰减是氧化加重,以及纤维承载 的有效面积较少造成的。

2.5 涂覆 BN/SiC 涂层的 SiC 纤维 氧化后的拉伸断口

为了进一步探究涂层氧化后纤 维的断裂失效模式,对涂覆 BN/SiC 涂层的 SiC 纤维在 1200 ℃和 1350 ℃ 氧化后的拉伸断口进行表征,结果见 图 6。由图 6 (b)和(c)可知, BN/ SiC 涂层在 1200 ℃氧化时间不超过 1 h时,涂层与纤维断口齐平,未出现 明显的剥落,纤维的断裂失效源位于 涂层 – 纤维区域处,失效源处存在较



(g) 1350 ℃氧化2 h 图 6 涂覆 BN/SiC 涂层的 SiC 纤维氧化前后的断口形貌 Fig.6 Fracture morphology of SiC fibers coated with BN/SiC coatings before and after oxidation

5 µm

SPECIAL TOPIC

小缝隙,其余部分涂层与纤维之间可 见明显的缝隙。缝隙产生的原因:源 自内部的 BN 涂层在高温时因结晶度 提高产生应力^[16-17],导致 BN 层与纤 维的结合较弱,在载荷的作用下直接 与纤维脱离。1200 ℃氧化2h后(图 6(d)),涂层与内部纤维结合较好, 失效源为涂层-纤维处的气孔缺陷。 1350 ℃氧化 0.5 h 后(图 6 (e)),不均 匀氧化现象明显,失效源为"月牙状" 的氧化物;氧化1h后,纤维表面的涂 层有贯穿裂纹(图6(f)),裂纹是造 成纤维断裂的主要原因。1350℃氧 化2h后,清晰地看到涂层上有裂纹 但是未贯穿整个涂层,结合 BN/SiC 涂层氧化后的表面形貌,表面氧化物 产生龟裂纹是造成纤维断裂主要原 因。综上,涂覆 BN/SiC 涂层的纤维 氧化后的断裂失效机制主要有两种 情况:1200 ℃氧化后,涂层-纤维之 间的缝隙及气孔缺陷导致纤维断裂; 1350 ℃氧化后,氧化物及其裂纹是引 起纤维断裂失效的主要原因。

3 结论

(1)BN/SiC 涂层在 1050~1350 ℃ 氧化后,随着氧化时间的增加,BN/SiC 涂层氧化加重,涂层表面产生氧化气 孔、鼓泡、裂纹和氧化物析出等现象。

(2) BN/SiC 涂层在 1050~1350 ℃
 氧化后的成分为 SiO₂ 和少量的 SiC_xO_y。
 BN/SiC 层在 1350 ℃氧化 2 h 后,涂层
 未完全氧化,具备保护内部 SiC 纤维的
 能力。

(3)涂覆 BN/SiC 涂层在 1200 ℃ 和 1350 ℃氧化后,纤维强度均呈衰 减趋势。1200 ℃氧化后的纤维失效 源为涂层、纤维之间的缝隙及气孔缺 陷; 1350 ℃氧化后的纤维失效源为 氧化物及其裂纹。

参考文献

[1] 刘虎,杨金华,陈子木,等. 熔融渗硅 工艺制备的SiC_f/SiC复合材料微观结构与性 能[J]. 宇航材料工艺, 2020, 50(6): 48-54. LIU Hu, YANG Jinhua, CHEN Zimu, et al. Microstructure and properties of SiC_r/SiC composite fabricated by melt infiltration process[J]. Aerospace Materials & Technology, 2020, 50(6): 48–54.

[2] 刘虎,杨金华, 焦健. 航空发动机用 连续SiC_f/SiC 复合材料制备工艺及应用前景 [J]. 航空制造技术, 2017, 60(16): 90–95.

LIU Hu, YANG Jinhua, JIAO Jian. Preparation and application prospect of continuous SiC_f/SiC composites for aero engines[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(16): 90–95.

[3] 刘虎,杨金华,周怡然,等.国外航空 发动机用SiC_f/SiC复合材料的材料级性能测 试研究进展[J].材料工程,2018,46(11):1–12.

LIU Hu, YANG Jinhua, ZHOU Yiran, et al. Progress in coupon tests of SiC₄/SiC ceramic matrix composites used for aero engines[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(11): 1–12.

[4] 陈明伟, 罗文东, 邱海鹏, 等. 界面 层对近化学计量比碳化硅纤维增强碳化硅复 合材料性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(2): 645-650.

CHEN Mingwei, LUO Wendong, QIU Haipeng, et al. Effect of interfacial layer on the properties of near-stoichiometric ratio SiC fiber reinforced SiC composites[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(2): 645–650.

[5] ZOK F W, MAXWELL P T, KAWANISHI K, et al. Degradation of a SiC–SiC composite in water vapor environments[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2020, 103(3): 1927–1941.

[6] 赵文青, 齐哲, 吕晓旭, 等. 界面层对 CVI-mini SiC_f/SiC 复合材料力学性能的影响 [J]. 材料工程, 2021, 49(7): 71–77.

ZHAO Wenqing, QI Zhe, LÜ Xiaoxu, et al. Effects of interphases on mechanical properties of CVI-mini SiC_f/SiC composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(7): 71–77.

[7] 杨会永,徐彬,陈典,等. SiC/SiC复 合材料抗氧化界面相的研究现状及展望[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(7): 1446–1456.

YANG Huiyong, XU Bin, CHEN Dian, et al. Development on oxidation resistant interphase of SiC/SiC composites[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2021, 49(7): 1446–1456.

[8] DAI J W, HE L M, MU R D, et al. Tensile properties and failure mechanism of the SiC_r/SiC minicomposite with multi-layered (BN/ SiC)_n interfacial coatings at room temperature[J]. Journal of Composite Materials, 2022, 56(9): 1379–1390.

[9] DAI J W, HE L M, MU R D, et al.

Oxidation behavior and damage mechanism of SiC_f/SiC minicomposites with multilayered (BN/SiC)_n interfacial coatings at 1200 °C[J]. Composite Interfaces, 2023, 30(1): 1–19.

[10] CUI G Y, LUO R Y, WANG L Y, et al. Mechanical properties evolution of SiC_f/SiC composites with a BN/SiC multilayer interface oxidized at elevated temperature[J]. Applied Surface Science, 2021, 570: 151065.

[11] 焦健,赵文青,齐哲,等. BN 和BN/ SiC涂层对SiC纤维单丝拉伸性能的影响及其 失效行为[J]. 材料工程, 2023, 51(2): 152–159.

JIAO Jian, ZHAO Wenqing, QI Zhe, et al. Effect of BN and BN/SiC coatings on tensile properties and failure behavior of SiC fiber monofilament[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(2): 152–159.

[12] LÜ Xiaoxu, JIANG Zhuoyu, ZHOU Yiran, et al. Effect of BN/SiC multilayered interphases on mechanical properties of SiC fibers and minicomposites by PIP[J]. Journal of Inorganic Materials, 2020, 35(10): 1099-1104.

[13] DAI J W, HE L M, XU Z H, et al. Oxidation behavior of SiC_r/SiC minicomposites with multilayered (BN/SiC)_n interfacial coatings under humid environment[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31(12): 10343– 10353.

[14] HIJIKATA Y, YAGUCHI H, YOSHIKAWA M, et al. Composition analysis of SiO₂/SiC interfaces by electron spectroscopic measurements using slope-shaped oxide films[J]. Applied Surface Science, 2001, 184(1–4): 161–166.

[15] BUET E, SAUDER C, POISSONNET S, et al. Influence of chemical and physical properties of the last generation of silicon carbide fibres on the mechanical behaviour of SiC/SiC composite[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2012, 32(3): 547–557.

[16] MA X K, YIN X W, CAO X Y, et al. Effect of heat treatment on the mechanical properties of $SiC_{f}/BN/SiC$ fabricated by CVI[J]. Ceramics International, 2016, 42(2): 3652–3658.

[17] PATEL A, SATO E, TAKAGI T, et al. Effect of oxidation on the bending fatigue behavior of an advanced SiC/SiC CMC component at 1000 °C in air[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(10): 4121–4132.

96 航空制造技术·2024年第67卷第20期

通讯作者:焦健,研究员,博士,研究方向为陶 瓷基复合材料。

引文格式:王翔宇,曹维宇,王彬. 电化学修饰碳纤维表面技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 97–105. WANG Xiangyu, CAO Weiyu, WANG Bin. Research progress on electrochemical surface modification of carbon fiber[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 97–105.

电化学修饰碳纤维表面技术研究进展

王翔宇^{1,2},曹维宇^{1,2},王 彬³

(1.北京化工大学有机无机复合材料国家重点实验室,北京100029;
 2.北京化工大学碳纤维及功能高分子教育部重点实验室,北京100029;
 3.中冶建筑研究总院有限公司,北京100088)

[摘要] 高性能碳纤维与复合材料基体之间的界面构筑是充分发挥碳纤维优异力学性能的关键。电化学修饰作为 一种有效的碳纤维表面改性方法,在碳纤维复合材料的设计与制造过程中得到了较为广泛的应用。本文综述了近年 来基于电化学方法,包括电化学氧化、电化学接枝及电化学沉积等,对碳纤维惰性表面进行修饰改性的研究进展,并 对将来电化学修饰碳纤维的发展前景和方向进行了展望。

关键词:碳纤维;电化学;表面改性;修饰技术;碳纤维增强复合材料;界面

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.097



土拥宇 硕士,研究方向为聚丙烯腈基碳 纤维表面改性及碳纤维复合材料界面 性能。

碳纤维具有轻质高强等优异的 力学性能,以及导电、导热、耐腐蚀等 功能特性,因此以碳纤维作为增强体 的先进复合材料广泛应用于航空航 天、清洁能源、交通运输、工业建筑及 体育休闲等领域^[1]。由于碳纤维生 产过程中脱除了绝大部分非碳元素, 纤维表面缺少含氧官能团,导致其呈 现出较大的化学惰性,纤维对树脂基 体的润湿性差,所制备的复合材料在 服役环境中承受载荷时易发生纤维 从基体中拔出等界面失效行为,造 成碳纤维复合材料的性能发挥率下 降。因此,对惰性的碳纤维表面进 行有效的活化改性,从而增强碳纤 维与树脂基体的界面结合,成为提升 复合材料性能的关键。

碳纤维表面处理的主要方法有气 相氧化、电化学修饰、等离子体处理、 表面涂覆及高能射线辐照等^[2-3],其中 电化学修饰由于处理效果好、过程温 和且易于控制等优点获得了普遍应 用。常见的阳极氧化法属于电化学 修饰的一种,以石墨或铂等导电且耐 腐蚀的惰性材料作为阴极,同样具有 导电性的碳纤维作为阳极,在电解质 溶液中进行电化学氧化,使碳纤维表 面发生阳极氧化反应,从而引入活性的含氧官能团。

电化学修饰作为一种简单、有 效、易行的改性方法成为当前工业化 生产的主流修饰手段,基于此方法在 惰性纤维表面修饰上的活性基团成 为提高纤维与树脂基体界面强度的 关键,更多的化学连接使得经电化学 修饰后的碳纤维制备成型复合材料 时拥有更高的抗剪切性能,更出色 的抗老化失效性能等。本文着重介 绍了近年来在碳纤维电化学氧化机 理、方法及应用等方面的研究进展, 对同样属于电化学修饰方法范畴的 碳纤维表面电化学接枝与电化学沉 积等方向的研究成果也进行了详细 的阐述,并对碳纤维表面电化学修 饰的发展前景和研究重点进行了分 析和展望。

1 碳纤维电化学氧化研究进展

聚丙烯腈基碳纤维在经过碳化、 2024年第67卷第20期·航空制造技术 97 题 SPECIAL TOPIC

高温石墨化阶段后,表面呈现非常大的化学惰性⁽⁴⁾,经电化学氧化后,表面的碳原子可与电解产生的新生态氧结合生成活性含氧官能团^[5],如羟基、酮羰基及羧基等,这些活性基团可明显提高碳纤维表面的润湿性和极性。

1.1 电化学氧化机理研究

ŧ

近年来,研究人员对碳纤维表 面的电化学氧化机理做了相关的 研究。Fu 等^[6]在研究中提出了以 (NH₄)₂SO₄与NH₄HCO₃作为电解 质溶液的不同氧化反应机理,其反应 式如下。

(NH₄)₂SO₄体系:

H₂O→2H⁺+2e⁻+[O](活性氧)

(1)

NH₄HCO3体系:

OH⁻→OH · (新生氧)+e⁻ (2)

由于活性氧具有比新生氧更 强的氧化性,因此(NH₄)₂SO₄体系 对于高模量碳纤维的氧化效果比 NH₄HCO,更好。根据这一机理,进 一步设计了 NH₄HCO₃-(NH₄)₂SO₄ 两段阳极氧化法对高模量碳纤维进 行改性处理。在初段氧化过程中, NH4HCO3 电解产生的新生氧对碳纤 维表面碳原子进行初步氧化,使其在 以(NH₄)₂SO₄作为电解质的二段氧 化中更易被电解产生的活性氧所氧 化。试验结果表明,经两段氧化处理 后纤维表面氧含量显著提高, O/C 从 1.7% 提高到 17.6%, 所制备碳纤维 复合材料的层间剪切强度(ILSS)达 到了93.1 MPa,相较于碳纤维未改性 时的 27.3 MPa 提升了 241%。Bauer 等^[7]提出了电解质盐离子效应来解 释碳纤维在酸碱环境中的电化学氧 化行为差异。在碳纤维的电化学氧 化过程中,除电解产生的O,可以对 碳纤维表面进行氧化外,电解质盐离 子由于浓度较高,在电场作用下被氧 化形成过氧阴离子可水解生成 H₂O₂, 其分解产生的羟基自由基同样对碳 纤维表面具有氧化作用。研究结果 表明,酸性电解质溶液中H,O,的电

化学电位高于碱性溶液,更易水解产 生较多的羟基自由基,促进了对碳纤 维的氧化,这一机理合理解释了过去 的大量试验结果。

电化学修饰除了在碳纤维表面 引入活性的含氧官能团提高表面润 湿性外,电解过程中产生的新生态氧 及深度氧化所造成的脱羧与氧化降 解^[8]也会对纤维表面产生蚀刻。Li 等⁹⁹发现,碳纤维阳极氧化处理的 电流密度过高时,通过 SEM 观察到 了石墨层剥离的现象,导致碳纤维表 面含氧官能团含量反而下降,这也 是阳极氧化产生的羧基在过强的电 场作用下进一步发生氧化脱羧生成 CO₂的结果。Li 等^[10]在NaOH碱 性环境下对碳纤维进行电化学氧化, 提出了碳纤维表面污染物及各种弱 碳组分随电解脱除机理,由于碱性电 解质溶液中存在着大量 OH 离子, 在阳极电流作用下被表面碳原子吸 附,并且可以与相邻碳原子发生反 应,析出新生态氧原子并脱除弱碳组 分。碳纤维在电化学氧化过程中表 面石墨层发生蚀刻剥离、直径减小是 最常见的情况,但有时也会出现体积 膨胀的现象。Zhu等^[11]研究发现, 在电化学氧化中,碳纤维出现的纤维 体积膨胀现象是因为表面石墨层在 氧化过程中发生了离子插层,如OH 等离子在电解过程中插入到碳纤维 表面以及深度较浅的石墨片层中,从 而导致碳纤维皮层膨胀。

电流密度、电化学处理时间等 因素均对蚀刻效果有一定程度的影 响。胡郁菲等^[12]研究了不同电流密 度处理对碳纤维表面结构的影响,研 究结果表明,当表面处理的电流密度 为 1.0 mA/cm²时,碳纤维表面石墨 结构的变化较小,电流密度提高到 2.0 mA/cm²与 3.0 mA/cm²时碳纤维 表面出现了凸起结构,表面变得不平 整,且采用有机溶剂不能去除这些凸 起,如图 1 所示。这是由于电化学氧 化中高电流密度使得碳纤维表面发 生剧烈蚀刻现象,最外层石墨片层被 剥离,电解质溶液中的杂质易嵌入破 坏的石墨结构中,因此溶剂清洗难以 使杂质脱落。Qian等^[13-14]在研究中 提出,随着电化学氧化时间的增加, 后期存在"光滑效应",即碳纤维表 面沟槽的脊部电荷富集度高,氧化程 度相较于沟槽底部更加剧烈,更易导 致蚀刻现象的发生,在电化学氧化后 期纤维表面粗糙度降低,变得光滑。 Li^[9]与Qian^[15]等的研究也表明,在 电化学氧化前期,化学腐蚀及物理蚀 刻作用会使碳纤维表面的沟槽变得 更加清晰,并且在高度氧化的后期存 在石墨片层剥离现象。

1.2 电化学氧化新方法与应用

近年来不少学者对电化学氧化 方法进行了创新性改进。Meng等^[16] 采用动态液膜法代替传统的电化学 浸浴法对碳纳米纤维(CNF)进行电 化学氧化改性,其装置和过程如图 2 所示。这一方法实现了碳纤维表面 的选择性修饰,并且氧化时间可通过 脉冲电压作用来等效控制,避免使纤



(a) 2.0 mA/cm^2



(b) 3.0 mA/cm²

图 1 高电流密度处理碳纤维表面 SEM 图像^[12] Fig.1 SEM image of carbon fiber surface processed with high current density^[12]

维发生过氧化。利用该方法制备的 改性碳纤维具有较好的表面形貌、高 强度及高导电性能,并且作为新的阴 极材料在电化学微加工中具有更高 的传质效率及更好的加工性能。

Xing 等^[17]设计了一种新型电 化学氧化处理装置(图3),实现了对 碳纤维表面进行选择性氧化修饰。 该装置采用较低黏度的二氯乙烷与 电解质水溶液形成油水相分层,将碳 纤维与电源相接后首先浸入下层油 相中,使二氯乙烷充分填充其表面沟 槽。浸泡一段时间之后将其余二氯 乙烷介质由阀门排出,此时碳纤维表 面接触到水相电解质溶液,开始电化 学氧化反应。由于碳纤维表面沟槽 底部的碳原子被浸润的二氯乙烷隔 离而无法被氧化,沟槽脊部的碳原子 会被优先氧化,形成高密度的含氧基 团。该方法所制备的改性碳纤维与 环氧树脂的接触角较传统方法相比 降低 32%, IFSS 与传统方法相比提 高了 85%,同时碳纤维的拉伸强度得 以保持甚至提高。

Wu 等^[18]采用有机电解质溶液 替代传统的无机电解质溶液对碳纤 维布进行电化学氧化处理,研究结果 表明,采用脂肪醇聚氧乙烯醚磷酸盐 有机电解质溶液对碳纤维布进行改 性后,采用磷酸酯改性环氧树脂作上 浆剂,碳纤维/环氧树脂复合材料的 ILSS 达到了 33.04 MPa, 较未改性复 材提高了 157.9%。Wen 等^[19] 改进 了硅烷偶联剂处理碳纤维表面的方 法,先通过电化学氧化在碳纤维表面 引入活性官能团作反应位点后,再用 硅烷偶联剂 KH550 处理,有效提高 了纤维的表面润湿性以及拉伸强度, 碳纤维 / 环氧树脂复合材料的 ILSS 及 IFSS 分别达到了 81.27 MPa 和 70.49 MPa,比直接用偶联剂处理的 碳纤维增强复合材料提高 71.3% 和 61.2%

电化学氧化修饰的方法还被应 用于不同场景下所需碳纤维表面功 能结构的调控。彭平等^[20]利用电化 学蚀刻制备了一种具有较小曲率半 径的碳纤维探针,如图4所示。将碳 纤维部分浸入电解质溶液中并施加 电压,随着蚀刻的进行碳纤维直径逐 渐减小,使得蚀刻电流不断降低直至 纤维断裂形成针尖,同时通过电解质 溶液浓度的调控优化了碳纤维针尖 的形貌结构。该方法制备成功率达 到了 50% 以上,且针尖具有优良、稳



 $4 \mu m$



定的性能,可应用于探针显微镜中。 Zai等^[21]提出了碳纤维电极的电场 响应模型,采用电化学氧化法大大提 高了碳纤维比表面积和含氧官能团 含量,制备了一种具有更灵敏电场响 应性能、更低电位漂移以及更高电极 电容的新型碳纤维电极,尤其适用于 海洋电场传感器的使用环境。

2 碳纤维电化学接枝研究进展

碳纤维的电化学接枝是在碳纤 维表面引入活性基团作为反应位点, 在电解质溶液中施加电场使单体在 碳纤维表面进行接枝聚合,或者直接 接枝聚合物、其他纳米结构等,从而 获得均匀稳定的界面层。

2.1 电化学接枝机理研究

碳纤维表面经常规的电化学氧 化后产生羟基、醛基、羧基等含氧官 能团,可与其他一些基团发生化学反 应,而氨基由于可形成氢键而具有良 好的亲水性,同时能够与树脂中的环 氧基团产生强相互作用的化学键合, 因此可以作为电化学接枝的反应位 点。小分子物质分散在电解质溶液 中通常会带有正负电荷,因此受到电 极的静电吸引后聚集在碳纤维周围, 与氧化基团进行化学反应结合到碳 纤维表面。Fu等^[22]提出了一种在 高模量碳纤维表面电化学接枝二乙 烯三胺(DETA)的方法,如图5所示。 DETA 溶液中加入(NH₄)₂SO₄等电 解质可以产生更多的羧基,从而更好 地在碳纤维表面静电吸附 DETA 以 发生电化学接枝反应,该方法制备的 改性碳纤维与无电解质参与时相比 具有更高的接枝量,并且碳纤维表面 粗糙度得到显著提高,微小沟槽变深 且宽,导致碳纤维表面无序结构的大 量增加。接枝反应发生在纤维表面石 墨结构的边缘部分,引入含氧及含氮 基团以促进碳纤维与环氧树脂之间 的共价键合,使碳纤维/环氧树脂复 合材料的 ILSS 提高到 97.5 MPa, 比 未进行电化学接枝时提高了 257.1%。

在碳纤维表面引入活性基团后 进一步采用具有优良特性的纳米结 构改性也是近年来电化学接枝的研 究方向之一。例如, Chen 等^[23]通 过电化学接枝在碳纤维表面引入 MXene 纳米片(Ti₃C₂T_x)加以修饰, 该方法首先在碳纤维表面引入苯胺 基团,继而利用电化学接枝的方法使 MXene 纳米片取代其中部分氨基,如 图 6 所示。研究结果表明, MXene 纳 米片均匀分布于纤维表面,改善CF 的表面粗糙度,提高其与树脂基体的 机械啮合效果,同时, MXene 较大粗 糙度的物理结构抑制了失效过程中 微裂纹沿复材界面扩展,其与树脂的 氢键作用以及纤维表面氨基与环氧 树脂的化学结合使改性纤维与环氧 树脂产生较强的界面粘附,经处理后

的碳纤维/环氧树脂复合材料 IFSS 达到了 123.86 MPa,较纤维未改性时 提高了 33.5%。另外,由于 MXene 纳 米片具有刚性结构且在一定程度上 可以修复纤维表面缺陷,碳纤维的拉 伸强度和热稳定性均获得了提升。

以上的碳纤维表面电化学接枝改 性研究为构筑碳纤维与基体树脂之间 的有效界面结合提供了新的思路。根 据基体结构特性的不同,可以设计与 之具有良好相容性的接枝聚合物或其 他纳米结构作为界面过渡层。

2.2 电化学接枝新方法与应用

电化学接枝有着广泛的接枝物 选择,通过接枝不同的小分子、高聚 物或其他材料可赋予碳纤维不同的 功能,基于这种便利的特点,近年来 利用碳纤维为有效载体的电催化电





Fig.6 Schematic diagram of the mechanism of MXene grafting on the surface of carbon fiber^[23]

100 航空制造技术·2024年第67卷第20期

极、电池等应用受到了广泛关注。许 嘉威等^[24]利用电化学接枝制备了具 有更优响应灵敏度、准确度的碳纤维 电极,用于高性能海洋电场传感器, 研究结果表明,碳纤维电化学接枝聚 乙烯亚胺后,表面极性提高,利于碳 纤维电极水下双电层的形成,化学结 合在碳纤维表面上的聚合物层具有 更高的稳定性,制备的电极具有更高 的比电容,更低的低频阻抗及更低的 电极自噪声,从而提高了接枝聚乙烯 亚胺的改性碳纤维在海洋电场中的 响应性能。

Liu 等^[25]利用乙二胺作为中间 体,将多壁碳纳米管(MCNT)接枝 到碳纤维表面,进而改善碳纤维/水 泥基复合材料的界面结构,提高了碳纤 维/水泥基复合材料的应力敏感性 能。研究结果表明,MCNT接枝后碳 纤维表面被一层蓬松的网状结构所 包覆,与水泥基体的接触面积大大提 升,蓬松的 MCNT 层直接促进了水泥 基质中导电网络的形成,改性后的碳 纤维/水泥基复合材料电阻率显著低 于未改性的复合材料。载荷加载测 试中,复材的压阻电阻值对循环加载 具有周期性和可逆的智能响应,如图 7所示。载荷循环后电阻难以恢复的 滞后现象可能与加载导致的导电网 络的部分损坏有关,碳纤维表面接枝 MCNT 后,复合材料在应力作用下保 持导电网络的完整性,其响应外部应 力变化的准确性和灵敏度都得到了 提高,表现出更加稳定的智能行为。

3 碳纤维电化学沉积研究进展

电化学沉积法是在电场作用下, 将液相中的活性物质沉积附着在碳 纤维表面形成一层均匀包覆层,从而 提高碳纤维表面活性的方法。

3.1 电化学沉积机理研究

电化学沉积改性中大多采用具

有一定物理及化学特性的无机物质 作为沉积物,这种无机物质受到电 场中的静电作用时向异性电荷端迁 移,浓度渐高后形成固态沉积物吸附 在纤维表面,以赋予碳纤维相应的性 能特征并应用于复合材料。Li 等^[26] 在硅酸盐溶液中对碳纤维进行电化 学修饰,并解释了其作用机理。电化 学氧化首先使作为阳极的纤维表面 产生含氧官能团,进一步氧化生成的 CO2 在液相中与 H2O 生成 CO32-,并 与高碱性溶液中的 Ca2+ 结合, 生成 的 CaCO, 微晶逐渐覆盖纤维表面纵 向沟槽,形成均匀分布的CaCO,沉 积层。该沉积层热稳定性优良,表面 粗糙度高目孔隙较多,提供了更多的 比表面积,易与水泥基体发生机械互 锁从而改善界面结合。Galyshev 等^[27] 以提升金属基碳纤维复合材料的性 能为目的,采用电化学沉积与溶胶-凝胶法相结合,以四乙氧基硅烷为液



Fig.7 Load versus resistance versus time curves of cementitious composites with different carbon fiber contents under cyclic loading^[25]

相介质在碳纤维表面获得了均匀的 SiO₂沉积层,并通过处理过程中的电 流密度及沉积时间对沉积层的厚度 进行了调控。

3.2 电化学沉积新方法与应用

ŧ

Liu 等^[28]将碳纤维置于羧基改 性碳纳米管(CNT)与Ni(NO₃)₂的 悬浮液中进行电化学共沉积,具有多 官能团的CNT在电化学共沉积过程 中将N²⁺离子吸引向纤维,在纤维表面 上形成均匀的多孔Ni(OH)₂/CNT沉 积层,CNT的存在促进了Ni(OH)₂ 催化剂的氧化还原反应活性,制备了 具有更高氧化还原反应可逆性、更高 反应活性、更低氧化电位及电荷转移 电阻的Ni(OH)₂/CNT/CF复合电极, 高效应用于尿素的电解处理,其结构 转变机制如图 8 所示。

近年来,与碳纤维同为碳基材料 的氧化石墨烯以其表面丰富的官能 团含量,以及与碳纤维良好的相容性 受到研究者们的广泛关注,逐渐成为 电沉积改性的重要材料。石墨烯可 有效提高碳纤维表面极性,也可作为 进一步修饰碳纤维表面极性,也可作为 进一步修饰碳纤维表面的中间结构。 Sun 等^[29]用三聚氰胺(MEL)对氧化 石墨烯进行氨基功能化改性,并通过 电化学沉积改性碳纤维表面。研究 结果表明,MEL通过π-π共轭分别 与碳纤维及氧化石墨烯表面相作用, 使纤维表面被氧化石墨烯所包裹,形

成致密粗糙的凸起状"树皮"沉积层, 增加了与树脂基体接触面积和机械 互锁,界面层有良好的应力传递,同 时氧化石墨烯具有的活性基团改善 了树脂基体与纤维的界面结合,复 合材料的 ILSS 达到了 54.8 MPa, 较 纤维未改性时提高 40.9%。Xia 等^[30] 通过电沉积技术在碳纤维布表面均 匀沉积氧化石墨烯,构建了一种在垂 直方向上具有电导率差异的全碳基 三维集流体。在此基础上,将金属锂 电化学沉积在该集流体上,由于氧化 石墨烯具有引导锂向下沉积的作用, 从而使得金属锂在垂直方向上均匀分 布,如图9(a)~(f)所示。该方法制 备的 Li/CFC-GO 三维电极在锂电池 的充电循环试验中表现出优异的性能 及使用寿命,如图9(g)所示。

Chen 等^[31]采用静电纺丝制备 柔性碳纳米纤维,将其作为基体,通 过电化学沉积的方式在碳纳米纤维 上均匀沉积一层聚吡咯,在此之上结 合氧化石墨烯作为提高比电容和循 环稳定性的薄碳涂层,经 HI 溶液还 原后制备了一种纤维状全固态超级 电容器。研究结果表明,该纤维状全 固态超级电容器在经 10000 次循环 后电容保持率为 86%,经不同角度弯 曲后 CV 曲线几乎相同,表现出优异 的柔性、优良电化学性能及循环稳定 性;将多个该电容器串联可获得不





同工作电位,如图 10 和 11 所示。

4 结论

电化学修饰方法作为碳纤维表 面改性的一种有效手段,在碳纤维复 合材料的界面增强方面有着广泛的应 用。通过电化学氧化、电化学接枝及 电化学沉积等手段可以在碳纤维表面 引入含氧官能团,提高表面形貌粗糙 度,从而获得提高碳纤维润湿性,以及 与树脂或无机基体复合的效果。然而 目前电化学修饰碳纤维表面的各类研 究方法仍存在一些难点问题。

(1)电化学氧化法简单易行,在 工业化生产中得到了广泛的应用,但 是其修饰效果仅限于改变纤维本征 结构及引入部分基团。

(2)电化学接枝法通过静电吸引 作用使小分子物质聚集在纤维附近发 生化学反应接枝,赋予碳纤维更多的 功能性及更高的界面活性,但是接枝 物质的均匀度离散较大,仍有待提高。

(3)电化学沉积法常见于电极 催化、电池等领域,同样利用静电吸 引作用使物质物理沉积在碳纤维表 面上,该方法具有更高的覆盖率,但 由于是物理作用,沉积层吸附在碳纤 维表面,需要对其沉积层稳定性进行 相关验证。

(4)当前电化学修饰方法在改 善纤维表面润湿性的同时仍易导致 表面的氧化刻蚀,对力学性能造成一 定的损伤,因此需要控制温和的表面 电化学氧化工艺。

(5)目前针对超高模量碳纤维的 表面处理方法仍难度较大,由于纤维表 面的高化学惰性,不易引入初级活性基 团,且纤维较脆,工艺性相对较差。

此外,目前研究中的电化学接 枝、电化学沉积等方法,大多需要的 时间相对较长,和碳纤维生产的连续 化工艺匹配性仍存在不足。针对以 上问题,电化学修饰方法的研究将进 一步向可控化、高效化、差别化、实用 化等方向发展。







Fig.10 Electrochemical performance of fiber-shaped all-solid-state supercapacitor^[31]

题______SPECIAL TOPIC

ŧ



图 11 不同弯曲角度下纤维状全固态超级电容器照片及对应 CV 曲线 ^{|31|}

Fig.11 Photograph of fiber-shaped all-solid-state supercapacitor at different bending angles and corresponding CV curves^[31]

参考文献

[1] 谭媛,韩香,齐肖阳.碳纤维材料的应用研究进展[J].山东化工,2021,50(13):46-47.

TAN Yuan, HAN Xiang, QI Xiaoyang. Research and development on the technology for carbon fiber[J]. Shandong Chemical Industry, 2021, 50(13): 46–47.

[2] 何卫锋,李榕凯,罗思海.复合材料 用碳纤维等离子体表面改性技术进展[J].表 面技术,2020,49(7):76-89.

HE Weifeng, LI Rongkai, LUO Sihai. Progress in plasma surface treatment on carbon fiber for composite material[J]. Surface Technology, 2020, 49(7): 76–89.

[3] 黄春旭,陈刚,王启芬,等.碳纤维表 面改性技术研究进展[J].工程塑料应用,2022, 50(1):170-174.

HUANG Chunxu, CHEN Gang, WANG Qifen, et al. Research progress of carbon fiber surface modification technology[J]. Engineering Plastics Application, 2022, 50(1): 170–174.

[4] 张敏,朱波,王成国,等.聚丙烯腈 基碳纤维电化学改性机理研究[J].功能材料, 2009,40(8):1349-1351.

ZHANG Min, ZHU Bo, WANG Chengguo, et al. Study on the mechanism of polyacrylonitrilebased carbon fiber surface modification[J]. Journal of Functional Materials, 2009, 40(8): 1349–1351.

[5] 徐樑华,曹维宇,胡良全.聚丙烯腈 基碳纤维[M].北京:国防工业出版社,2018.

XU Lianghua, CAO Weiyu, HU Liangquan.

Polyacrylonitrile based carbon fiber[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2018.

[6] FU Y P, LU Y K, YOU T, et al. Study on multistage anodization for high-modulus carbon fiber[J]. Surface and Interface Analysis, 2019, 51(8): 798–808.

[7] BAUER M, BERATZ S, RUHLAND K, et al. Anodic oxidation of carbon fibers in alkaline and acidic electrolyte: Quantification of surface functional groups by gas-phase derivatization[J]. Applied Surface Science, 2020, 506: 144947.

[8] 曹海琳, 黄玉东, 张志谦, 等. 电解液 对PAN-基碳纤维电化学改性效果的影响[J]. 材料科学与工艺, 2004, 12(1): 24-28.

