

1981 年创刊 CSCD,中文核心期刊 Scopus,CA 等数据库收录期刊

ISSN 1005-5053 CODEN HCXUFZ



HANGKONG CAILIAO XUEBAO

2025年 第45卷 第3期



## 陈祥宝

中国工程院院士,中国航发北京航空材料研究院研究员、博士生导师。长期 致力于先进树脂基复合材料领域研究,主持研发耐高温高韧性复合材料、低温固化 高性能复合材料和结构吸波一体化复合材料,突破复合材料制造过程模拟优化和自 动铺放技术,显著提升树脂基复合材料性能和制造技术水平,相关成果在多项航空 型号中得到大量应用,为我国航空装备发展提供重要支撑。获国家技术发明二等奖 2项,国家科技进步二等奖2项,国防科技进步一等奖1项,省部级奖励8项,发表 论文150余篇,授权专利90余项,出版著(译)作13部。

#### 张代军

博士,研究员,先进复合材料重点实验室副主任,中 国航发北京航空材料研究院副总师。主要从事面向航空领 域应用的高性能树脂基复合材料、先进复合材料低成本成 型工艺等方面的研究工作。2015年获得国防科技进步二等 奖1项;2017年获得航空工业集团公司十二五预研三等 功;2021年获得国防科技进步一等奖1项,中国航发集团 科技创新团队三等奖。发表论文71篇,申请专利54项,其 平授权专利32项。



# "高性能热塑性树脂基复合材料" 与题序言

高性能热塑性树脂基复合材料具有轻质、高比强度、高比模量、高抗冲击、可回收及高效低成本制造加 工等特性,成为航空装备等领域实现轻量化与高性能化的关键材料之一。随着新一代低熔融温度、低熔体黏 度聚芳醚酮树脂的研发成功,以及热塑性复合材料激光加热原位成型等创新技术的问世,高性能热塑性树脂 基复合材料在航空航天、人形机器人等领域的应用前景日渐清晰,有望逐步替代传统热固性树脂基复合材料 与铝合金等金属材料,在航空装备主承力结构、人形机器人等领域实现规模化应用。

近年来,在国家重点研发计划、民机科研、装备预研等项目的持续支持下,国内在高性能热塑性树脂研 发、预浸料制造、复合材料自动化成型、热塑性树脂基复合材料焊接技术等方面取得突破性进展,构建了较 为完整的高性能热塑性树脂基复合材料技术创新体系。

为系统呈现该领域最新研究成果,《航空材料学报》特别策划"高性能热塑性树脂基复合材料"专题。 专栏聚焦热塑性树脂基复合材料自动铺放技术、原位成型、先进焊接技术等方向,精选多篇具有代表性的综 述和研究论文。我们期望通过这组专题文章,助力读者全面把握高性能热塑性树脂基复合材料技术的最新发 展动态,深入了解当前基础研究与应用研究的协同创新成果,促进学术交流与技术合作,推动我国高性能热 塑性树脂基复合材料技术实现跨越式发展。

中国航发北京航空材料研究院

机道 了片代子

# 航空材料学报

HANGKONG CAILIAO XUEBAO

#### 双月刊 公开发行

第45卷 第3期 2025年6月

#### 目 次

#### 高性能热塑性树脂基复合材料专题

高性能热塑性树脂基复合材料发展:材料、工艺及应用	•
·······	: (1)
热塑性复合材料电阻焊接技术研究进展 叶 璐,张代军,李 军,栗付平,陈祥宝	(19)
基于自动铺放技术的聚芳醚酮复合材料后处理工艺优化	•
······王成博,张代军,关博文,辛志博,刘 刚,李 军,陈祥宝	(32)
基于自动铺丝技术的 CF/PAEK 热塑性复合材料原位退火工艺	
辛志博,江梦茹,肖 涵,赵 威,张翰林,朱垠晓,杨方鸿,王成博,段玉岗	(43)
国产 T800/聚芳醚酮热塑性复合材料在湿热环境中的老化行为	
·····杨宏茹,王成博,刘 刚,张代军,陈春海,姚佳楠	<b>i</b> (52)
CFRTP 蒙皮桁条构件感应焊接磁-热-力耦合仿真 占小红, 卜珩倡, 罗杰帮, 李晓东	(61)
铝合金表面活化及其与 CF/PEEK 复合材料电阻焊性能 ····································	(75)

#### 综述

机器学习技术在航空材料领域的应用	何	玄,	宋 鹏	,孔征	恵昊,	黄太红,	李	青 (	85)
梯度功能复合材料的研究进展		•••••	•••••	•• 李文	智,	何志平,	曹瑶琴	٤ (1	05)
钛基复合材料的研究进展 杨	宝,王;	春锋,	张泽宇,	,余	涵,	付振坡,	张慧	£ (1	17)

#### 研究论文

石墨烯对填充改性聚四氟乙烯及其复合材料的摩擦磨损影响 ……………………………………朱巧思(155)

#### 责任编辑 王俊丽 陈卉

期刊基本参数: CN 11-3159/V\*1981\*b\*A4\*166\*zh\*P\*¥50.00\*\*13\*2025-06

# JOURNAL OF AERONAUTICAL MATERIALS

# (Bimonthly)

Vol. 45 No. 3 June 2025

## CONTENTS

High-Performance	Thermoplastic	Resin Matrix	Composites	Special To	pic
riigit i ononnanoo	rnonnopiaodo	1 tooli 1 maanix	Compositoo	opeoidi re	pio

Development of high-performance thermoplastic resin-based composites: materials, processes and applications	(1)
Research progress in resistance welding technology of thermoplastic composites	(10)
······· YE Lu, ZHANG Daijun, LI Jun, LI Fuping, CHEN Xiangbao	(19)
Optimization of post-processing of PAEK composites based on automated placement technology WANG Chengbo, ZHANG Daijun GUAN Bowen XIN Zhibo LIU Gang LI Jun CHEN Xiangbao	(32)
Vacuum-assisted <i>in-situ</i> annealing of CF/PAEK composites based on automated placement	(5-)
technology	(43)
Aging behavior of T800/polyaryletherketone(PAEK) thermoplastic composites in hygrothermal	(-)
environments ····································	(52)
Magnetic-thermal-mechanical coupling simulation for induction welding process of CFRTP	(-)
stringer skin structure ······· ZHAN Xiaohong, BU Hengchang, LUO Jiebang, LI Xiaodong	(61)
Surface activation of aluminum alloy on its resistance welding performance with CF/PEEK composites	(75)
Beview	
Application of machine learning technology in field of aviation materials	(85)
Research progress in functionally gradient composite materials	
LI Wenzhi, HE Zhiping, CAO Yaoqin	(105)
Advances in research of titanium matrix composites	(117)
Research Paper	
Effect of laser scanning speed on macroscopic morphology and microstructure of TA15 alloy fabricated by selective laser melting	
LEI Yang, CHEN Bingqing, YAN Taiqi, WU Yu, QIN Renyao, SUN Bingbing	(131)
A first-principles study on influence of elemental doping on mechanical properties in nickel- based single-crystal superalloys PENG Bo, CHEN Yinping, WANG Yu, CHEN Hui, SHI Zhenxue, SONG Yang, ZHANG Fengyang, MATEO Carlos Garcia, CARABALLO Isaac Toda, YANG Zenan, YU Hao	(142)
Effect of graphene on friction and wear of filled modified PTFE and its compositesZHU Qiaosi	(155)

Executive Editor WANG Junli CHEN Hui

第1-18页

第3期

**引用格式:** 晁聪聪, 臧致艺, 佟海滨, 等. 高性能热塑性树脂基复合材料发展: 材料、工艺及应用[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 1-18.

CHAO Congcong, ZANG Zhiyi, TONG Haibin, et al. Development of high-performance thermoplastic resin-based composites: materials, processes and applications [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 1-18.