CAO Hailin, HUANG Yudong, ZHANG Zhiqian, et al. Effect of the electrolytes on the electrochemical treatment of the PAN-based carbon fibers[J]. Materials Science and Technology, 2004, 12(1): 24–28.

[9] LI Z R, WANG J B, TONG Y J, et al. Anodic oxidation on structural evolution and tensile properties of polyacrylonitrile based carbon fibers with different surface morphology[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2012, 28(12): 1123–1129.

[10] LI H Y, LIEBSCHER M, YANG J, et al. Electrochemical oxidation of recycled carbon fibers for an improved interaction toward alkali-activated composites[J]. Journal of Cleaner Production, 2022, 368: 133093.

[11] ZHU J H, CHEN P Y, SU M N, et al. Recycling of carbon fibre reinforced plastics by electrically driven heterogeneous catalytic degradation of epoxy resin[J]. Green Chemistry, 2019, 21(7): 1635–1647.

[12] 胡郁菲,张雪娜,王彪.不同电流密 度电化学处理对碳纤维表面结构及其界面性 能的影响[J].东华大学学报(自然科学版),2017, 43(1):15-20.

HU Yufei, ZHANG Xuena, WANG Biao. Effect of electrochemical oxidation with different current density on the surface structure and interface properties of carbon fibers[J]. Journal of Donghua University (Natural Science), 2017, 43(1): 15–20.

[13] QIAN X, ZHI J H, CHEN L Q, et al. Effect of low current density electrochemical oxidation on the properties of carbon fiberreinforced epoxy resin composites[J]. Surface and Interface Analysis, 2013, 45(5): 937–942.

[14] QIAN X, ZHANG Y G, WANG X F, et al. Effect of carbon fiber surface functionality on the moisture absorption behavior of carbon fiber/ epoxy resin composites[J]. Surface and Interface Analysis, 2016, 48(12): 1271–1277.

[15] QIAN X, ZHONG J J, ZHI J H, et al. Electrochemical surface modification of polyacrylonitrile-based ultrahigh modulus carbon fibers and its effect on the interfacial properties of UHMCF/EP composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 164: 476–484. [16] MENG L C, ZENG Y B, ZHU D. Dynamic liquid membrane electrochemical modification of carbon nanotube fiber for electrochemical microfabrication[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2020, 12(5): 6183–6192.

[17] XING Y, DENG S Y, FENG S L, et al. Selective oxidation of carbon to enhance both tensile strength and interfacial adhesion of carbon fiber[J]. The Journal of Adhesion, 2020, 96(9): 873–882.

[18] WU B, ZHENG G, WANG R, et al. Synergistic modification of carbon fiber by electrochemical oxidation and sizing treatment and its effect on the mechanical properties of carbon fiber reinforced composites[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2019, 136(41): e48028.

[19] WEN Z P, XU C, QIAN X, et al. A two-step carbon fiber surface treatment and its effect on the interfacial properties of CF/ EP composites: The electrochemical oxidation followed by grafting of silane coupling agent[J]. Applied Surface Science, 2019, 486: 546–554.

[20] 彭平, 郝立峰, 王琦, 等. 扫描探针 显微镜用碳纤维探针的电化学腐蚀制备方法 [J]. 中国科技论文, 2016, 11(4): 418-420, 437.

PENG Ping, HAO Lifeng, WANG Qi, et al. Preparation of carbon fiber tips for scanning probe microscope by electrochemical etching[J]. China Sciencepaper, 2016, 11(4): 418–420, 437.

[21] ZAI X R, LIU A, TIAN Y H, et al. Oxidation modification of polyacrylonitrile-based carbon fiber and its electro-chemical performance as marine electrode for electric field test[J]. Journal of Ocean University of China, 2020, 19(2): 361–368.

[22] FUYP, LIHX, CAOWY. Enhancing the interfacial properties of high-modulus carbon fiber reinforced polymer matrix composites via electrochemical surface oxidation and grafting[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2020, 130: 105719.

[23] CHEN J, ZHAO Y, SUN M C, et al. Functionalized carbon fibers with MXene via electrochemistry aryl diazonium salt reaction to improve the interfacial properties of carbon fiber/epoxy composites[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 19: 3699–3712.

[24] 许嘉威,韩永康,孙久哲,等. 电接 枝聚乙烯亚胺改性碳纤维电极电化学性能及 其电场响应研究 [J]. 兵工学报, 2022, 43(11): 2855-2865.

XU Jiawei, HAN Yongkang, SUN Jiuzhe, et al. Electrochemical properties and electric field response of electrically grafted polyethyleneimine modified carbon fiber electrodes[J]. Acta Armamentarii, 2022, 43(11): 2855–2865.

[25] LIU X Y, JIANG B, LIAO G, et al. Research on the smart behavior of MCNT grafted CF/cement-based composites[J]. Fullerenes, Nanotubes and Carbon Nanostructures, 2021, 29(10): 844–851.

[26] LI H Y, LIEBSCHER M, RANJBARIAN M, et al. Electrochemical modification of carbon fiber yarns in cementitious pore solution for an enhanced interaction towards concrete matrices[J]. Applied Surface Science, 2019, 487: 52–58.

[27] GALYSHEV S, POSTNOVA E. Electrochemical deposition of SiO_2 -coatings on a carbon fiber[J]. Fibers, 2021, 9(5): 33.

[28] LIU Y H, HUNG C H, HSU C L. Electrochemical fabrication of carbon fiber-based nickel hydroxide/carbon nanotube composite electrodes for improved electro-oxidation of the urea present in alkaline solutions[J]. Separation and Purification Technology, 2021, 258: 118002.

[29] SUN T, ZHANG X Q, QIU B W, et al. Electrochemical construction of amino-functionalized GO/carbon fiber multiscale structure to improve the interfacial properties of epoxy composites[J]. Materials Chemistry and Physics, 2022, 286: 126197.

[30] XIA S J, GUO Q, YU Y N, et al. Surface modification of carbon fiber cloth with graphene oxide through an electrophoresis method for lithium metal anode[J]. Carbon, 2023, 203: 743–752.

[31] CHEN L, LI D P, CHEN L N, et al. Core-shell structured carbon nanofibers yarn@ polypyrrole@graphene for high performance allsolid-state fiber supercapacitors[J]. Carbon, 2018, 138: 264–270.

通讯作者:曹维宇,研究员,博士生导师,研究 方向为高性能碳纤维及其复合材料。

Research Progress on Electrochemical Surface Modification of Carbon Fiber

WANG Xiangyu^{1, 2}, CAO Weiyu^{1, 2}, WANG Bin³

(1. State Key Laboratory of Organic-Inorganic Composites, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China;

2. Key Laboratory of Education Ministry on Carbon Fiber and Functional Polymer, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China;

3. Central Research Institute of Building and Construction Co., Ltd., MCC Group, Beijing 100088, China)

[ABSTRACT] The interface construction between high performance carbon fiber and composite matrix is the key to give full play to the excellent mechanical properties of carbon fiber. As an effective method of surface modification of carbon fiber, electrochemical modification has been widely used in the design and manufacture of carbon fiber composites. This paper reviews the recent research progress on the modification of inert carbon fiber surfaces using electrochemical methods, including electrochemical oxidation, electrochemical grafting and electrochemical deposition. Additionally, it explores the future development prospects and directions for the electrochemical modification of carbon fiber.

Keywords: Carbon fiber; Electrochemical; Surface modification; Modification technology; Carbon fiber reinforced composites; Interface

(责编 とと)

2024年第67卷第20期·航空制造技术 105

引文格式:李梦娇,张代军,刘刚,等.连续纤维增强高性能热塑性复合材料摩擦磨损性能研究进展[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 106-117.

LI Mengjiao, ZHANG Daijun, LIU Gang, et al. Progress of friction and wear properties of continuous fiber reinforced highperformance thermoplastic composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 106–117.

连续纤维增强高性能热塑性复合材料摩擦磨损 性能研究进展^{*}

李梦娇¹,张代军²,刘 刚^{1,3},叶 璐²,杨方鸿²,姚佳楠¹

(1.东华大学材料科学与工程学院纤维材料改性国家重点实验室,上海201620;
2.中国航发北京航空材料研究院,北京100095;
3.北京化工大学先进技术与装备研究院,北京100029)

[摘要] 随着航空、航天制造技术的迅速发展,高性能热塑性复合材料受到了越来越多的关注及应用,其应用部位、 应用范围也在不断拓展,从静部件到动部件,从非承力到次承力,再到主承力结构。工况环境也趋于多样性,如在某 些动部件中存在的摩擦、磨损问题,因此对高性能热塑性复合材料提出了更高的应用要求。本文重点介绍了连续纤 维增强高性能热塑性复合材料,即以聚醚醚酮(PEEK)、聚芳醚酮(PAEK)、聚醚酰亚胺(PEI)、聚苯硫醚(PPS)等为 基体的复合材料的摩擦与磨损性能的研究及其最新研究进展,期望为连续纤维增强高性能热塑性复合材料在摩擦工 况下的应用研究提供参考,并为其在航空航天领域的实际应用提供数据积累和理论指导。

关键词:连续纤维;热塑性;复合材料;摩擦;磨损

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.106



李梦娇 博士研究生,研究方向为高性能热 塑性树脂基复合材料。

高性能热塑性复合材料具有韧 性好、疲劳强度高、冲击损伤容限 高、成型周期短、原材料无限期存 贮、制件多次加热成型、废旧制件回 收利用等优势,符合经济型、环保性 的发展要求,成为各个国家高端复 合材料领域研究和发展的重点,高 性能热塑性复合材料应用比例的增 长速度逐渐赶超热固性复合材料。 早在20世纪80年代^[1],国外科研院 所、企业等在热塑性复合材料的应用 方面投入了大量的研发力量^[2],经过 多年的发展,国外热塑性复合材料 在军/民用航空的应用已完成从飞机 内饰、舱门、口盖、整流罩等非承力 部件,到飞机固定面前后缘、襟翼、 副翼、方向舵等受载较小部位,再到 机翼盒段、机身壁板、蒙皮等主承 力结构的转变^[3]。高性能热塑性复 合材料的实际应用取得了显著的效 果,有效弥补了热固性复合材料制 造和使用过程中面临的一些问题, 其应用范围也逐渐超过了传统的金 属和无机材料^[4-6]。

随着航空航天技术的快速发展, 复合材料除了需要具有轻质高强的 特性外,在某些应用环境下,也需要 具有突出的耐磨性。高性能热塑性 复合材料一般通过添加有机或无机 的减磨组分实现良好的耐磨性能,如 聚合物混合填充、固体润滑剂、纤维、 无机化合物及无机纳米粒子等。其 中,纤维因其具有高强度和高刚性的 特点,往往作为聚合物增强和增韧的 材料^[7]。从摩擦学角度分析, Zhao 等^[8]的研究表明,当短切碳纤维在

^{*} 基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB370 9400)。

聚醚醚酮基体中的质量分数达到 20%时,复合材料的摩擦系数略有增 加,这归因于短切碳纤维超过最优值 后会在基体中团聚,使复合材料的表 面粗糙度增大,从而导致摩擦系数增 大。尤其是在较高的法向应力下,对 磨材料的强相互作用会导致大量短 纤维的剥离,使复合材料表面留下大 量的空穴。缺失纤维增强作用的基 体材料,其强度会大幅度降低,导致 磨损加剧。而仅有少量的较长碳纤 维从复合材料表面脱落,且硬质碳纤 维相互作用破碎,在一定程度上起到 了润滑的作用,对复合材料的耐磨性 有一定的积极作用。因此,与短切纤 维相比,连续纤维在聚合物中能够承 载大部分的载荷,从而在更大程度上 降低材料的摩擦磨损。从实际应用 环境来看,航空航天用高性能热塑性 复合材料需要具备在飞机服役条件 下的长期稳定的特性。例如,飞机起 飞、降落时,襟翼不断地伸出和摆动, 长时间的服役使襟翼的蒙皮面临磨 损的问题,大多情况下使用纤维增强 复合材料进行修复,这就需要复合材 料在长期服役条件下保持稳定的摩 擦性能。湿热循环、负载循环、紫外 线辐射、暴露于喷气燃料和液压油等 环境都会对复合材料的摩擦性能产 生影响。因此,需要对复合材料在飞 机使用环境下的摩擦学性能进行可 靠的预测,丰富连续纤维增强高性能 热塑性复合材料在摩擦学应用方面 的数据积累,深入了解并广泛研究连 续纤维增强高性能热塑性复合材料 的摩擦磨损性能势在必行。

目前,应用较为广泛的高性能 热塑性树脂基体主要包括聚醚醚酮 (Poly etherether ketone, PEEK)、聚芳 醚酮(Poly aryl ether ketone, PAEK)、 聚醚酰亚胺(Polyetherimide, PEI)、聚 苯硫醚(Polyphenylene sulfide, PPS) 等。因此,本文主要介绍这几种常用 连续纤维增强高性能热塑性复合材 料摩擦磨损性能的研究现状。

1 聚芳醚酮类

PAEK 是一类综合性能十分优 异的半结晶型高分子材料,其分子链 主要由苯环(或其他芳环)、醚键和酮 键3部分构成,具有耐温等级高、耐 化学溶剂、耐腐蚀、耐辐照、疲劳强度 高等性能^[9-10]。在 PAEK 树脂当中, PEEK 是最早取得成功应用的树脂 体系,高分子量的 PEEK 自 20 世纪 70年代起迅速发展,并于20世纪80 年代实现工业化^[11-12],英国 ICI 公司 首先以连续碳纤维作为增强体,通过 熔融浸渍的方法制备出单向碳纤维 增强 PEEK 预浸料,并相继研制了一 系列牌号为 APC (Aromatic polymer composites)的预浸料,该预浸料具 有良好的耐冲击性,优异的高温热 稳定性,耐湿热老化性等[13-16]。同 时,作为 PAEK 家族综合性能突出的 高性能热塑性树脂, PEEK 因具有优 异的自润滑、耐磨损性能,在摩擦学 性能方面也展现了广阔的应用价值。

碳纤维已经被广泛用作 PEEK 的增强材料,碳纤维不仅可以有效改善 PEEK 的机械性能,且与 PEEK 之间有着良好的界面作用^[17-18]。Zhao^[8]和 Zhang^[19]等研究表明,碳纤维的加

人明显改善了 PEEK 的耐磨性,研究 发现较长且连续的纤维具有更高的 承载外力的能力,使复合材料在摩擦 的过程中形成更小的磨损,尤其是在 高应力的作用下。邱孝涛等^[20]研究 了碳纤维长度和取向对 PEEK 基复 合材料力学和摩擦磨损性能的影响, 发现添加质量分数 5%~30% 的长碳 纤维,增强复合材料的摩擦系数均低 于短纤维增强的复合材料,且长碳纤 维质量分数为 10%~20% 时,增强复 合材料的磨损率较低。碳纤维含量 越高,长碳纤维对复合材料表面的保 护作用越明显。

Lai 等^[21] 通过在稳定的 PEEK 溶液中分别引入典型的碳基纳米颗 粒多壁碳纳米管(Multi-walled carbon nanotubes, MWCNTs)和氧化石墨烯 (Graphene oxide, GO)制备上浆剂 沉积在碳纤维织物表面,然后通过静 电喷涂的方式将磺化处理的 PEEK 粉末(S-PEEK)均匀涂覆在碳纤维 织物表面(图1),再通过热压的方式 制备出 CF/PEEK 复合材料(图2); 研究发现, CF/PEEK 复合材料在界 面改性后仍能保持优异的抗拉强度, CF/PEEK 复合材料界面强度显著提 高,而且 MWCNTs 和 GO 分别改性



题 ______SPECIAL TOPIC

ŧ

的复合材料摩擦学性能均有显著提高(图3),界面区域 MWCNTs 对改善复合材料的整体性能更有效。这主要归因于 MWCNTs 容易在 CFs 表面形成类似于根状的纳米级机械 互锁结构,从而增强表面粗糙度。这项工作不仅可以为设计高性能聚合物复合材料提供指导,而且为 CF/ PEEK 复合材料的摩擦磨损性能的优化提供了指导。

Li 等^[22] 通过在碳纤维表面引入 羟基化氮化硼纳米片(Hydroxylated boron nitride nanosheets,BNO)和PEI 制备上浆剂来改善CF/PEEK 复合材 料的力学、热学和摩擦学性能。PEI-BNO 增加了碳纤维表面粗糙度和官 能团数量(图4)。此外,由于 PEI 和 PEEK 具有优异的亲和力,BNO 的氢 键,B-N 和芳环存在 π - π 相互作用, 改性 CF/PEEK 复合材料的抗弯强度 为 629.8 MPa,层间剪切强度(ILSS)为 69.2 MPa,导热系数为 1.38 W·m⁻¹·K⁻¹, 与未改性的 CF/PEEK 复合材料相比, 分别增加了 60.8%、49.3% 和 14.5%。







Fig.4 Preparation process diagram of BNO and CF/PEEK composites^[22]

此外,通过引入 PEI-BNO,复合材 合机 料的摩擦学性能得到了显著改善。在第 PEI-BNO 改性 CF/PEEK 复合材料 向用 具有 0.22 的低稳态摩擦系数和 $5.1 \times$ 而至 $10^{-14} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 的磨损率,明显低 Sha 于未改性的 CF/PEEK 复合材料(图 等利 5)。综上, PEI-BNO 的引入增加了 559 摩擦的散热效率,避免了严重磨损 复行

摩擦的散热效率,避免了严重磨损的发生。这些结果为同时增强 CF/ PEEK 复合材料的力学、热学和摩擦 学性能提供了一种可行的策略。

纤维方向相对于滑动方向有平 行、反平行和法向,导致复合材料的 性能出现各向异性^[23]。Zhang等^[24] 研究发现,复合材料的力学性能在沿 着纤维取向方向上会高于垂直纤维 取向方向。除了力学性能,摩擦性能 也因此会呈现不同的情况。Almajid 等^[25]研究了在滑动和滚动条件下连 续碳纤维增强 PEEK 复合材料的磨 损行为,综合考虑了纤维取向对磨损 行为的影响。无论纤维取向如何,复

合材料的磨损率都比纯基体低得多。 在滑动磨损时,纤维平行于滑动方 向摩擦性能最优,反平行方向次之, 而垂直于磨损方向的磨损率最高。 Sharma 等^[26]采用压缩成型制备了 等离子体处理和未处理的体积分数 55%的斜纹编织碳纤维增强 PEEK 复合材料,并对其在100~400 N 和1 m/s 的条件下进行了持续 2 h 的摩擦 磨损试验;摩擦系数和磨损率分别 在 0.2~0.27 和 1×10⁻¹⁵~4.5×10⁻¹⁵ m³ · N⁻¹ · m⁻¹ 范围内,随着负载的增 加,无论是改性还是未改性的碳纤维 增强复合材料的摩擦系数均呈现出 降低的趋势,磨损率随载荷的增加近 似线性增加,处理后的复合材料的摩 擦系数和磨损率均低于未处理的复 合材料。与纯聚合物相比,织物增强 聚合物的塑性变形程度更大,对载荷 的依赖性小;随着载荷的增加,纤维 上产生的应变增加,以及纤维损伤的 增加造成了磨损率的增加。

纤维织物增强 PEEK 复合材料 因存在纤维编织节点,抗弯曲性能、 韧性和抗疲劳性好,可应用于对曲面 要求较高的部件^[27]。单向连续纤维 增强复合材料沿纤维方向的强度和 模量性能优异,承载能力好,但抗冲 击性能弱。由于织物增强复合材料 改善了工艺性,易剪裁和铺贴,抗冲 击性能好。Dai 等^[28]对比了单向和 双向碳纤维增强 PEEK 基复合材料 在不同摩擦速度下的摩擦磨损性能, 结果表明,在200 ℃、400 N时,复合 材料在 0.47 m/s 的滑动速度下表面 损伤表现为高温下的正常粘着磨损, 损伤程度较小;在0.94 m/s的滑动速 度下表面出现了较大面积的材料脱 落,粘着磨损严重;在0.94 m/s的滑 动速度下单向碳纤维增强 PEEK 基 复合材料的磨损有垂直方向的纤维 脱离树脂的包覆,出现了层间分离现 象: 双向编织碳纤维增强 PEEK 基 复合材料表面可见明显粘着和撕裂



Fig.5 Thermal and frictional behavior of various CF/PEEK composites^[22]

题 SPECIAL TOPIC

ŧ

痕迹,层间结合优于单向碳纤维增强 PEEK 基复合材料,因此,双向编织 碳纤维增强 PEEK 基复合材料在高 速的摩擦条件下有更好的适用性。

物质处于平衡态时分子间的几 何排列被称为分子的聚集态结构, 对于作为材料应用的高聚物而言, 分子的链结构只是间接影响高聚物 的性能,而聚集态结构才是决定材 料性能的直接因素。结晶度高的聚 合物分子内部排列较为规整,与其 结晶度低时的摩擦磨损情况有所差 别;摩擦表面微凸体的瞬时变化、 转移膜的大小及厚度均会影响聚合 物的摩擦学性能。如聚四氟乙烯 (Polytetrafluoroethylene, PTFE)的摩 擦学性能就与其结晶度关系密切,类 似的还有超高分子量聚乙烯(Ultrahigh molecular weight polyethylene, UHMWPE),其结晶度对自身摩擦 学性能具有显著影响。根据倪自 丰等^[29]的研究,在牛血清润滑下, UHMWPE 的结晶度影响其生物摩 擦特性,结晶度越高,摩擦系数和磨 损率越低。复合材料在成型加工过 程中,必然伴随着聚集态结构的转 变,在不同的成型工艺条件下,会出 现结晶度和结晶形态的差异^[30]。因 此,研究树脂的结晶过程是调控和优 化复合材料成型工艺的理论基础^[31], 明确各种工艺条件对形成不同聚集 态结构的影响,进而有目的性地通 过控制工艺条件,获得材料性能所需 的聚集态结构,是材料成型及性能研 究的关键。对于热塑性复合材料,不 同的成型工艺条件显著影响热塑性 树脂基体的结晶度和结晶形态,基体 和界面的微观结构会影响复合材料 的物理性能、力学性能,进而对摩擦 磨损性能产生一系列的影响。热塑 性复合材料的许多力学性能(如硬 度和抗拉强度)都取决于结晶度,热 塑性复合材料的力学性能和热性能 可以直接影响复合材料的耐磨性。 Zhang 等^[32] 采用炉冷却和水冷却的 方法制备了连续碳纤维增强 PAEK 和 PEEK 复合材料,研究了冷却速率 对复合材料结晶行为、界面结合强 度、层间断裂韧性和低速冲击性能的 影响,结果表明,在复合材料中,基 体的结晶度较低、晶体较小,有利于 提高基体的延展性和界面结合强度; 在水冷条件下,CF/PAEK 的冲击损 伤面积比 CF/PEEK 低约 71%,而冲 击后压缩强度则高约 14%。但目前 针对 PAEK 结晶行为对连续纤维增 强 PAEK 复合材料摩擦磨损性能的 影响研究仍有不足。

聚合物基复合材料在实际的应 用环境中会有许多外在因素影响其 性能。如在飞机服役条件下,湿热环 境、高负载、暴露于喷气燃料和液压 油等都会影响复合材料的稳定性^[33]。 基于实际应用,为保证复合材料能够 适应不同服役环境下的使用要求,需 要了解复合材料在相应服役环境中 的特性及摩擦磨损行为。水或油润 滑有可能对碳纤维增强 PEEK 的摩 擦学性能造成影响。流体膜可以完 全或部分分离两个滑动表面,减轻 摩擦和磨损,但与干燥条件相比,对 PEEK 及其复合材料在流体润滑条件 下的研究较少。此外, Tatsumi 等^[34] 的研究表明,流体润滑并不总是对摩 擦性能有益,也有可能会增加 PEEK 及其复合材料的摩擦或磨损。所以需 要更好地理解复合材料在不同液体环 境下的摩擦磨损特性,以便开发更适 用于液体环境的 PEEK 复合材料。

目前在医疗方面,已有研究人员 针对连续纤维增强 PEEK 复合材料 在液体服役环境下的摩擦磨损性能 开展研究。薛成龙等^[35]通过层叠 法制备了碳纤维增强 PEEK 复合材 料,在模拟体温(37 °C)、模拟体液 (SBF)润滑条件下,探究 CF/PEEK 复合材料的基本力学性能和截面微 动摩擦学性能;通过改变法向载荷 和位移幅值,建立了摩擦力 F_t 、位移 幅值D曲线和摩擦系数曲线,并对 CF/PEEK 复合材料进行磨损机制探 究,结果表明,摩擦系数曲线整体较 为平稳,摩擦系数随法向载荷的增加 而降低,随位移幅值的增加而增加, 磨损体积随载荷和位移幅值的增加 而增加(图6); CF/PEEK 复合材料 截面也有较好的微动性能,磨损机制 主要为磨粒磨损和疲劳磨损(图7); 通过对复合材料截面摩擦学特性进 行分析,不仅为 CF/PEEK 复合材料 替代金属植入人体提供一定的理论 基础,而且为 CF/PEEK 复合材料在 其他液体服役环境中的摩擦学机理 研究提供了指导方向。

除了外部环境外,对磨材料的 材质或结构也会对复合材料的摩擦 学性能产生影响。Dong 等^[36] 为了 分析连续碳纤维增强热塑性聚醚醚 酮(Continuous carbon fiber-reinforced PEEK, CCF-PEEK) 在刀具涂层上的 转移膜的生长情况,分别研究了单层 类金刚石碳(Diamond-like carbon, DLC)、氮化钛(TiN)、氮化钛铝 (TiAlN)和沉积在钴基硬质合金上 的 金 刚 石 (Dimple-textured cemented carbide, WC-Co)对CCF-PEEK的干 滑摩擦学行为; CCF-PEEK 对 DLC 的亲和力很小,但微米级厚度的连续 CCF-PEEK 转移膜在 TiN、TiAIN 和 金刚石上生长,增加负载促进了 DLC 的生长; DLC 的沉积显著降低了摩擦 力,而TiN、TiAIN 和金刚石的摩擦力 高于 WC--Co, 金刚石上产生的 CCF-PEEK 磨损碎片比 TiAIN、TiN和 DLC上要多得多,研究表明, DLC作 为 CCF-PEEK 复合材料的对配合面 时,摩擦力低且造成的磨损碎片少。

Cao 等^[37]进一步研究了无纹理 和有激光雕刻凹坑纹理 WC-Co、TiN 和 DLC 表面在常温大气下对 CCF-PEEK 干滑的摩擦学行为(载荷 $p \times$ 速度 v=0.46 MPa·m·s⁻¹);研究表 明,在无纹理的 WC-Co、TiN 和 DLC 上形成的摩擦膜很少,但在有纹理的 WC-Co、TiN 和 DLC 上,沿滑动方 向的大多数凹坑中生长出具有微米 级厚度的、连续的、相对均匀的 CCF-PEEK 转移膜。与无纹理的 WC-Co 相比,有纹理的 WC-Co 可将摩擦系 数稳定降低约 38.3%; 纹理化也显著 降低了 TiN 的摩擦力,但几乎没有降 低 DLC 的摩擦力; 凹坑纹理边缘的 微切割效应可能造成 CCF-PEEK 销的磨损加剧,重复的摩擦循环使 CCF-PEEK 磨损碎片变成连续的摩擦转移 膜(图8),所以,对磨材料的纹理结构 可以促进摩擦转移膜在干滑条件下 的生长。上述研究表明,大量工作仍 集中在连续纤维增强 PEEK 复合材



Fig.6 Friction coefficient curves and average friction coefficient of CF/PEEK composite material^[35]

料的摩擦学研究。

近年来,随着高性能热塑性复 合材料及其自动化制造技术的快速 发展,以低熔融温度改性聚芳醚酮 树脂(Low melting temperature poly aryl ether ketone, LMPAEK)为代表 的新型高性能热塑性树脂,受到了航 空、航天高技术领域的热点关注,将 LMPAEK低熔融温度、低熔体粘度 的特性与自动铺放、缠绕原位成型工 艺结合,充分发挥了热塑性复合材料 成型工艺特性。高性能热塑性复合 材料在摩擦、磨损应用环境下的研究 也已逐渐开展。

Marathe 等 ^[38] 首次尝试基于两种加工技术(薄膜铺层和粉末喷涂), 保证相同的加工参数和织物数量的前提下制备了石墨织物增强 PAEK 复合材料,如图 9 所示。并对石墨织物增强 PAEK 复合材料($C_{薄膜}$ 为薄膜 铺层技术制备的复合材料; $C_{粉末}$ 为粉 末喷涂技术制备的复合材料; $C_{\delta m x}$ 为粉 末喷涂技术制备的复合材料)的机 械性能、热性能和摩擦学性能进行了 评估;对比发现, $C_{\delta m x}$ 名奶和 142%; 在磨粒磨损的情况下 $C_{\delta m x}$ 的磨损率 是 $C_{\delta m x}$ 的复合材料摩擦学性能的重要







专







112 航空制造技术・2024年第67卷第20期

因素(图10)。

随后, Sarath Kumar 等^[39] 对碳纤 维织物增强 PAEK 复合材料和碳纤 维织物增强环氧树脂复合材料的机 械性能和摩擦学性能进行了对比(表 1)。可以看出, CF/PAEK 的磨损率低 于 CF/环氧, CF/PAEK 的 ILSS 比 CF/ 环氧高约 43%, 这两种结果均可归因 于碳纤维织物与 PAEK 的良好界面 结合, 且 CF/PAEK 相对光滑的磨损 表面也能说明这一情况, 如图 11 所 示。这一研究初步表明了连续纤维 增强 PAEK 复合材料相比于热固性 复合材料在摩擦学方面的优势。

在热塑性复合材料层压板的热 压成型过程中,过度的层间摩擦也会 导致工艺引起的缺陷,这一缺陷有可 能会使复合材料在服役的过程中引 起更大的磨损。因此, Pierik 等^[40]利 用单向碳纤维增强 PAEK 预浸带研 究了瞬态的层-层摩擦响应,提出 了一种由壁滑作为瞬态层-层摩擦 响应的潜在机制的概念。这一研究 不仅提高了工艺模拟软件对热压成 型过程中缺陷产生的预测能力,也可 以为成型后的复合材料摩擦学机制 的分析提供思路。关于摩擦过程中 涉及的摩擦学机制,以及在实际应 用环境下的摩擦学性能尚待研究, 所以需要系统地开展连续纤维增强 LMPAEK 复合材料的摩擦学性能研 究并建立其摩擦学模型。

2 聚醚酰亚胺

PEI 是一种无定形高性能热塑 性聚合物,具有优异防火性、防烟性、 有限耐溶剂性、耐腐蚀性、高热稳定 性,已成功应用于飞行器结构的制造。 Fokker 公司采用 TenCate 公司的 Cetex CF/PEI 预浸料制造了 Gulfstream 550 和 G650 飞机的夹层结构压力舱壁 板,如图 12 所示^[41]。PEI 是摩擦学 应用的重要材料,纤维增强 PEI 基复 合材料能否在高工作温度下维持摩 擦学性能的稳定仍是一个关键问题。 但近些年来,针对连续纤维增强 PEI复合材料的摩擦磨损性能研究仍 十分有限。起初,Bijwe等^[42]用3种 类型的织物,即玻璃纤维织物、碳纤 维织物和芳纶纤维织物来增强PEI, 并评估了这些复合材料及纯聚合物 的磨料磨损性能,结果表明,芳纶纤 维织物在改善PEI 磨料磨损性能方 面具有显著的潜力,当织物垂直于磨 损表面时,复合材料的性能明显优于 平行方向。随后,Rattan等^[43]研究发 现,斜纹碳纤维织物与其他编织方式 的织物相比,增强的PEI 复合材料具 有更加优异的摩擦学性能。





| 表1 | 环氧树脂、CF/环氧、PAEK 和 CF/PAEK 复合材料的 ILSS 和磨损率 ^[39] |
|---------|---|
| Table 1 | ILSS and wear rate of epoxy, CF/epoxy, PAEK, and CF/PAEK composites ^[39] |

| 样品 | ILSS/MPa | 磨损率/(×10 ⁻⁶ mm ³ ・N ⁻¹ ・mm ⁻¹) |
|---------|----------|---|
| 环氧树脂 | — | 7.29 |
| CF/ 环氧 | 26 ± 0.8 | 6.19 |
| PAEK | — | 5.44 |
| CF/PAEK | 38 ± 0.5 | 4.95 |



图 11 磨损表面 SEM 图^[39] Fig.11 SEM images of worn surfaces^[39]

Tiwari 等^[44-45] 发现基体和纤维 之间的界面性能是控制复合材料性 能的重要因素,采用不同剂量(0~300 kGv)的伽马射线处理了斜纹编织碳 纤维织物并制备其增强的 PEI 复合 材料,对复合材料进行了 ILSS 和磨 料磨损性能的表征;研究表明,伽马 射线的辐照剂量越高,纤维的表面粗 糙度增加,复合材料的 ILSS 越高,摩 擦性能也越优异,除此之外,用浓硝 酸对碳纤维织物进行处理同样可以 改善纤维与基体的界面性能。随后, Tiwari 等^[40] 以 PEI 为基体制备了复 合材料,并评估了低碳钢盘在不同载 荷下(200~600 N)的粘着磨损性能, 研究表明,经过90 min 处理后的碳 纤维织物增强的 PEI 复合材料表现 出最佳的摩擦学性能,在 600 N 的载 荷下与未处理的复合材料相比,磨 损率降低了30%,摩擦系数降低了 23%,这是因为含氧官能团使纤维的 表面粗糙度增加,纤维与基体之间的 界面性能得到改善,从而改善了摩擦 学性能。然而,以上的研究并未考虑 复合材料在面临实际应用环境下的 摩擦学性能。

随着连续纤维增强 PEI 复合材料在航空航天领域的广泛应用,有必要深入了解在实际服役环境下复合材料的基本摩擦学性能。Tathdilli等^[47]为了开发可用于航空航天和国防工业的碳纤维增强 PEI 复合材料,采用单向(Unidirectional, UD)碳纤维织



图 12 Fokker 公司研制的 CF/PEI 热塑性 复合材料压力舱壁板^[41] Fig.12 CF/PEI thermoplastic composite pressure bulkhead floor panel manufactured by Fokker^[41]

物和斜纹碳纤维织物,手工铺层制备 了4种树脂/纤维质量比为60/40和 40/60 的复合材料,结果表明,复合 材料的热稳定性与碳纤维织物无关, PEI 树脂和复合材料在 200 ℃以上 软化,在 500 ℃以上分解;此外, PEI 树脂在 25 ℃等温条件下 10 年内没 有失去质量,力学分析表明,单向碳 纤维织物增强复合材料的拉伸强度 和杨氏模量比斜纹碳纤维织物增强 复合材料高出3倍;在100℃下,10 MPa 载荷下的机械使用寿命研究表 明,复合材料的机械性能在10年内 会损失 30%~50%。尽管复合材料的 热老化性能和机械老化性能的研究 是在更具挑战性的条件下进行的,但 这些复合材料结构仍表现出稳定的 机械和热行为。总之,所有复合材料, 尤其是 UD60/PEI, 都有望用于弹药 体、机翼和鳍片,这些弹药体、机翼和 鳍片需要具有出色的抗拉强度、高刚 度、轻便、热稳定性和可再生性,研究 为连续纤维增强 PEI 复合材料的摩 擦学性能的研究奠定了基础。

3 聚苯硫醚

PPS 是目前生产规模最大的高 性能热塑性树脂。PPS 可耐 500 ℃高 温且不分解,长期使用温度为250℃。 在 200 ℃仍保持较高的力学强度,高 温、高载荷下的抗蠕变性能优良,耐 疲劳性好,刚性大,耐化学腐蚀性好。 PPS 复合材料常用于制作航空航天、 汽车工业、医疗器械、运动器械和电 子机械等方面的零部件。但是由于 PPS 的熔点过高,使得复合材料成型 困难,因此限制了其在摩擦领域中的 使用。在过去几十年中,研究者对纳 米尺度的填料增强 PPS 基复合材料 摩擦学行为进行了深入研究,发现使 用固体润滑剂、陶瓷颗粒及其他金属 粉末等改善 PPS 的摩擦性能是常用 且有效的方法^[48-50]。然而,针对连续 纤维增强 PPS 复合材料在摩擦学性 能方面的研究比较有限。



图 13 亲化织物增强 PPS 复合材料制备流程^[47] Fig.13 Preparation process of hybrid fabric reinforced PPS composites^[51]

如图 13 所示, Huang 等^[51] 采用 未经处理和空气等离子体处理的杂 化 PTFE/Kevlar 织物,通过热压成型 的方式制备了杂化织物增强 PPS 复 合材料,并评估了其摩擦学性能。研 究表明,空气等离子体处理可以显著 改善杂化织物增强 PPS 复合材料的 摩擦学行为。此外,系统研究了空气 等离子体处理功率和时间对复合材 料摩擦学性能的影响,空气等离子体 处理的最佳条件是 120 W 和 10 min; 通过这种处理,纤维表面引入了活性 羰基(C=O),且表面粗糙度的增加 加强了杂化织物之间的粘结性能,从 而改善了复合材料的摩擦学性能。

随后,Khan等^[52]通过增加纤维 层数来研究 CF/PPS 复合材料的热、 力学和微观性能,采用手工铺层技术 和压缩成型法制备了 CF/PPS 复合 材料。研究表明,复合材料的机械稳 定性随着纤维层的增加而提高,横 向断裂强度和弯曲模量分别提高了 59.84%和125.21%,韧性没有损失; 冲击强度和硬度值随着纤维层的增 加而降低,储能模量、损耗模量和阻 尼因数下降,与纯基体相比,复合材 料的热稳定性逐渐提高(16.84%)。 这一研究表明纤维层在增强复合材 料的热稳定性和力学性能方面显示 出了巨大的潜力。

Díez-Pascual 等^[53] 将无机富勒 烯类二硫化钨(IF-WS)纳米颗粒

与 PPS 共混后制成薄膜, 再将碳纤 维织物与其交替铺层通过热压的方 式制备了 CF/PPS 复合材料,研究了 IF-WS对CF/PPS复合材料的形貌、 热稳定性、力学和摩擦学性能的影 响。研究表明, IF-WS 在不使用表 面活性剂的情况下,在基体内实现了 高效的纳米颗粒分散;热重分析显 示,随着 IF-WS 的增加,热稳定性逐 渐提高;力学测试表明, IF-WS 的质 量分数为1.0%时,CF/PPS的弯曲 模量和弯曲强度分别提高了17%和 14%,在不损失韧性的情况下,这归 因于两种填料之间的协同作用;此 外,由于 IF-WS 的润滑作用和增强 作用, CF/PPS 的磨损率和摩擦系数 显著降低。这一研究表明,无机纳米 颗粒为改善传统热塑性复合材料的 机械和摩擦学提供了新思路。针对 连续纤维增强 PPS 复合材料的摩擦 学性能仍需要进一步的研究。

4 研究展望

在航空航天领域,连续纤维增强 高性能热塑性复合材料已具备作为 主承力或次承力结构件的应用潜力, 并受到航空航天等高端制造领域的 青睐。目前,连续纤维增强 PEEK 基 复合材料的摩擦学性能研究已经逐 步建立相对完善的摩擦学体系,并开 展了一系列不同增强纤维类型和不 同服役环境条件下的摩擦磨损性能

114 航空制造技术·2024年第67卷第20期

研究,提出了优化摩擦性能的新思路 和新方法,在航空航天和医学等领域 凸显出了广泛的应用价值。

随着以 PAEK、PEI、PPS 等为树 脂基体的高性能热塑性复合材料在 民用航空结构上的广泛应用,研究者 逐步开展连续纤维增强热塑性复合 材料的摩擦学研究和应用探索。但 目前连续纤维的类型大多为织物,对 于树脂基体的聚集态结构、不同增强 纤维类型和不同服役环境对复合材 料摩擦磨损性能的影响,以及在现有 的成型工艺基础上,在保证机械性能 稳定的前提下优化摩擦磨损性能尚 未展开研究。因此,应在充分了解连 续纤维增强高性能热塑性复合材料 基本摩擦学性能的前提下,建立更加 完善的摩擦学体系,为连续纤维增强 高性能热塑性复合材料在航空航天 领域的实际应用提供数据积累和理 论指导,促进我国高性能热塑性复合 材料在摩擦材料领域的技术提升。

参考文献

[1] MANTELL S C, SPRINGER G S. Manufacturing process models for thermoplastic composites[J]. Journal of Composite Materials, 1992, 26(16): 2348–2377.

[2] 叶鼎铨. 国外纤维增强热塑性塑料 发展概况[J]. 国外塑料, 2012, 30(5): 34-40.

YE Dingquan. Developments of fiber reinforced thermoplastics outside China[J]. World Plastics, 2012, 30(5): 34–40.

[3] 王兴刚, 于洋, 李树茂, 等. 先进热塑 性树脂基复合材料在航天航空上的应用[J]. 纤维复合材料, 2011, 28(2): 44-47.

WANG Xinggang, YU Yang, LI Shumao, et al. The research on fiber reinforced thermoplastic composite[J]. Fiber Composites, 2011, 28(2): 44–47.

[4] ZHANG G, WETZEL B, WANG Q. Tribological behavior of PEEK-based materials under mixed and boundary lubrication conditions[J]. Tribology International, 2015, 88: 153–161.

[5] ZHANG Y H, TAO W, ZHANG Y, et al. Continuous carbon fiber/crosslinkable poly(ether ether ketone) laminated composites with outstanding mechanical properties, robust solvent resistance and excellent thermal stability[J]. Composites Science and Technology, 2018, 165: 148–153. [6] NGUYEN K T Q, NAVARATNAM S, MENDIS P, et al. Fire safety of composites in prefabricated buildings: From fibre reinforced polymer to textile reinforced concrete[J]. Composites Part B: Engineering, 2020, 187: 107815.

[7] 李文忠, 邓飞. 耐高温聚合物及其复 合材料的摩擦学性能研究进展[J]. 化工新型 材料, 2011, 39(5): 7–10.

LI Wenzhong, DENG Fei. Status of research on friction behaviors of high temperature polymers and its composites[J]. New Chemical Materials, 2011, 39(5): 7–10.

[8] ZHAO X D, XIONG D S, WU X X. Effects of surface oxidation treatment of carbon fibers on biotribological properties of CF/PEEK materials[J]. Journal of Bionic Engineering, 2017, 14(4): 640–647.

[9] 张辉,方良超,陈奇海,等.聚醚醚 酮在航空航天领域的应用[J].新技术新工艺, 2018(10): 5-8.

ZHANG Hui, FANG Liangchao, CHEN Qihai, et al. Application of PEEK in aerospace industry[J]. New Technology & New Process, 2018(10): 5–8.

[10] ÇAM G, KOÇAK M. Progress in joining of advanced materials[J]. International Materials Reviews, 1998, 43(1): 1–44.

[11] 于雪峰. 磺化聚芳醚酮聚合物静电 纺丝行为研究[D]. 长春: 吉林大学, 2009.

YU Xuefeng. Preparation and study of electrospinning fibers of polyaryl ether ketone polymer[D]. Changchun: Jilin University, 2009.

[12] JIANG H Y, CHEN T L, QI Y H, et al. Macrocyclic oligomeric arylene ether ketones: Synthesis and polymerization[J]. Polymer Journal, 1998, 30(4): 300–303.

[13] BLUNDELL D J, CRICK R A, FIFE B, et al. Spherulitic morphology of the matrix of thermoplastic PEEK/carbon fibre aromatic polymer composites[J]. Journal of Materials Science, 1989, 24(6): 2057–2064.

[14] JERONIMIDIS G, PARKYN A T. Residual stresses in carbon fibre-thermoplastic matrix laminates[J]. Journal of Composite Materials, 1988, 22(5): 401–415.

[15] LEACH D, MOORE D. Toughness of aromatic polymer composites reinforced with carbon fibres[J]. Composites Science and Technology, 1985, 23(2): 131–161.

[16] BARLOW C Y, PEACOCK J A, WINDLE A H. Relationships between microstructures and fracture energies in carbon fibre/PEEK composites[J]. Composites, 1990, 21(5): 383–388. [17] NARDIN M, ASLOUN E M, SCHULTZ J. Study of the carbon fiber-poly(etherether-ketone) (PEEK) interfaces, 1: Surface characterization of fibers and matrices, and interfacial adhesion energy[J]. Polymers for Advanced Technologies, 1991, 2(3): 109–114.

[18] NARDIN M, ASLOUN E M, SCHULTZ J. Study of the carbon fiber-poly(etherether-ketone) (PEEK) interfaces, 2: Relationship between interfacial shear strength and adhesion energy[J]. Polymers for Advanced Technologies, 1991, 2(3): 115–122.

 [19] ZHANG H, ZHANG Z, FRIEDRICH
 K. Effect of fiber length on the wear resistance of short carbon fiber reinforced epoxy composites[J].
 Composites Science and Technology, 2007, 67(2): 222–230.

[20] 邱孝涛,高阳,王秀丽,等.碳纤维 的长度与取向对聚醚醚酮基复合材料摩擦 磨损性能的影响[J].摩擦学学报,2020,40(2): 240-251.

QIU Xiaotao, GAO Yang, WANG Xiuli, et al. Effects of carbon fiber length and orientation on the tribological properties of polyetheretherketone based composites[J]. Tribology, 2020, 40(2): 240–251.

[21] LAI M L, JIANG L, WANG X K, et al. Effects of multi-walled carbon nanotube/ graphene oxide-based sizing on interfacial and tribological properties of continuous carbon fiber/ poly(ether ether ketone) composites[J]. Materials Chemistry and Physics, 2022, 276: 125344.

[22] LI Y Z, XU N, LYU H X, et al. Enhanced mechanical and tribological properties of carbon fiber/PEEK composites by hydroxylated boron nitride nanosheets and polyetherimide sizing agents[J]. Composites Science and Technology, 2023, 232: 109851.

[23] ZHANG G, RASHEVA Z, SCHLARB A K. Friction and wear variations of short carbon fiber (SCF)/PTFE/graphite (10 vol.%) filled PEEK: Effects of fiber orientation and nominal contact pressure[J]. Wear, 2010, 268(7–8): 893– 899.

[24] LI Q S, ZHAO W, LI Y X, et al. Flexural properties and fracture behavior of CF/ PEEK in orthogonal building orientation by FDM: Microstructure and mechanism[J]. Polymers, 2019, 11(4): 656.

[25] ALMAJID A, FRIEDRICH K, FLOECK J, et al. Surface damage characteristics and specific wear rates of a new continuous carbon fiber (CF)/polyetheretherketone (PEEK) composite under sliding and rolling contact conditions[J].
Applied Composite Materials, 2011, 18(3): 211–230.

颕

[26] SHARMA M, BIJWE J, MITSCHANG P. Wear performance of PEEK–carbon fabric composites with strengthened fiber–matrix interface[J]. Wear, 2011, 271(9–10): 2261–2268.

[27] 王二平, 谭宗尚, 陆士强, 等. 连续 碳纤维织物增强PEEK 热塑性复合材料匹配 性研究[J]. 纤维复合材料, 2022, 39(1): 49-53.

WANG Erping, TAN Zongshang, LU Shiqiang, et al. Research on the compatibility of continuous carbon fiber fabric reinforced PEEK thermoplastic composite[J]. Fiber Composites, 2022, 39(1): 49–53.

[28] DAI J N, KOU S Q, YANG H Y, et al. High-content continuous carbon fibers reinforced PEEK matrix composite with ultrahigh mechanical and wear performance at elevated temperature[J]. Composite Structures, 2022, 295.

[29] 倪自丰, 葛世荣. 超高分子量聚乙 烯结晶度对生物摩擦学性能的影响[J]. 润滑 与密封, 2008, 33(12): 1-4.

NI Zifeng, GE Shirong. The biotribological behavior of ultra-high molecular weight polyethylene as a function of crystallinity[J]. Lubrication Engineering, 2008, 33(12): 1–4.

[30] SUN H F, YANG X J, WEI K, et al. Non-isothermal crystallization kinetics of continuous glass fiber-reinforced poly(ether ether ketone) composites[J]. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2019, 138(1): 369–378.

[31] RISTESKA S, PETKOSKA A T, SAMAK S, et al. Annealing effects on the crystallinity of carbon fiber-reinforced polyetheretherketone and polyohenylene laminate composites manufactured by laser automatic tape placement[J]. Materials Science, 2020, 26(3): 308–316.

[32] ZHANG J D, LIU G, AN P, et al. The effect of cooling rates on crystallization and low-velocity impact behaviour of carbon fibre reinforced poly(aryl ether ketone) composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 254: 110569.

[33] CHUNG K, SEFERIS J C, NAM J D. Investigation of thermal degradation behavior of polymeric composites: Prediction of thermal cycling effect from isothermal data[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2000, 31(9): 945–957.

[34] TATSUMI G, RATOI M, SHITARA Y, et al. Effect of lubrication on friction and wear properties of PEEK with steel counterparts[J]. Tribology Online, 2019, 14(5): 345–352.

[35] 薛成龙, 王守仁, 王高琦, 等. 碳纤

116 航空制造技术·2024年第67卷第20期

维增强聚醚醚酮复合材料骨诱导修复植入体制备及微动摩擦学性能[J].复合材料学报, 2022, 39(7): 3212–3223.

XUE Chenglong, WANG Shouren, WANG Gaoqi, et al. Preparation and fretting tribological properties of carbon fiber reinforced polyetheretherketone composite osteoinductive repair implants[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2022, 39(7): 3212–3223.

[36] DONG X, DONG C Y, ZHAO C Y, et al. Tribological CCF-PEEK transfer film growth on cutting tool coating[J]. Surface Engineering, 2022, 38(4): 402–410.

[37] CAO H J, DONG X, QU D, et al. Transfer film growth of continuous carbon fiber reinforced thermoplastic poly(ether ether ketone) facilitated by surface texture during dry sliding[J]. Journal of Materials Science, 2022, 57(1): 383– 397.

[38] MARATHE U, PADHAN M, PANIER S, et al. Processing of PAEK-graphite fabric composites—Pros and cons of film technique over powder sprinkling technique[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 215: 108804.

[39] SARATH KUMAR P, JAYANARAYANAN K, BALACHANDRAN M. Performance comparison of carbon fiber reinforced polyaryletherketone and epoxy composites: Mechanical properties, failure modes, cryo-thermal behavior, and finite element analysis[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2022, 139(29): e52494.

[40] PIERIK E R, GROUVE W J B, WIJSKAMP S, et al. Prediction of the peak and steady-state ply–ply friction response for UD C/PAEK tapes[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2022, 163: 107185.

[41] OFFRINGA A. New thermoplastic composite design concepts and their automated manufacture [EB/OL]. [2024–01–25](2024–03– 15). http://www.jeccomposites.com/knowledge/ international-composites-news/new-thermoplasticcomposite-design-concepts-and-their.

[42] BIJWE J, INDUMATHI J, GHOSH A K. On the abrasive wear behaviour of fabricreinforced polyetherimide composites[J]. Wear, 2002, 253(7–8): 768–777.

[43] RATTAN R, BIJWE J, FAHIM M. Optimization of weave of carbon fabric for best combination of strength and tribo-performance of polyetherimide composites in adhesive wear mode[J]. Wear, 2008, 264(1–2): 96–105.

[44] TIWARI S, BIJWE J, PANIER S. Gamma radiation treatment of carbon fabric to improve the fiber-matrix adhesion and triboperformance of composites[J]. Wear, 2011, 271(9–10): 2184–2192.

[45] TIWARI S, BIJWE J, PANIER S. Polyetherimide composites with gamma irradiated carbon fabric: Studies on abrasive wear[J]. Wear, 2011, 270(9–10): 688–694.

[46] TIWARI S, BIJWE J, PANIER S. Optimization of surface treatment to enhance fiber– matrix interface and performance of composites[J]. Wear, 2012, 274–275: 326–334.

[47] TATLIDILLI A, ÇETIN ALTINDAL D, GÜMÜŞDERELIOĞLU M. Effects of carbon fiber type and resin ratio on thermal and mechanical lifetime of polyetherimide composites[J]. Polymer Composites, 2021, 42(6): 2920–2932.

[48] CHO M H, BAHADUR S. Study of the tribological synergistic effects in nano CuOfilled and fiber-reinforced polyphenylene sulfide composites[J]. Wear, 2005, 258(5–6): 835–845.

[49] 黄泽彬,刘举,陈瑜,等.聚苯硫醚 耐磨改性研究[J].工程塑料应用,2014,42(12): 15-18.

HUANG Zebin, LIU Ju, CHEN Yu, et al. Wear resistant modiifcation research of PPS[J]. Engineering Plastics Application, 2014, 42(12): 15–18.

[50] 李方舟,张翀,尹立,等.聚苯硫 醚基复合材料研究进展[J]. 塑料科技, 2015, 43(5): 90-94.

LI Fangzhou, ZHANG Chong, YIN Li, et al. Research progress on PPS matrix composites[J]. Plastics Science and Technology, 2015, 43(5): 90–94.

[51] HUANG T, LU R G, MA Y N, et al. Surface modification by air-plasma treatment and its effect on the tribological behavior of hybrid fabric–polyphenylene sulfide composites[J]. Journal of Macromolecular Science, Part B, 2012, 51(5): 1011–1026.

[52] KHAN S M, GULL N, MUNAWAR M A, et al. Polyphenylene sulphide/carbon fiber composites: Study on their thermal, mechanical and microscopic properties[J]. Iranian Polymer Journal, 2016, 25(6): 475–485.

[53] DÍEZ-PASCUAL A, NAFFAKH M. Tuning the properties of carbon fiberreinforced poly(phenylene sulphide) laminates via incorporation of inorganic nanoparticles[J]. Polymer, 2012, 53(12): 2369–2378.

通讯作者:姚佳楠,讲师,研究方向为高性能 工程塑料及其复合材料。

Progress of Friction and Wear Properties of Continuous Fiber Reinforced High-Performance Thermoplastic Composites

LI Mengjiao¹, ZHANG Daijun², LIU Gang^{1, 3}, YE Lu², YANG Fanghong², YAO Jianan¹

(1. State Key Laboratory for Modification of Chemical Fibers and Polymer Materials, College of Materials Science and

Engineering, Donghua University, Shanghai 201620, China;

2. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

3. Institute of Advanced Technology and Equipment, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China)

[ABSTRACT] With the rapid development of aviation and aerospace manufacturing technology, high-performance thermoplastic composites have received more and more attention and applications. Their application parts and scope also expand from non-load bearing to secondary load-bearing and then to the main load-bearing structure, from static to moving parts. The working environment tends to be diverse. For example, friction and wear problems exist in some moving parts, which put forward higher application requirements for high-performance thermoplastic composites. This paper focuses on the study of friction and wear properties of continuous fiber-reinforced high-performance thermoplastic composites, composites based on poly etherether ketone (PEEK), poly aryl ether ketone (PAEK), polyetherimide (PEI), polyphenylene sulfide (PPS), etc., and their latest research progress. Expects to provide a reference for the application research of continuous fiber-reinforced high-performance thermoplastic composites under friction working conditions and to provide an opportunity for their use in aerospace applications. It is expected to deliver a reference for the research on the application of continuous fiber-reinforced high-performance thermoplastic composites under friction conditions and to provide data accumulation and theoretical guidance for their practical application in the aerospace field.

Keywords: Continuous fibers; Thermoplastics; Composites; Friction; Wear

(责编 とと)

(上接第96页)

Oxidation Behavior of BN/SiC Coatings and Properties of SiC Fibers at High-Temperature

ZHAO Wenqing^{1, 2}, QI Zhe^{1, 2}, LÜ Xiaoxu^{1, 2}, YANG Rui^{1, 2}, JIAO Jian^{1, 2}

 Surface Engineering Institution, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;
National Key Laboratory of Advanced Composites, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

[ABSTRACT] BN/SiC coatings were deposited on the surface of SiC fibers by chemical vapor infiltration (CVI) process, and the physicochemical properties of the surface coatings and the fibers were further investigated by characterization techniques in a high-temperature oxidation environment. The fibers coated with BN/SiC coatings were treated at 1050-1200 °C for 0.5-2 h in air environment. The morphology, structure and composition of the oxidized BN/SiC coatings were characterized by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffractometer (XRD), nano-scanning Auger (AES) and X-ray photoelectron spectroscopy (XPS). The mechanical properties of SiC fibers coated with BN/SiC coatings after oxidation were evaluated by tensile strength of monofilament. The results show that the BN/SiC coatings are not completely oxidized and still have the ability to protect the internal SiC fibers. Through further analysis of the experimental data, it is found that the main failure mechanisms of the fibers attached to the coatings after oxidation at 1200 °C and 1350 °C are different, with the former being the formation of gaps and pores between the coatings and fibers, and the latter being the production of oxides and their cracks.

Keywords: SiC fibers; BN/SiC coatings; High-temperature; Oxidized product; Monofilament strength

(责编 とと)

ŧ

引文格式:秦田亮,徐吉峰,郭瑾,等. 民机热塑性复合材料结构制造关键技术及应用进展[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 118–133. QIN Tianliang, XU Jifeng, GUO Jin, et al. Key technologies and application progress of thermoplastic composite in civil aircraft structures[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 118–133.

民机热塑性复合材料结构制造关键技术及 应用进展

秦田亮¹,徐吉峰^{1,2},郭 瑾¹,梁治国³,徐 燕³,任学冲³

(1.中国商飞北京民用飞机技术研究中心民用飞机结构与复合材料北京市重点实验室,北京102211;2.太原理工大学,太原030024;

3. 北京科技大学国家材料服役安全中心,北京100083)

[摘要] 高性能热塑性复合材料具有优异的抗冲击性能和损伤容限性能,具有较大的结构减重潜力,并且具有可焊 接成型和可回收再利用的特性,是实现航空结构绿色发展、航空碳减排的新型材料。本文总结了近年来国内外关于 热塑性复合材料预浸料技术、成型技术、焊接技术和自动化装备等关键技术的种类和特点,分析了其关键影响因素和 发展方向。基于热塑性复合材料的制造工艺特点,分析了不同制造工艺的适用对象,提出了热塑性复合材料应用于 民机主承力结构的工艺选择建议。回顾了民机热塑性复合材料结构研究进展,结合国外技术研发经验展望了国内高 性能热塑性复合材料研究的发展模式和趋势。

关键词:热塑性复合材料;民用飞机材料;预浸料技术;成型技术;焊接技术 DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.118



秦田亮 研究员,博士,研究方向为飞机结构 设计与分析,复合材料及结构失效理论。

高性能热塑性复合材料是高强 碳纤维增强热塑性树脂基体的复 合材料。目前,航空工业上常用的 热塑性树脂基体材料有聚苯硫醚 (PPS)、聚醚酰亚胺(PEI)、聚醚醚酮 (PEEK)和聚醚酮酮(PEKK)等^[1]。 与传统的热固性复合材料相比,高性 能热塑性复合材料有以下优点^[2-4]: (1)高韧性、突出的损伤容限和抗冲 击性能:(2)优异的耐热性能、高比 刚度和高比强度;(3)升温加热过 程中树脂基体仅发生加热软化、冷 却硬化的物理变化过程,因而成型 周期短、生产效率高;(4)结构可 以熔融焊接,节省紧固件质量,可降 低制造及使用成本;(5)预浸料无 存放环境和时间限制,可长期贮存; (6)材料可回收再利用,不仅降低材 料成本,而且有利于促进航空产业的绿色发展。

国外先进热塑性复合材料发展 于20世纪70年代。比较早的应用 案例: 1980 年英国帝国化学工业有 限公司利用 PEEK 预浸料 APC-2 制 备了首批航空航天用先进热塑性复 合材料^[5]。由于最初的材料成本和 制造成本较高,高性能连续纤维增强 热塑性复合材料首先被应用到军机 结构,如直升机和战斗机的机身、机 翼、机尾、阻流板等部件。美国 F-22 战斗机上热塑性复合材料用量为 10%;法国阵风战斗机的机身蒙皮等 应用了 CF/PEEK 热塑性复合材料。 热塑性复合材料在民机中的应用量 要低于军机⁶⁶。随着热塑性复合材 料低成本制造技术的发展,热塑性复

合材料抗冲击、损伤容限性能好、密 度轻、可焊接、可回收和全生命周期 成本低的优势促使其市场占比不断 提升^[7]。近年来,在空客公司和各航 空航天联盟的支持下,欧盟制定了一 系列热塑性复合材料机体研发应用 的路线图,例如:荷兰的"热塑性经 济可承受性航空结构联盟"(TAPAS) 1和2、法国民用航空研究理事会 (CORAC)"投资未来"计划、"洁净 天空"(2008—2016)和"洁净天空"2 (2017-2021)计划等,都是欧盟委员 会"地平线 2020" 计划(2014-2021) 的一部分,旨在让多种复合材料和金 属航空结构的技术成熟度等级到达 6,并最终实现飞机装机应用^[8-12]。

本文介绍了近年来国内外热塑 性复合材料预浸料技术、成型技术、 焊接技术和自动化装备等关键技术 的种类和特点,分析了其关键影响因 素和发展方向,结合国外技术研发经 验展望了国内高性能热塑性复合材 料研究的发展模式和趋势。

1 热塑性复合材料技术进展

相对于其他工业领域,民用飞机 要求复合材料结构具有更高的静力、 疲劳、损伤容限等力学性能,产品性 能和质量具有更高的稳定性,实现在 保证安全的前提下降低结构重量、 提高经济性和竞争力的目的。热塑 性树脂的黏性高、流动性差,导致热 塑性复合材料预浸料和结构件制备 的树脂浸润度和孔隙率控制难度大。 航空结构件尺寸大、构型复杂,进一 步加剧了构件成型的难度。焊接技 术是充分发挥热塑性复合材料可焊 接优势、降低结构重量的重要技术, 但是航空结构件较高的性能和质量 要求,复杂的结构形式同样对焊接技 术带来了巨大的挑战。预浸料制备 技术、构件成型技术和焊接技术是先 进热塑性复合材料应用于民机主承 力结构的技术难点,也是近几十年国 内外复合材料行业研究的热点。

1.1 热塑性复合材料预浸料制备 技术

热塑性树脂的黏性高,对增强纤 维的浸润性较差,导致热塑性复合材 料预浸料的孔隙率控制难度远高于 热固性复合材料,产品质量不稳定。 此外,热塑性复合材料成型温度较 高,如PEEK的成型温度达到300℃ 以上,导致固化设备研发难度大、制 造成本高。低温熔融、低黏度制备技 术是热塑性复合材料预浸料研发的 方向。

热塑性复合材料预浸料的制备 工艺分为预浸渍法和后浸渍法(或预 混法)两类^[13]。预浸渍法是树脂基 体以黏流态或溶液的形式浸渍增强 纤维,充分浸润每根单丝,经冷却固 化定型后得到预浸料。预浸渍法制 备工艺可分为熔融浸渍法、溶液浸渍 法及反应链增长浸渍法。后浸渍法 是树脂基体以粉末、薄膜或纤维等多 种形式与增强纤维混合在一起,再进 行高温熔融浸渍后得到预浸料。后 浸渍法制备工艺可分为粉末法、薄膜 法、纤维编织法及纤维混杂法。

1.1.1 熔融浸渍法

熔融浸渍法是将树脂加热熔融 后浸渍纤维增强材料的方法。制备 过程中熔融态树脂需要浸润纤维束 束间和纤维单丝间两个尺度的空隙。 树脂浸渍纤维的行为及理论是热熔 浸渍工艺研究中的重点^[14]。Ren 等^[15] 基于 Darcy 定律和 Reynold 方程建 立树脂浸渍模型,预测了工艺参数与 纤维束浸渍度的关系。Kim 等^[16]以 循环压缩的方式向封闭模具中的纤 维织物注射树脂来提高浸润度,研究 了温度、压力、循环次数等工艺参数 对浸渍质量的影响,并进行了试验和 理论分析。熔融浸渍法生产效率高、 浸渍方便、工艺成熟,但热塑性树脂较 高的黏度使其难以充分浸渍纤维,且 易冲散纤维,导致产品质量不稳定^[1]。 1.1.2 溶液浸渍法

溶液浸渍法是将树脂溶解于一

种或多种溶剂配成的混合溶剂中,形成低黏度的胶液,充分浸渍纤维束后再加热除去溶剂,最终制得预浸料。 热塑性树脂的耐溶剂性使溶液浸渍 有一定的局限性,特别是航空结构 件常用的 PEEK、PPS 等半结晶型树 脂很难溶解于溶剂。溶剂的选择是 溶液浸渍法的难点。Li等^[17]采用 2 g/100 mL 的间氯苯酚作为 PEEK 的溶剂,研究了 CF/PEEK 复合材料 的非等温结晶过程。溶剂挥发产生 的环境影响和回收成本也是溶液浸 渍法需要解决的重要问题。

1.1.3 粉末浸渍法

粉末浸渍法是先将热塑性树脂 以粉末的形式附着在纤维上,然后经 树脂加热熔融制备成预浸料。制备 高质量、小颗粒粉末和将粉末均匀地 分散在纤维间空隙是粉末浸渍法的 难点。Zhu 等^[18] 采用湿法粉末浸渍 工艺制备了 CF/PEEK 预浸料,研究 了悬浮液浓度、加工温度对预浸料树 脂含量、浸润度和力学性能的影响。 Song 等^[19] 研究了 Triton X-100 和聚 乙二醇 (PEG)两种非离子表面活性 剂对 PEEK 悬浮液分散效应的影响。 Goud 等^[20] 研究了空气流速、纤维牵 引速度、硫化床压力等工艺参数对干 法粉末浸渍预浸料的影响,研究发现 过快的气流会导致附着树脂颗粒吹 落和粉末颗粒堵塞电晕尖端的问题, 1~5 m/min 的纤维牵引速度会导致树 脂含量下降。

经过几十年的发展,国际上先进 热塑性复合材料生产制造商已开发 并商业化一系列热塑性树脂、预浸料 等材料牌号。预浸料主要有 TenCate Cetex 系列、Solvay APC 系列、Teijin Tenax 系列等^[21]。国内高性能热塑 性复合材料预浸料技术的研究主要 集中于高校、科研机构,尚未有高性 能热塑性树脂基预浸料的产品批量 供应。

1.2 结构件成型技术

成型工艺影响复合材料结构的

题 SPECIAL TOPIC

专

质量、性能和成本,是制约高性能热 塑性复合材料广泛应用于民机结构 的主要因素。热塑性复合材料结构 成型技术根据预成型过程可分为3 类:热压成型、缠绕成型及自动铺放 成型。热压成型适用于形状复杂、尺 寸较小的零件,目前具有较高的技术 成熟度,已广泛应用于民机次承力零 件;缠绕成型和自动铺放成型使用 自动化机械进行预浸料铺覆,预成型 效率高、废料少、质量一致性好,可以 实现低成本原位成型,是热塑性复合 材料应用于民机主承力结构的重要 工艺方向。

1.2.1 热压成型工艺

热压成型是将预先固结的热塑 性复合材料板材固定在专用的框架 上,连同框架一起放入烘箱进行加热 使料片软化,然后将软化的料片转移 至加热的模具上进行合模固化,最后 通过机加得到净尺寸。成型前将预 浸料剪裁成要求尺寸的片材,预热后 移到金属模具上,然后密封片材和金 属模具的外周边,模腔内抽成真空, 冷却后脱模得到所需形状的制品,称 为模压成型工艺,是热压成型工艺的 一种。热压成型的主要工艺过程如 图1所示^[22]。热压成型是一种快速、 批量成型的工艺方法,整个成型过 程约 10~20 min,相比传统热压罐成 型工艺成型时间(约2h)显著降低。 由于热塑性树脂的高黏性使其对增 强纤维的浸润性变差,同时树脂流动 性变差会导致内部空气排出困难,这 使得孔隙率控制是热塑性复合材料 成型工艺研究的难点。

Isogawa 等^[23]研究了 CF/PA6 复 合材料高速冲压成型工艺,指出为了 在树脂冷却硬化前完成成型,必须尽 可能降低模具温度,提高成型速度 至 300 mm/s,模具温度为 80 ℃时, 10 s内成功成型 2 mm 厚的半球形。 Tatsuno 等^[24] 对滑动速度、压力和冷 却速率等热压成型工艺参数进行了 研究,建立了以上参数与复合材料固