# 高性能热塑性树脂基复合材料发展: 材料、工艺及应用

# 晁聪聪<sup>1</sup>, 臧致艺<sup>1</sup>, 佟海滨<sup>2</sup>, 姚佳楠<sup>3</sup>, 邹 柯<sup>1</sup>, 王成博<sup>4</sup>, 张代军<sup>4</sup>, 刘 刚<sup>1,2\*</sup>, 陈祥宝<sup>4</sup>

(1. 北京化工大学 先进技术与装备研究院,北京 100029;2. 东华大学 先进低维材料中心,上海 201620;3. 空装驻北京地 区第六军事代表室,北京 100013;4. 中国航发北京航空材料研究院,北京 100095)

摘要:高性能热塑性树脂基复合材料因其优异的力学性能、耐环境、耐介质、可回收性及可实现快速成型等优势,在 航空制造技术领域展现出广阔的应用前景。近年来,随着聚苯硫醚(PPS)、聚醚酰亚胺(PEI)和聚芳醚酮(PAEK) 等高性能热塑性树脂的商品化进程加快,相关预浸料与成型技术不断优化,推动了该类材料在工程技术领域的应 用。本文系统综述高性能热塑性树脂基复合材料的发展现状,重点分析其材料体系及商品化进展、预浸料制备、先 进制造工艺及应用,提出高性能热塑性树脂基复合材料重点发展方向,以期为航空航天等工程技术领域人员提供 参考,推动高性能热塑性树脂基复合材料的创新发展与应用。 关键词:高性能热塑性复合材料;预浸料;成型工艺;航空应用

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000084

中图分类号: V258; TB332 文献标识码: A

文章编号:1005-5053(2025)03-0001-18

# Development of high-performance thermoplastic resin-based composites: materials, processes and applications

CHAO Congcong<sup>1</sup>, ZANG Zhiyi<sup>1</sup>, TONG Haibin<sup>2</sup>, YAO Jianan<sup>3</sup>, ZOU Ke<sup>1</sup>, WANG Chengbo<sup>4</sup>, ZHANG Daijun<sup>4</sup>, LIU Gang<sup>1,2\*</sup>, CHEN Xiangbao<sup>4</sup>

(1. Institute of Advanced Technology and Equipment, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China; 2. Center for Advanced Low-dimension Materials, Donghua University, Shanghai 201620, China; 3. The Sixth Military Representative Office of the Airborne Equipment Department in Beijing, Beijing 100013, China; 4. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** High-performance thermoplastic resin-based composites have shown broad application prospects in the aviation manufacturing technology due to their excellent mechanical properties, environmental resistance, chemical resistance, recyclability, and rapid molding. In recent years, with the accelerated commercialization of high-performance thermoplastic resins such as polyphenylene sulfide(PPS), polyetherimide(PEI), and polyaryletherketone(PAEK), the related prepregs and molding technologies have been continuously optimized, promoting the industrial application of such materials. This paper systematically reviews the current development status of high-performance thermoplastic resin-based composites, focusing on their material systems and commercialization progress, prepreg preparation, advanced manufacturing technology and application. It proposes key development directions for high-performance thermoplastic resin matrix composites, in order to provide reference for personnel in engineering and technical fields such as aerospace, and promote the innovative development and application of high-performance

thermoplastic resin matrix composites.

Key words: high performance thermoplastic composites; prepreg; forming process; aerospace application

高性能热塑性树脂基复合材料,近年来在工业领域,展现出优越的综合性能<sup>[1]</sup>。其高强度、耐环境侵蚀、良好的抗疲劳性及可回收加工特性,使其在航空航天领域的技术突破和产品升级中发挥关键作用<sup>[24]</sup>。此外,较短的成型周期和较高的生产效率,也契合现代制造业对于高效制造的追求,展现出显著的成本优势<sup>[5]</sup>。但国内在高性能热塑性复合材料专用树脂的产业布局方面仍存在不足。在预浸料制备工艺上,"熔体法"和"粉末法"等主流技术已取得显著进展,但高黏度树脂的浸渍难题以及纤维浸渍效率和均匀性问题仍需进一步优化。成型技术方面,热压成型、自动铺放成型、自动缠绕成型及焊接技术等已逐渐成熟,但国内在高精度数控缠绕设备、自动铺放设备及工程化应用方面与国外先进水平仍存在较大差距。

基于上述背景,本文系统综述高性能热塑性树 脂基复合材料的发展现状,涵盖高性能热塑性树脂 体系及商品化发展、预浸料制备工艺及多种先进成 型技术(如热压成型、自动铺放成型、缠绕成型等) 的研究进展和应用实例,旨在为后续研究提供系统 的参考,助力高性能热塑性树脂基复合材料的创新 发展与应用。

### 1 商品化高性能热塑性树脂发展与 性能

高性能热塑性树脂可实现多次加热熔融、冷却 固结的重复加工过程,适用于高效制造和自动化生 产。此外,其优异的韧性使其在结构材料应用中展 现出巨大潜力。高性能热塑性树脂商品化发展应 用主要集中在聚苯硫醚(poly phenylene sulfide, PPS)、聚芳醚酮(poly aryl ether ketone, PAEK)类 半结晶型聚合物和聚醚酰亚胺(poly ether imide, PEI)类非晶型聚合物,相关基础物性见表 1<sup>[6-11]</sup>。

Property	Methods	PPS (Fortron <sup>®</sup>	PEEK (Victrex	PEKK	LMPAEK (Victrex	PEI (Illtem <sup>TM</sup>
	Wiethous	0320)	PEEK 450G)	PEKK 7002 )	103 PWD )	1040P )
$T_{\rm m}$ /°C	ISO 11357	280	343	338	303	
Tensile strength/MPa	ISO 527	90	98	114	91	90
Tensile modulus/GPa	ISO 527	3.5	4.0	3.9	3.8	3.0
Flexural strength/MPa	ISO 178	145	165	168	146	150
Flexural modulus/GPa	ISO 178	4.2	3.8	3.9	3.2	3.0
Izod impact strength/ ( $kJ \cdot m^{-2}$ )	ISO 180/1A	2.6	8.0	5	7.6	
$T_{\rm g}$ / °C	ISO 11357	90	143	162	156	217

表 1 高性能热塑性树脂基础物性<sup>[6-11]</sup> Table 1 Characteristics of high-performance thermonlastic resins<sup>[6-11]</sup>

20世纪 60年代, PPS<sup>[12]</sup>作为首个实现工业化 量产的高耐热结晶型热塑性树脂进入应用阶段。 尽管早在 1897年法国化学家 Grenvesse 便实现其 合成,但直至美国 Phillips 石油公司突破并完善硫 化钠法工艺后, PPS 才因其优异的耐化学腐蚀、自 阻燃等特性而成为汽车发动机组件系统、电气系统 和新能源汽车动力电池模组的优选材料。PPS 全 球产能长期由日本 DIC、Toray 和比利时 Solvay 等 企业主导,我国直至 2013年浙江新和成建成首条 千吨级产线才填补空白。

20世纪80年代, PEI的诞生填补了非晶型树

脂在高温领域的性能短板。美国通用电气(GE)公司历经10年研发,于1982年推出商品名为ULTEM<sup>®</sup>的 PEI树脂<sup>[13]</sup>,其长期使用温度达170~200℃,兼 具燃烧时低烟雾、低毒性气体释放、高阻燃性与尺 寸稳定性,因而迅速在航空飞行器内饰件与医疗器 械领域获得应用。截至2019年,SABIC通过收购 GE 塑料业务垄断全球65%以上市场。与此同时, 国内上海合成树脂研究所开发的牌号为PEI-YS30 的树脂,凭借优异的耐水解性能小规模在军工部件 中实现应用。

20世纪 90年代至 21世纪初, PAEK 家族(主

要包括 PEEK、PEKK 和 LMPAEK 等, 分子结构见 图 1)凭借其卓越的综合性能表现, 重塑高性能热 塑性树脂行业格局。英国 Victrex 公司推动聚醚醚 酮(poly ether ether ketone, PEEK)工业化, 其连续 使用温度最高可达 240 ℃, 可耐受除浓硫酸外的绝 大多数化学试剂, 使其能够应用于航空结构件与石 油钻探部件。吉林大学于 1990 年取得国内首个 PEEK 合成专利并建立 PEEK 小规模生产线, 标志 着我国开始踏入这一尖端领域。相较于 PEEK, 聚 醚酮酮(poly ether ketone ketone, PEKK)因加工温 度略低、热稳定性良好等特性, Solvay 与 Arkema 的 PEKK 产品被 NASA 认证用于太空舱部件。在 此之后,为进一步攻克 PEEK 及 PEKK 高熔体黏 度、高加工温度的工艺瓶颈, Victrex 开发的低熔融 温度聚芳醚酮(low melting temperature poly aryl ether ketone, LMPAEK)<sup>[14-15]</sup>则通过降低约 50 ℃ 的加工温度提高工艺适用性同时兼顾耐热性<sup>[16]</sup>,助 推航空复合材料自动铺放工艺结构件的制备。 2016 年后,中研股份、吉大特塑等企业实现 PEEK 量产,国产产能突破千吨,但目前国内围绕高性能 热塑性复合材料所专用的 LMPAEK 树脂相关产业 布局较少。汤原海瑞特工程塑料有限公司在国内 率先推出 LMPAEK 树脂,年产 500 吨,已经开始在 航空领域形成小批量稳定供货。



图 1 PAEK 类树脂分子结构 Fig. 1 Molecular structure of PAEK resins

高性能热塑性树脂发展历程见图 2。近年来, 针对热塑性复合材料所用的高性能热塑性树脂,其 发展重心转向工艺适配与可持续性,LMPAEK 与 PEKK 通过分子结构改性降低熔融温度,匹配自 动铺放/自动缠绕-热压一体化设备,使航空结构件 生产周期缩短约 30%;国产化进程同步加速,万吨 级 PPS 基地(新和成二期)、千吨级 PEI 产线建设 试图突破产能限制,而目前国内也已对标 Victrex LMPAEK 树脂的性能特点完成了国产 LMPAEK 树脂量产及工程验证。



图 2 商品化高性能热塑性树脂发展简图



2 预浸料制备工艺

高性能热塑性树脂熔融温度高、熔体黏度大,

其预浸料制备的关键在于提高树脂对增强纤维的 浸渍程度及效率<sup>[17]</sup>。热塑性树脂预浸料主流制备 方法是"熔体法"和"粉末法",此外,热塑性预 浸料技术发展历程中,还出现过包括"溶液法"、 "纤维混杂法"和"薄膜层叠法"等技术,以适应 不同应用需求。

#### 2.1 熔体法

"熔体法"作为最早推出且最先实现工程应 用的热塑性树脂预浸料制备技术,其核心原理是通 过加热使树脂熔融,在熔融状态下均匀浸渍增强纤 维<sup>[18-19]</sup>,具有树脂含量控制精确、纤维准直性高、 无溶剂残留且工艺成本低的优势,尤其适用于 PPS、 PEEK 等结晶型热塑性树脂的预浸料生产。然而, 该方法仅用于生产单向纤维预浸料,且要求树脂熔 融温度低、熔体黏度适中并具备良好的纤维浸润 性,同时熔融过程中不发生化学反应,以保证树脂 的化学稳定性<sup>[20]</sup>。

Cytec 公司(后被 Solvay 收购)于 20 世纪 80 年 代推出的 APC 系列预浸料即为"熔体法"的典型 代表,也是最早进入成熟应用的高性能热塑性预浸 料。采用"熔体法"制造的预浸料 APC-2(碳纤维 增强聚醚醚酮 CF/PEEK),利用高温高压热压罐成 型,应用于 F22 战斗机舱门、武器舱门、口盖和发 动机通道等非承力结构,最大限度发挥热塑性复合 材料优异的抗冲击韧性。然而,"熔体法"的技术 挑战集中于高黏度树脂与连续纤维的均匀浸渍问 题,树脂需在毫米级纤维束间隙与微米级单丝孔隙 中充分渗透<sup>[21]</sup>,其中后者因孔隙微小成为工艺控制 难点,同时牵引过程中纤维张力不均易导致局部树 脂富集。为此,浸渍温度、浸渍压力与牵引速度的 精准调控成为关键。浸渍温度需平衡树脂黏度与 热降解风险,增加浸渍压力有助于树脂渗透,但过 高压力会导致纤维张力不均,引发弯曲缺陷。牵引 速度能够控制纤维在浸渍区的停留时间,时间越 长,浸润效果越好,但速度过低可能降低生产效率。

国外"熔体法"的发展主要集中在浸渍模具的优化。1982年首次采用该工艺制备单向 CF/PEEK 预浸料后, Nygard 等<sup>[22]</sup> 对模具进行优化,将浸渍速率提升至 10 m/min, Prime 在纤维束入口处安装快门, 控制浸渍流程。2010年至今, 该技术趋于成熟, Toray 公司进一步建立纤维预处理装置, 实现预 浸料厚度和宽度的精确控制。

国内"熔体法"技术起步较晚但进展显著。 北京航空材料研究院于1994年最早建立熔融浸渍 装置的基础体系。此后,北京航空航天大学团队自 主研制出一条"熔体法"生产连续纤维增强热塑 性预浸料的中试生产线,采用对称热辊挤出技术实 现 CF/PEEK 预浸料纤维体积分数稳定(产量达 100 m<sup>2</sup>/8 h), 无需高温模压与精密张力控制。无锡 智上新材料科技有限公司采用"熔体法"制备出 连续碳纤维增强 PPS 复合材料预浸料, 孔隙率低且 树脂含量可控。近年来, 北京航空材料研究院与东 华大学、北京化工大学联合团队成功研发了 LMPAEK 预浸料的"熔体法"制备工艺并实现稳 定连续生产。

#### 2.2 粉末浸渍法

"粉末浸渍法"作为连续纤维增强热塑性预 浸料的重要制备技术,将树脂粉末高效分散并附着 于纤维表面,具有生产效率高、工艺稳定且易于控 制的优点。"粉末浸渍法"可分为"悬浮液浸渍 法(泥浆法)"、"流态化床浸渍工艺"和"静电流 态化床浸渍工艺"<sup>[23]</sup>。

"悬浮液浸渍法"是应用最为广泛的工艺之 一,核心步骤为将树脂粉末及其他添加剂配制成悬 浮液,随后使连续碳纤维通过浸胶槽或喷涂装置, 再经高温烘干定型制成预浸料。该工艺研究重点 在分散系配方和工艺参数优化,核心是粒径小且均 匀的树脂粉末与表面活性剂、水等均匀混合成悬浮 液。溶剂能有效浸渍纤维、减少磨损,利用毛细管 效应使树脂粉末进入纤维束间,降低加工难度、提 高成型质量,但需额外去除溶剂工艺,部分溶剂挥 发会污染环境。日本东邦公司(Toho Tenax)提出 制备 CF/PEEK 预浸料的分散剂种类、悬浮液浓度 及浸渍时间,推动了该技术发展<sup>[24]</sup>。近年来,水相 分散体系成为研究重点<sup>[25]</sup>。采用"悬浮液浸渍 法"制备 PEEK 复合材料时,非离子表面活性剂可 润湿粉末、避免颗粒絮凝。Song 等<sup>[26]</sup> 研究了悬浮 液稳定性,选用 TritonX-100 和聚乙二醇(PEG)两 种非离子表面活性剂混合制备 PEEK 水悬浮液和 CF/PEEK 复合材料。结果表明, 两种表面活性剂协 同空间位阻效应使 PEEK 悬浮液稳定时间超 50 min, 制备的 PEEK 复合材料质量稳定, 纤维体 积分数约 60%,弯曲强度达 1336 MPa, 层间剪切强 度(ILSS)为 106 MPa。TenCate 公司(后被 Toray 收购)研发的 TC 系列预浸料采用"悬浮液浸渍 法"工艺路线,如TC1200等牌号,但是这种方法 需要制备 PAEK 树脂超细粉体, 预浸料生产成本较 高,目前主要集中于高端领域。国内中国航空制造 技术研究院也进行了相关技术验证并开展材料、工 艺研究工作。