120 航空制造技术·2024年第67卷第20期

化温度场、力学性能和固化变形的关系。Behrens 等^[25]采用树脂仿真模型预测了模压阶段的复合材料壳体的起皱行为、剪切效应和固化温度轨迹,并提出一种复杂壳体的自动化模压成型系统。

热塑性复合材料热压成型件主要应用于民机连接角片、扣件等尺寸小、 形状复杂的次承力件。图 2¹²⁶ 是空客 A330/A340飞机舱内侧壁板横杆扣件, 由德国 Xperion 公司采用连续模压成 型工艺制成;该结构件采用 PEI 碳 纤维复合材料,较铝合金制件减重约 50%,成本降低约 21%。"洁净天空"2 的多功能机身项目采用热压成型工 艺制造了机身长桁、框等零件。 1.2.2 缠绕成型工艺

缠绕成型工艺主要应用于回转

结构的成型,20世纪40年代开始应 用于航天发动机壳体和压力容器。 20世纪80年代,随着热塑性复合材 料预浸料技术的成熟,热塑性复合材 料缠绕成型成为复合材料成型工艺 的重要研究内容。根据复合材料缠 绕成型时采用的热源不同,可分为热 芯缠绕(仅由芯模提供缠绕时所需 热源)、激光辅助缠绕、热气枪法、热 靴法、直接火焰法等。按成型的热过 程可分为"原位"(In-situ)和"后成 型"(Post-consolidation)两种。

预浸带缠绕原位成型是将预浸 带加热软化后直接缠绕在芯模上固 结成型。预浸带缠绕后成型是将预 浸带直接缠绕在芯模表面,然后送 入热压罐中进行加热、加压,固结成 型。原位成型的产品质量控制比后





图 2 Xperion 公司研制的 CF/PEI 热塑性复合材料卡扣^[26] Fig.2 CF/PEI thermoplastic composite clip manufactured by Xperion^[26]

成型难。原位固结所得部件空隙率为 2.5%, 而采用后成型工序, 空隙率 能降到 1%^[27]。降低空隙率是热塑性 复合材料原位成型工艺研究的难点 和重点。

纤维缠绕复合材料的工艺参数 众多,包括材料参数(如纤维和树脂 性能、铺层/堆叠顺序)、制造参数(如 纤维张力、树脂温度、纤维束数、缠绕 回路数、缠绕速度)、几何参数(纤维 轮廓路径、缠绕方式、缠绕角度和芯 轴尺寸)^[28]。深入理解工艺参数对 产品性能和质量的影响机制及规律, 对于纤维缠绕工艺参数的选择,以及 提高产品质量至关重要。

洪旗等^[29]研究了复合材料预浸 带缠绕过程中制品的残余应力、孔隙 率最小化和层间剪切强度最大化的 多目标优化问题,基于灰色关联分析 和响应面法分析了缠绕温度、张力、 压辊压力和缠绕速度对残余应力、孔 隙率、层间剪切强度的影响规律,确 定了缠绕工艺参数优化方案。Kara 等^[30]研究了缠绕角度对缠绕成型 复合材料管拉伸疲劳强度的影响。 Chen 等^[31] 通过生成波浪形树脂通 道来提高丝束的树脂浸润度,研究表 明升高模具温度和降低牵引速度能 够改善长丝的浸渍性能、热稳定性和 力学性能。Hu 等^[32]开发出一种连 续碳纤维复合材料零件打印方法,制 造了用于熔融沉积 3D 打印的连续 碳纤维预浸料长丝,对打印速度、喷 嘴温度、层厚等参数进行了抗弯性能 影响研究。Kishore 等^[33]针对纤维 缠绕原位固结工艺,利用红外加热 提高已固结层的温度,使其接近或 高于玻璃化转变温度,显著提高了 层间黏结强度。Ravi 等^[34] 通过激 光加热方法对原位成型局部区域进 行预热来提高层间黏结强度。Ueda 等^[35]利用压力辊对原位固结表面 施加压力,研究表明热压实可以降 低原位成型孔隙率,提高复材件拉 伸和弯曲性能。

1.2.3 自动铺放成型工艺

以自动铺丝为代表的自动铺放 工艺可以有效降低热塑性复合材料 制造成本,是未来民机热塑性复合材 料结构制造技术的发展方向。自动 铺放技术与缠绕技术类似,将热塑性 预浸带经过导向系统到达铺放头,热 源将预浸带中的热塑性树脂加热熔 融,压力辊对其加压铺放,冷却定型, 如图 3 所示^[36]。自动铺放技术比缠 绕技术具有更广的适应性,不仅适用 于回转体,还适用于更加复杂外形的 结构。自动铺丝结构的热过程与缠 绕技术一样,具有"原位"和"后成型" 两种。

自动铺丝与原位成型技术的结 合可以解决超大、超厚制件尺寸受 热压罐尺寸限制的问题。因此,自 动铺丝原位成型技术是热塑性复合 材料应用于大型民机结构的重要技 术途径。孔隙率和残余应力控制是 原位成型的技术难点。自动铺丝原 位成型的热塑性复合材料性能低于 传统热压罐成型是现存的客观事 实。消除其差距的关键是铺放级预 浸料制备技术和加热铺放头技术两 项技术,从材料和工艺两方面消除 或降低影响热塑性复合材料性能的 不利因素。

热塑性复合材料原位固化时结构内部的物理、化学变化历程非常复杂,而且树脂固化过程对温度、压力等环境条件敏感。升温速率、加热温度、压辊压力、铺放速度及冷却速率

等工艺参数都会影响结构件的热应 力和热变形,进而影响铺层结晶质量 和结构件力学性能。

朱文凯 [21] 利用温度场数值分析 模型研究了导热系数、体积热容、压 辊边界及表面发射率对激光辅助加 热原位固化温度场的影响程度,研究 表明,体积热容、导热系数对预浸带 温度具有显著影响,传热系数和对 流换热系数影响较小。Gautam^[37]采 用 ABAQUS 软件建立了自动铺丝 过程中分子链扩散分析模型,分析了 工装温度、加热温度、压辊速率、工装 热场、铺层顺序等对层间及层内树脂 粘接等方面的影响,并给出优化参 数。Muhammad 等^[38]建立了原位成 型过程的二维牛顿流体挤压流动模 型,分析了原位成型过程铺层孔隙变 化机制,研究表明,冷却结晶过程中 若无持续的压力,空气会凝聚在树脂 基体中直至结晶完成,导致构件孔隙 率升高。August 等^[39] 对热塑性复合 材料的工艺窗口进行了研究,指出提 高升温速率可以提高聚合物的降解 温度,从而扩大聚合物的加工窗口。 Hossein^[40]建立了一种分步仿真模拟 方法来研究热塑性复合材料的温度 依赖性及时效性,研究了铺层残余应 力产生及释放机理。

欧洲的"洁净天空"2计划支持 的多功能机身项目采用自动铺丝技 术铺覆上、下机身蒙皮,下机身采用 热压罐后成型工艺,上机身采用原位 成型工艺。目前热压罐后成型机身



Fig.3 Schematic diagram of automatic fiber placement process for thermoplastic composites^[36]

SPECIAL TOPIC

蒙皮的孔隙率控制优于原位成型机 身蒙皮,下机身蒙皮以压缩载荷为设 计控制载荷,结构强度对孔隙率敏 感,应采用热压罐后成型工艺,而上 机身蒙皮以拉伸载荷为设计控制载 荷,结构强度对孔隙率不敏感,可采 用成本更低的原位成型工艺。多功 能机身项目的自动铺丝原位成型上 机身蒙皮如图 4 所示^[41]。

1.3 航空结构焊接技术

ŧ

颞

区别于热固性复合材料,热塑复 合材料具备二次成型及熔融焊接的 特点,可简化工装设计,提高生产效 率。相对传统的胶接和铆接工艺,可 节省大量胶接用胶膜和紧固件,节约 成本,减轻航空器结构重量,提高燃 油经济性。同时,无需连接孔,不会 削弱本体结构的力学性能,有利于结 构减重。但目前热塑性复合材料焊 接界面的接头质量难以控制,受多种 因素影响,大体可以归结为3个方面: 焊接材料性质、焊接接头连接形式及 焊接工艺参数,这些参数大多通过影 响焊接区域的温度来影响焊接质量。 热塑性复合材料的焊接技术仍是待 解决的技术难点之一。

"洁净天空"2支持的多功能机 身演示件项目使用热塑性焊接技术 来连接机身零件,预期2024年在新



图 4 自动铺丝原位成型上机身蒙皮^[41] Fig.4 In-situ forming of upper fuselage skin by automated fiber placement^[41]

122 航空制造技术·2024年第67卷第20期

材料、制造和组装方面达到 TRL 6 的 技术准备水平^[42]。新型湾流 G650 商务飞机的方向舵和升降舵是采用 感应焊接技术制成的整体多翼肋扭 转箱结构,如图 5 所示。

热塑性复合材料焊接技术从热 量产生原理分类,有热焊接、摩擦焊 接和电磁焊接^[43],如图6所示。每 类焊接技术衍生出多种细分焊接技 术。其中,电阻焊、感应焊、超声焊、 激光焊可以精确到结构局部焊接,适 应性强,对周围材料影响小,成为热 塑性复合材料结构焊接技术研究的 主要方向。

电阻焊、感应焊、超声焊、激光焊的技术对比如表1所示。电阻焊对被焊接件的厚度无限制,焊接长度对焊接时间影响小,适用于连接面积大、厚度大的结构件的焊接,如机翼蒙皮与长桁焊接。对于感应焊,除玻璃纤维等非导电纤维复合材料外,无需额外的感应材料,焊接面不会因为引入异物导致性能下降。超声焊

是一种快速的焊接技术,焊接速度 达到 4~6 m/mm。超声焊和感应焊 都对连接件厚度有要求,适用于厚度 小的结构件的焊接,如机身机翼蒙皮 与长桁焊接。激光焊是焊接速度最快 的技术,焊接速度达到 24 m/min,但是 需要一侧的被焊接结构为激光透明 材料,对被焊接结构的材料和厚度都 有要求,在民机结构中应用较少。 1.3.1 电阻焊

电阻焊接的工作原理如图 7 所示^[44]。电阻焊的工艺周期短,所需设备便宜,具有较大的成本优势。当焊接参数成熟后,电阻焊可以获得稳定的焊缝质量。空中客车 A340-500/600 和 A380 飞机的玻璃纤维/聚苯硫醚(GF/PPS)前缘的焊接采用了电阻焊工艺^[45]。电阻焊分为静态电阻焊和序贯电阻焊。静态电阻焊是一种对整个焊接区进行一次性焊接的焊接方法,广泛应用于焊片或中小型部件的焊接^[46]。对于较大的结构件,静态电阻焊存在一些缺点,如



图 5 湾流 G650 的方向舵(局部) Fig.5 Gulfstream G650 rudder (partial) 熔融焊接技术 摩擦焊接 电磁焊接 热焊接 热模焊接 旋转熔接 感应焊接 热气焊接 振动焊接 电介质焊接 拉挤焊接 超声焊接 电阻焊接 红外焊接 振动搅拌焊接 微波焊接 激光焊接





| 对比项 | 电阻焊 | 感应焊 超声焊 | | 激光焊 | |
|-----|---|---|---|---|--|
| 原理 | Pressure Adherend Electric current | Pressure Adherend Alternating Induction coil | Traditional energy director Sonotrode Pressure Adherend Adherend | Weldline Laser Pressure Laser transparent Adherend Laser absorbing Adherend | |
| 优势 | 加热功率易于控制; 工艺时间与焊接长度无关, 用于大型结构焊接效率高 | 只有非导电纤维复合材料才 需要热感应件,如玻璃纤维 | 适合点焊;速度快 | 速度极快(24 m/min) | |
| 缺点 | 在焊缝中留有加热件 (金属或碳纤维) | 焊点难集中热量;适合碳纤维织物, 对单向和非卷曲织物复合材料有 挑战 | 连续焊接技术仍在研发中 | 被焊接件需一侧是激光透明 材料(如玻纤/PEEK复合材料) | |
| 厚度 | 无限制 | 单侧 <5 mm | — | 验证到 2.4 mm | |
| 速度 | 约1m/min | < 0.5 m/min | 4~6 m/min | 24 m/min | |
| 应用 | 福克50碳纤维/PPS主起舱门; A340/350和A380固定前缘; A320后压力舱演示件 | 湾流 G650 碳纤维 /PPS 舵面; STELIA 机身演示件碳纤维/PEKK 长桁 – 蒙皮连接 | 湾流 G650 碳纤维 /PEI 地板; "洁净天空"2 机身验证件纤维/ PEEK 框与纤维 /PEKK 角片连接 | LaWocs 演示件玻纤/ PEEK 支架与碳纤/ PEEK | |

表 1 热塑性复合材料焊接技术对比 Table 1 Comparison of welding techniques for thermoplastic composites



Fig.7 Schematic diagram of the resistance welding process^[44]

焊缝界面的温度分布明显不均匀、被 连接件需要施加较大的夹持力、焊缝 区域压力难以保持均匀、设备功率需 求高。序贯电阻焊使用多个加热元 件进行多步焊接工艺,可以克服静态 电阻焊在大型零件焊接方面的一些 缺点。但是,序贯电阻焊面临多个加 热元件协同控制困难的问题。

加热元件在电阻焊过程中起关 键作用,为接头提供必要的焊接能 量,是接头质量和可控性的主要影响 因素。焊接后,加热元件留在连接结 构中。因此,加热元件与被连接件材 料的相容性对焊接质量至关重要。 目前,常见的加热元件有碳纤维和不 锈钢金属网两种材质。 碳纤维增强材料可与层压板的 增强材料兼容,这是碳纤维作为加热 元件的优势。碳纤维加热元件有单 向纤维和织物纤维两种。织物纤维 加热元件温度分布均匀性优于单向 纤维加热元件,而且织物加热元件具 有更宽的加工窗口。Stavrov等^[47]研 究表明,织物纤维电阻焊接的搭接剪 切强度比单向纤维加热元件高 69%, 层间断裂韧性高达 179%。

不锈钢金属网是应用较早的加 热元件,与碳纤维加热元件相比,不 锈钢网的电阻焊接通常更容易进行, 焊缝具有更好的一致性和更高的平 均强度,焊缝对焊接参数的变化不敏 感,具有更大的加工窗口^[47]。但是, 金属网作为焊缝中的异物,可能导致 剪应力集中和环境老化问题;金属 网与树脂不同的热膨胀系数会引起 热应力问题;金属网的腐蚀也是一 个问题。

影响电阻焊接质量的主要参数 包括电阻、压力、功率输入、时间等。 脉冲电阻焊接是一种相对较新的焊 接技术,脉冲电阻焊接的出现是为了 减少加热时间和消除焊接表面的过 热/分层问题^[47]。脉冲电阻焊接基 于标准电阻焊,即使用相同的加热方 式。不同的是,脉冲电阻焊接方法不 是连续的能量输入,而是使用几个高 能脉冲(高达 600 kW/m²)的组合, 在没有能量产生时中间有停顿。该 方法可以为焊接表面提供预热,有足 够的时间让热量在材料内部传递。 1.3.2 感应焊

感应焊接的工作原理如图 8 所 示^[48]。感应焊接是一种独特的工艺, 不需要感应线圈与热感受体之间的 接触,并且可以仅在所需的焊接区域 产生热量。具体方法:在导电线圈上 施加交流电压,产生交变电流。线圈 的交变电流会产生一个随时间变化 专

的磁场。当磁敏感和导电材料放置 在线圈磁场附近时会产生涡流,涡流 遇到材料的阻力,能量以热的形式损 失掉,产生热量并融化树脂材料,树 脂固化后,将结构件焊接在一起。

感应涡流生成的一个必要条件 是闭环电路。例如,在纤维增强热塑 性塑料中,编织或交叉的碳纤维层可 以形成导电的闭环电路。当被焊接 件的材料导电且可以形成导电的闭 环电路时,可不额外设计热感受体。 目前有热感受体和无热感受体哪种 焊缝质量更好尚无定论。使用热感 受体的优点:(1)可以准确地在需要 的地方提供热量,并且防止工件其他 区域的热应力积聚:(2)热感受体可 以涂覆树脂,以帮助填充焊接区域的 空隙,对于不同热塑性材料的连接可 以使用两种基质的混合物;(3)可以 焊接非导电纤维复合材料。金属网 是目前常用的热感受体。

发热非均匀性是感应焊接面临 的主要问题,引起该问题的原因有^[48]: (1)感应线圈产生的磁场非均匀性; (2)焊接区几何形状(边缘效应);(3) 感应电流的集肤效应等。其中,焊 接区几何形状是影响感应焊接均匀 性的重要因素。当线圈大于热感受 体尺寸时,热感受体边缘的温度显著 高于中心区域,而线圈小于热感受体 尺寸时,热感受体边缘的温度低于内 部,这种现象称为边缘效应,如图 9 所示。

感应电流倾向于在材料表面向 外流动,而不是以相同的强度穿透截 面,这种效应被称为集肤效应^[49],其 大部分热量是在表面的特定区域产生 的。交变电流频率、磁导率和导电率 越高,穿透深度越小,如图10所示。

王飞云等^[50]利用碳纤维织物与 树脂薄膜制备了3种不同厚度的碳 纤维感应元件,分别为0.2 mm、0.3 mm和0.5 mm,研究发现碳纤维感应 元件可实现热塑性复合材料的高质 量感应焊接,同时具备不引入异质材

124 航空制造技术·2024年第67卷第20期

料的优点,但接头界面温度分布具有 明显的不均匀性,且造成接头失效的 断裂机制随感应元件厚度的改变而 变化;感应焊接的质量还受到热感 受体与树脂的热膨胀系数差异、焊接 压力、冷却速度、热感受体表面处理 状态等因素的影响;系统地了解各 种因素的影响机制,建立有效的参数 确定方法可以促进热塑性复合材料 感应焊接技术的发展和应用。





1.3.3 超声焊

超声焊接是一种快速连接工艺, 最适合大规模生产和自动化过程^[51], 超声焊接技术优点:焊接不需要填 料等外来物质,焊接性能不会受到异 物影响;超声焊在界面处产生热量, 相对于搅拌摩擦焊等其他焊接工艺, 引起的表面损伤最小。超声焊接技 术已经应用于 A380 固定机翼前缘 蒙皮的铺设。

超声焊接的工作原理如图 11 所 示^[52]。影响超声焊接质量的参数有 焊接时间、压力、振幅、导能筋等。其 中,焊接时间是影响焊接质量的主要 参数,导能筋对焊缝质量也起着非常 重要的作用。

Liu 等^[53]研究了热塑性复合材 料超声焊接的影响因素,发现导能筋 对焊接强度的影响要高于压力和振 幅等参数。Wang 等^[54]采用双层全 因子试验分析了超声焊接的工艺参 数影响,指出焊接能量是获得高质量 焊接的主要参数之一。Nylon 6 复合 材料采用导能筋,随着焊接能量的 增加(200~1000 J),粘接效率有所提 高,但随着焊接能量的进一步增加, 会引入气孔而导致粘接强度有所下 降。Tao 等^[55]在保持其他参数不变 的情况下,研究了焊接时间对采用扁 平导能筋的 CF/PEEK 复合材料焊 接强度的影响,研究表明,焊接时间 在 0.7~0.8 s时,焊接质量随焊接时 间的增加而提高,但是焊接时间大于 1.1 s时,会在焊接界面形成较大的 裂纹和空洞。Villegas等^[56]研究了 扁平导能筋对焊接质量的影响,研究 采用 CF/PEI 复合材料与 0.25 mm 厚 度的扁平导能筋,对比了不同的振 幅和压力参数,给出了焊接过程的 振动阶段,以及焊接强度与各振动 阶段的关系。

超声焊接适用于热塑性复合材 料结构的点焊连接,而连续焊接更适 用于制造民机结构件。目前,连续超 声焊接技术正在研发中,尚未成熟。 超声焊接还受到被焊接结构厚度的 限制,因为振动很难穿透较厚的零件 与粘结区振荡,导致焊缝质量难以满 足要求。受到设备功率的限制,被焊 接结构厚度不超过 3 mm^[57]。超声焊 接工作原理是机械振动传递,因此在 共振状态下噪声是不可避免的。此 外,由于振动循环加载,试件疲劳破 坏的概率较大^[58]。

1.3.4 激光焊

激光焊接的工作原理如图 12 所 示。激光焊接首先要求被连接的材 料为热塑性材料,其次,激光焊接的 先决条件是上层材料的光透射率足 够高(大于 50%),能够透过激光,下 层材料的光透射率较低,能够吸收 激光^[59]。常用的大部分热塑性材料 对于 808~1064 nm 的激光透过率在 40%~95%^[60],都能充分透过激光,所 以往往需要在下层待焊材料的表面 涂覆含有炭黑等含碳元素的吸收剂, 将激光的光能转化成热能,使上、下 两层待焊材料的接触面局部融化,形 成一个瞬时焊接区,并在夹具压力的 作用下扩散,使上、下两层热塑性材 料间生成新的长链大分子,通过分子 间强的键合作用使上、下两层待焊材 料连接在一起。

激光焊接的方法主要有轮廓焊 接、同步焊接、准同步焊接和照射掩 膜焊接4种。随着加工精度要求的 提高,从普通的轮廓焊接发展到高精 度的照射掩膜焊接;同时为达到工 业化批量生产所要求的效率,发展了 同步焊接和准同步焊接。4种激光 焊接方法如表2所示^[59]。由于激光 焊接材料需要具有吸收激光或者透 射激光的特性,这限制了激光焊接技 术在航空热塑性复合材料结构的应 用,因为航空用复合材料通常为非透 光的碳纤维复合材料。

1.3.5 小结

获得均匀、可控的加热区域是热 塑性复合材料焊接技术研究的首要 目标。焊接引入物对焊缝质量的影 响、焊接区域连接性等也是热塑性复 合材料焊接必须考虑的因素。民机

激光穿透层

夹具压力

夹具压力

激光束

焊缝



Fig.11 Schematic diagram of ultrasonic welding process^[52]

2024年第67卷第20期·航空制造技术 125

激光吸收层

图 12 激光焊接工艺原理示意图 [59]

Fig.12 Schematic diagram of laser welding

process principle^[59]



| 焊接方法 | 方法介绍 | 优点及适用范围 | 示意图 |
|--------|---|--|--|
| 轮廓焊接 | 激光束沿着焊接区域的轮廓线移动 进行焊接;或者将待焊区域沿着 激光束移动进行焊接 | 灵活性较好,高自由度,适用于焊接 各种形状复杂的二维或三维焊件 | |
| 同步焊接 | 将多个二极管激光束透射到焊接 区域进行焊接 | 加工周期短,热变形量较小,适用于 一定规模的批量生产 | |
| 准同步焊接 | 利用反射镜使激光束对焊接区域 进行高速焊接 | 灵活性好,自由度较高,适用于简单 的平面二维焊接 | de la composition de la compos |
| 照射掩膜焊接 | 在待焊的材料和激光源之间加入 一层掩膜,使线状的激光束仅作用 于特定区域;掩膜焊接是瑞士 Leister 公司的专利技术 | 可焊接任何平面几何形状,且精度极高, 可实现低至 10 μm 的高精度焊接 | |

表 2 不同激光焊接方法的介绍^[59] Table 2 Introduction to different laser welding methods^[59]

热塑性复合材料焊接技术应用需要 建立上述问题的综合解决方案,单 一、孤立的工艺参数研究无法给出最 优的最终方案。从技术链条考虑,上 述问题涉及焊接原理研究、工艺参数 研究、工艺方案设计、焊接设备研发, 热塑性复合材料焊接技术的进步和 成熟度提升需要结构制造企业联合 科研机构、高校和设备开发企业协同 研究。

2 自动化制造设备研发进展

在国外多个航空技术发展计划 的支持下,热塑性复合材料技术快速 发展,在民机结构上用量的增加成为 必然的趋势。自动化制造效率高、质 量稳定性好、成本低,适用于大型结 构件批量生产,是航空结构制造发展 趋势。但民机热塑性复合材料主承 力结构的自动化制造需要在大型自

126 航空制造技术·2024年第67卷第20期

动铺放设备、多点精确控制原位成型 设备、大型自动化焊接设备等设备研 发上取得突破,这是面临的一项工程 技术难题。

西班牙 FIDAMC 实验室长期与 M.Torres 公司保持紧密联系,在一系 列的热塑应用科研计划中,实验室将 热塑工艺控制方面的问题直接与设 备供应商反馈,通过对设备功能控制 方面的改进来实现制造工艺优化。

经过20多年,欧美自动铺放原位 成型设备技术发展迅速,涌现出多个 设备供应商,如法国 Coriolis 公司、西 班牙 M.Torres 公司、美国 Automated Dynamics 公司、德国 Broetje 公司及 马其顿 Mikrosam 公司^[61]。西班牙 M.Torres 公司研发的大型龙门自动 铺丝设备采用大功率激光加热,铺丝 头与丝束库集成一体,可实现不同功 能铺丝头及丝束轴之间的快速互换。

铺放头是热塑性复合材料自动 铺放原位成型设备的核心部分,与纤 维自动铺放设备结合,可使预浸带铺 放与固化同时进行。铺放头需要精 准控制加热温度和加热区域,在实现 新铺丝束固结的同时不会破坏其他 区域的固化质量。对于 PEI、PEEK、 PEKK 等高熔点热塑性树脂,冷却单 元必不可少,因为仅靠空气冷却无法 在工艺窗口时间范围内将这些高熔 点的热塑性树脂从熔融温度降到玻 璃化转变温度以下。因此,新型的热 加工铺放头需要具有高效的加热单 元和冷却单元。图 13^[62] 为德国航空 中心(DLR)为"洁净天空"2计划 制造热塑性复合材料上机身蒙皮使 用的自动铺丝原位成型设备。

隶属于欧洲航天局的ADS (Airbus Defence and Space)与AST (Astrium Space Transportation)联合 研发激光辅助型铺放头,使用的激光 系统来自德国 Laserline 公司。该激 光系统可以将激光光斑调整为矩形, 与热塑性预浸带的型面更匹配。通 过精准控制,激光的能量分布均匀, 从而使加热区域温度分布更均匀。 德国的 MT 宇航公司采用激光辅助 型铺放头铺放热塑性复合材料压力 容器的复杂型面时,温度的变化仍然 能控制在±20 ℃,铺放速度的变化 范围小于 20%^[61]。

国内热塑性复合材料原位成型 技术方面起步较晚,发展速度相对缓 慢。哈尔滨工业大学的韩振宇等^[62] 对国内外的热塑性复合材料纤维铺 放工艺研究成果和研究进展进行了 总结,指出了目前纤维铺放过程中存 在的问题。南京航空航天大学复合 材料自动化研究中心已成功自主研 制多台热固性复合材料自动铺丝设 备及其配套工艺,在此基础上,开始 研究热塑性复合材料 AFP 技术。但 是,目前国内尚无成熟的自动铺放原 位成型设备推向市场。

自动化焊接设备也是热塑性复 合材料应用于民机主承力结构的关 键设备。自动化焊接设备可以减少 人工焊接成本、保证焊接质量稳定 性、提高制造效率。但是,民机主承 力结构复杂,由蒙皮和上百根长桁、 框等组成,这为自动化焊接设备的开 发带来较大的挑战。国外大型自动 化工业设备技术基础好,已开发出多 种针对不同用途的自动化焊接设备。 图 14^[62] 为德国 DLR 在"洁净天空"2 计划中为热塑性复合材料上机身组 件制造开发的机身框电阻焊设备。

国外在热塑性复合材料自动化 制造设备方面快速发展,已有多种自 动化制造设备推向市场^[63],国内在 该方面的差距较大,目前尚处于样机 研发阶段。国内热塑性复合材料技 术水平整体落后于国际发达国家,可 借鉴国外热塑性复合材料技术研发 的经验,通过材料、制造、设备供应商







图 14 德国 DLR 在"洁净天空" 2 计划中使用的电阻焊设备^[62] Fig.14 Resistance welding equipment used by Germany DLR in "Clean Sky 2" project^[62]

之间的通力合作,实现产业链上、下 需求的快速传递和反馈;通过高校、 科研机构、企业的紧密协作,实现技 术原理研究与工程应用实践的有机 结合。

3 民用航空应用现状

基于热压罐工艺成型的高性能 热塑性复合材料(如PEEK、PEKK 碳纤维复合材料)具有较高的材料 和制造成本,从而使其在民机结构中 大面积应用受到了限制。成本较低 的热塑性复合材料(如PEI、PPS 玻 璃、碳纤维复合材料)首先被应用于 民机次承力结构。随着非热压罐成 型低成本制造技术的发展,高性能热 塑性复合材料民机主承力结构研究 取得日益瞩目的进步。

3.1 次承力结构上的应用

热塑性复合材料质量轻、耐腐 蚀、抗冲击、易于成型复杂形状等优 点使其广泛应用于机翼整流罩、副翼 肋、方向舵、地板梁、内饰支架等次承 力结构。该类结构件尺寸小、构型简 单、受载低、制造工艺单一、技术成熟 度高且成本低(如模压工艺)。当前 的工艺水平不仅能满足航空产品严 苛的性能和质量要求,而且具有减 重和成本优势。空客公司是热塑性 复合材料航空应用的积极推动者。 空客公司几乎每个型号都采用了热 塑性复合材料,如A320货舱地板、 A330 副翼肋和方向舵前缘、A340 副 翼肋、龙骨梁肋和机翼前缘、A350机 身连接角片、A380 副翼肋和机翼固 定前缘组件及盖板等^[64],如表3所 示。空客A380机翼固定前缘采用 荷兰 Tencate 公司 GF/PPS 复合材料, 前缘肋由焊接技术连接到蒙皮上, 是目前投入实际应用的最大的热塑 性复合材料组合件,如图15所示。 A350 的机身连接角片利用 TenCate 公司的Cetex CF/PPS 热塑性预浸 料热压成型,整个机身使用的角片 数量达数千个。

先进热塑性复合材料在小型民 机结构应用比大型客机更广泛,如表 4 所示^[64]。湾流公司 G650 型商务 机的方向舵和升降舵采用了 C/PPS 热塑性复合材料。热塑性复合材料 快速成型的特点可以使结构件的制 造周期只需要几分钟。相比环氧树 脂夹层结构,结构重量减少 10%,成 本 降低 20%^[26]。G450、G550、G650 商务机的压力舱壁板采用了 CF/PEI 夹层结构。

波音民机上热塑性复合材料主要 用于内饰、系统支架、发动机整流罩等 受载较小的结构件,如表5所示^[64]。

3.2 主承力结构上的应用

民机主承力结构受载复杂、应力 高、构型复杂、尺寸大,热塑性复合材 料应用于主承力结构面临高品质、高 效率、低成本成型、固化和连接等制 造难点。近年来,民用飞机主要结构 件中已开始使用碳纤维增强热塑性 复合材料,国内外研究者一直致力于 将热塑性复合材料应用在民机主承 力结构。在欧洲 TAPAS、"洁净天空" 等项目的支持下,热塑性复合材料机 身结构、发动机吊挂梁等主承力结构 已经完成了工艺和力学验证。

在 TAPAS、"洁净天空"等项目 的支持下,一大批热塑性复合材料飞 机结构件被制造并试验,如图 16 所 示^[62,64-68]。TAPAS项目始于 2009 年, 由荷兰政府推动,多个企业、科研院 所和高校联合开展研究,致力于开发 用于空客公司航空结构的新型热塑 性复合材料和工艺。目前,该项目 已经完成两个阶段的研究。TAPAS 2 的目的是进一步开发热塑性复合 材料技术,完成产品演示件,为未来 的空客飞机和其他飞机应用做好准 备。TAPAS 2 热塑性复合材料研发 主要集中在机身部件、发动机吊挂和 扭力盒。TAPAS 2 项目已经证明采 用整体栅格结构和焊接技术,未来先 进热塑性复合材料机体的重量和固 定成本相比于铝结构均可降低 30%。 在 TAPAS 2 项目支持下,荷兰航空 航天中心(NLR)开发了大尺寸、大 厚度热塑性复合材料结构的自动铺

表 3 空客民机应用热塑性复合材料情况^[64] Table 3 Application of thermoplastic composites in Airbus civil aircraft^[64]

| 飞机型号 | 材料名称 | 应用部位 | | | |
|----------|------|---|--|--|--|
| A320 | PEI | 货舱地板夹层结构面板 | | | |
| 1220 | PPS | 副翼肋、方向舵前缘部件 | | | |
| A330 | PEI | 机翼整流罩 | | | |
| A330-200 | PPS | 方向舵前缘肋 | | | |
| A330-340 | PEI | 机翼整流罩 | | | |
| 1240 | PPS | 副翼肋、龙骨梁肋、机翼前缘 | | | |
| A340 | PEI | 机翼整流罩 | | | |
| A340–600 | PPS | 副翼肋、方向舵前缘部件、翼内检修盖板、龙骨梁连接角片、 龙骨梁肋、发动机吊挂面板、机翼固定前缘组件及前缘盖板 | | | |
| | PEEK | 机翼前缘 | | | |
| 1250 | PEEK | 角片、支架 | | | |
| A330 | PPS | 机身连接角片 | | | |
| | PPS | 副翼肋、方向舵前缘部件、翼内检修盖板、龙骨梁连接角片、 龙骨梁肋、发动机吊挂面板、机翼固定前缘组件及前缘盖板 | | | |
| A380 | PEEK | 油箱口盖 | | | |
| | PEI | 发动机进气道内衬 | | | |







128 航空制造技术・2024年第67卷第20期

放工艺技术。采用自动铺放工艺和 TC1320 CF/PEKK 单向预浸料制造 了发动机吊挂上部梁,如图 16(a) 所示^[64],该梁结构长6m、厚度28 mm,相较于原金属结构,制造成本和 结构重量显著降低。热塑性复合材 料用于湾流公司 G650 的后机身壁 板是TAPAS2的另一个标志性成果, 如图 16 (b) 所示^[65], 该壁板采用了 Fokker 公司开发的热塑性复合材料 低成本成型技术,材料为 Solvay 公 司的 CF/PEKK 单向热塑性预浸料, 壁板纵横筋成型开发了一种创新性 的连接技术,采用低成本短切纤维注 塑成型连接条带,使用机器人自动焊 接技术,将连接条带、蒙皮、长桁腹 板、长桁缘条焊接在一起,显著降低 了制造成本。由于无需使用紧固件, 避免了因打孔安装紧固件对材料造 成的损伤,节约了紧固件费用及铆接 装配费用,同时减轻了结构重量,机 身壁板比传统复合材料的成本降低 约 20%,减重约 10%。欧盟"洁净天 空"2 计划支持下的 Stunning 项目正 在进行下一代单通道飞机多功能热