"流态化床浸渍工艺"通过气流悬浮树脂粉 末,使纤维穿过流化室时吸附粉末,再经熔融、冷却 定型,具有设备简单、连续生产的特点,树脂利用率

5

高且含量可调,但纤维张力不均易导致粉末分布缺陷。"静电流态化床浸渍工艺"则进一步引入静电发生器,通过电荷吸附增强树脂粉末与纤维的结合力,提升沉积均匀性,但其设备复杂度与能耗较高。

粉末浸渍技术优势在于树脂熔融停留时间短、 浸渍效率高、成本低,适用于大规模生产。然而,该 方法的可行性取决于热塑性树脂能否经济、便捷地 加工成粉末,且树脂粒径越小,加工成本越高。此 外,纤维的有限张力难以确保树脂均匀分散,导致 树脂粉末的吸附与富集不均,从而影响预浸料内部 树脂分布,形成孔隙<sup>[27]</sup>。

#### 2.3 溶液法

"溶液法"通过将热塑性树脂溶解于特定溶 剂形成低黏度溶液浸渍纤维,随后加热去除溶剂制 备预浸料<sup>[28]</sup>,工艺简单但受限于树脂可溶性及溶剂 污染问题。以 PEEK、PEKK 为例, 其仅溶于浓硫酸 等高腐蚀性溶剂,制约了"溶液法"制备预浸料的 应用<sup>[29-30]</sup>。为此,研究者通过分子改性拓展树脂的 溶剂适配性。Li 等<sup>[31]</sup> 将氨基引入杂萘联苯聚醚酮 (PPEK)制备出氨基化杂萘联苯聚醚酮(PPEK-NH<sub>2</sub>), 使其可溶于 N-甲基吡咯烷酮(NMP)并与杂 萘联苯聚醚砜(PPBES)共混,制得的 CF/PPBES 预 浸料层间剪切强度与弯曲强度较未改性材料提升 13%~17%。陈平团队<sup>[32]</sup>采用 N, N-二甲基乙酰胺 (DMAc)溶解聚芳醚砜酮(PPESK),浸渍碳纤维制 得预浸料,推动该工艺在航空航天领域的应用。然 而溶剂残留导致的孔隙率升高<sup>[33]</sup>、烘干能耗与环 保隐患仍阻碍其工业化应用<sup>[34]</sup>。

#### 2.4 纤维混杂法

"纤维混杂法"通过将树脂纤维与增强纤维 物理混合突破高黏度树脂浸渍难题,在编织过程 中,纤维容易出现断裂损伤和屈曲<sup>[35]</sup>,导致复合材 料性能受到影响,此外树脂纤维和增强纤维之间明 显的界面及复合均匀性难以保证,导致其界面状态 不如粉末浸渍法。"纤维混杂法"包括"混纤 法"和"混编法",其中,"混纤法"<sup>[36]</sup>将树脂纤 维与增强纤维合股成束后熔融定型,可灵活调节纤 维/基体比例,但受限于树脂成纤性及纺丝高温导 致的流动性下降<sup>[37]</sup>;"混编法"则将树脂纤维与碳纤 维编织成混合织物,利用热压使树脂熔融渗透<sup>[38]</sup>。

#### 2.5 薄膜叠层法

"薄膜叠层法"则通过交替堆叠树脂薄膜与 纤维织物加热加压浸渍,缩短树脂渗透路径<sup>[39]</sup>。该 方法要求树脂薄膜稳定均匀,在国际市场上,其价 格甚至高于热塑性预浸料<sup>[40]</sup>。该工艺需精准平衡 温度、压力与时间,压力过高会压缩纤维间隙阻碍 树脂渗透,而温度过高则引发树脂降解,导致力学 性能下降。尽管成本高昂,其工艺稳定性仍使其在 特定高精度场景中占据一席之地,且仅用于生产织 物型预浸料。

"熔体法"和"粉末法"都具有生产效率高、 环保性好、成本控制佳、产品质量稳定以及对高性 能热塑性树脂适用性强等优势,因此尽管已出现过 多种预浸料工艺,但目前只有这两种工艺实现规模 应用,未来随着自动化、智能化和环保型材料的应 用,预浸料制备技术将进一步提升,满足各行业对 高性能复合材料的需求。

#### 3 商品化高性能热塑性预浸料发展

预浸料可通过铺层设计优化性能,充分发挥树 脂基复合材料的可设计性<sup>[41-42]</sup>。热塑性预浸料在 20世纪就用于制造复合材料部件,尤其在军事和国 防领域占据重要地位。经过一系列的并购整合,近 年来主要由 Solvay 和 Toray 主导相关业务并形成 全产业链优势。代表性产品如 Toray Cetex<sup>®</sup> TC1100 等碳纤维增强聚苯硫醚(CF/PPS)预浸料、Toray Cetex<sup>®</sup> TC1200 等 CF/PEEK 预浸料以及 Solvay APC 系列产品覆盖航空航天高端应用,相关预浸料性能 如表 2<sup>[43-45]</sup> 所示。

#### 3.1 PPS 热塑性预浸料

20世纪90年代起, PPS预浸料<sup>[46]</sup>开始应用于 航空领域。目前, Toray Cetex<sup>®</sup>TC1100系列PPS 预浸料产品成熟度较高,包括单向带及玻璃纤维织 物增强聚苯硫醚(GFF/PPS)、碳纤维织物增强聚苯 硫醚(CFF/PPS)热塑性预浸料,在航空领域应用广 泛。Barrday公司生产预浸料牌号为TU100PPS TAPE,此外, Teijin和Solvay等企业开发的热塑性 预浸料也实现商业化。目前工程应用的PPS 热塑 性预浸料多由国外企业提供,国内企业如苏州挪 恩、亨博、韩塑、无锡智上等也已推出CF/PPS 单向带,未来将批量化生产,有望打破国外垄断,降 低成本,并推动国产材料在多领域的应用。

#### 3.2 PAEK 类热塑性预浸料

PAEK 类热塑性预浸料是应用最为广泛的高性能热塑性复合材料,发展流程见图 3。Toray 的 PEEK 预浸料产品齐全,包括碳纤维、玻璃纤维和碳纤维织物增强的热塑性预浸料,牌号为Toray Cetex<sup>®</sup> TC1200。Solvay 和 Barrday 以单向带为主,

Table 2         Performance of commercialized high-performance thermoplastic prepregs         [43-45]							
Property	Methods	CF/PPS (Toray Cetex <sup>®</sup> TC1100)	CF/PEI ( APC PEI )	CF/PEEK (APC-2)	CF/LMPAEK (Toray Cetex <sup>®</sup> TC1225)		
0° tensile strength/MPa	ASTM D 3039	2020	2000	2070	2410		
0° tensile modulus/GPa	ASTM D 3039	134	131	138	135		
90° tensile strength/MPa	ASTM D 3039	39		90	86		
90° tensile modulus/GPa	ASTM D 3039	10		10.2	10		
0° compressive strength/MPa	ASTM D 6641	1100	1100	1360	1300		
0° compressive modulus/GPa	ASTM D 6641	117	117	124	124		
90° flexural strength/MPa	ASTM D 7264	68			152		
0° flexural strength/MPa	ASTM D 7264		1930	2000			
Interlaminar shear strength/MPa	ASTM D 2344				96.5		
In plane shear strength/MPa	ASTM D 3518	82	138	186	152		
In plane shear modulus/GPa	ASTM D 3518	3.5	5	5.7	4.3		
Open-hole tensile strength/MPa	ASTM D 5766			386	448		
Open-hole compressive strength/MPa	ASTM D 6484	267		324	310		
Compression after impact/MPa	ASTM D 7137	216	352	338	310		

表 2 商品化高性能热塑性预浸料性能<sup>[43-45]</sup>

	110110		10				10	
0° compressive strength/MPa	ASTM	I D 6641	1100	110	00	1360	1300	
0° compressive modulus/GPa	ASTM	I D 6641	117	1	17	124	124	
90° flexural strength/MPa	ASTM	I D 7264	68				152	
0° flexural strength/MPa	ASTM	I D 7264		193	30	2000		
Interlaminar shear strength/MPa	ASTM	[ D 2344					96.5	
In plane shear strength/MPa	ASTM	I D 3518	82	13	38	186	152	
In plane shear modulus/GPa	ASTM	I D 3518	3.5		5	5.7	4.3	
Open-hole tensile strength/MPa	ASTM	I D 5766				386	448	
Open-hole compressive strength/MPa	a ASTM	I D 6484	267			324	310	
Compression after impact/MPa	ASTM	I D 7137	216	3.	52	338	310	
Cytec commercializes APC-2 PEEK prepreg Mid 1980s	Tencate TC1225	has develo PAEK prej 2013	oped oreg	Beijing I in collal and Techno carbor	nstitute of Aer poration with I Beijing Univer plogy, has intro n fiber reinford	ronautical Donghua I rsity of Ch oduced co ced PAEK	Materials, Jniversity emical ntinuous prepreg	•
199 Cytec began to p	Os produce		Victrex lau	2015 unches AE250		2019		-

# Fig. 3 Diagram of the development process of PAEK thermoplastic prepregs

图 3 PAEK 类热塑性预浸料发展流程图

如 APC-2、TU200。 Teijin 推 出 Tenax<sup>®</sup>-E TPUD PEEK-HTS45 单 向 带 和 Tenax<sup>®</sup>-E TPWF PEEK-HTA40 织物增强产品。国内江苏韩塑等公司也提 供 PEEK 预浸料产品。

商品化 PEKK 热塑性预浸料产品以单向带为 主, 牌号有 Toray Cetex<sup>®</sup> TC1320、APC(PEKK-FC)、 TU300 PEKK TAPE。在 LMPAEK 热塑性预浸料 方面,国外主要供应商是 Toray、Victrex,如以碳纤 维增强单向带等形式销售的 Toray Cetex<sup>®</sup>TC1225 和 VICTREX AE™250。国内北京航空材料研究院 与东华大学、北京化工大学合作成功开发出 CF/LMPAEK 预浸料生产线,并实现小批量产及工 程验证,相关产品性能见表3。

#### 3.3 PEI 热塑性预浸料

目前 PEI 热塑性预浸料<sup>[47]</sup> 的商业化产品主要

由 Toray、Solvay 和 Barrday 等公司提供, Toray 主 要提供碳纤维织物增强聚醚酰亚胺(CFF/PEI)和玻 璃纤维织物增强聚醚酰亚胺(GFF/PEI)热塑性预浸 料, 牌号为 Toray Cetex<sup>®</sup>TC1000。Solvay 和 Barrday 则分别提供碳纤维增强聚醚酰亚胺(CF/PEI)单向 带, 牌号为 APC<sup>TM</sup>(PEI)和 TU400 PEI TAPE。国内 关于 PEI 预浸料的商业化应用很少, 现有产品多为 科研领域的基础研究成果,尚未形成较为成熟的商 品化市场,这主要与国内 PEI 树脂的工程化技术水 平及应用领域限制有关。

#### 高性能热塑性复合材料成型工艺 4 发展及应用

自 1951 年首次采用玻璃纤维增强聚苯乙烯 (GF/PS)制造复合材料以来,连续纤维增强高性能

Table 3	Table 3 Properties of domestic CF/LMPAEK thermoplastic prepreg						
Property	Methods	Domestic T700/LMPAEK	Domestic T800/LMPAEK	HS6/ LMPAEK	EW110C/ LMPAEK		
0° tensile strength/MPa	ASTM D 3039	2456	2997	1169	317		
0° tensile modulus/GPa	ASTM D 3039	143	174	65	18		
90° tensile strength/MPa	ASTM D 3039	70	73		345		
90° tensile modulus/GPa	ASTM D 3039	10	9		18		
0° compressive strength/MPa	ASTM D 6641	1208	1382	1260	408		
0° compressive modulus/GPa	ASTM D 6641	125	149	61	23		
90° compressive strength/MPa	ASTM D 6641	179	182		398		
90° compressive modulus/GPa	ASTM D 6641	10.6	9.8		23.6		
0° flexural strength/MPa	ASTM D 7264	1695	1461	1247	425		
0° flexural modulus/GPa	ASTM D 7264	143	133	48	22		
Interlaminar shear strength/MPa	ASTM D 2344	90	90	83	63		
In plane shear strength/MPa	ASTM D 3518	71	68	68	71		
In plane shear modulus/GPa	ASTM D 3518	4.6	3.5	4.0	3.2		
Open-hole tensile strength/MPa	ASTM D 5766	479	509				
Open-hole compressive strength/MPa	ASTM D 6484	310	310				
Compression after impact/MPa	ASTM D 7137	348	370				

表 3 国产 CF/LMPAEK 热塑性预浸料性能 Table 3 Properties of domestic CF/LMPAEK thermoplastic prepre

热塑性复合材料因其高强度、耐环境性、可再加工 性和良好抗冲击、耐疲劳性能等优势<sup>[48]</sup>,受到广泛 关注,同时成型周期短、生产效率高,广泛应用于航 空航天、海洋装备及交通运输等领域<sup>[49-50]</sup>。在航空 制造技术领域中,可用于前缘、舱门、口盖等易受 冲击或需频繁装卸的部位,有效弥补热固性复合材 料层间韧性不足、抗冲击性和开孔性能较差的缺 陷<sup>[51-56]</sup>。

然而,由于树脂黏度高导致成型难度大、树脂 含量难以控制等问题,使得低成本、高效制造工艺 成为研究重点<sup>[57]</sup>。近年来,随着高性能热塑性树脂 体系的突破与成型工艺的创新,两者间的深度协同 推动了材料从实验室迈向规模化生产。目前成熟 的主流工艺包括热压、自动铺放、自动缠绕及焊接 成型等。

#### 4.1 热压成型

热压成型工艺是目前应用最广泛的热塑性复 合材料成型技术,已获波音(Boeing)、空客(Airbus) 等公司的认证,并成熟应用于多种民用飞机<sup>[58]</sup>。根 据加热加压方式不同,可分为热压罐成型和模压成 型。航空领域的复合材料结构件超 80% 采用热压 罐成型,包括机身、方向舵、尾翼、升降舵、机翼蒙 皮等<sup>[59]</sup>。该工艺能提供均匀的温度与压力场<sup>[60]</sup>, 因此产品成型质量稳定可靠,适用于大型复杂结构件。模压成型<sup>[61]</sup>工艺工序简便,成型周期短、能耗低、成本较低,适用于加工预浸料或纤维编织物与树脂薄膜层叠料等片材<sup>[62]</sup>,主要适用于结构简单的制品,如机身连接框、蒙皮角片、活动面及操纵面的肋板等,对于形状复杂的制件仍存在成型难度,限制了其在高端制造中的应用<sup>[63]</sup>。相比热压罐成型,该工艺在时间和成本上更具优势<sup>[64]</sup>。