(c)GKN公司制造的热塑性 复材下机身组件^[66]



(f) Fokker公司制造的CF/PEKK 水平尾翼壁板^[68]

表 4 小型民机应用热塑性复合材料情况^[64] Table 4 Application of thermoplastic composites in small civil aircraft^[64]

| 飞机型号 | 材料名称 | 应用部位 | |
|------------------------------------|------------|-------------------|--|
| G450、G550 | PEI | 方向舵肋、后缘、压力舱壁板 | |
| G650 | PPS | 方向舵、升降舵 | |
| G650 | PEI | 方向舵及升降舵后缘、肋、压力舱壁板 | |
| Gulfstream V | PEI | 地板、压力面板、方向舵肋及机翼后缘 | |
| Gulfstream IV | PEI | 方向舵肋及机翼后缘 | |
| Fokker50 | PPS | 方向舵前缘翼、主起落架翼肋和桁条 | |
| Dornier 328 | PEI | 襟翼肋、防冰面板 | |
| Fokker50、Fokker100 | PEI | 地板 | |
| Dornier 328 Fokker50 \Fokker100 | PEI PEI | 襟翼肋、防冰面板 地板 | |

表 5 波音民机应用热塑性复合材料情况^[64] Table 5 Application of thermoplastic composites in Boeing civil aircraft^[64]

| 飞机型号 | 是号 材料名称 应用部位 | |
|----------|--------------|-------------|
| 波音 737 | PEI 烟雾探测器、厨房 | |
| 波音 747 | PEI | 装载箱及环境系统组件 |
| · | PEI | 厨房、系统支架及吸音砖 |
| 返百 / 5 / | PEEK | 发动机整流罩 |
| | PEI | 环境系统管道 |
| 波音 787 | PPS | 飞机座椅等 |
| | PEEK | 吊顶部件 |



(a) 热塑性复合材料发动机 吊挂零件^[64]



(d) DLR制造的热塑性 复材上机身蒙皮^[62]



(b) Fokker公司研发的CF/PEKK 热塑性复合材料机身壁板^[65]



(e) Stelia公司CF/PEEK复合 材料机身验证件^[67]



题 SPECIAL TOPIC

ŧ

塑性复材机身演示件的研发。GKN 公司负责的下机身结构组件已经下 线,如图 16 (c) 所示^[66], 演示件长 8 m、宽4m,是世界上已知最大的热塑 性组件之一。德国 DLR 制造的上机 身蒙皮也已经完成^[62],如图 16(d) 所示,上机身组件已于2023年交付。 法国 Stelia 公司采用 CF/PEEK 复合 材料制造了全尺寸热塑性机身验证 件^[67],如图 16 (e) 所示,该结构利用 自动铺丝和非热压罐固化工艺制造, 用以评估下一代单通道飞机使用热 塑性复合材料的可能性。Fokker 公司 采用 Solvay 公司的 APCTm (PEKK-FC)/AS4D预浸料制造了飞机水平 尾翼展示件^[68],如图 16 (f)所示。

2014年5月, Tenax TPCL作为 全球首家在空客飞机主要结构件中 使用碳纤维增强热塑性复合材料的 产品,在空客合格产品名录中注册。 2019年6月,采用帝人Tenax TPCL 碳纤维热塑性复合层压板作为主要 结构部件的空中客车新一代超宽体 中型喷气客机 A350 XWB 飞机交付 日本航空公司(JAL)^[12]。

2023 年,法国南特 Cetim 公司 推出创新的 Krueger 襟翼,如图 17 所示^[69]。该襟翼采用自动热塑性固 结工艺现场生产,在结构和工业性能 方面优于现有工艺,具有更高的产 量、更好的工艺稳定性和更好的复合 质量^[67]。

4 结论与展望

热塑性复合材料是民机结构材 料发展的重要方向。目前,热塑性复 合材料技术在预浸料技术、成型工 艺、焊接工艺和制造设备方面都取得 了长足的进步。热塑性复合材料已 经成功地应用于多个民用飞机的次 承力结构和个别主承力结构。热塑 性复合材料要在民机结构中大量应 用还需在以下方面持续推进。

(1)在预浸料方面,开发低温熔 融、低黏度、高性能热塑性树脂复合



图 17 Cetim 公司制造的创新 Krueger 襟翼^[69] Fig.17 Innovative Krueger flaps made by Cetim^[69]

材料是降低其航空结构应用成本的 方向;建立浸润度优良、环境友好、 效率高、质量稳定的预浸料制备工艺 方法是促进热塑性复合材料航空应 用的重要途径。

(2)在结构成型技术方面,开发 面向航空结构性能和质量要求的成 型工艺方法、工艺参数优化方法、工 艺参数控制技术是热塑性复合材料 向航空主承力结构应用的研究方向。

(3)热塑性复合材料在民机主 承力结构的应用需要综合采用不同 的成型工艺。结构件成型工艺的选 择需要综合考虑力学性能要求、结构 几何特征、制造成本等。如热压成型 工艺应用于长桁、框形状复杂、小尺 寸零件等;基于当前技术水平,以拉 伸载荷为主的壁板蒙皮可以采用自 动铺丝原位成型,而以压缩、剪切载 荷为主的壁板则更适合采用自动铺 丝热压罐成型。

(4)焊接技术是实现热塑性复 合材料应用于主承力结构、充分发挥 复合材料减重优势的关键。超声焊、 电阻焊和感应焊在欧美计划项目中 得以验证,是民机塑性复合材料焊接 技术发展的主要方向。精确控制焊 接温度、获得均匀温度场、提高焊接 介质与树脂相容性等是提高焊接强 度和焊接质量稳定性的研究重点。

致谢

感谢国家材料服役安全科学中 心重大工程材料服役安全研究评价 设施重点开放课题资助。

参考文献

[1] 肇研, 孙铭辰, 张思益, 等. 连续碳纤 维增强高性能热塑性复合材料的研究进展[J]. 复合材料学报, 2022, 39(9): 4274–4285.

ZHAO Yan, SUN Mingchen, ZHANG Siyi, et al. Advance in continuous carbon fiber reinforced high performance thermoplastic composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2022, 39(9): 4274–4285.

[2] WANG T, JIAO Y S, MI Z M, et al. PEEK composites with polyimide sizing SCF as reinforcement: Preparation, characterization, and mechanical properties[J]. High Performance Polymers, 2020, 32(4): 383–393.

[3] 曹建凡, 白树林, 秦文贞, 等. 碳纤维 增强热塑性复合材料的制备与性能研究进展 [J]. 复合材料学报, 2023, 40(3): 1229–1247.

CAO Jianfan, BAI Shulin, QIN Wenzhen, et al. Research progress on preparation and properties of carbon fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(3): 1229–1247.

[4] CHEN J L, WANG K, ZHAO Y. Enhanced interfacial interactions of carbon fiber reinforced PEEK composites by regulating PEI and graphene oxide complex sizing at the interface[J]. Composites Science and Technology, 2018, 154: 175–186.

[5] 杨洋,徐捷,原崇新,等.连续纤维 增强聚苯硫醚预浸料自动铺丝工艺与热塑性 复合材料性能研究[J].纤维复合材料,2020, 37(1): 3-9.

YANG Yang, XU Jie, YUAN Chongxin, et al. Study on automatic fiber placement technology with continuous carbon fiber reinforced polyphenylene sulfide prepreg and characterization of the thermoplastic composites[J]. Fiber Composites, 2020, 37(1): 3–9.

[6] 王兴刚, 于洋, 李树茂, 等. 先进热塑 性树脂基复合材料在航天航空上的应用[J]. 纤维复合材料, 2011, 28(2): 44-47.

WANG Xinggang, YU Yang, LI Shumao, et al. The research on fiber reinforced thermoplastic composite[J]. Fiber Composites, 2011, 28(2): 44–47.

[7] AUGUST Z, OSTRANDER G, MICHASIOW J, et al. Recent developments in automated fiber placement of thermoplastic composites[J]. SAMPE Journal, 2014, 50(2): 30–37.

[8] WAGHMARE S, SHELARE S, AGLAWE K, et al. A mini review on fibre reinforced polymer composites[J]. Materials Today: Proceedings, 2022, 54: 682–689.

[9] 刘亚威. 欧盟未来热塑性复材机体路 线图概览[N]. 中国航空报, 2021–02–05(10).

LIU Yawei. An Overview of the roadmap for future thermoplastic composite airframe in the European Union[N]. China Aviation News, 2021–02–05(10).

[10] BROUCKAERT J F, MIRVILLE F, PHUAH K, et al. Clean Sky research and demonstration programmes for next-generation aircraft engines[J]. The Aeronautical Journal, 2018, 122(1254): 1163–1175.

[11] 张婷.高性能热塑性复合材料在 大型客机结构件上的应用[J].航空制造技术, 2013,53(15):32–35.

ZHANG Ting. Applications of high performance thermoplastic composites for commercial airplane structural component[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013, 53(15): 32–35.

 [12] KANDAVALLI M. A350 XWB,
World's first aircraft using CFRTP for primary structure parts, delivered to JAL in Tokyo[EB/OL].
(2019–06–20)[2024–05–02]. https://www.teijin.
com/news/2019/20190620_2803.html.

[13] 陈浩然,李勇,还大军,等.T700/ PEEK 热塑性自动铺放预浸纱制备质量控制 及性能研究[J]. 航空学报, 2018, 39(6): 228-237.

CHEN Haoran, LI Yong, HUAN Dajun, et al. Quality control and mechanical properties of T700/PEEK thermoplastic prepreg for AFP[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2018, 39(6): 228–237.

[14] 刘延宽,顾子琛,王志平.连续纤维 增强热塑性预浸料制备工艺与发展趋势[J]. 中国塑料,2022,36(2):172-181.

LIU Yankuan, GU Zichen, WANG Zhiping. Preparation technology and development trend of continuous-fiber-reinforced thermoplastic prepregs[J]. China Plastics, 2022, 36(2): 172–181.

[15] REN F, YU Y, YANG J J, et al. A mathematical model for continuous fiber reinforced thermoplastic composite in melt impregnation[J]. Applied Composite Materials, 2017, 24(3): 675–690.

[16] KIM S H, PARK C H. Direct impregnation of thermoplastic melt into flax textile reinforcement for semi-structural composite parts[J]. Industrial Crops and Products, 2017, 95: 651–663.

[17] LI T Q, ZHANG M Q, ZHANG K, et al. Long-range effects of carbon fiber on crystallization of semicrystalline thermoplastics[J]. Polymer, 2000, 41(1): 161–168.

[18] ZHU K L, LIU C H, TAN H S, et al. Preparation and properties of continuous carbon fiber reinforced polyether ether ketone prepreg tapes[C]//Proceedings of the 2018 7th International Conference on Sustainable Energy and Environment Engineering (ICSEEE 2018). Paris: Atlantis Press, 2019: 784–789.

[19] SONG J P, ZHAO Y, XIONG S, et al. The synergistic steric hindrance effect in the preparation of polyether ether ketone composites by powder slurry method[J]. Polymer Composites, 2022, 43(4): 2384–2395.

[20] GOUD V, ALAGIRUSAMY R, DAS A, et al. Dry electrostatic spray coated towpregs for thermoplastic composites[J]. Fibers and Polymers, 2018, 19(2): 364–374.

[21] 朱文凯. 热塑性复合材料激光辅助 加热自动铺放过程中温度场研究[D]. 南京: 南 京航空航天大学, 2019.

ZHU Wenkai. Study on temperature field during laser-assisted heating automatic placement of thermoplastic composites[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019.

[22] 史晓辉. 基于热压成型工艺的热 塑性复合材料在民机上的应用[J]. 科技视界, 2019(9): 4--6, 22. SHI Xiaohui. Applications of thermoplastic composites based on thermoforming process for commercial aircraft[J]. Science & Technology Vision, 2019(9): 4–6, 22.

[23] ISOGAWA S, ENOMOTO Y, KOBAYASHI H, et al. High cycle deep drawing of PA6 matrix carbon fiber reinforced thermoplastics by servo-driven screw press[J]. Procedia Manufacturing, 2018, 15: 1722–1729.

[24] TATSUNO D, YONEYAMA T, KAWAMOTO K, et al. Hot press forming of thermoplastic CFRP sheets[J]. Procedia Manufacturing, 2018, 15: 1730–1737.

[25] BEHRENS B A, RAATZ A, HÜBNER S, et al. Automated stamp forming of continuous fiber reinforced thermoplastics for complex shell geometries[J]. Procedia CIRP, 2017, 66: 113–118.

[26] 罗云烽,姚佳楠.高性能热塑性复 合材料在民用航空领域中的应用[J].航空制 造技术, 2021, 64(16): 93–102.

LUO Yunfeng, YAO Jianan. Applications of high performance thermoplastic composites in civil aviation[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(16): 93–102.

[27] 孙宝磊, 陈平, 李伟, 等. 先进热塑性 树脂基复合材料预浸料的制备及纤维缠绕成 型技术[J]. 纤维复合材料, 2009, 26(1): 43–48.

SUN Baolei, CHEN Ping, LI Wei, et al. Prepreg preparation and filament winding of advanced thermoplastic composites[J]. Fiber Composites, 2009, 26(1): 43–48.

[28] 王承刚, 佘进娟, 高信康, 等. 热塑 性复合材料缠绕技术现状及应用趋势分析[J]. 工程塑料应用, 2023, 51(8): 184-188.

WANG Chenggang, SHE Jinjuan, GAO Xinkang, et al. Analysis of current situation and application filament winding technology of thermoplastic composites[J]. Engineering Plastics Application, 2023, 51(8): 184–188.

[29] 洪旗, 史耀耀, 路丹妮, 等. 基于灰 色关联分析和响应面法的复合材料缠绕成型 多目标工艺参数优化[J]. 复合材料学报, 2019, 36(12): 2822-2832.

HONG Qi, SHI Yaoyao, LU Danni, et al. Multi-response parameter optimization for the composite tape winding process based on grey relational analysis and response surface methodology[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2019, 36(12): 2822–2832.

[30] KARA M, KIRICI M, CAGAN S C. Effects of the number of fatigue cycles on the hoop tensile strength of glass fiber/epoxy composite pipes[J]. Journal of Failure Analysis and Prevention, 2019, 19(4): 1181-1186.

詉

[31] CHEN Y W, SHAN Z D, YANG X J, et al. Preparation of CCF/PEEK filaments together with property evaluation for additive manufacturing[J]. Composite Structures, 2022, 281: 114975.

[32] HU Q X, DUAN Y C, ZHANG H G, et al. Manufacturing and 3D printing of continuous carbon fiber prepreg filament[J]. Journal of Materials Science, 2018, 53(3): 1887-1898.

[33] KISHORE V, AJINJERU C, NYCZ A, et al. Infrared preheating to improve interlayer strength of big area additive manufacturing (BAAM) components[J]. Additive Manufacturing, 2017, 14: 7-12.

[34] RAVI A K, DESHPANDE A, HSU K H. An in-process laser localized predeposition heating approach to inter-layer bond strengthening in extrusion based polymer additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2016, 24: 179-185.

[35] UEDA M, KISHIMOTO S, YAMAWAKI M, et al. 3D compaction printing of a continuous carbon fiber reinforced thermoplastic[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2020, 137: 105985.

[36] LAMONTIA M, FUNCK S, GRUBER M, et al. Manufacturing flat and cylindrical laminates and built up structure using automated thermoplastic tape laying, fiber placement, and filament winding[C]//40th AIAA Aerospace Sciences Meeting & Exhibit. Virginia, 2002.

[37] GAUTAM K J. Finite element simulation of the in-situ AFP process for thermoplastic composites using Abaqus[D]. Delft: Delft University of Technology, 2016.

[38] MUHAMMAD A K, PETER M A. Tracing the void content development and identification of its effecting parameters during insitu consolidation of thermoplastic tape material[J]. Polymers & Polymer Composites, 2010, 18(1): 41-45.

[39] AUGUST Z, DAVID H. Additive manufacturing of high performance composite structures[M]. Singapore: Springer Singapore, 2014.

[40] HOSSEIN G K. Analysis of residual stress in thermoplastic composites manufactured by automated fiber placement[D]. Montreal: Concordia University, 2015.

[41] GINGER G. Manufacturing the upper half of the multifunctional fuselage demonstrator (MFFD). [EB/OL]. (2021-01-21)

[2024-05-02]. https://www.compositesworld. com/articles/manufacturing- the-upper-half-of-themultifunctional-fuselage-demonstrator-mffd.

[42] MARTÍN I, FERNÁNDEZ K, CUENCA J, et al. Design and manufacture of a reinforced fuselage structure through automatic laying-up and in situ consolidation with co-consolidation of skin and stringers using thermoplastic composite materials[J]. Heliyon, 2023, 9(1): e12728.

[43] 卓鹏. 热塑性复合材料超声焊接技 术[J]. 航空制造技术, 2012, 52(18): 92-95.

ZHUO Peng. Ultrasonic welding of thermoplastic composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012, 52(18): 92-95.

[44] HOU M, YE L, MAI Y W. An experimental study of resistance welding of carbon fibre fabric reinforced polyetherimide (CF fabric/ PEI) composite material[J]. Applied Composite Materials, 1999, 6(1): 35-49.

[45] WANG E, GUTOWSKI T. Cost comparison between thermoplastic and thermoset composites[J]. International Journal of Heat and Fluid Flow, 1990, 11(3): 170-195.

[46] AGEORGES C, YE L, HOU M. Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: A review[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2001, 32(6): 839-857.

[47] STAVROV D, BERSEE H E N. Resistance welding of thermoplastic composites-an overview[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2005, 36(1): 39-54.

[48] AHMED T J, STAVROV D, BERSEE H E N, et al. Induction welding of thermoplastic composites-An overview[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2006, 37(10): 1638-1651.

[49] RUDNEV V, LOVELESS D, COOK R L. Handbook of induction heating[M]. Boca Raton: CRC Press, 2017.

[50] 王飞云, 罗杰帮, 张平则, 等. 碳纤 维感应元件厚度对碳纤维增强热塑性复合材 料感应焊接接头力学性能及断裂形式的影响 [J]. 复合材料学报, 2023, 40(4): 2405-2414.

WANG Feiyun, LUO Jiebang, ZHANG Pingze, et al. Effect of thickness of carbon fiber susceptor on mechanical property and fracture mode of carbon fiber reinforced thermoplastic composite induction welded joint[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(4): 2405-2414.

[51] VILLEGAS I F, MOSER L, YOUSEFPOUR A, et al. Process and performance evaluation of ultrasonic, induction and resistance welding of advanced thermoplastic composites[J]. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2013, 26(8): 1007-1024.

[52] BHUDOLIA S K, GOHEL G, LEONG K F, et al. Advances in ultrasonic welding of thermoplastic composites: A review[J]. Materials, 2020, 13(6): 1284.

[53] LIU S J, CHANG I T. Optimizing the weld strength of ultrasonically welded nylon composites[J]. Journal of Composite Materials, 2002, 36(5): 611-624.

[54] WANG K F, SHRIVER D, LI Y, et al. Characterization of weld attributes in ultrasonic welding of short carbon fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 29: 124-132.

[55] TAO W, SU X, WANG H H, et al. Influence mechanism of welding time and energy director to the thermoplastic composite joints by ultrasonic welding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 37: 196-202.

[56] VILLEGAS I F. Strength development versus process data in ultrasonic welding of thermoplastic composites with flat energy directors and its application to the definition of optimum processing parameters[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2014, 65: 27 - 37

[57] WAGNER G, BALLE F, EIFLER D. Ultrasonic welding of hybrid joints[J]. Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, 2012, 64(3): 401-406.

[58] SURESH K S, RANI M R, PRAKASAN K, et al. Modeling of temperature distribution in ultrasonic welding of thermoplastics for various joint designs[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 186(1-3): 138-146.

[59] 陈志, 张婉清, 颜昭君. 塑料激光透 射焊接技术的研究动态和发展趋势[J]. 应用 激光, 2020, 40(3): 556-563.

CHEN Zhi, ZHANG Wanqing, YAN Zhaojun. Plastic laser transmission welding technology and research trends[J]. Applied Laser, 2020, 40(3): 556-563.

[60] WOLF N. Joining[M]. Berlin: Springer, 2011: 265-290.

[61] 陈吉平,李岩,刘卫平,等. 连续纤 维增强热塑性树脂基复合材料自动铺放原位 成型技术的航空发展现状[J]. 复合材料学报, 2019, 36(4): 784–794.

CHEN Jiping, LI Yan, LIU Weiping, et al. Development of AFP in situ consolidation technology on continuous fiber reinforced thermoplastic matrix composites in aviation[J]. Acta Materiae Compositae

Sinica, 2019, 36(4): 784-794.

[62] 韩振宇,李玥华,富宏亚,等.热塑 性复合材料纤维铺放工艺的研究进展[J].材 料工程,2012,40(2):91–96.

HAN Zhenyu, LI Yuehua, FU Hongya, et al. Thermoplastic composites fiber placement process research[J]. Journal of Materials Engineering, 2012, 40(2): 91–96.

[63] ASTAKHOV V P. Production technology for the thermoplastic fuselage of tomorrow [EB/OL]. (2023–02–17)[2024–05–02]. https://www.dlr.de/zlp/en/desktopdefault.aspx/ tabid-15354/27724_read-62324/#/gallery/36984.

[64] COMPOSITES T A. Thermoplastic upper spar for an aircraft engine pylon [EB/ OL]. (2019–06–23)[2024–05–02]. https://www. toraytac.com/media/60232494-1609-4eb0-8e65-ea5d1cc2a2a3/lgfS0A/TAC/ Documents/ Success%20Stories/Case study NLR-Pylon.pdf. [65] MASON K. Thermoplastic primary aerostructures take another step forward [EB/ OL]. (2020–01–21)[2024–05–02]. https://www. compositesworld.com/blog/post/thermoplasticprimary-aerostructures-take-another-step-forward.

[66] GKN Aerospace. One of the world's largest thermoplastic aerostructures successfully completed in stunning project [EB/OL]. (2023– 02–17)[2024–05–02]. https://www.gknaerospace. com/en/newsroom/news-releases/2023/one-ofthe-worlds-largest-thermoplastic-aerostructuressuccessfully-completed-in-stunning-project/.

[67] MAZZUCATO F. Composites & innovation: STELIA Aerospace presents the Arches Box TP project, exclusively at Paris International Airshow[EB/OL]. (2020–01–30) [2024–05–02]. https: // www.steliaaerospace.com/ en/1653-composites-innovation-stelia-aerospace-presentsthe-arches-box-tp-project-exclusively-at-

paris-international-airshow/.

[68] GARDINER G. PEEK vs. PEKK vs. PAEK and continuous compression molding [EB/ OL]. (2020–01–21)[2024–05–02]. https://www. composites world.com/blog/post/peek-vs-pekk-vspaek-and-continuous-compression-molding.

Thermoplastic Composites 热塑性复合材料

[69] SAMPE. JEC 2023 复材创新奖获 奖名单公布——Sampe China[EB/OL]. (2023– 03–15)[2024–05–02]. http://www.sampe.org.cn/ newsinfo/5612147.html.

SAMPE. JEC 2023 composite innovation award winners announced—Sampe China[EB/ OL]. (2023–03–15)[2024–05–02]. http://www. sampe.org.cn/newsinfo/5612147.html.

通讯作者:徐吉峰,研究员,博士,研究方向为 飞机结构设计、复合材料与结构。

Key Technologies and Application Progress of Thermoplastic Composite in Civil Aircraft Structures

QIN Tianliang¹, XU Jifeng^{1,2}, GUO Jin¹, LIANG Zhiguo³, XU Yan³, REN Xuechong³

(1. Beijing Key Laboratory of Civil Aircraft Structures and Composite Materials, COMAC Beijing Aircraft Technology Research Institute, Beijing 102211, China;

2. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China;

3. National Center for Materials Service Safety, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

[ABSTRACT] High-performance thermoplastic composites have great potential for structural weight reduction because of their excellent performance in impact resistance and damage tolerance. Due to its weldability in processing, thermoplastic composites are recyclable and reusable, which is an important way to achieve the green development of aviation structure and contribute to the reduction of aviation carbon emissions. This work summarized the key technologies in the application of high performance thermoplastic composites such as prepregs technology, molding technology, welding technology as well as automation equipment and processing. The development status of thermoplastic composite structure researches for civil aircraft were reviewed. The main influencing factors, development trend and application prospective of these key technologies were analyzed. According to the characteristics of manufacturing process of thermoplastic composites for the process selections of thermoplastic composite main structures of civil aircraft was proposed.

Keywords: Thermoplastic composites; Civil aircraft materials; Prepregs technology; Molding technology; Welding technology

ŧ

引文格式:毕舟,姚佳楠,郝杰,等. 热塑性复合材料二次成型研究进展及工艺难点[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 134-147. BI Ran, YAO Jianan, HAO Jie, et al. Research progress and technical difficulties in over-molding of thermoplastic composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 134-147.

热塑性复合材料二次成型研究进展及工艺难点*

毕 冉¹,姚佳楠¹,郝 杰²,欧秋仁²,胡 楠²,刘 刚^{1,3}

(1. 东华大学材料科学与工程学院纤维材料改性国家重点实验室,上海 201620;

2. 航天特种材料及工艺技术研究所,北京100074;

3. 北京化工大学先进技术与装备研究院,北京100029)

[摘要] 近年来,热塑性复合材料因其优异的力学性能、耐环境性及可回收的利用潜力,逐步应用于航空航天、海洋装备及交通运输等领域。热塑性复合材料可采用多种成型工艺方法实现其结构部件制备。其中二次成型是一种可以将预制件与注塑过程结合起来的复合材料成型工艺,是热塑性复合材料独有的成型工艺方式,并因其结构及材料设计的多样性、工艺灵活性等特点,逐步受到研究人员的广泛关注。本文将基于二次成型全工艺过程,介绍其研究进展,工艺过程包括材料体系、预制件的制造及预处理、注塑、结构后处理,以及该工艺所涉及的数值模拟手段和联用方式,并分析了目前所面临的工艺难点及未来发展方向。

关键词:热塑性复合材料;二次成型;轻量化;工艺优化;数值模拟 DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.134



毕 冉 博士研究生,研究方向为高性能 热塑性树脂基复合材料。

热塑性复合材料因具有高强度、 耐环境性、可再加工性和良好的抗疲 劳性等优势,在航空航天、海洋装备、交 通运输等领域中有着广泛的应用^[1-3]。 在航空制造技术领域,针对飞机的前 缘、舱门、口盖等易遭受冲击损伤及 需要反复装卸的部位^[4],热塑性复合 材料可有效地弥补热固性复合材料 固有的层间韧性不足、抗冲击损伤能 力差及开孔性能差的问题^[5-6]。当前 国内外热塑性复合材料发展较成熟 的成型工艺包括模压成型^[7]、热压罐 成型^[8]、拉挤成型^[9]、缠绕成型^[10]、真 空辅助成型^[11]、自动纤维铺放成型 等^[12]。传统成型工艺,主要针对单 一部件的成型制造,当制造结构复杂 的复合材料部件,例如飞机的机身和 机翼部分,或汽车的车身时,传统的 成型工艺所需模具结构复杂,造成生 产成本大幅增长,因此使用不同的连 接技术组装结构相对简单的零件成 为较为常见的方法。

二次成型是一种可以将预制件 与注塑过程结合起来的复合材料成 型工艺。预制件,一般也称嵌件,可 以通过模压、冲压、真空袋等成型工 艺获得^[13-15],注塑过程中的材料选择 也具有多样性,可以与预制件树脂基 体不同。因此,可以通过二次成型工 艺结合不同材料的优点,获得结构形 式相对复杂的成品;同时,其无需机 械连接的特性也有利于实现成品的 轻量化^[15-17]。

当金属作为嵌件时,由于金属嵌件与高分子材料的收缩率不同,容易 在制品内部产生内应力,造成产品翘 曲变形,影响产品寿命^[18]。当使用 热塑性材料作为嵌件时,选用与嵌 件的基体材料相同或相近的材料为 注塑材料原料,可以有效改善界面

^{*}基金项目:上海市"科技创新行动计划" (22DZ2206400)。

间粘结不均和内应力大的问题,从 而减少翘曲变形,提升制品的综合 性能^[19-21]。因此,全热塑性复合材 料体系可以更好地发挥二次成型工 艺的优势,本文将对二次成型工艺研 究进展及面临的挑战进行全面介绍。

1 二次成型

1.1 二次成型材料体系

选择适当的材料体系是二次成型工艺的先决条件,直接决定了产品生产的可行性,可从材料的兼容性、环境适应性、功能性及力学特性4方面进行考虑与选择,如表1所示^[22]。

当嵌件与注塑材料的树脂基体 相同时,其良好的相容性有利于树 脂分子在结合界面处的相互扩散, 从而提高二次成型复合材料结构的 力学性能^[23]。Islam 等^[24] 对聚碳 酸酯(Polycarbonate, PC)、聚苯乙 烯(Polystyrene, PS)、聚乙酰亚胺 (Polyetherimide, PEI) 和聚醚醚酮 (Poly ether-ether-ketone, PEEK)等 材料进行组合,对比了同质材料二次 成型试样与异质材料二次成型试样 的拉伸力学性能,结果如图1所示, 非均质二次成型样品界面结合强度 只有两种组分中较弱材料的 60%,对 于相容性较差的材料来说,二次成型 后的界面结合强度无法提高至与其 中一种组分的强度相近。

若不考虑结合多种材料特性, 二次成型也是一种提升材料力学性 能的手段。Andrzejewski等^[25]以自 增强聚对苯二甲酸乙二醇酯(Selfreinforced poly ethylene terephtahalte sheets, srPET)片材为嵌件,以不同结 晶性的PET(分别为纯净PET和无 定形 G-PET)为注塑材料制备了二 次成型样品,并对这两种二次成型样 品的基本物理性能进行了对比。其 中,二者的拉伸性能相比于纯注塑 PET 试样都有所提升,但失效模式存 在明显差异,如图 2 所示。相比于纯 注塑 PET, PET 包覆 srPET 的结晶度 增加,试样的刚度增加,在拉伸过程 中试样更快地达到了最大应力后并 下降,此时形成的裂纹不会导致整个 试样失效。随着应变进一步增加,裂 纹开始沿整个样品扩展,直到拉应力 接近第一次产生裂纹时对应的最大 值,试样最终断裂。而由于 G-PET 的无定形状态, G-PET 包覆 srPET 试 样拉伸模量明显较低,拉伸强度较高。在拉伸过程中试样没有明显的屈服点,应力平稳地传递到自增强嵌件的纤维上,失效时试样只存在少数裂纹。材料体系中填料的添加,对于二次成型样品界面强度有着重要的影响, Matsumoto等^[14]以碳纤维增强聚丙烯(Polypropylene, PP)层合板为

表 1 二次成型工艺材料选择关键因素^[22] Table 1 Key aspects in material selection for over-molding^[22]

| 考虑因素 | 具体要求 |
|-----------|--|
| 兼容性 | 材料和谐:确保无缝粘结,并具有持久性 |
| 环境适应性 | 外部因素的影响:评估紫外线和刺激性化学物质的影响 |
| 功能性 | 功能的影响:使材料选择符合预期的产品功能; 特殊功能:根据要求定制选择 |
| 力学特性 | 关注关键特性: 了解相关力学特性并确定其优先级; 对性能的贡献: 探索这些属性如何影响整体产品性能 |
| 45_{40} | т. Т. |





专

嵌件,以纯 PP 和短碳纤维增强聚丙 烯(Short CF-reinforced PP, SCF-PP) 为注塑材料,研究了在嵌件表面铺贴 含碳纳米管(Carbon nanotube, CNT) 树脂薄膜时层间的纳米级互连现象。 CNTs 的添加可以提高复合材料的层 间剪切强度(Interfacial shear strength, IFSS),但过量的 CNTs 反而不利于层 间的互联,令 IFSS 明显下降。

为了通过二次成型工艺更好发 挥非均质体系的功能特性,研究人员 对非均质材料体系及其物理状态进 行了调控。Gong 等^[26] 以 3D 打印技 术制造了4种不同几何形状和两种 填充密度的聚乳酸嵌件,以丙烯腈-丁二烯-苯乙烯树脂(Acrylonitrile butadiene styrene plastic, ABS) 为注 塑材料,研究了二次成型样品的拉 伸性能;研究人员认为,具有较高填 充密度的嵌件与注塑材料之间形成 了更强的分子键,因此具有更高的 拉伸强度与模量。针对热塑性弹性 体(Thermoplastic elastomer, TPE)与 聚酰胺-12(Polyamide-12, PA12) 体系, Persson 等^[27] 通过注塑制备了 不同玻璃纤维含量的 PA12 嵌件,并 对 TPE-PA12 二次成型试样的剥离 力进行了研究;结果表明,剥离力随 着 PA12 中玻璃纤维含量的降低而 增加,对于此现象,研究人员做出了 以下推测:(1)纤维会影响注塑成型 过程中 PA12 的流动特性,进而影响 其表面的微观结构;(2)PA12的表 面热机械性能或流变特性可能影响 TPE 的流动,以及 TPE 对 PA12 表面 形貌的侵蚀作用;(3)较高的玻璃纤 维含量可能使 PA12 在界面的温度 降低,从而令成型样品附着力降低。 除了探究纤维含量对二次成型样品 性能的影响,研究人员也着眼于在材 料体系中添加助剂。Ott等^[28]注塑 了质量分数 30% 玻璃纤维的 PA12 试样,通过红外加热试样局部,熔化 后在表面添加同质(PA12)粉末,冷 却后注塑 PP 得到拉拔试样,试验结

136 航空制造技术·2024年第67卷第20期

果如图 3 所示。粉末的添加在嵌件 表面形成了更多的凹槽,表面结构化 嵌件制备的二次成型样品具有更好 的拉拔性能。在嵌件添加单层粉末 的样品比添加双层粉末的样品拉拔 性能更优异;在粉末冷却过程中施 加压力的样品比未施加压力的样品 拉拔性能更优异。

1.2 二次成型工艺

二次成型是将已成型的结构件 放置于模具中作为嵌件,通过注塑实 现树脂熔体对嵌件的包覆或结合,在 这一过程中,温度和压力是影响成型 样品的主要因素,具体体现在嵌件的 预热温度、嵌件表面粗糙度、注塑工 艺参数及成品的后处理工艺上。 1.2.1 嵌件预热

制备力学性能高、表面缺陷少、 几何尺寸精度高的嵌件是二次成型 工艺的基础。当嵌件结构要求为平 板等较为简单的结构形式时,模压工 艺可使嵌件达到生产需求^[29-30];当 嵌件结构相对复杂时,目前在二次成 型工艺中采用的制备方法是以热冲 压的方式使预成型的层合板迅速形 成需要的设计形状^[31]。

Jiang 等^[32]研究表明,提高嵌件 的预热温度可以有效提高二次成型 强度,当预热温度达到层合板基体树 脂的熔融温度以上时,有利于界面处 树脂的融合,可以提高 IFSS。嵌件



预热可以通过红外加热、烘箱加热等 模外加热方式及注塑模具内加热的 方式进行[33-35]。其中,红外加热速 度快、安全性高,是一种非常适合工 程应用的工艺方式。Giusti 等^[34]在 成型过程中通过红外加热设备对层 合板进行了不预热、单面预热、双面 预热的不同形式的处理,试验结果表 明,预热可以使层合板发生膨胀,有 利于熔体侵入层合板内部,有利于提 高界面结合强度,但同时也可能引入 缺陷。用红外加热设备对层合板注 塑侧进行单面加热是一种平衡层合 板膨胀和缺陷引入的有效方式。Fu 等^[35] 制备了由连续玻璃纤维增强聚 丙烯层合板和短切玻璃纤维增强尼 龙 66 组成的二次成型样品,深入研 究了预热对于样品界面性能提高的 机理,研究表明,随着预热温度的增 加,嵌件表面粗糙度增加,由此引起 的机械互锁可以增强界面粘结强度。 预热温度越高,界面的扩散系数和界 面结合能越高,试样的抗弯强度越 高,如图4所示。石武平^[31]为了提 高预制件的加热效率,将注塑加热装 置与热压成型加热装置安装在同一 个移动平台上,利用导轨实现加热平 台的灵活移动,并通过调压器对加热 平台的功率进行控制,如图5所示。 结合正交仿真分析得出,嵌件预热温 度对于远离浇口一侧的翘曲变形影 响最大。陈杨^[36]以硅烷处理的玻璃 纤维与 PP 纤维机织的无捻粗纱正交 混编织物作为二次成型嵌件,合模后 利用模具温度对预制件进行预热,并 以 PP 作为二次成型注塑材料,如图 6 所示。随着预热时间的增加,预制件 吸收的热量也增加,这使得注塑树脂 在界面处可以保持较高的温度,从而 增加树脂与预制件间界面粘结强度。 随着预热时间的进一步增加,预制件 内部 PP 纤维发生熔融,进而丧失其 物理性能,同时 PP 熔体与玻璃纤维 结合,纤维间缝隙减少,阻碍了基体 进一步渗透。由熔融引发的力学性





图 4 预热温度对有机片的影响^[35]

Fig.4 Effect of preheating temperature on organic sheet^[35]



(a)移动平台与热压机



(b) 红外加热装置与模具
图 5 集成装置 ^[31]
Fig.5 Integrated device^[31]



(c)注塑加热平台

能下降与升温导致的粘结强度增加 互相影响,最终导致试样的拉伸强度 和弯曲强度在达到峰值后下降。

一般来说,在保证嵌件力学性能 的前提下,对嵌件进行预热及提高嵌 件的预热温度有利于提高二次成型 试样的力学性能。

1.2.2 嵌件表面处理

除了改变嵌件的温度,对其进行 表面处理也可以提高二次成型结构 的界面结合强度。Boros等^[37]通过 等离子体处理,改善了ABS与尼龙 6树脂(Polyamide 6, PA6)的结合性 能。由于ABS为非极性聚合物,与 PA6并不相容,等离子体处理ABS嵌 件后,其腈基转化为酰胺和羧酸,在 ABS表面形成氢键,可以通过化学结 合力实现ABS和PA6的强耦合。处 理后的ABS/PA6材料粘结强度达到 12 MPa,而未经处理的材料则没有发 生粘结。Frick等^[38]以热塑性聚氨酯 (Thermoplastic polyurethane, TPU)包



图 6 预制件模内加热示意图^[36] Fig.6 Schematic diagram of heating in the mold of prefabricated parts^[36]

覆体积分数为 30% 的短玻璃纤维增 强聚对苯二甲酸丁二醇酯(Glass fiber reinforced polybutylene terephthalate, PBT-GF30),通过对 PBT-GF30 部分 进行不同条件的常压等离子体预处 理,研究两组分之间达到分层所需的 力。对 PBT-GF30 使用常压等离子 体处理旋转 1 圈、5 圈和 10 圈后的 热成像如图 7 所示(其中,WLI 为白 光干涉仪测试结果),等离子体可能 诱导了表面化学变化,其间嵌件表面 温度升高,表面粗糙度增加,从而使 界面产生了更好的润湿和粘结强度。 Islam 等^[24]通过磨削制备了3种不同 表面粗糙度的 ABS 嵌件,将 PC 注塑 至不同表面粗糙度的 ABS 嵌件上,如 图 8 所示。在一定范围内,嵌件表面 粗糙度的提高增加了两种组分的接 触面积,增强了其机械互锁作用,不 仅如此,接触面积的增大还会使熔体 ŧ



Fig.7 Thermographic measurements, SEM and WLI measurements of hard part surfaces with different treatments^[38]

与嵌件之间的传热效率增加,进而促进界面处分子链的缠结,有利于实现界面基体互融,从而提高界面结合强度。Karakaya等^[39]以成型过程中是否使用脱膜布作为改变嵌件表面粗糙度的手段,制备了PA6包覆碳纤、玻纤增强环氧样品;结果表明,脱膜布的使用令层合板具有更大的接触表面积和粗糙度,为界面提供了更高的附着力,而未使用脱模布的二次成型样品,层合板表面的纤维类型对其力学性能影响较小。

以上研究表明,对嵌件进行等离 子体处理有利于增强嵌件和注塑树 脂的化学键力,另嵌件表面温度升 高,从而使界面产生了更好的润湿和 粘结强度。通过磨削、脱膜布等手段 提高嵌件的表面粗糙度可以提高注 塑过程中两种组分的接触面积与传 热效率,有利于提高二次成型试样的 粘结强度。

1.2.3 注塑过程工艺参数

注塑过程作为整个二次成型中 嵌件与树脂熔体直接接触的过程,决



Fig.8 Effects of interface roughness on polymer–polymer adhesion^[24]

定了产品的完整性和可重复性,过程 中的模具温度、熔体温度、注射压力、 保压压力和保压时间等协同作用,最 大限度地影响了试样的力学性能,其 中模具温度、注射温度被认为是影响 较大的因素。 Wang 等^[30] 以 PP 机织物作为嵌件,将 PP 熔体从纤维织物两侧填充和渗透纤维,研究了注射熔体温度、注射压力、保压压力和保压时间等不同工艺参数对材料力学性能的影响,如图 9 所示;结果表明,在高于 PP 的

138 航空制造技术·2024年第67卷第20期



注:射嘴温度、保压压力、保温时间、冷却时间的水平1~3依次为180 ℃、190 ℃、200 ℃, 32 MPa、48 MPa、64 MPa, 5 s、15 s、 25 s, 10 s、20 s、30 s。

图 9 不同工艺参数对二次成型 PP 样品力学性能的影响^[30] Fig.9 Influence of different process parameters on mechanical properties of over-molding PP samples^[30]

熔融温度时,即熔体温度在160~200 ℃时,熔体温度和保温时间对于材料 的力学性能影响最大,较低的熔体 温度可以防止纤维熔化,且在较低的 熔体温度下,可通过增加保温时间来 改善熔体在机织物疏松结构中的渗 透性;研究还表明,注射压力在熔体 渗透嵌件的过程中起主要作用,保压 压力对改善纤维 – 树脂间的粘结性 有重要作用。相比于纯 PP 材料,二 次成型复合材料的拉伸强度提高约 45%。在 PP/PP 的注塑过程中,界面 主要发生短时间内的聚合物间互相 缠结,并且界面树脂的晶体结构是影 响界面机械性能的重要因素^[40-43]。

Jiang 等^[32] 以短碳纤维增强聚醚 醚酮 (Short CF-reinforced poly etherether-ketone, SCF_PEEK) 为注塑材 料,连续碳纤维增强聚醚醚酮织物层 合板(CF/PEEK)为嵌件,研究了熔 体温度、模具温度和纤维"钉扎"效 应对于 IFSS 的影响;结果表明,相比 于熔体温度,模具温度对树脂熔融和 纤维"钉扎"效应有着更显著的促进 作用,模具温度低于230℃时,界面间 仅有机械结合,模具温度在230~270 ℃的窗口期中,界面剪切性能随温度 上升而提高,树脂完全熔融且纤维 "钉扎"效应也达到最大。二次成型 过程中界面结合的3种机制如图10 所示^[32],在二次成型界面添加纳米 填料也会增强这种"钉扎"作用。

1.2.4 成品后处理

二次成型样品中大多包含纤维增 强复合材料,一般的后处理手段(如退 火)可能会令其内部分层开裂,造成 产品质量下降,因此较少被研究。

李福海^[21]制备了短切玻璃纤维 增强 PA6 包覆连续单向玻璃纤维增 强 PA6 嵌件样品,研究得到最佳的 注塑条件之后,采用红外线烤灯对 样品嵌件一侧进行表面回火处理, 处理后样品如图 11 所示。回火处 理会促进嵌件内部基体的熔化和结 晶(图 11 (b)中红圈所示),促进嵌 件与注塑材料的相互粘结,回火处



(a) 机械现象作用
(b) 网面对离下用
(c) 纤维回足作用
图 10 增强 CF/PEEK-SCF/PEEK 界面鍵合的 3 种机制示意图^[32]
Fig.10 Schematics diagram of three mechanisms for enhancing interfacial bonding of





(a)回火前

图 11 回火前后嵌件样板状态图^[21] Fig.11 State diagrams of insert templates before and after tempering^[21]

ŧ

理后的二次成型试样无论在正向弯 曲(嵌件作为受压侧)还是反向弯曲 (嵌件作为受拉侧),其弯曲强度和弯 曲模量均有提升。二次成型样品在 不同的工作环境中表现出了不同的 界面行为, Fu 等^[44] 以短切玻璃纤维 增强 PP 包覆混合纤维增强 PP 板制 备了二次成型单搭接试样,测定了其 在 23~90 ℃温度范围内的界面性能。 研究表明,试样的界面剪切强度和剪 切刚度均随工作温度的升高而降低。 在23℃和50℃时,主要发生连续纤 维增强热塑性树脂(Continuous fiber reinforced thermoplastics, CFRT) 层 合板的粘合失效;在90℃时,主要发 生试样界面失效,此时界面区域的塑 性加剧,载荷从注塑一侧传递到层板 的能力减弱。

2 二次成型工艺数值仿真

在二次成型的注塑过程中,一般 的试验难以准确描述其界面的形成 情况,因此研究人员尝试模拟这一过 程并计算样品的力学性能。根据模 拟的尺度及在成型过程中的顺序,可 以将模拟分为在分子尺度描述聚合 物结合情况的分子动力学仿真,在宏 观尺度描述成型中熔体流动情况的 流体分析,以及在宏观尺度描述二次 成型样品结构性能的力学分析。

2.1 分子动力学仿真

在二次成型过程的注塑步骤中, 高温的熔融聚合物注入嵌件表面时, 嵌件表面会发生熔体树脂与嵌件的 基体树脂紧密接触和相互扩散,界面 形成过程中会发生共结晶。二次成 型由4个主要步骤组成^[45]:(1)熔 融聚合物与CFRT部件之间的接触; (2)从熔融聚合物到CFRT部件的 传热;(3)分子在界面上的相互渗 透;(4)界面的固结。然而,通过宏 观力学测试很难描述界面特性,因此 研究人员尝试通过分子动力学在分 子尺度上模拟界面处聚合物分子链 的运动情况。

Wang 等^[46] 通过二次成型制备了 玻璃纤维增强聚酰胺 66 (Polyamide, PA66)包覆碳纤维增强 PA6 加筋壁 板,并通过纳米压痕和分子动力学测 试研究了嵌件的预热温度对界面性 能的影响,由于纤维成分的复杂性, 在该模拟中,研究人员通过忽略纤维 来降低建模难度;结果表明,在注塑 成型前预热层合板,可以提高粘结强 度和其他机械性能。界面的结合包 括微机械互锁,如微波状和钩状结 构、扩散反应以及 PA6 和 PA66 基体 之间的非键相互作用。分子动力学 结果如表 2 所示,界面结合作用主要 来自范德华力和静电作用,化学机理 对界面结合的贡献最小。

Zhou 等^[47] 以热压两块聚甲基丙 烯酸甲酯 (Polymethyl methacrylate, PMMA) 近似表示二次成型中的保 压过程,并通过分子动力学模拟了这 一过程。设定两块板加热至232℃ 左右,分别对两层板施加0.5 MPa、1 MPa、2 MPa、4 MPa、6 MPa的压力。 从图12可以看出,当成型压力较低时,如在1 MPa和2 MPa时,由于界 面相互作用较弱,裂纹宽度较大。当 成型压力为6 MPa时,由于两层板 之间的粘附作用,PMMA链被高度 拉伸,从而桥接上下两侧树脂。这说 明非键能有助于树脂界面处的热键 合,增加成型压力有助于提高界面的 结合强度。

Meister 等^[48] 研究了模具温度 对 PA66 和 PP 形貌结构和结晶度的 影响,认为较高的模具温度会令样品 形成尺寸更大的球晶。对于半结晶聚 合物而言,其晶体结构可能会影响所 得复合材料的机械性能。Jiang 等^[49]

| 表 2 界面结合能量组成 ^[46] Table 2 Interaction energy of interface obtained by molecular dynamics ^[46] kcal/mol | | | | | | |
|---|-------------|-------------------|---------------------|-------------------|---------------------|--|
| 是否预执 | 总相互作用 能量 | 价键相互 作用能 | 非键相互作用能 | | | |
| ле н 19,5% | | | 范德华能 | 长距离校正能量 | 静电能 | |
| 未预热 | -399.82 | 3.3e-4 (0.00%) | -273.14 (68.32%) | -2.914 (0.73%) | -123.76 (30.95%) | |
| 预热 | -552.15 | 7.5e–5 (0.00%) | -404.44 (73.25%) | -10.48 (1.89%) | -137.24 (24.86%) | |

注:括号中百分数表示能量占总相互作用能的比例。





140 航空制造技术·2024年第67卷第20期

以短切玻璃纤维增强 PP 包覆连续 玻璃纤维增强 PP 层合板,通过数值 和试验方法研究了熔体温度与模具 温度间的热梯度影响界面性质的机 制;分子动力学模拟结果表明,降低 热梯度可以加速分子在界面上的扩 散,在 200 ℃热梯度下的扩散系数 为 1.59×10^{-9} m² · s⁻¹,而在 80 ℃热 梯度下的扩散系数增加到 2.77×10^{-9} m² · s⁻¹。对于结晶性聚合物体系,界 面剪切强度除了与分子链的扩散和 缠结相关外,还受到界面处晶体结构 的影响,随着热梯度的减小, PP 的结 晶度和球晶尺寸增加,使得剪切强度 提高。

分子动力学仿真从微观角度描述了二次成型工艺中的因素,如注射 温度、注射压力等对分子在界面上的 扩散的影响,但这种手段存在模拟时 间上的局限性。

2.2 模流分析

分子动力学模拟的时间尺度一般较小,多为皮秒(Picosecond, ps) 量级,侧重于聚合物的分子链运动情况,无法完整描述整个注塑过程。模流分析作为注塑行业常用的分析手段,已基本实现了对制品不同部位纤 维取向概率及其翘曲变形的模拟仿 真,目前也被应用于二次成型中熔体的流动及热应力分布情况。

Akkerman 等^[50]分析了两种材 料体系,即短切玻璃纤维增强 PA6 包覆玻璃纤维增强 PA6 层合板和短 切碳纤维增强 PEEK 包覆碳纤维增 强聚芳醚酮(Polyetherketoneketone, PAEK)层合板在二次成型中的界面 温度变化。当聚合物熔体流动前沿 到达界面时,假设复合材料嵌件和注 入聚合物的温度几乎瞬间达到两者 的平均值,此刻熔体的流动状态直接 影响界面温度的变化,这可能会对 聚合物的扩散过程和由此产生的界 面强度产生较大影响。研究人员在 Moldflow 软件中模拟扩散过程,界 面聚合物分子链扩散情况预测如图 13 所示^[50],并据此简单估算了界面 强度:在较低的界面温度下,估算结 果低于实际测量的界面强度;在较 高的界面温度下,由于复合层合板的 结构受损和注入树脂的横向流动,使 得复合层合板发生形变,导致界面不 能理想地在平面上分离。这意味着 尽管对温度和结晶度的预测十分精 确,仅从理想化的界面温度演变来预 测二次成型结构中界面的力学性能 是不够准确的。

模流分析可以完整地描述注塑 过程中界面的温度变化,但目前这种 方法对界面的描述多为理想平面,与 实际情况还有一定的差异。

2.3 力学分析

有限元力学分析不仅计算精度 高,而且能适应各种复杂形状,因而 成为行之有效的工程分析手段,也逐 步应用于二次成型试样的研究中。 Aurrekoetxea 等^[45]研究了不同加工 参数对界面强度的影响,将等规聚丙 烯注射在自增强聚丙烯板材上进行 剪切测试其界面强度。通过有限元 模拟界面温度对于时间的依赖性,对 界面形成的早期阶段进行仿真,即仅 对接触的界面进行传热模拟,通过对 不同热梯度进行模拟,发现在界面 温度超过聚丙烯熔融温度时,界面 结合强度较高,界面不会发生失效。 Alwekar 等^[51]对比二次成型样品弯 曲模型与试验结果,验证了模型的可 靠性,阐述了二次成型工艺对于产品 性能的提升。

Monti 等^[52] 通过有限元分析仿 真的方法,同时考虑复合材料层合板 与肋条对弯曲性能的贡献,使用碳纤 维增强的 PC 及 PC 树脂为注塑材料 二次成型制备了一种简单的加肋结 构,如图 14 所示。研究人员用 LAW 25(COMPSH)定义连续层压板,使 用 LAW 36(PLAST TAB)定义注塑 聚碳酸酯。以弹性模量和泊松比来 模拟材料的弹性行为;以应力-应变 曲线描述了塑性行为;以失效参数和 单元的删除来定义损伤,模型高精度 地预测了二次成型制备构件的弯曲 行为,模拟失效载荷与试验测试值仅 相差 1.6%。Joo 等 [53] 以短切玻璃纤 维聚丙烯(Long chopped glass fiberreinforced thermoplastic, LFT)包覆玻 璃纤维增强聚丙烯棒(3D-Tow),根 据二次成型条件进行拉拔试验,研究 粘结性能随工艺参数的变化。试验





专 颕

SPECIAL TOPIC

结果表明,高注射流速和高注射压力 提高了界面处的扩散,其中注射压 力是提高粘结强度的重要因素。随 后根据试验结果,通过有限元仿真 推导了界面性质。基于内聚区模型 (Cohesive zone model, CZM)推导了 3D-Tow/LFT界面的牵引-位移行为, 将获得的粘结特性应用于前保险杠 组件仿真,准确预测了其机械性能。

虽然通过有限元分析可以对二 次成型样品力学性能进行较为准确 的预测,但很多时候依赖于界面强度 测试,且这种界面强度的测试不具备

普适性。

2.4 多软件联用

为了多尺度、全过程地描述成型 过程,对二次成型结构的界面性能及力 学性能进行量化,对不同的模拟软件进 行联用是当前的研究趋势,如分子动 力学与有限元分析联用、模流分析与 有限元分析联用。Lyngdoh 等^[54]利用 反作用力场(ReaxFF)进行分子动力 学模拟,评估短切碳纤维增强 PEEK (SFR-PEEK) 包覆单向连续碳纤维 低熔融温度 PAEK (CFR-LMPAEK) 材料界面行为,从图 15 中可以看出,



(a)模拟示意图





界面性能随着熔体温度和注射压力 的增加而改善,当熔体温度超过嵌件 的熔融温度时,界面性能基本保持稳 定。研究人员基于分子动力学的机 械响应获得了二次成型界面粘结性 能参数,并建立了宏观有限元的单搭 接(Single lap joint, SLJ)模型,使用 CZM 描述界面行为。模拟有限元结 果与 SLJ 试验数据具有较好的相关 性,将分子尺度上的界面特性与宏观 尺度上的力学性能联系起来。

采用Moldflow软件对二次成 型的充填、保压和模具内冷却过程 进行分析,然后将 Moldflow 获得的 制件脱模时温度场和网格文件导入 ABAOUS,分析计算脱模后制件完 全冷却至室温的翘曲量,应力释放的 翘曲值与完全冷却的翘曲值线性相 加得到平板的最终翘曲值^[55]。

在侧重于结构强度的计算中,研 究人员一般使用界面温度或扩散程 度的平均值计算界面的粘合强度。 事实上,这种方法会使预测结果高 于试验结果,差异甚至会超过10%。 一些研究人员通过注塑模拟获得 粘结强度在各个节点和单元的分布 情况,以此计算界面的粘结强度。 Szuchács 等^[56] 基于粘结强度在各个 节点和单元的分布情况预测了同质 材料二次成型接头的拉伸性能(包 含 ABS、PC、PS),其结果与试验具 有较好的匹配性。Behrens 等^[57]使



Fig.15 Interface properties under different forming conditions^[54]

用均聚聚丙烯包覆聚丙烯基质制备 了交叉张力试样,对样条建模到对其 粘结强度分析的流程如图 16 所示。 由仿真得到具有高分辨率的成型过 程界面参数,再从 Moldflow 中导出 每个时间步长的节点值,并通过插值 法在 MATLAB 后处理脚本中计算每 个单元的粘结强度。最后,将粘结强 度的数值计算结果与试验结果进行 了对比。试验确定的粘结强度和基 于模型计算的粘结强度值之间可以 达成良好的一致性,偏差 <10%,在 试验的工艺参数中,嵌件的预热温度 与粘结性能具有最强的相关性,长时 间足够高的界面温度可令粘结强度 达到 11 MPa。

上述模型将界面近似认为理想 的平面,但实际情况是热塑性嵌件在 注塑前热成型工艺或预热时变形,纤 维和基体在不同位置的分布可能会 存在很大差异,与未变形的嵌件相 比,界面处的局部接触条件不同。为 了提高分析精度,对嵌件表面的准确 建模至关重要,因此应在二次成型之 前直接进行表面形貌分析,以便更精 确地定义几何因素。

3 二次成型工艺应用

3.1 二次成型在传统工业的应用

二次成型工艺缩短了生产周期, 无需额外的加工成本便可生产出轻 质的增强复合材料,可以适应多种规 模的生产需求,最初应用在汽车行 业,如汽车前灯、仪表板、内饰等结构 (图 17^[58]),随后发展至医疗、电子等 行业。

二次成型工艺为产品提供了更 好的人体工学体验与防护功能,例如 手术器械上的二次成型手柄,为外科 医生提供了舒适、符合人体工程学的 抓握力,可实现最佳精度。便携式显 示器的二次成型外壳能够承受刺激 的清洁剂、灭菌和其他环境因素,从 而防止电池室被腐蚀(图 18^[58-59])。 二次成型的应用提高产品性能、降低 生产成本、提升产品耐久性和韧性、 提高用户体验,是一种极具发展潜力 的生产工艺。

3.2 二次成型在航空航天领域的应用

近年来,高性能热塑性树脂的

研发与工业化,促进了二次成型工 艺在航空航天领域的应用,目前以 VICTREX 公司为代表的数家企业对 航空航天用零部件进行了研发与生 产。VICTREX公司以连续碳纤维



图 16 粘结强度模拟过程 [57] Fig.16 Bonding strength simulation process^[57]





(a) 汽车面板框

(b)汽车车窗按钮

图 17 二次成型汽车元件 [58] Fig.17 Over-molding automotive components^[58]



(a) 采血装置^[58]

(b)自动体外除颤器^[59]



ŧ

增强 PAEK 层合板 (VICTREX AE[™] 250)和 VICTREX[™] PEEK 生产了 结构级二次成型支架 (图 19^[60]),并 对其横向载荷进行了测试。结果表 明,该支架所能达到的最大载荷约为 1690 N,并在测试过程中表现出了非 常稳定的失效过程,最大载荷远超其 初始负载下降。

Tri-Mack Plastics Manufacturing 公司和 VICTREX 公司合作生产出一 款飞机用B型支架,如图20(a)所 示[61]。相比于金属部件,热塑性二次 成型B支架的重量下降了30%~40%, 生产成本节约了 20%~30%,其几何外 观和各项参数性能均达到现有金属 部件水平。此前,需要靠两个铆钉将 PEEK 底托固定于支架底部,这款二 次成型支架则不需要连接件。德国 的 Herone GmbH 公司设计出一款全 热塑性传动轴系统,如图 20 (b) 所 示^[62],该系统以碳纤维增强 PAEK 编 织预制件为驱动轴,碳纤维/PEEK 复 合材料为驱动轴的包覆材料,通过二 次成型得到的齿轮成型完整、粘结质 量好、剖面凹处形成良好。近年来, Thermoplastic Composites Research Center 正在推进一个新的二次成型项 目(OVERDRIVE)^[63],该项目专注 于研究二次成型零件的设计,例如加 筋肋的理想底座设计和宽度、缩痕预 防、金属嵌件处理等(图 21)。此外, 该项目还将着眼于二次成型产品的

功能开发,例如可拆卸芯、边缘二次 成型、二次成型互锁结构等。二次成 型工艺的不断发展将推动热塑性复 合材料在航空航天的应用。

4 结论

目前二次成型工艺已经较多应 用于 PP、PC、PA66等通用热塑性树 脂及其复合材料的成型制造中,可以 高效制备结构复杂的零部件,现有研 究基于上述材料体系,针对成型工艺 参数对结构成型质量、结合强度的影 响进行了较为全面的研究。未来,高 性能热塑性复合材料的二次成型工 艺研究、不同种类数值模型的联用、 二次成型样品的结构稳定性与量化 评估或将成为其发展方向。

(1)随着高性能热塑性树脂的 研发与工业化,促进了二次成型工艺 在航空航天领域的应用。然而,当前 针对航空航天领域所关注的高性能 热塑性树脂,尤其是以 PAEK、PEEK 为基体的高性能热塑性复合材料的 研究仍然较少,上述体系未来可能成 为二次成型领域重点关注的对象。

(2)在针对二次成型工艺的数 值仿真研究方面,目前单一手段难以 准确描述界面的行为及结构性能,如 分子动力学忽略了纤维及注塑过程 中熔体的冲击,而流体分析将界面理



(a) B型支架^[61]



(b)传动轴系统^[62] 图 20 二次成型航空用零件

Fig.20 Over-molding aircraft parts



图 19 二次成型支架^[60] Fig.19 Over-molding bracket^[60]

144 航空制造技术·2024年第67卷第20期



图 21 OVERDRIVE 项目成品示意图^[63] Fig.21 Schematic diagram of finished products in the OVERDRIVE project^[63]

想化为平面,无法仅从理想化的界面 温度演变来预测二次成型结构中界 面的力学性能,以及有限元力学分析 中缺乏准确的界面参数。因此对多 软件进行联用已逐渐成为二次成型 数值仿真领域一个新的发展方向。

(3)针对二次成型试样界面强 度,目前多通过单搭接、断裂韧性、层 间断裂韧性等标准界面测试进行表 征,但这些测试难以表征结构形式复 杂的试样,非标准测试结果不具有普 适性。不仅如此,高性能热塑性复合 材料的成型温度一般较高,较难通过 二次成型工艺在断裂韧性、层间断裂 韧性等标准界面测试试样中引入预 制裂纹,因此得到二次成型试样全面 准确的界面性能是对其进行量化评 估的难点与研究方向。

参考文献

 ISHIKAWA T, AMAOKA K, MASUBUCHI Y, et al. Overview of automotive structural composites technology developments in Japan[J]. Composites Science and Technology, 2018, 155: 221–246.

[2] AHMED A, WEI L. Introducing CFRP as an alternative material for engine hood to achieve better pedestrian safety using finite element modeling[J]. Thin-Walled Structures, 2016, 99: 97–108.

[3] FRIEDRICH K. Carbon fiber reinforced thermoplastic composites for future automotive applications[C]//AIP Conference Proceedings. Naples, 2016: 1736: 020001.

[4] SUDHIN A U, REMANAN M, AJEESH G, et al. Comparison of properties of carbon fiber reinforced thermoplastic and thermosetting composites for aerospace applications[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 24: 453–462.

[5] MURRAY R E, BEACH R, BARNES D, et al. Structural validation of a thermoplastic composite wind turbine blade with comparison to a thermoset composite blade[J]. Renewable Energy, 2021, 164: 1100–1107.

[6] YU K, MOROZOV EV, ASHRAF MA, et al. A review of the design and analysis of reinforced thermoplastic pipes for offshore applications[J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2017, 36(20): 1514–1530.

[7] 吴玉霞.碳纤维织物增强尼龙6复合

材料成型工艺及性能研究[D]. 上海: 东华大学, 2015.

WU Yuxia. Study on forming technology and properties of carbon fiber fabric reinforced nylon 6 composites[D]. Shanghai: Donghua University, 2015.

[8] MARSH G. Bombardier throws down the gauntlet with CSeries airliner[J]. Reinforced Plastics, 2011, 55(6): 22–26.

[9] 吴靖. 长纤维增强热塑性复合材料的研究进展[J]. 化工进展, 1995, 14(2): 1-4, 9.

WU Jing. Research advanced in long fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Chemical Industry and Engineering Progress, 1995, 14(2): 1–4, 9.

[10] 周效谅,钱春香,王继刚,等.连续 纤维增强热塑性树脂基复合材料拉挤工艺研 究与应用现状[J].高科技纤维与应用,2004, 29(1):41-45.

ZHOU Xiaoliang, QIAN Chunxiang, WANG Jigang, et al. The research and application of pultrusion for continuous fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Hi-Tech Fiber and Application, 2004, 29(1): 41–45.

[11] DINE P. Processing fiberglass and carbon fiber reinforced phthalonitrile composites using the filament winding method[J]. International SAMPE Technical Conference Series, 2000, 32(9): 40–48.

[12] 郑兵. 编织碳纤维增强热塑性复合 材料热压-注塑整体化成形关键技术[D]. 武 汉: 华中科技大学, 2019.

ZHENG Bing. Key technology of hot pressing-injection molding integrated forming of braided carbon fiber reinforced thermoplastic composites[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2019.

[13] GRUJICIC M. Joining of polymermetal hybrid structures[M]. New York: John Wiley & Sons Inc, 2018.

[14] MATSUMOTO K, ISHIKAWA T, TANAKA T. A novel joining method by using carbon nanotube-based thermoplastic film for injection over-molding process[J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2019, 38(13): 616–627.

[15] PARK S J, LEE S Y. Injection molding for multicomponent materials[M]//Springer Series in Materials Science. Dordrecht: Springer Netherlands, 2016: 79–107.

[16] KIMURA F, KADOYA S, KAJIHARA Y. Effects of molding conditions on injection molded direct joining using a metal with nano-structured surface[J]. Precision Engineering, 2016, 45: 203-208.

[17] ANDRZEJEWSKI J, SZOSTAK M. Preparation of hybrid poly(lactic acid)/flax composites by the insert overmolding process: Evaluation of mechanical performance and thermomechanical properties[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2021, 138(2): e49646.

[18] 毛梅玲,马恒祥,唐洪荣.CAE分析在带有金属嵌件扶手骨架注射模中的应用 [J].模具工业,2023,49(2):48-55.

MAO Meiling, MA Hengxiang, TANG Hongrong. Application of CAE analysis in injection mould for handrail frame with metal inserts[J]. Die & Mould Industry, 2023, 49(2): 48–55.

[19] VALVERDE MA, KUPFER R, WOLLMANN T, et al. Influence of component design on features and properties in thermoplastic overmoulded composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2020, 132: 105823.

[20] SAUER B B, KAMPERT W G, WAKEMAN M D, et al. Screening method for the onset of bonding of molten polyamide resin layers to continuous fiber reinforced laminate sheets[J]. Composites Science and Technology, 2016, 129: 166–172.

[21] 李福海. 连续纤维增强尼龙6 复合 材料嵌件式注射成型方法研究[D]. 北京: 北京 化工大学, 2023.

LI Fuhai. Study on insert injection molding method of continuous fiber reinforced nylon 6 composite[D]. Beijing: Beijing University of Chemical Technology, 2023.

[22] GAVIN L. Overmolding explained: Process, benefits and design guide[EB/OL]. (2024-01-24)[2024-05-03]. https://www. madearia.com/blog/overmolding-process/.

[23] POMPE G, BRÄUER M, SCHWEIKLE D, et al. Influence of the temperature profile in the interface on the bond strength of polyamide–polyurethane twocomponent tensile bars[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2006, 100(6): 4297–4305.

[24] ISLAM A, HANSEN H N, BONDO M. Experimental investigation of the factors influencing the polymer–polymer bond strength during two-component injection moulding[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2010, 50(1): 101–111.

[25] A N D R Z E J E W S K I J, PRZYSZCZYPKOWSKI P, SZOSTAK M. Development and characterization of poly(ethylene terephthalate) based injection molded selfreinforced composites. Direct reinforcement by overmolding the composite inserts[J]. Materials & Design, 2018, 153: 273–286.

詉

[26] GONG K, XU H, LIU H D, et al. Hybrid manufacturing of mixed-material bilayer parts via injection molding and material extrusion three-dimensional printing[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2023, 140(25): e53972.

[27] PERSSON A M M R, HINRICHSEN E L, ANDREASSEN E. Adhesion between thermoplastic elastomers and polyamide-12 with different glass fiber fractions in two-component injection molding[J]. Polymer Engineering & Science, 2020, 60(7): 1642–1661.