研究发现<sup>[65-71]</sup>, 热压工艺制备的 CF/PEEK 复 合材料抗冲击损伤能力和耐摩擦性能优异, 湿热处 理后弯曲及压缩性能几乎不受影响。因此可以代 替传统金属材料应用于复杂的海洋环境中, 如船用 螺旋桨、轴系及传动部件等船舶推进系统。热塑性 复合材料结构通过热压成型工艺, 在 Boeing、 Airbus、Fokker 等公司所生产的飞机中得到广泛应 用, 如机身、整流罩、升降舵和方向舵等部件<sup>[59]</sup>。 德国 Xperion 公司使用连续模压成型工艺, 为 Airbus A330/A340 飞机研制出室内侧壁板横杆扣 件(图 4)<sup>[72]</sup>。该结构件选用 CF/PEI 热塑性复合材 料, 与传统铝合金制件相比减重约 50%, 成本降低 约 21%。Airbus A340-500/600 飞机的机翼前缘结 构采用 TenCate 提供的 GF/PPS 复合材料, 通过热 压成型实现结构减重 20%<sup>[73]</sup>。随着技术成熟, Airbus A380 机翼前缘广泛应用玻璃纤维增强聚苯 硫醚(GF/PPS)热塑性复合材料,每架 A380 包含 16个前缘组件(长 3~4 m),由蒙皮和加强筋条构 成。蒙皮采用自动铺放成型,加强筋由 GF/PPS "半预浸料"层压板热压成型,并优化筋条设计, 实现超过 20% 的减重。



图 4 Xperion 公司研制的 CF/PEI 热塑性复合材料卡扣<sup>[72]</sup> Fig. 4 CF/PEI thermoplastic composite clip manufactured by Xperion<sup>[72]</sup>

湾流 G650 飞机的方向舵和升降舵由 Fokker 航空公司采用 Toray Cetex®CF/PPS 预浸料热压成 型制造,这些部件通过高温热压罐固化,并通过感 应焊接技术连接至蒙皮和梁,铰链则采用钛合金 3D 打印制造,该技术荣获 JEC2010 创新奖,目前已 有超过 500 架 G650 正在服役,证明了热压成型及 感应焊接工艺的可靠性。此外,巴西航空工业公司 (Embraer)飞鸿 100 公务机的水平尾翼肋由 TenCate 提供的 CF/PPS 制造,进一步证明该工艺的应用优 势。基于热压成型的热塑性复合材料也广泛应用 于民机副翼肋等结构件,在成型周期、成本和减重 方面展现出显著优势。

#### 4.2 自动铺放成型

自动铺放原位成型(automated fiber placement,

AFP)在实际生产中常与热压工艺相结合制备性能 合格的产品。自动铺放工艺可以分为自动铺丝和 自动铺带两类,与传统方法相比,该技术可高效、高 质量制造大型复杂构件,并依托数字化控制确保纤 维铺设方向的精准性。近年来,激光加热技术的应 用提升了热塑性复合材料铺放效率,使其成为关键 技术之一。成型过程中需将基体加热至熔融温度, 对熔融温度超过 300 ℃ 的基体常采用激光、热风 枪和闪光灯等加热源<sup>[74-75]</sup>。

红外激光器(波长约 1000 nm)广泛应用于 AFP 成型技术,可提供高达 600 ℃ 的加热温度,适 用于 PEI、PAEK 等热塑性树脂基复合材料成型。 通过调节激光功率和铺放速度可控制加热温度,进 而优化结晶度和最终制品性能。热风枪加热利用 热对流作用,使材料缓慢升温,尽管效率较低,但成 本较低,适用于熔融温度较低的纤维增强热塑性复 合材料。近年来,HUMM3 快速闪光系统等新型热 源技术得到发展,英国贺利氏光源研发的 HUMM3 系统可实现与激光加热相似的加热效率,并通过脉 冲光精确控制传热,具备更高的安全性和应用潜力。

国外在热塑性复合材料 AFP 成型技术方面起 步较早,已形成较成熟的技术体系。美国 Automated Dynamics 公司采用 AFP 原位成型技术生产热塑性 复合材料制品,年产量超 5 吨。2021 年,德国航空 航天中心(DLR)公布其热塑性复合材料自动铺丝 设备进展(图 5(a))<sup>[76]</sup>,采用 CF/PPS 预浸料,纤维 体积分数 55%,预浸料宽 12.7 mm、厚 0.19 mm,设 备包括 6 轴机器人,采用半导体激光加热。同年, 澳大利亚新南威尔士大学研发出一款采用热风枪 加热的机器人式自动铺放设备<sup>[77]</sup>。2021 年起,美 国 Electroimpact(EI)公司<sup>[78]</sup> 多次发布其热塑性复 合材料铺丝机进展。2021 年 1 月该公司推出 "Scorpion"模块化系列设备(图 5(b))<sup>[79]</sup>,可用于



图 5 DLR 的热塑性复合材料自动铺丝设备(a)<sup>[76]</sup> 和美国 EI 公司 Scorpion 铺放系统(b)<sup>[79]</sup> Fig. 5 Automatic thermoplastic composite placement equipment of DLR(a)<sup>[76]</sup> and scorpion laying system of American EI company(b)<sup>[79]</sup>

铺放热固性、热塑性及干纤维材料。2022年2月, 美国 NIAR-WSU大学和 Victrex 公司联合使用 EI 公司铺丝机为 AFP 成型技术提供 NCAMP 材料 和工艺认证,推进工业化应用。

国内在热塑性复合材料 AFP 成型技术方面研 究起步较晚。20世纪 90年代,北京航空材料研究 院针对热塑性预浸带和火焰辅助自动铺放技术展 开研究。南京航空航天大学也对热风枪加热低熔 融温度热塑性复合材料的 AFP 工艺进行了验证 (图 6(a))<sup>[80]</sup>。近年来,西安交通大学团队自主研 发了原位成型设备<sup>[75,81]</sup>。2018年,该团队研制出 激光加热单通自动铺放设备,系统研究铺放压力等 工艺参数对制品质量的影响。2021年,开发国内首 台闪光系统加热机器人式自动铺放设备(图 6(b)), 温度可达到 800 ℃,压力可超过 1000 N,满足 PPESK 等高性能基体成型需求<sup>[81]</sup>。



图 6 南京航空航天大学自动铺放工艺试验机(a)<sup>[80]</sup> 和西安交通大学研发的六通道闪光系统加热原位成型设备(b)<sup>[81]</sup> Fig. 6 Automatic laying process testing machine of Nanjing University of Aeronautics and Astronautics(a)<sup>[80]</sup> and the six-channel flash system *in-situ* forming equipment for heating developed by Xi'an Jiaotong University(b)<sup>[81]</sup>

荷兰国家航空航天实验室(NLR)采用 TC1320 CF/PEKK 预浸料经 AFP 工艺成型制备发动机短舱 吊梁(图 7(a))<sup>[82]</sup>。短舱吊梁长 6 m, 厚度 28 mm, 和原金属短舱吊梁相比, 热塑性复合材料短舱吊梁 显著降低制造成本和减轻结构质量。航天领域中 DLR主导的 ATEK 项目中, 以设计可重复使用、可 回收的航天器部件为目标, 将火箭结构中的铝金属 部件替换成 CF/PEEK 复合材料(图 7(b)), 并成功 用于探空火箭的测试, 显著降低生产成本<sup>[83]</sup>。

欧盟 Clean Sky 2 计划 "多功能机身验证件" (MFFD)项目交付的热塑性上机身段(图 8)<sup>[84]</sup>, 采

用激光辅助加热技术原位固结成型,无需传统的真 空袋或热压罐工艺,明显提高了生产效率。尽管 AFP 原位成型技术取得显著进展,但仍面临孔隙含 量高、结晶度难控、层间性能差及翘曲变形等问 题。原位成型构件孔隙含量平均3%~5%,而热压 罐和热压处理的构件可低于0.5%<sup>[85]</sup>。要满足航空 航天领域孔隙含量低于1%的要求,仍需进一步优 化工艺,以提升产品质量和可靠性。

因此,在航空领域实际应用过程中,常将热压 成型或真空袋工艺与自动铺放工艺相结合,既能提 高生产效率,又能进一步满足复合材料结构件质量



图 7 TC1320 成型发动机短舱吊梁(a)<sup>[82]</sup>和 ATEK 项目中的火箭(上)以及被 CF-PEEK 热塑性 复合材料替代的旧铝合金部件(下)(b)<sup>[83]</sup>

Fig. 7 TC1320 molded nacelle pylon(a)<sup>[82]</sup> and ATEK rocket(above) and reference module in original and CFRP replacement form(below)(b)<sup>[83]</sup>



图 8 MFFD 项目交付机身段<sup>[84]</sup> Fig. 8 Fuselage segment for the MFFD project<sup>[84]</sup>

要求。MFFD项目的下半机身段以及地板梁等结构件的制造先使用自动铺放工艺快速铺层,再放入 热压罐内进行固结。

如今, AFP 自动化原位成型设备的发展伴随更 低熔融温度与熔体黏度树脂(如 LMPAEK)的研发 与工程化应用, 工艺难度与成本逐步降低, 生产效 率稳步提升, 应用前景广阔。然而, 国内在高性能 预浸料、自动铺放设备及工程化应用方面仍与国外 存在差距, 需加强技术攻关以推动产业化进程。

#### 4.3 自动缠绕成型

自动缠绕成型通过将浸有热塑性树脂的纤维 丝束在加热状态下按设定角度缠绕在芯模上,成型 后脱模得到最终产品。该工艺适用于回转体结构 制造,在圆柱形管道、压力容器、火箭发动机外壳 等领域应用广泛。

早期缠绕技术主要用于热固性复合材料,因其 树脂黏度低易于纤维浸渍,但需后固化且不可二次 成型。相比之下,热塑性复合材料可原位固结,且 可重复加热成型,成为自动化制造的研究重点。预 浸料经激光加热后缠绕,随后加热加压以消除层间 空隙,提高致密性。激光加热缠绕的温度场受激光 功率、辐照角度、能量分布等因素影响,需精准控 制以降低孔隙率、减少翘曲变形,提高层间结合性 能。图 9 为激光加热自动缠绕成型设备<sup>[86]</sup>。

20世纪80年代,随着连续纤维热塑性树脂浸 渍技术的突破,热塑性缠绕成型工艺开始发展<sup>[87]</sup>。 Dupont公司研究了预浸料缠绕/后固化工艺,采用 网格状预浸带进行初步成型,随后在非回转模具中 加热熔融并固结以提高密实度。德国AFPT GmbH公司研发的单带缠绕头(STWH)、容器缠绕 头(VWH)及环形绕组头(RWH)(图10)<sup>[88]</sup>广泛应 用于自动缠绕成型。STWH可精准控温,实现张力 与压辊固结力的连续调节;VWH专用于热塑性压 力容器缠绕;RWH适合集成旋转生产线,实现高效



图 9 激光加热自动缠绕成型设备<sup>[86]</sup> Fig. 9 Laser heating automatic winding molding equipment<sup>[86]</sup>

连续制造。欧美国家已将该技术应用于航天部 件、风力发电机叶片和深海压力容器等高端制造 领域。

随着能源危机问题的加剧,氢能作为一种无污染且燃烧值高的清洁能源受到世界各国的重视。 我国一系列政策推动了氢能源汽车的发展,同时氢能源汽车的飞速发展也对储氢气瓶提出更高的要求。经过50多年的发展,储氢气瓶已经从钢瓶发展到复合材料气瓶,安全性得到显著提高。复合材料气瓶经缠绕后固结成型,加拿大Dyneteck企业推出的Dynecell储氢气瓶创新采用铝合金内胆结构,外层采用高强度碳纤维复合材料缠绕成型。该产品可在-45~85℃之间实现安全使用。目前该企业已掌握70MPa级复合材料高压储氢气瓶的规模化生产能力。

国内相关团队在热塑性复合材料缠绕成型工 艺方面也开展了相关研究工作。南京航空航天大 学开展了热塑性复合材料铺放及大张力成型方面 的验证性工作,近10年来,完成热气炬、红外、超 声、激光等不同热源自动铺放-缠绕原位固结成型 技术研究工作,形成热塑性复合材料结构设计、材 料开发、成型工艺、专用装备等成套自主知识产权 技术。其中,基于国产 T800 级碳纤维增强热塑性 复合材料大张力缠绕原位成型的部分产品已经实 现装备列装。辽宁省先进树脂基复合材料制备技 术重点实验室<sup>[89]</sup>采用在线溶液浸渍缠绕/原位固结 工艺制备 PPESK 复合材料套筒部件和 NOL 环,并 研究出 GF/PEK-C 复合材料的原位固化缠绕成型 工艺,分析工艺参数对 NOL 环 ILSS 的影响。近年 来,哈尔滨工业大学等单位开展了基础研究,西安 交通大学研制出六轴机器人驱动的自动缠绕设备, 并采用激光辅助加热实现原位固化成型。

总体而言,国内热塑性复合材料缠绕成型及相





图 10 德国 AFPT 公司研发的热塑性复合材料缠绕设备<sup>[88]</sup> (a)单带缠绕头;(b)容器缠绕头;(c)环形绕组头 Fig. 10 Thermoplastic composite winding equipment developed by German AFPT company<sup>[88]</sup> (a)single-tape winding head; (b)vessel winding head; (c)annular winding head

关设备研究起步较晚,设备自动化、工艺控制及工 程化应用方面与国际先进水平仍有较大差距,尤其 在高精度数控缠绕设备领域存在一定的不足<sup>[90]</sup>。 未来需加强产学研用协同攻关,推动工程化应用, 以提升先进复合材料自动化制造水平。

#### 4.4 焊接技术

热塑性树脂可多次加热冷却而不影响其力学性能,因此焊接技术与热塑性树脂及其复合材料极为匹配,其连接强度与传统连接方式相同或更佳。 焊接方法包括电阻焊接<sup>[91]</sup>、感应焊接<sup>[92]</sup>及超声波 焊接<sup>[93-94]</sup>等。有效焊接依赖于理解材料物理特性和对焊接过程中温度和压力的精确控制,以确保焊 接质量满足工业应用需求<sup>[95]</sup>。