[28] OTT C, WOLF M, DRUMMER D. Media-tight polymer-polymer assemblies by means of sintered powder layer in assembly injection moulding[J]. Procedia Manufacturing, 2020, 47: 362–367.

[29] 赵子岳.碳纤维增强聚芳醚酮/聚醚 醚酮热塑性复合材料二次成型工艺研究[D]. 上海:东华大学, 2023.

ZHAO Ziyue. Overmolding process of carbon fiber reinforced poly aryl ether ketone/poly ether ether ketone thermoplastic composites[D]. Shanghai: Donghua University, 2023.

[30] WANG J, WANG S, CHEN D J. Development and characterization of insert injection moulded polypropylene single-polymer composites with sandwiched woven fabric[J]. Composites Science and Technology, 2015, 117: 18–25.

[31] 石武平. 纤维增强热塑性复合材料 热压注射工艺及力学性能研究[D]. 长沙: 中南 大学, 2022.

SHI Wuping. Investigation on the hot pressinginjection process and mechanical properties of fiber reinforced thermoplastic composite components[D]. Changsha: Central South University, 2022.

[32] JIANG W, CHEN C, DENG T, et al. Effect of material and processing parameters on fiber pinning effect and resultant interfacial bonding strength of CF/PEEK bilayer parts in overmolding process[J]. Polymer Testing, 2022, 108: 107509.

[33] TANAKA K, KONDO Y, KATAYAMA T. Effect of mold temperature on interfacial welded strength and outer shell laminate strength of CF/PA6 composites manufactured by press and injection hybrid molding[C]//WIT Transactions on The Built Environment, High Performance and Optimum Design of Structures and Materials II. Siena: WIT Press, 2016, 166: 317–327. [34] GIUSTI R, LUCCHETTA G. Analysis of the welding strength in hybrid polypropylene composites as a function of the forming and overmolding parameters[J]. Polymer Engineering & Science, 2018, 58(4): 592–600.

[35] FU L Y, ZHANG M H, ZHAI Z Y, et al. The influence of preheating temperature on the mechanical properties of injection-overmolded hybrid glass fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 105: 107425.

[36] 陈杨. 连续纤维增强复合材料模内 包覆注塑成型的研究[D]. 北京: 北京化工大 学, 2022.

CHEN Yang. Research on in-mold overmolding of continuous fiber reinforced composites[D]. Beijing: Beijing University of Chemical Technology, 2022.

[37] BOROS R, TATYANA A, GOLCS Á, et al. Plasma treatment to improve the adhesion between ABS and PA6 in hybrid structures produced by injection overmolding[J]. Polymer Testing, 2022, 106: 107446.

[38] FRICK A, SPADARO M. Process influences on the materials interface of an injection molded hard-soft-component[J]. Macromolecular Symposia, 2018, 378(1): 135–141.

[39] KARAKAYA N, PAPILA M, ÖZKOÇ G. Overmolded hybrid composites of polyamide-6 on continuous carbon and glass fiber/epoxy composites: 'An assessment of the interface'[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2020, 131: 105771.

[40] LEONG Y W, YAMAGUCHI S, MIZOGUCHI M, et al. The effect of molding conditions on mechanical and morphological properties at the interface of film insert injection molded polypropylene-film/polypropylene matrix[J]. Polymer Engineering & Science, 2004, 44(12): 2327–2334.

[41] YAMAGUCHI S, LEONG Y W, TSUJII T, et al. Effect of crystallization and interface formation mechanism on mechanical properties of film-insert injection-molded poly (propylene) (PP) film/PP substrate[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2005, 98(1): 294–301.

[42] LEONG Y W, HAMADA H. Interfacial characteristics of film insert moldings consisting of semicrystalline and amorphous polymers[J]. International Polymer Processing, 2008, 23(2): 183–191.

[43] DONDERO M, PASTOR J M, CARELLA J M, et al. Adhesion control for injection overmolding of polypropylene with elastomeric ethylene copolymers[J]. Polymer Engineering & Science, 2009, 49(10): 1886–1893.

[44] FU L, DING Y D, WENG C, et al. Effect of working temperature on the interfacial behavior of overmolded hybrid fiber reinforced polypropylene composites[J]. Polymer Testing, 2020, 91: 106870.

[45] AURREKOETXEA J, CASTILLO G, CORTES F, et al. Failure of multimaterial fusion bonding interface generated during over-injection molding/thermoforming hybrid process[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2006, 102(1): 261– 265.

[46] WANG Q, SUN L Y, LI L J, et al. Experimental and numerical investigations on microstructures and mechanical properties of hybrid fiber reinforced thermoplastic polymer[J]. Polymer Testing, 2018, 70: 215–225.

[47] ZHOU M Y, XIONG X, DRUMMER D, et al. Molecular dynamics simulation on the effect of bonding pressure on thermal bonding of polymer microfluidic chip[J]. Polymers, 2019, 11(3): 557.

[48] MEISTER S, DRUMMER D. Influence of mold temperature on mold filling behavior and part properties in micro injection molding[J]. International Polymer Processing, 2013, 28(5): 550–557.

[49] JIANG B Y, FU L, ZHANG M H, et al. Effect of thermal gradient on interfacial behavior of hybrid fiber reinforced polypropylene composites fabricated by injection overmolding technique[J]. Polymer Composites, 2020, 41(10): 4064–4073.

[50] AKKERMAN R, BOUWMAN M, WIJSKAMP S. Analysis of the thermoplastic composite overmolding process: Interface strength[J]. Frontiers in Materials, 2020, 7: 27.

[51] ALWEKAR S, OGLE R, KIM S, et al. Manufacturing and characterization of continuous fiber-reinforced thermoplastic tape overmolded long fiber thermoplastic[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 207: 108597.

[52] MONTI M, PALENZONA M, FIORINO F, et al. Design, manufacturing and FEA prediction of the mechanical behavior of a hybridmolded polycarbonate/continuous carbon fiber reinforced composite component[J]. Composites Part B: Engineering, 2022, 238: 109891.

[53] JOO S J, YU M H, SEOCK KIM W, et al. Design and manufacture of automotive composite front bumper assemble component considering interfacial bond characteristics between over-molded chopped glass fiber polypropylene and continuous glass fiber polypropylene composite[J]. Composite Structures, 2020, 236: 111849.

[54] LYNGDOH G A, DAS S. Elucidating the interfacial bonding behavior of over-molded hybrid fiber reinforced polymer composites: Experiment and multiscale numerical simulation[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2022, 14(38): 43666–43680.

[55] 孙琦伟,陈宇宏,董书源,等. PMMA/ PC复合平板叠层注射压缩成型翘曲变形计算 模拟[J]. 中国塑料, 2021, 35(4): 53-59.

SUN Qiwei, CHEN Yuhong, DONG Shuyuan, et al. Warpage simulation of overmolding injection compression molded PMMA/PC composite panels[J]. China Plastics, 2021, 35(4): 53–59.

[56] SZUCHÁCS A, AGEYEVA T, KOVÁCS J G. Modeling and measuring the bonding strength of overmolded polymer parts[J]. Polymer Testing, 2023, 125: 108133.

[57] BEHRENS B A, DRÖDER K, BRUNOTTE K, et al. Numerical modelling of bond strength in overmoulded thermoplastic composites[J]. Journal of Composites Science, 2021, 5(7): 164.

[58] KAYSUN C. Overmolding: Key considerations when selecting materials and molders[EB/OL]. (2024–03–02)[2024–05–03]. https://www.kaysun.com/blog/overmolding-key-considerations-when-selecting-materials-and-molders.

[59] AUSTIN P. Ultimate guide to overmolding[EB/OL]. (2024–01–24)[2024– 05–03]. https://www.dekmake.com/guide-toovermolding/.

[60] ROB MAZZELLA. Hybrid molding technology supports polymer structural components[EB/OL]. (2024–01–24)[2024–05– 03]. https://www.aerospace manufacturing and design.com/article/amd0715-hybrid-molding-technology-thermoplastic-composites/.

[61] TXV Aerospace Composites LLC DBA TXV Aero Composites. SFS inter partes with TXV to re-engineer aircraft bracket using highperformance thermoplastic composite[EB/OL]. (2024–01–24)[2024–05–03]. https://www.txvaero. com/ products/ overmolded-hybrid-parts/.

[62] HERONE GMBH. Motion & load transfer[EB/OL]. (2024–01–24)[2024–05–03]. https://herone.de/products/.

[63] Thermoplastic Composites Research Center. Announcing: New overmolding project [EB/OL]. (2024–01–24)[2024–05–03]. https://tprc. nl/news/new-overmolding-project.

通讯作者:刘刚,研究员,研究方向为树脂基 复合材料。

Research Progress and Technical Difficulties in Over-Molding of Thermoplastic Composites

BI Ran¹, YAO Jianan¹, HAO Jie², OU Qiuren², HU Nan², LIU Gang^{1,3}

(1. State Key Laboratory for Modification of Chemical Fibers and Polymer Materials, College of Materials Science and Engineering, Donghua University, Shanghai 201620, China;

2. Aerospace Institute of Advanced Materials & Processing Technology, Beijing 100074, China;

3. Institute of Advanced Technology and Equipment, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China)

[ABSTRACT] In recent years, thermoplastic composites have been gradually used in aerospace, marine equipment, transportation, and other fields because of their excellent mechanical properties, environmental resistance, and recyclable potential. They can be prepared by various forming processes. Among them, overmolding, which is a unique molding process for thermoplastic composites can combine the prefabricated parts with the injection molding process. Due to the diversity of its structure and material design, process flexibility, it has gradually attracted wide attention from researchers. Based on the whole process of overmolding, this paper will introduce its research progress, including material system, manufacturing and pre-treatment of prefabricated parts, injection molding, post-treatment of structures, as well as the numerical simulation means and combined application methods involved in this process, and analyze the current process difficulties and future development direction.

Keywords: Thermoplastic composite; Over-molding; Lightweight; Process optimization; Numerical simulation

引文格式: 葛增如, 刘建光, 彭俊阳, 等. 连续纤维增强热塑性复合材料增材制造现状及应用前瞻[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 148-161.

GE Zengru, LIU Jianguang, PENG Junyang, et al. Current situation and application prospect of additive manufacturing of continuous fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 148–161.

连续纤维增强热塑性复合材料增材制造 现状及应用前瞻^{*}

葛增如,刘建光,彭俊阳,张嘉振

(中国商飞北京民用飞机技术研究中心民用飞机结构与复合材料北京市重点实验室,北京102211)

[摘要] 连续纤维增强聚合物复合材料(CFRPCs)具有重量轻、比强度高、模量高等优点,已广泛应用于航空航天领域。但是 CFRPs 的制造成本一直居高不下,增材制造技术的出现为复杂复合材料结构的设计和高性能、低成本制造 开辟了新的方向。综述了 CFRPCs 的增材制造技术带来的设计变革、材料体系、工艺进展,并剖析了挤出成型增材制 造 CFRPCs 的性能缺陷,通过相关文献进一步分析了挤出成型增材制造工艺、组织和性能三者之间的影响关系,对提 高增材制造 CFRPCs 的性能提供了参考方向。此外,还对增材制造 CFRPCs 的典型应用和未来前景进行了总结,增 材制造技术将为推动复合材料在航空航天领域的应用持续发挥重要作用。

关键词:增材制造(AM);材料挤出;连续纤维增强聚合物复合材料(CFRPCs);工艺-组织-性能;航空航天 **DOI:** 10.16080/j.issn1671-833x.2024.20.148



葛增如 工程师,主要研究方向为非金属增 材制造。

增材制造(AM),又称 3D 打印, 是一种全新的制造技术。区别于传 统的等材和减材制造方法,增材制造 技术基于三维模型(CAD模型),通 过逐层堆积材料来制造产品。在过 去的 20 多年里,增材制造技术经历 了迅速发展,具有多功能性、快速原型 制作和低成本的制造优势,能够制造 复杂整体结构,实现几何形状的定制 化制造,广泛应用于航空航天、汽车、 生物医学、数字艺术、建筑等领域^[1]。 近年来,增材制造技术呈现指数级增 长的趋势,并涌现出许多新颖的增材 制造工艺,增材制造行业已经发展成 为一个价值数十亿美元的产业。

连续纤维增强聚合物复合材料 (CFRPCs)因其轻质高强的特点,已 经成为航空航天、先进轨道交通、新 能源汽车、生物医疗等领域的热门材 料,尤其是航空领域。正所谓一代材 料一代飞机,CFRPCs使用的占比已 经成为衡量飞机先进性的重要指标 之一^[2]。CFRPCs 在飞机上的应用 具有多项关键优势,包括减轻重量、 抗疲劳、耐腐蚀及增强设计灵活性, 应用范围从整流罩、活动面等次承力 结构,扩大到机翼、机身等主承力结 构,大幅提升了飞机的竞争力^[3]。研 究人员不断开发新型 CFRPCs 材料 和制造工艺,以期进一步改进飞机的 设计和性能。

然而,传统的 CFRPCs 制造工艺 需要特定的模具和工具,这些模具和 工具成本高、不灵活且不适合小批 量生产,限制了 CFRPCs 创新应用的 进一步发挥⁽⁴⁾。增材制造的出现为 CFRPCs 的制造开辟了一条新途径, 逐层制造方法消除了对昂贵模具的使 用,带来了设计上的变革,从而满足低 成本、高复杂结构 CFRPCs 的制备。

增材制造的 CFRPCs (CFRPCs-

*基金项目:北京市科技计划项目(Z151100002815021)。

AM)的力学性能虽然比纯树脂或者 短切纤维增强打印制件的力学性能 大幅提高,但跟传统 CFRPCs 制备工 艺相比,其机械性能还有较大差距, 如图1所示^[5]。

本研究基于 CFRPCs-AM 的现状 展开分析,着重介绍了 CFRPCs-AM 带来的设计变革、材料体系与工艺方 法,提出 CFRPCs-AM 存在的问题,并 对增材制造 CFRPCs 制品的性能、组织、 工艺三者之间的关系进行了全面阐述。

1 增材制造技术带来的 CFRPCs 设计变革

在增材制造领域,设计空间的探 索和利用正在推动 CFRPCs 整体性能 的提高。增材制造为 CFRPCs 的设 计带来了新的理念,跨越了材料、工 艺和结构3个领域。每个设计领域 都包含许多可变因素,可以用来优化 整体性能。例如,在工艺层面,优化 3D 打印参数可以设计微结构特征并 减少制造缺陷,从而提高 CFRPCs 的 机械性能^[6];在材料层面,选择合适 的纤维和基体材料可以实现 CFRPCs 的协同增强,从而提高结构的综合性 能^[7];在结构层面上,CFRPCs-AM可 以控制纤维排列和减少材料浪费,与 复合材料的拓扑优化相结合,可以实 现更轻、更硬的结构。

1.1 轻量化结构设计

随着增材制造技术的出现,复杂的轻量化结构变得更加经济可行,在 CFRPCs-AM中,纤维增强的单元结构可以显著提高其机械强度和抗疲劳性。轻量化结构设计变量可以分为单元几何参数、单元形状和空间排列3组。

单元几何参数可以通过改变蜂 窝长度、壁厚和倾角来设计。传统形 式的单元形状,如矩形、圆形、蜂窝、 菱形、梯形等,已被广泛用于 CFRPCs 单元结构设计^[8-12],如图2(a)所示。 研究者还探索了具有高机械性能的 先进单元形状,如波纹状、箭头状、



注:常规制造技术包括拉挤成型、自动铺带(ATL)、手动铺层、树脂传递模塑(RTM)、 喷涂、模压成型、注塑成型;增材制造技术包括熔融沉积成型(FDM)、叠层实体制造(LOM) 和其他用于短纤维的各种增材制造技术。





图 2 CFRPCs 单元结构形状 Fig.2 CFRPCs cell structures with various cell shapes

金字塔状、可重入、负泊松比单元结构^[6,13-16],如图2(b)所示。

专

此外,还可以通过对单元结构的 空间排列进行优化,提高结构和功能 性能。Zeng 等^[12]的研究表明,单元 层的数量对弯曲性能和失效模式有 很大影响。Gao等^[11]的研究表明,通 过控制单元的空间布置,可以在指定 方向上提高 CFRPCs 单元结构的泊 松比,这对细胞单元的布置提供了新 的方向,除了对传统细胞单元进行优 化和应用之外,轻量化结构仿生设计 也在不断发展^[17]。Yang 等^[18]受马 蹄结构特点的启发,设计了一种仿生 蜂窝结构(图3(a)),马蹄形蜂窝结 构的抗压强度与传统蜂窝结构相比, 提高了 43.8%; Zhang 等 [19] 根据柚子 内部结构设计了一种新型分层多孔 结构(图3(b)),与标准蜂窝结构相 比,新型分层多孔结构蜂窝结构的能 量吸收提高了约 15%; He 等^[20] 受蛛 网结构启发,设计出多层多孔蜂窝结 构(图3(c)),可采用一级和二级的 层次结构,相较于普通蜂窝结构,一 级蛛网、二级蛛网等级蜂巢的比强度 分别增加了 62.1%、82.4%。 仿生结 构的引入为增材制造中设计高强度 蜂窝结构提供了一种新颖的思路。

1.2 拓扑优化设计

与传统的制造方法相比,增材制 造技术为 CFRPCs 的设计提供了更 多自由度^[21]。CFRPCs-AM 可以控 制纤维排列和减少材料浪费,与复合 材料的拓扑优化相结合,可以实现更 轻、更硬的结构^[22]。

与轻量化设计不同,拓扑优化设 计在给定的设计空间内优化材料布 局,并产生更具创造性的解决方案。 然而,由于其具有仿生结构和多样化 的几何特征,优化设计通常难以用传 统的复合材料制造技术实现^[4]。

在传统制造中,具有拓扑优化几 何形状的 CFRPCs 结构必须通过切 割或钻孔等机械工艺进行加工,其中 结构中的碳纤维被切断,导致出现残

150 航空制造技术·2024年第67卷第20期

留缺陷的潜在风险^[23]。此外,由于 层压板中的纤维方向是预定义的,并 且与拓扑优化的几何形状不相符,因 此连续纤维的增强性能无法最大化。 作为替代方案,增材制造技术可实现 具有高度复杂几何形状的 CFRPCs 结构。

基于 CFRPCs-AM 的拓扑优化 的主要挑战是拓扑结构和纤维取向 之间的耦合。由于复合材料的各向 异性,纤维取向直接决定了最大承载 方向,拓扑优化是相当困难的。

基于 CFRPCs-AM 的拓扑优化 有顺序、并行两种求解方式。对于顺 序方法,通过有限元分析等数值工具 进行分析,以确定给定荷载条件下的

主应力,然后将分析结果作为判断 纤维取向的标准。例如, Li 等^[24]提 出了一种称为路径设计的两步法, 该方法首先使用各向同性材料减除 (SIMP)的方法对结构进行优化,然 后填充考虑应力状态的增强纤维。 Schmidt 等^[25]提出了一种灵敏度驱 动方法,用于生成具有光滑空间变化 取向的各向同性纤维增强结构,如图 4(a)所示。所谓并行优化,就是同 时考虑纤维取向和拓扑结构两个变 量进行优化,图4(b)显示了基于并 行方法优化的 CFRPCs 拓扑结构^[26]。 例如, Safonov^[27]利用动态系统方法 寻找密度分布,并利用一种方法将纤 维方向与主应力方向对齐。





Wang 等^[26]在 3D 打印 CFRPCs 的应力矢量追踪算法下开发了一种 负载相关路径规划方法,沿负载传输 路径生成光纤轨迹;与相同宏观结 构形状下的同心和锯齿形打印路径 相比,规划路径显示出与应力矢量匹 配的良好承载性,如图4(c)所示。 Papapetrou 等^[28]介绍了两种拓扑优化 框架,并展示了 CFRPCs 的填充模式 方案。Huang等^[29]利用并发优化新 型路径规划方法开发了一种多尺度 设计策略,通过 3D 打印生产了同时 优化纤维取向和拓扑结构的 CFRPCs 结构, MBB 梁的结构刚度和峰值荷 载分别提高了 36.27% 和 64.43%, 如 图 4 (d) 所示。迄今为止,只有少数 研究试图同时并行优化纤维取向和 拓扑结构, CFRPCs 的优化结果与增 材制造之间的集成仍然面临挑战。

1.3 材料-结构-功能一体化设计 近年来对传感、储能等非结 构功能的需求不断增长,使多功能 CFRPCs-AM 成为一个具有吸引力的 方向^[4]。通过利用纤维的机电特性, 研究人员开发了具有传感功能的复 合材料。此外, Yao 等^[30] 开发了一种 具备健康监测能力的碳纤维假肢,碳 纤维自我监测结构被集成到假肢手 指中,手指中碳纤维的阻力会随着手 部承受重载而变化,通过连续碳纤维 的电-机械性质来监测假肢的状况, 并可预先设置电阻分数变化的极端 极限来实现过载保护,如图5(a)所 示。在储能领域, Thakur 等^[31] 通过 熔融沉积成型(FDM)技术制造的结 构电池复合材料,可实现无重量的能 量存储解决方案,如图5(b)所示, 3D 结构电池复合材料的组成如下: 碳纤维作为阳极和集流体:掺杂的 聚合物基质具有高电导率和离子导 电性,作为阴极;涂覆在碳纤维上的 固态聚合物电解质(SPE)既作为电 解质也作为隔膜;光聚合物和 PLA 作为聚合物基质材料。试验结果表

明,引入的 SPE 涂层碳纤维不仅能 够实现能量存储,还增强了复合材料 的机械性能。

2 复合材料增材制造技术

对于 CFRPCs,常见的增材制造 技术主要包括材料挤出成型(ME)、 自动铺丝技术(AFP)、叠层实体制造 (LOM)等。其中 ME 技术是一种通 过喷嘴逐层挤出熔融材料的增材制 造技术,由于其工作原理简单、生产 成本低,FDM 是目前应用最广泛的 ME 技术。

2.1 熔融沉积成型技术

FDM 技术由美国学者 Dr. Scott Crump 于 1988 年研制成功^[32],根据 采用的纤维浸渍方式不同, FDM 技 术主要有 4 种^[33]:原位浸渍、在线浸 渍、预浸渍挤出、预浸料共挤出。

原位浸渍工艺由于操作方便,是 CFRPCs制造中使用比较广泛的一 种方法(图6(a))。连续的干纤维



Fig.4 Schematic diagram of topology optimization structures


图 5 材料 – 结构 – 功能一体化设计应用 Fig.5 Application of material-structure-function integrated design

和热塑性聚合物丝材按照设定比例 同时送入打印喷头,在打印喷头内热 塑性聚合物被加热熔融,然后干纤维 被熔融状态的热塑性聚合物浸渍,浸 渍纤维和熔融聚合物—起从喷嘴中 挤出,并逐层沉积。这种方法的缺点 是由于整个挤出过程纤维在喷嘴中 的停留浸渍时间短,纤维和基体之间 容易产生粘合不良,导致制品的机械 性能较弱。与原位浸渍工艺一样,在 线浸渍工艺也使用连续干纤维。不 同的是,连续干纤维在进入打印喷头 之前就被浸渍,如图6(b)所示。预 浸料挤出工艺与上述两种工艺不同, 使用提前制备的连续纤维聚合物预 浸料打印丝材,丝材直接通过打印喷 头加热和挤出,将纤维的复杂浸渍过 程与打印过程分开进行,提高了纤维 与聚合物的浸渍程度,如图6(c)所 示。预浸料共挤出工艺的预浸料丝 材与聚合物丝材同时进入打印喷头, 在喷头内加热,然后通过喷嘴共同挤 出,如图 6 (d) 所示。通常,预浸料 丝材中的基质与共挤出的聚合物相 同,这种FDM 方法可以定向加固特 定的打印层,实现某些区域的定制加 固,使整体成型质量更好,但这种方 法更昂贵且耗时较长。

打印机头的挤出模式可以分为

152 航空制造技术·2024年第67卷第20期

单头挤出和双头挤出两种类型^[34], 单头挤出是指聚合物丝材和连续纤 维束通过同一个加热挤出头加热融 合后,一起沿同轴方向挤出并铺沉(图 7(a));而双头挤出则是聚合物丝材 和连续纤维束分别通过不同的加热头 先后进行挤出并铺沉(图7(b))。采 用双头挤出方式,可以在特定的个别 层实现连续纤维的局部强化,并且可 以自由配置纤维的排列路径。

上述几种常规 FDM 方法都存 在制造零件中孔隙较多的现象。为 了解决这个问题,研究人员基于上述 几种方法开发了新的 FDM 辅助打



印方法。例如, Ueda 等^[35]将压实辊 连接到 FDM 机器上, 对打印层施加 更大的压力, 从而填充孔隙和间隙, 改善机械性能, 如图 8 所示。另外, 研究人员将增材制造工艺与外部刺 激(电场、磁场和声场)相结合, 形成 场辅助混合增材生产技术。场辅助 混合增材制造能够在特定方向上微 调增强材料, 可以同时提高机械强度 和多功能性。这些 FDM 辅助打印方 法能够在一定程度上弥补原有打印 技术的不足, 拓宽了 3D 打印 CFRPCs 的应用范围。

2.2 材料体系

CFRPCs 至少由两种成分组成, 即连续纤维作为增强材料,聚合物作 为基体材料。

2.2.1 纤维

CFRPCs 在强度、弹性和承载能 力方面的主要性能来自增强纤维,根 据不同应用的要求, CFRPCs 的 3D 打印可以用碳纤维、玻璃纤维、凯夫 拉纤维、黄麻等天然纤维、超高分子 量聚乙烯(UHMWPE)纤维等增强 聚合物基体。碳纤维具有高强、高模 的特点,是 3D 打印 CFRPCs 重要的 增强材料,但其价格昂贵,主要用于



图 8 FDM 压实打印机^[35] Fig.8 FDM compaction printer^[35] 航空航天和车辆领域。玻璃纤维相 对便宜,机械性能较好,因此常用于 体育行业^[36]。凯夫拉纤维因其轻质 和抗冲击特性经常应用于轻质复杂 结构复合材料的 3D 打印^[6]。黄麻 纤维为天然植物纤维,常用于"绿色" 复合材料的增强^[37]。UHMWPE 纤 维虽然质量轻、强度高,但需要较低 的熔化温度基体才能与其兼容,因此 很少用作 CFRPCs 增强材料^[38]。 2.2.2 基体

根据不同的分子结构, CFRPCs-AM 打印中使用的聚合物基体可分为 热固性聚合物和热塑性聚合物。热 固性聚合物具有交联聚合物网络,有 出色的热稳定性、化学稳定性以及高 强度。但热固性聚合物具有很强的 三维空间网络,固化后不能重复使用。 在材料挤出工艺中使用热固性复合材 料时,为了实现固化反应,需要过早凝 胶化,而且存在后处理的限制,所以相 关研究很少^[39-40]。热塑性聚合物因

具有可重复利用和可回收性的特性, 被广泛用作 CFRPCs-AM 打印中的 基体。由于热塑性聚合物的选择范 围很广,在为产品选择合适的聚合物 时,了解材料特性(物理和机械性能) 和可打印性非常重要。常见 3D 打 印 CFRPCs 的热塑性基体材料及其 性能见表 1^[41]。作为 3D 打印复合材 料的原材料,聚乳酸(PLA)^[42]、丙烯 腈-丁二烯-苯乙烯(ABS)^[43]、尼龙 (PA)^[44]等热塑性塑料的标准和工程 水平已被广泛使用。但随着航空航 天和生物医学应用领域对耐温性和 生物相容性的要求越来越高,聚醚醚 酮(PEEK)、聚醚酮酮(PEKK)、聚苯 硫醚(PPS)、聚醚酰亚胺(PEI)^[45-46] 等先进塑料的应用需求也进一步 扩大。

不同材料组合后打印出的复合 材料,其力学性能可能存在诸多差 异。表 2^[47-51]为采用上述材料和工艺 制备的 CFRPCs 的拉伸和弯曲性能。

表 1 CFRPCs-AM 常用的热塑性基体材料及其性能^[41]

Table 1 Commonly used thermoplastic matrix materials and their properties in CFRPCs-AM^[41]

| 树脂 聚合物 | 密度/ (g/cm ³) | 拉伸强度/ MPa | 拉伸模量/ GPa | 弯曲模量/ GPa | 熔点/℃ | 熔融指数 (g/10 min) |
|-----------|-----------------------------|--------------|--------------|--------------|---------|--------------------|
| PLA | 1.26 | 42.6 | 2.25 | 2.392 | 170 | 2~36 |
| ABS | 1.05 | 50 | 2.1 | 2 | 170 | 0.6~15 |
| PA | 1.1 | 60 | 2.2 | 0.84 | 211~265 | 15~75 |
| PEEK | 1.4 | 90 | 3.6 | 3.7 | 340~344 | 4~49.5 |

表 2 3D 打印 CFRPCs 的力学性能 Table 2 Mechanical properties of 3D printed CFRPCs

| 树脂 | 增强体 | 纤维含量 | 拉伸强度/ MPa | 拉伸模量/ GPa | 弯曲强度/ MPa | 弯曲模量/ GPa | 参考 文献 | |
|-------|-----|-------------|--------------|--------------|--------------|--------------|----------|--|
| Epoxy | CGF | 质量分数 43% | 272.51 | 8.01 | 299.36 | 8.35 | [47] | |
| PA | CKF | 体积分数 4.04% | 31 | 4.16 | | | [48] | |
| | | 体积分数 8.08% | 59 | 7.38 | — | — | | |
| | | 体积分数 10.1% | 83 | 9 | — | — | | |
| PLA | CCF | — | 80 | | 59 | — | [49] | |
| ABS | CCF | 质量分数 10% | 147 | _ | 127 | | [50] | |
| PEEK | CGF | 体积分数 48.45% | 730.21 | 30.83 | | _ | [51] | |

注: CCF 为连续碳纤维; CGF 为连续玻璃纤维; CKF 为连续 Kevlar 纤维。

3 CFRPCs-AM 性能因素分析 及改进措施

ŧ

CFRPCs性能受多种因素耦合 影响,包括工艺因素、结构特征等,如 表3所示^[52]。工艺因素对性能的影 响主要体现在孔隙率、界面特性,结 构影响因素主要为纤维体积分数。 3.1 界面与层间性能

打印过程中,纤维和树脂在平 台上堆积,由于未对Z轴施加成型 压力,导致制件的层间结合不够牢 固。此外,由于每层沉积时沿Z轴方 向纤维不连续,3D打印制件的各向 异性更加明显,更易导致分层问题。 Bhandari等^[53]的研究表明,3D打印 复合材料在堆叠方向上的抗拉强度 仅为90°样品的26.8%。

为了提高 CFRPCs-AM 的层间结 合性能, Shang 等^[54]提出了一种创新 的正弦路径挤出 3D 打印方法,结果 表明,随着正弦路径幅度和频率的增 加, CCF/PLA 复合材料的线间拉伸强 度、拉伸模量和断裂能量吸收分别提 高了 95.4%、57.3% 和 165%;使用基 于机械臂系统的多自由度 3D 打印系 统,可实现正弦波结构的 3D 打印,这 种系统能够实现 Z 方向层间结合性 能增强,层形状呈正弦波状,甚至可 以实现对 3D 打印复合材料各向异性 的全面控制,如图 9 (a)所示。

在宏观方向,可以通过增加Z方向的纤维排布来提高Z向性能。Duty 等^[5]提出了一种Z-pinning方法,该 方法采用将含有短切碳纤维的熔融塑 料注入孔中,Z方向的抗拉强度和韧 性提高了3.5倍以上。Todoroki等^[50] 通过3D打印制造具有矩形通孔的复 合材料零件,然后单独打印带有连续 碳纤维的矩形增强棒;随后,将增强 棒插入通孔中,施加大电流到增强棒 中的碳纤维上,热塑性聚合物通过电 阻加热(自热)熔化,使增强棒与零 件融合,从而增加了零件的刚度和强 度,其弯曲断裂强度由22.7 MPa 提 高至 88.6 MPa, Z 方向的强度提高了 400%, 如图 9 (b) 所示。

在微观尺度,纤维和基体的机 械性能,以及它们之间的界面结合 性能对复合材料的力学性能至关重 要。不同材料之间的界面结合性能 存在差异,可以通过表面改性手段来 增强界面结合,进而提升材料的机械 性能。研究表明,利用纤维改性技术 使纤维表面更为粗糙或通过化学反

表 3 CFRPCs-AM 试件成型质量影响因素及影响程度^[52] Table 3 Influencing factors and degrees of impact on the molding quality of CFRPCs-AM specimens^[52]

| | | 纤维体积 | 孔郎 | 東率 | 界面特性 | | |
|----------|--------|------|-----|---------------|------|------|--|
| 分尖 | 影响因紊 | 分数 | 微观级 | 宏观级 | 界面浸渍 | 界面结合 | |
| | 原位浸渍 | 中 | 强 | 弱 | 强 | 弱 | |
| 工艺 | 在线浸渍 | 中 | 强 | 弱 | 强 | 弱 | |
| 种类 | 预浸料挤出 | 弱 | 弱 | 弱 | 弱 | 弱 | |
| | 预浸料共挤出 | 弱 | 弱 | 弱 | 弱 | 弱 | |
| | 打印温度 | 无 | 强 | 无 | 强 | 强 | |
| | 速度 | 强 | 强 | 无 | 强 | 弱 | |
| 工艺 | 纤维取向 | 强 | 无 | 中 | 无 | 无 | |
| 参数 | 纤维体积分数 | 强 | 强 | 强 | 无 | 无 | |
| | 打印间距 | 强 | 弱 | | 弱 | 强 | |
| | 打印层厚 | 强 | 中 | 弱 | 弱 | 强 | |
| | 材料类型 | 强 | 中 | 中 | 强 | 中 | |
| 其他 因素 | 堆叠方向 | 强 | 弱 | 弱 | 无 | 无 | |
| | 使用环境 | 弱 | 中 | 弱 | 弱 | 中 | |



(a)多自由度3D打印系统3D打印样品^[54]





154 航空制造技术·2024年第67卷第20期

应生成新的极性基团,从而促进基体 对纤维的润湿,可提高纤维与基体之 间的界面结合性能。Wu等^[57]采用 硝酸(HNO₃)烧结处理,在400℃下 对碳纤维进行表面改性,改善了碳纤 维与基体的界面性能,使拉伸强度提 高了15%。Liu等^[44]采用一种热塑 性上浆剂对干碳纤维进行上浆处理, 碳纤维表面官能团的存在改善了纤 维间的树脂浸润,弯曲强度提高了 82%,弯曲模量提高了246%,层间剪 切强度提高了42.2%。

另外, CFRPCs-AM 的层间粘 合性能还受到工艺参数的影响。例 如,对于PEEK、PPS、PEI等一些熔 融温度和结晶性能较高的特殊工程 塑料,层间温度梯度大,结晶收缩会 带来内部残余应力,导致层间粘结强 度更差。在加载过程中首先发生分 层,连续纤维不能很好地发挥增强作 用,可以通过施加外部能量来促进分 子链的运动,进而改善层间键合性 能。Sweeney 等^[58] 对涂有碳纳米管 的 PLA 进行微波加热,界面断裂强 度提高了 275%, 如图 10 (a) 所示。 Kishore 等^[59] 通过红外灯预热打印 短碳纤维增强 ABS 复合材料,如图 10(b)所示,观察到加热样品的层间 断裂能比未加热样品显著增加。Luo 等^[40]将激光预热引入连续碳纤维增 强 PEEK 复合材料的 3D 打印中,如 图 10 (c) 所示, 层间剪切强度达到 35 MPa 以上,比未进行激光预热时高 273%^[46]

3.2 纤维含量

对于纤维增强复合材料,纤维含量对制件的承载能力有决定性作用。目前,CFRPCs-AM的纤维体积分数最高可达到40%~50%,距离航空航天材料要求的67%仍有很大的差距^[60]。

Hou 等^[61] 拟合了 CFRPCs-AM 在不同载荷下的纤维体积含量与弹 性模量之间的关系,如图 11 所示, 可以明显看出,当纤维体积分数在 6.7%~40%之间,3D 打印连续芳纶纤 维增强 PLA 材料的纵向拉伸模量和 纵向压缩模量与纤维体积分数呈正 相关,直到纤维体积分数 40% 时达到 41.3 GPa 和 5.89 GPa;但当纤维体积 分数继续从 40% 增加到 50% 时,纵 向拉伸模量和纵向压缩模量没有提 高。Dickson 等^[62]同样发现,当 GF 体 积分数为 13.5% 时试件的拉伸强度 比纯尼龙试件增加了 516%,而 GF 体 积分数增加至 33% 时拉伸强度仅比 纯尼龙试件增加了 735%。

这种现象表明,纤维体积分数对 复合材料的力学性能影响显著。在 通常情况下,纤维含量越高,复合材 料的强度和刚度就越高,但也增加了 复杂性和成本。但是,过高的纤维含 量会使 3D 打印过程中树脂流动困 难,影响纤维的浸润效果,直接导致 样品中缺陷增加、纤维/基体界面结 合强度下降,最终对复合材料的力学 性能产生不利影响。

但想要进一步提升纤维含量,需 要从工艺参数、基础方式、纤维堆叠 方式等多方面共同考虑。优化工艺 参数可以确保纤维更好地嵌入到材

Thermoplastic Composites 热塑性复合材料

料中,提高其密度和含量的同时减少 孔隙缺陷的产生。使用预先浸润有 树脂的纤维预浸料,通过增材制造技 术将其逐层堆积,可以有效提高连续 纤维增强复合材料中纤维的含量。 例如,Luo等^[40]通过改变基体材料 的黏度,引入预浸渍的方式,分析了 碳纤维和聚醚醚酮的浸渍行为,改进 了浸渍和层间结合,当纤维的质量分 数为38.27%时,ILSS增加到35.7 MPa,弯曲强度达到480 MPa。

另外,使用多轴或多向纤维排布 的增强结构,可以在增材制造过程中 实现更大面积和更密集的纤维覆盖, 从而提高纤维含量。

如何进一步提高增材制造复合 材料中纤维体积分数,并解决纤维与 基体之间的浸渍问题,制造出具有良 好机械性能的复合材料,是今后的研 究重点。

3.3 孔隙率

与常规工艺制备的 CFRPCs 相 比, CFRPCs-AM 在刚度和强度性能 上存在显著差异^[42,44]。这主要是由 于在 3D 打印的制造过程中,未能施



2024年第67卷第20期·航空制造技术 155



Fig.11 Relationship between fiber volume fraction and elastic modulus of CFRPCs-AM under different loads^[61]

加足够的压力,导致 CFRPCs-AM 通 常具有较高的孔隙率和不均匀的孔 隙分布。

CFRPCs-AM 中的孔隙缺陷来 自以下两个方面。(1)在 3D 打印过 程中,材料从喷嘴中挤出时,受环境 温度的影响,树脂在温度下降过程中 逐渐固化成型。由于材料挤出时是 圆柱体,堆积成型后在喷嘴压力作用 下被压缩成椭圆形横截面,线与线之 间粘结的位置难免会存在孔隙,这些 孔隙成为结构缺陷,导致制件的性能 降低,这类缺陷可以通过调节工艺参 数来改善,比如提高打印温度、降低 打印速度等。(2)树脂难以浸渍到 纤维束中,从而产生孔隙缺陷。由于 液态树脂基体的黏度低(<1 Pa · s), 热固性复合材料可以通过简单的工 艺实现低孔隙率。

Ming 等^[40] 在 3D 打印碳纤维

增强 EP-20 复合材料中,孔隙率为 2.53%,如图 12(a)所示。然而,大多 数热塑性基体是线性大分子链结构, 具有较高的熔体黏度(>1000 Pa・s), 限制了熔体聚合物向纤维束的渗透。 在原位 3D 打印工艺中,干纤维束和 聚合物直接在喷嘴中混合,浸渍压力 极低、时间短,只能实现纤维束表面浸 渍,造成严重的内部孔隙,如图 12(b) 所示^[63]。Hou等^[61]的研究表明,纤维 体积分数为 50% 时干纤维增强 PLA 的孔隙率高达 6.8%,如图 12(c)所示。

另外,减少孔隙率更有效的方法 是利用预浸渍技术制备用于 3D 打印 的预浸料长丝。Hu^[64]、Garofalo^[65]和 Liu^[66]等采用常规熔融浸渍方法,通 过螺杆挤出机提供高压,几乎可以 实现完全浸渍,孔隙率可以降低到 1%以下,如图 12(d)和(e)所示。 Matsuzaki 等^[67]采用浸渍法生产预 浸料长丝,发现流动性好的溶液浸渍 效果比干纤维有明显提升,如图 12 (f)所示。

4 航空航天应用现状

CFRPCs-AM 在航空航天领域 具有巨大的应用潜力,随着航空航天 工业对轻量化和高性能材料的需求 不断增加,CFRPCs-AM 能够展现出 多种优势。

(1)轻量化设计。CFRPCs 是轻 质高强度材料,通过增材制造可以实 现更复杂、更轻量化的零部件设计, 从而减轻航空航天器的重量,提高其 性能和燃油效率。

(2)高性能材料。CFRPCs具有 优异的力学性能和耐腐蚀性,能够满 足航空航天领域对于材料高强度、高 刚度、高耐久性的要求。

(3) 定制化生产。增材制造技

156 航空制造技术·2024年第67卷第20期

Thermoplastic Composites 热塑性复合材料

术可以实现对复杂结构和功能性部 件的定制化生产,适应航空航天领域 对于特定性能和几何形状的需求。

(4)快速响应。CFRPCs-AM 具 有快速的生产周期和灵活性,可以快 速响应航空航天领域的紧急需求或 者定制化要求。

(5)多材料组合。CFRPCs-AM 还可以实现不同材料的多材料组 合,例如在复合结构中集成金属或 陶瓷组件,从而实现更多样化的功 能和性能。

CFRPCs-AM将为原型设计、复合材料模具和最终零件制造带来更高效的结构和效率。如今,增材制造 正应用于空间站、运载火箭、无人机 等先进应用领域。

2014年,美国国家航空航天局 (NASA) 与 Made In Space 合作^[68], 在国际空间站完成了首次 3D 打印太 空试验,并制造了20多个纯PLA样 品,如图 13 (a)和(b)所示。中国空 间技术研究院与西安交通大学合作, 于 2020 年成功完成了中国首个使用 连续碳纤维增强 PLA 复合材料的航 天器在轨 3D 打印试验,如图 13(c) 所示。对于空间站外的大型结构, NASA 提出了一个 SpiderFab 概念^[69], 即使用太空机器人构建连续碳纤维 增强 PEEK 复合材料的大型桁架结 构,如图 13 (d) 所示。CFRPCs-AM 技术促使在轨制造和维修成为可 能,这对于长期太空任务和深空探 测尤为重要,可以减少对地面补给 的依赖。通过不断的研究和开发, CFRPCs-AM 材料的性能得到进一步 提升。例如,更高的耐温性、更强的 抗冲击性和更好的环境适应性,以满 足更极端的太空环境需求。在苏黎 世联邦理工学院, CMAS 实验室使 用 3D 打印的 CFRPCs 开发和测试了 变形无人机,仅依靠变形控制面,实 现了横滚、俯仰和偏航控制,如图 13 (e)所示。CFRPCs-AM 的另一个潜 在应用是一次性无人机, CFRPCs-AM

技术可以大规模生产低成本的无人 机,为未来无人机蜂群理论提供强 有力的支撑^[70]。NASA与Aerojet Rocketdyne公司合作,通过增材制造 生产了火箭发动机^[71]。随着增材制 造技术的进步,CFRPCs-AM或将实 现更为复杂的内部结构设计,如仿生 结构或多尺度结构,这些设计可以提 供更好的力学性能和更轻的重量。

近年来,增材制造技术也大量应 用于航空航天工业模具开发中。以美 国贝尔直升机公司(Bell Helicopters) 为例,该公司运用 Thermwood 公司的 大幅面增材制造技术(BAAM)来生 产直升机叶片的大型模具。这些复 合模具公差和表面质量均符合要求, 还可以在热压罐加工过程中承受高 温和高压。Thermwood 公司使用高 性能碳纤维增强材料在短时间内制 作了长达 6 m 的直升机叶片模具,如 图 14 (a)所示^[70]。CFRPCs-AM 在 模具开发领域的大规模应用,极大地 降低了生产模具成本,提高了产品生 产效率。

瑞士 9T Labs 公司开发了一种 包含 3 步制造工艺流程的增材融合技



Fig.13 3D printing of CFRPCs in space

题 SPECIAL TOPIC

ŧ

术(Additive fusion technology, AFT), 并使用该技术制造了碳纤维增强的 PEKK 3D 打印直升机舱门铰链,如 图 14(b)所示。另外,3D 打印制成 的 CFRPCs 预成型体需要进一步放 入模具中热压成型,以消除孔隙,得 到轻质高强的零件,未经热压处理 的 3D 打印结构孔隙率高于 10%,热 压处理后可小于 1%。为了满足航空 航天的高真空、大温差和强辐射等要 求,3D 打印 CFRPCs 的原材料和性 能必须进一步提升, PEEK、PEI 及其 纤维增强复合材料在热机械性能方 面比 PLA 材料表现更好,因此应用 潜能更大^[72]。

5 应用挑战与研究方向

综上所述, CFRPCs-AM 有望广 泛应用于飞机结构件、航天器零部 件、推进系统等领域,对于提升航空 航天器性能、降低成本和提高安全性 发挥重要作用。但是 CFRPCs-AM 仍面临一些挑战。

(1)材料性能标准化。航空航 天领域对材料性能和质量的要求非 常严格,需要确保 CFRPCs-AM 材料 具有一致的性能和质量标准。因此, 需要制定相应的标准化和认证体系, 确保增材制造的材料符合航空航天 应用的要求。

(2)工艺可控性。CFRPCs 增材 制造过程中需要精确控制工艺参数 和生产环境,确保制造出的部件具有 稳定的性能和质量。需要研究和优 化增材制造的工艺流程,提高工艺的 可控性和稳定性。

(3)结构设计和仿真。航空航 天领域的部件通常具有复杂的结构 和功能要求,需要进行精确的结构设 计和仿真分析。因此,需要发展适用 于 CFRPCs 的增材制造结构设计和 仿真工具,以满足航空航天领域的设 计需求。

(4)耐久性和可靠性。航空航天 领域的部件需要具有长期的耐久性和



(a)直升机叶片模具^[70]
(b)飞机舱门铰链
图 14 CFRPCs-AM 在模具开发领域的应用
Fig.14 Application of CFRPCs-AM in the field of mold development

可靠性,能够在极端环境下长时间工作。因此,需要对增材制造 CFRPCs 部件进行充分的耐久性和可靠性测试,确保其能够满足航空航天领域的使用要求。

(5)成本和效率。航空航天领域 对成本和效率的要求非常高,需要确 保增材制造 CFRPCs 部件具有合理 的成本和生产效率。因此,需要研究 和优化增材制造的工艺流程和成本 结构,降低制造成本、提高生产效率。

克服这些挑战将需要跨学科的合作和持续的研发投入,以推动 CFRPCs增材制造技术在航空航天 领域的应用和发展。

6 结论

(1)CFRPCs 增材制造技术可以 制造出具有高强高模的复杂结构,已 经广泛应用与航空航天、生物医学、 汽车和机器人领域。增材制造技术 的出现为 CFRPCs 的轻量化设计、拓 扑优化设计及结构功能一体化设计 带来新的设计理念,跨越了材料、工 艺和结构3个领域。

(2)在众多 CFRPCs 增材制造 技术中,熔融沉积成型技术由于工 作原理简单、生产成本低,成为打印 CFRPCs 最有发展潜力的技术。目 前, CFRPCs-AM 制件机械性能与传 统制造技术有较大差距,其性能除了 受纤维和基体类型影响外,还受多种 因素耦合影响,包括工艺因素、结构 特征等因素,工艺因素对性能的影响 主要体现在孔隙率、界面特性,结构 影响因素主要为纤维体积分数。这 些因素之间既独立影响 CFRPCs 性 能又互相影响,例如,提高纤维体积 分数虽然可以提高制品机械性能但 也会导致孔隙率提高、纤维/基体界 面结合强度下降,最终对复合材料的 力学性能产生不利影响,这些因素 阻碍了 CFRPCs 性能的进一步提高。 虽然 CFRPCs-AM 在航空航天领域的 定制化生产、快速响应等方面具有巨 大的应用潜力并有小规模应用,但大 规模的生产应用仍然面临严峻挑战。

参考文献

[1] PARANDOUSH P, LIN D. A review on additive manufacturing of polymer-fiber composites[J]. Composite Structures, 2017, 182: 36–53.

[2] YEONG W Y, GOH G D. 3D printing of carbon fiber composite: The future of composite industry?[J]. Matter, 2020, 2(6): 1361–1363.

[3] 陈勇, 吴光辉, 钟科林, 等. 复合材料 在大飞机上的应用现状[J]. 现代交通与冶金 材料, 2024(2): 1–7.

CHEN Yong, WU Guanghui, ZHONG Kelin, et al. Application of composite materials in large aircrafts[J]. Modern Transportation and Metallurgical Materials, 2024(2): 1–7.

[4] LIU G, XIONG Y, ZHOU L M. Additive manufacturing of continuous fiber reinforced polymer composites: Design opportunities and novel applications[J]. Composites Communications, 2021, 27: 100907.

[5] GOH G D, YAP Y L, AGARWALA S,

158 航空制造技术·2024年第67卷第20期

et al. Recent progress in additive manufacturing of fiber reinforced polymer composite[J]. Advanced Materials Technologies, 2019, 4(1): 56–73.

[6] HOU Z H, TIAN X Y, ZHANG J K, et al. 3D printed continuous fibre reinforced composite corrugated structure[J]. Composite Structures, 2018, 184: 1005–1010.

[7] MORALES U, ESNAOLA A, IRAGI M, et al. Quasi-static and dynamic crush behaviour of 3D printed thin-walled profiles reinforced with continuous carbon and glass fibres[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 217: 108865.

[8] DONG K, KE H Z, PANAHI-SARMAD M, et al. Mechanical properties and shape memory effect of 4D printed cellular structure composite with a novel continuous fiberreinforced printing path[J]. Materials & Design, 2021, 198: 109303.

[9] DONG K, LIU L Q, HUANG X Y, et al. 3D printing of continuous fiber reinforced diamond cellular structural composites and tensile properties[J]. Composite Structures, 2020, 250: 112610.

[10] ZENG C J, LIU L W, BIAN W F, et al. Compression behavior and energy absorption of 3D printed continuous fiber reinforced composite honeycomb structures with shape memory effects[J]. Additive Manufacturing, 2021, 38: 101842.

[11] GAO Y, ZHOU Z G, HU H, et al. New concept of carbon fiber reinforced composite 3D auxetic lattice structures based on stretchingdominated cells[J]. Mechanics of Materials, 2021, 152: 103661.

[12] ZENG C J, LIU L W, BIAN W F, et al. Bending performance and failure behavior of 3D printed continuous fiber reinforced composite corrugated sandwich structures with shape memory capability[J]. Composite Structures, 2021, 262: 113626.

[13] LIU S T, LI Y G, LI N Y. A novel free-hanging 3D printing method for continuous carbon fiber reinforced thermoplastic lattice truss core structures[J]. Materials & Design, 2018, 137: 235–244.

[14] SUGIYAMA K, MATSUZAKI R, UEDA M, et al. 3D printing of composite sandwich structures using continuous carbon fiber and fiber tension[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2018, 113: 114–121.

[15] ZENG C J, LIU L W, BIAN W F, et al. Temperature-dependent mechanical response of 4D printed composite lattice structures reinforced by continuous fiber[J]. Composite Structures, 2022, 280: 114952.

[16] CHEN Y, YE L. Designing and tailoring effective elastic modulus and negative Poisson's ratio with continuous carbon fibres using 3D printing[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2021, 150: 106625.

[17] 李家雨, 付宇彤, 李元庆, 等. 增材 制造仿生结构的力学性能优化及其功能设计 研究进展[J]. 复合材料学报, 2024, 41(9): 1–22.

LI Jiayu, FU Yutong, LI Yuanqing, et al. Research progress on mechanical performance optimization and functional design of additive manufactured biomimetic structures[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2024, 41(9): 1–22.

[18] YANG X F, SUN Y X, YANG J L, et al. Out-of-plane crashworthiness analysis of bio-inspired aluminum honeycomb patterned with horseshoe mesostructure[J]. Thin-Walled Structures, 2018, 125: 1–11.

[19] ZHANG W, YIN S, YU T X, et al. Crushing resistance and energy absorption of pomelo peel inspired hierarchical honeycomb[J]. International Journal of Impact Engineering, 2019, 125: 163–172.

[20] HE Q, FENG J, CHEN Y, et al. Mechanical properties of spider-web hierarchical honeycombs subjected to out-of-plane impact loading[J]. Journal of Sandwich Structures & Materials, 2020, 22(3): 771–796.

[21] FRKETIC J, DICKENS T, RAMAKRISHNAN S. Automated manufacturing and processing of fiber-reinforced polymer (FRP) composites: An additive review of contemporary and modern techniques for advanced materials manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2017, 14: 69–86.

[22] ZHANG H Q, WANG S, ZHANG K, et al. 3D printing of continuous carbon fibre reinforced polymer composites with optimised structural topology and fibre orientation[J]. Composite Structures, 2023, 313: 116914.

[23] DAVIM J P, REIS P. Study of delamination in drilling carbon fiber reinforced plastics (CFRP) using design experiments[J]. Composite Structures, 2003, 59(4): 481–487.

[24] LI N Y, LINK G, WANG T, et al. Pathdesigned 3D printing for topological optimized continuous carbon fibre reinforced composite structures[J]. Composites Part B: Engineering, 2020, 182: 107612.

[25] SCHMIDT M P, COURET L, GOUT C, et al. Structural topology optimization with smoothly varying fiber orientations[J]. Structural and Multidisciplinary Optimization, 2020, 62(6): 3105-3126.

[26] WANG T, LI N Y, LINK G, et al. Load-dependent path planning method for 3D printing of continuous fiber reinforced plastics[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2021, 140: 106181.

[27] SAFONOV A A. 3D topology optimization of continuous fiber-reinforced structures via natural evolution method[J]. Composite Structures, 2019, 215: 289–297.

[28] PAPAPETROU V S, PATEL C, TAMIJANI A Y. Stiffness-based optimization framework for the topology and fiber paths of continuous fiber composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2020, 183: 107681.

[29] HUANG Y, TIAN X, ZHENG Z, et al. Multiscale concurrent design and 3D printing of continuous fiber reinforced thermoplastic composites with optimized fiber trajectory and topological structure[J]. Composite Structures, 2022, 285: 115241.

[30] YAO X H, LUAN C C, ZHANG D M, et al. Evaluation of carbon fiber-embedded 3D printed structures for strengthening and structuralhealth monitoring[J]. Materials & Design, 2017, 114: 424-432.

[31] THAKUR A, DONG X Y. Additive manufacturing of 3D structural battery composites with coextrusion deposition of continuous carbon fibers[J]. Manufacturing Letters, 2020, 26: 42–47.

[32] SIEMIŃSKI P. Introduction to fused deposition modeling[M]//Additive Manufacturing. Amsterdam: Elsevier, 2021: 217–275.

[33] CHENG P, PENG Y, LI S X, et al. 3D printed continuous fiber reinforced composite lightweight structures: A review and outlook[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 250: 110450.

[34] 张聘, 王奉晨, 李玥萱, 等. 连续纤 维增强复合材料3D打印技术现状及展望[J]. 航空制造技术, 2023, 66(16): 76-87.

ZHANG Pin, WANG Fengchen, LI Yuexuan, et al. Status and prospects of 3D printing for continuous fiber reinforced composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(16): 76–87.

[35] UEDA M, KISHIMOTO S, YAMAWAKI M, et al. 3D compaction printing of a continuous carbon fiber reinforced thermoplastic[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2020, 137: 105985.

[36] GOH G D, DIKSHIT V, NAGALINGAM A P, et al. Characterization of mechanical properties and fracture mode of additively manufactured carbon fiber and glass fiber reinforced thermoplastics[J]. Materials & Design, 2018, 137: 79–89.

詉

[37] MATSUZAKI R, UEDA M, NAMIKI M, et al. Three-dimensional printing of continuousfiber composites by in-nozzle impregnation[J]. Scientific Reports, 2016, 6: 23058.

[38] ZHANG M Y, TIAN X Y, LI D C. Interfacial transcrystallization and mechanical performance of 3D-printed fully recyclable continuous fiber self-reinforced composites[J]. Polymers, 2021, 13(18): 3176.

[39] HAO W F, LIU Y, ZHOU H, et al. Preparation and characterization of 3D printed continuous carbon fiber reinforced thermosetting composites[J]. Polymer Testing, 2018, 65: 29–34.

[40] MING Y K, DUAN Y G, WANG B, et al. A novel route to fabricate high-performance 3D printed continuous fiber-reinforced thermosetting polymer composites[J]. Materials, 2019, 12(9): 1369.

[41] TIAN X Y, TODOROKI A, LIU T F, et al. 3D printing of continuous fiber reinforced polymer composites: Development, application, and prospective[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2022, 1(1): 100016.

[42] TIAN X Y, LIU T F, YANG C C, et al. Interface and performance of 3D printed continuous carbon fiber reinforced PLA composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2016, 88: 198–205.

[43] YANG C N, HSU S C, KIM C. Improving stego image quality in image interpolation based data hiding[J]. Computer Standards & Interfaces, 2017, 50: 209–215.

[44] LIU T F, TIAN X Y, ZHANG M Y, et al. Interfacial performance and fracture patterns of 3D printed continuous carbon fiber with sizing reinforced PA6 composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2018, 114: 368–376.

[45] BARIŞ VATANDAŞ B, UŞUN A, YILDIZ N, et al. Additive manufacturing of PEEK-based continuous fiber reinforced thermoplastic composites with high mechanical properties[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2023, 167: 107434.

[46] LUO M, TIAN X Y, SHANG J F, et al. Impregnation and interlayer bonding behaviours of 3D-printed continuous carbon-fiber-reinforced poly-ether-ether-ketone composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2019, 121: 130–138. [47] MING Y K, XIN Z B, ZHANG J J, et al. Fabrication of continuous glass fiberreinforced dual-cure epoxy composites via UVassisted fused deposition modeling[J]. Composites Communications, 2020, 21: 100401.

[48] MELENKA G W, CHEUNG B K O, SCHOFIELD J S, et al. Evaluation and prediction of the tensile properties of continuous fiberreinforced 3D printed structures[J]. Composite Structures, 2016, 153: 866–875.

[49] LI N Y, LI Y G, LIU S T. Rapid prototyping of continuous carbon fiber reinforced polylactic acid composites by 3D printing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 238: 218–225.

[50] YANG C C, TIAN X Y, LIU T F, et al. 3D printing for continuous fiber reinforced thermoplastic composites: Mechanism and performance[J]. Rapid Prototyping Journal, 2017, 23(1): 209–215.

[51] LIU X J, SHAN Z D, LIU J H, et al. Mechanical and dielectric properties of continuous glass fiber reinforced poly-ether-ether-ketone composite components prepared by additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2024, 81: 103978.

[52] 秦若森,孙守政,韩振宇,等. 3D 打 印连续纤维增强热塑性复合材料成型质量的 研究进展[J].材料导报,2022,36(17):196-204.

QIN Ruosen, SUN Shouzheng, HAN Zhenyu, et al. 3D printing for continuous fiberreinforced thermoplastic composites: A review on molding quality[J]. Materials Reports, 2022, 36(17): 196–204.

[53] BHANDARI S, LOPEZ-ANIDO R A, GARDNER D J. Enhancing the interlayer tensile strength of 3D printed short carbon fiber reinforced PETG and PLA composites via annealing[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100922.

[54] SHANG J F, TIAN X Y, LUO M, et al. Controllable inter-line bonding performance and fracture patterns of continuous fiber reinforced composites by sinusoidal-path 3D printing[J]. Composites Science and Technology, 2020, 192: 108096.

[55] DUTY C, FAILLA J, KIM S, et al. Z-Pinning approach for 3D printing mechanically isotropic materials[J]. Additive Manufacturing, 2019, 27: 175–184.

[56] TODOROKI A, OASADA T, UEDA M, et al. Reinforcing in the lay-up direction with self-heating for carbon fiber composites fabricated using a fused filament fabrication 3D printer[J]. Composite Structures, 2021, 266: 113815. [57] WU J, CHEN H, WU Q, et al. Surface modification of carbon fibers and the selective laser sintering of modified carbon fiber/nylon 12 composite powder[J]. Materials & Design, 2017, 116: 253–260.

[58] SWEENEY C B, LACKEY B A, POSPISIL M J, et al. Welding of 3D-printed carbon nanotube-polymer composites by locally induced microwave heating[J]. Science Advances, 2017, 3(6): e1700262.

[59] KISHORE V, AJINJERU C, NYCZ A, et al. Infrared preheating to improve interlayer strength of big area additive manufacturing (BAAM) components[J]. Additive Manufacturing, 2017, 14: 7–12.

[60] 任佳军, 孙颖, 鞠博文, 等. 纤维增强热塑性复合材料3D打印研究进展[J]. 复合材料科学与工程, 2023(11): 122–128.

REN Jiajun, SUN Ying, JU Bowen, et al. Research progress in 3D printing of fiber–reinforced thermoplastic composites[J]. Composites Science and Engineering, 2023(11): 122–128.

[61] HOU Z H, TIAN X Y, ZHENG Z Q, et al. A constitutive model for 3D printed continuous fiber reinforced composite structures with variable fiber content[J]. Composites Part B: Engineering, 2020, 189: 107893.

[62] DICKSON A N, BARRY J N, MCDONNELL K A, et al. Fabrication of continuous carbon, glass and Kevlar fibre reinforced polymer composites using additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2017, 16: 146–152.

[63] BETTINI P, ALITTA G, SALA G, et al. Fused deposition technique for continuous fiber reinforced thermoplastic[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017, 26(2): 843– 848.

[64] HU Q X, DUAN Y C, ZHANG H G, et al. Manufacturing and 3D printing of continuous carbon fiber prepreg filament[J]. Journal of Materials Science, 2018, 53(3): 1887–1898.

[65] GAROFALO J, WALCZYK D. In situ impregnation of continuous thermoplastic composite prepreg for additive manufacturing and automated fiber placement[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2021, 147: 106446.

[66] LIU T F, TIAN X Y, ZHANG Y Y, et al. High-pressure interfacial impregnation by micro-screw in situ extrusion for 3D printed continuous carbon fiber reinforced nylon composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2020, 130: 105770. [67] MATSUZAKI R, NAKAMURA T, SUGIYAMA K, et al. Effects of set curvature and fiber bundle size on the printed radius of curvature by a continuous carbon fiber composite 3D printer[J]. Additive Manufacturing, 2018, 24: 93–102.

[68] CLINTON R G. The road to realizing in-space manufacturing[C]//Committee on Space-Based Additive Manufacturing of Space Hardware Meeting. Patras, 2014.

[69] HOYT R P. SpiderFab: An architecture for self-fabricating space systems[C]//Proceedings of

the AIAA SPACE 2013 Conference and Exposition. Reston: AIAA, 2013: AIAA2013–5509.

[70] ADIL S, LAZOGLU I. A review on additive manufacturing of carbon fiber-reinforced polymers: Current methods, materials, mechanical properties, applications and challenges[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2023, 140(7): e53476.

[71] GRADL P R, GREENE S E, PROTZ C, et al. Additive manufacturing of liquid rocket engine combustion devices: A summary of process developments and hot-fire testing results[C]//2018 Joint Propulsion Conference. Reston: AIAA, 2018: 4625.

[72] RINALDI M, GHIDINI T, CECCHINI F, et al. Additive layer manufacturing of poly (ether ether ketone) via FDM[J]. Composites Part B: Engineering, 2018, 145: 162–172.

通讯作者:刘建光,研究员,博士,主要研究方 向为材料加工工艺。

Current Situation and Application Prospect of Additive Manufacturing of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastic Composites

GE Zengru, LIU Jianguang, PENG Junyang, ZHANG Jiazhen

(Beijing Key Laboratory of Civil Aircraft Structures and Composite Materials, COMAC Beijing Aircraft Technology Research Institute, Beijing 102211, China)

[ABSTRACT] Continuous fiber reinforced polymer composites (CFRPCs) have been widely used in the aerospace field due to their advantages of lightweight, high specific strength, and high modulus. However, its manufacturing cost has always been high, and the emergence of additive manufacturing technology has opened up new directions for the design and manufacturing of high-performance, low-cost complex composite structures. This study reviews the design changes, material systems, and process progress brought about by the additive manufacturing technology of CFRPCs, and analyzes the performance defects of CFRPCs in extrusion molding additive manufacturing. Further analysis was conducted through relevant literature on the relationship between extrusion molding additive manufacturing process, microstructure, and performance, providing a reference direction for improving the performance of additive manufacturing of CFRPCs. Furthermore, this article summarizes the typical applications and future prospects of additive manufacturing of CFRPCs. Composite additive manufacturing will continue to play an important role in the application of composite materials in aerospace field.

Keywords: Additive manufacturing (AM); Material extrusion; Continuous fiber reinforced polymer composites (CFRPCs); Process-microstructure-performance; Aerospace

(责编 とと)

| | | <u>ب</u> | 告 | 索 | 引 | |
|---|--------|----------|---------------|-------|-----|---------|
| | 公司: | 名称 | | | 位 置 | 索引号 |
| 覣 | 退因加特纳机 | 械制造有阻 | 良公司 | | 封二 | 24-1032 |
| 其 | 所达拉格公司 | | | | 封三 | 24-1014 |
| 关 | 邓州市钻石精 | 密制造有网 | 良公司 | | 封底 | 24-1067 |
| 눼 | 之京易加三维 | 科技有限2 | い、 | | 1 | 24-1001 |
| 瀁 | 前柏格夹具系 | 统技术(上; | 毎)有限: | 公司 | 3 | 24-1033 |
| 公 | 〕翰内斯・海 | 德汉博士 | (中国)有 | 「限公司 | 5 | 24-1038 |
| 雷 | 官尼绍公司 | | | | 7 | 24-1055 |
| 눼 | 之京东兴润滑 | ·剂有限公司 | ī] | | 9 | 24-1004 |
| 눼 | 2京迪蒙数控 | 技术有限责 | 長任公司 | | 11 | 24-1011 |
| T | 代汉中科创新 | 技术股份有 | 有限公司 | | 13 | 24-1042 |
| 筹 | 5二届广州国 | 际航空维修 | 多工程及均 | 也面服务展 | 162 | 24-1003 |
| 筹 | 第十五届中国 | 国际航空航 | 亢天博览 <i>会</i> | | 164 | 24-1090 |

航空制造技术杂志社 Aeronautical Manufacturing Technology Magazine

创造价值 贡献航空

2025年"复合材料"专刊征稿

选题背景

先进复合材料是应用于飞机、火箭、卫星、飞 船等航空航天飞行器的理想材料。其应用已经成为 评价航空航天器制造水平的重要标准,同时也是提 高航空航天器结构先进性的重要物质基础和先导技 术。为充分探讨复合材料在航空航天领域的发展及 应用,《航空制造技术》继续出版复合材料专刊。 诚挚邀请您对团队的研究成果进行论述,展示最新 的研究进展,以期促进我国航空航天领域复合材料 应用水平的提高。

征稿范围

自动化与低成本制造技术,如数字化制造技术、自动化制造技术、整体化成型技术、液体成型、预浸料拉挤成型技术、纺织复合材料和连续纤维增强热塑性复合材料制造技术等;复合工艺理论与制造模拟,如复合材料传热行为、复合体系传质与传压行为、应力与变形等;高性能增强材料与基体,如碳纤维、硼纤维、陶瓷、SiC、Al₂O₃、TiC、Ti、石墨烯等高性能增强材料,以及树脂基体、金属基体、陶瓷基体等材料。

投稿要求

1. 论文要体现研究前沿、有创新性,综述或研究论文均可。

2. 保证投稿论文的原创性。

3. 投稿论文直接发送至邮箱wangyp662@ avic.com。

截稿日期

本征稿于2025年3月1日截止。

联系方式

责任编辑:王燕萍 联系电话:010-85700707