国外焊接技术研究开展较早,并成功应用于航 空结构件的制造。Xiao等<sup>[96]</sup>通过优化工艺,使用 APC-2预浸料制作加热元件焊接 CF/PEEK 复合材 料,层合板单搭接剪切强度达到 33.9 MPa。考虑到 热固性复合材料的广泛应用及不同材料结合的优 势,焊接技术也被用于连接热固性和热塑性复合材 料,该过程通过在热固性层压板表面共固化热塑性 聚合物层实现,如 PEI、聚砜等热塑性材料用于提 高环氧树脂韧性,但该工艺面临避免热固性聚合物 在高温下热降解的挑战。Villegas 等<sup>[97]</sup>提出基于 超声波焊接工艺,缩短加热时间至几十到几百毫 秒,从而有效防止热降解。部分学者则采用浸渍热 塑性薄膜的纤维织物涂覆热固性复合材料层压 板。Ageorges等<sup>[98]</sup>研究了焊接压力、时间、功率等 对单搭接接头强度的影响,绘制出 GF/PEI 复合材 料层合板焊接功率与时间关系的工艺窗口,发现合 适的工艺窗口能获得较大的单搭接剪切强度,并指 出失效模式通常为加热元件或层合板撕裂。研究 还发现,焊接长度增加时,电流泄漏会导致强度下 降,通过使用 GF/PEI 夹层绝缘可以消除泄漏,从而 实现大尺寸焊接。

电阻焊接和感应焊接广泛用于航空组件制造 装配,降低了装配时间和成本。电阻焊接通过在待 连接零件之间植入电阻加热体,通过电阻发热熔融 基体实现连接。如 Airbus A340-600 和 A380 机翼 前缘(图 11)<sup>[99]</sup>、A400M 军用运输机驾驶员座舱板 主操纵面、Fokker50 支线客机主起落架舱门均通过 电阻焊接组装。2021 年, DLR 与 Airbus 合作,采用 电阻焊接实现一种集成机身交叉件框架与夹板的 焊接,该结构由 CF/PAEK 制成(图 12)<sup>[100]</sup>。

感应焊技术通过交变电磁场作用于焊接面,使 材料产生感应电流并发热,从而实现熔化连接。碳 纤维自身具备感应发热能力,但为了更有效地将感 应生热集中在连接界面,通常还需要额外添加感应 发热元件。Clean Sky 2 计划中多功能机体演示器



图 11 A380 飞机机翼前缘<sup>[99]</sup> Fig. 11 A380 J-shaped head<sup>[99]</sup>

的法兰盘、Fokker公司湾流 G650型公务机和 Dassault Systèmes公司 F6X 的方向舵和升降舵、湾 流 G650 尾翼、Bell V-280 Valor 倾转旋翼机的方向 舵和 Airbus A220 的油箱检修板等由感应焊接组 装<sup>[101]</sup>。此外,感应焊接技术还用于汽车保险杠、仪 表盘等热塑性部件的连接和组装。2020年,一级飞 机制造商 Aernnova Aerospace 使用自动感应焊接 实现集成门壁板结构的制造。2021年,美国 Qarbon Aerospace 公司采用感应焊接制造机翼盒结构,焊 接速度达到 0.75 m/min。同年 Airbus 的一级供应 商 Stelia Aerospace 联合其下游厂商,使用连续感应 焊接设备,实现长达 1 m 的弯曲机身面板的制造 (图 13(a))<sup>[102]</sup>。2022年,荷兰 KVE Composites 公司采用焊接制造尺寸达 0.6 m×0.6 m 的弧形扭 转箱子(图 13(b))<sup>[103]</sup>,该构件多道曲面与平面 感应焊缝,验证了感应焊接工艺对复杂结构的高适 应性。



图 12 感应焊接制造曲面集成机身交叉件<sup>[100]</sup> Fig. 12 Induction welding to manufacture curved integrated fuselage cross parts<sup>[100]</sup>



图 13 感应焊接制备 1 m 弯曲机身面板(a)<sup>[102]</sup> 和感应焊接制造弧形扭转箱(b)<sup>[103]</sup> Fig. 13 Induction welding preparation of 1 m curved fuselage panel(a)<sup>[102]</sup> and induction welding fabrication of arc-shaped torsion box(b)<sup>[103]</sup>

超声波焊接(图 14)<sup>[104]</sup>作为一种新兴的热塑 性复合材料连接与修复技术,具有快速、高效等优势,能够在不到 5 s 的时间内形成热塑性复合材料 焊接接头,因此适用于点焊。随着基于机器人应用 的连续化超声焊接技术的推出,也为超声波焊接在 大型结构中的应用提供了可能性。北京理工大学 团队以带有开孔损伤的 CF/PPS 热塑性复合材料为 研究对象,采用超声波焊接外部补片修复<sup>[105]</sup>。实

验发现,当焊接时间控制在 1.25~1.5 s 时,修复后的样品拉伸强度较未修复的损伤样品提升约 40%, 弯曲强度更是提高了约 115%。同时,超声波焊接 修复显著降低了损伤区域周边的应力集中,有效缓 解应力集中现象。

在航空领域,热塑性复合材料从次承力结构向 主承力部件发展。但大厚度构件(如 28 mm 吊梁) 的焊接热传导不均、多材料混合界面的结晶度差异



图 14 纤维增强热塑性复合材料的超声波焊接示意图<sup>[104]</sup> (a)超声波焊机;(b)焊接阶段 Fig. 14 Schematic diagram of USW of FRTPs<sup>[104]</sup> (a)ultrasonic welder;(b)welding stages during the welding process

等问题仍制约技术普及。可以预见,焊接与热压工 艺的协同进化将持续释放高性能热塑性复合材料 的潜能,推动高端装备制造向更轻、更强、更智能 的方向跨越。

#### 5 结束语

高性能热塑性复合材料的制造技术始终与树 脂体系的演进紧密交织。材料方面,从最初工艺难 度较大,成本较高的 PEEK 作为基体树脂的复合材 料体系,向着具有较低工艺温度及制造成本的,以 较低熔融温度 LMPAEK 作为基体树脂的复合材料 体系发展;工艺方面,耗能、耗时且制造成本居高不 下的热压罐工艺,已向着高效率低成本自动铺放/ 缠绕原位成型、自动化焊接成型技术发展。未来发 展方向将聚焦于以下 3 个方面:

(1)低成本工程应用:持续开展高性能热塑性 复合材料应用基础和工程应用研究,发展完善低成本 自动铺放/缠绕原位成型、整体结构自动化焊接技术, 降低高性能热塑性复合材料制造成本,推动高性能热 塑性复合材料在航空航天装备主承力结构应用。

(2)多功能一体化:高性能热塑性复合材料将 朝着多功能一体化方向发展,在保持优异力学性能 的同时,融入电磁屏蔽等功能,使复合材料产品更 好地满足航空航天等领域的复杂需求。

(3)绿色可持续发展:随着环保意识的日益增强,高性能热塑性复合材料一方面将致力于优化回收技术,提高复合材料的可回收性,另一方面应积极探索生物基与可降解材料,降低对传统石油基原料的依赖,进而减少碳排放。

#### 参考文献:

- [1] NISHIDA H, CARVELLI V, FUJII T, et al. Thermoplastic vs. thermoset epoxy carbon textile composites
   [C]//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Tokyo: IOP Publishing, 2018, 406(1): 012043.
- [2] 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 X G, YU Y, LI S M, et al. Application of advanced thermoplastic resin matrix composites in aerospace[J]. Fiber Composites, 2011, 28(2): 44-47.
- [3] YAO S S, JIN F L, RHEE K Y, et al. Recent advances in carbon-fiber-reinforced thermoplastic composites: a review[J]. Composites Part B, 2018, 142: 241-250.
- [4] GABRION X, PLACET V, TRIVAUDEY F, et al. About the thermomechanical behaviour of a carbon fibre reinforced high-temperature thermoplastic composite
   [J]. Composites Part B, 2016, 95: 386-394.
- [5] MANTELL S C, SPRINGER G S. Manufacturing process models for thermoplastic composites [J]. Journal of Composite Materials, 1992, 26(16): 2348-2377.
- [6] CELANESE. CAMPUS plastics | datasheet FORTRON® 0320[EB/OL].(2024-12-20)[2025-05-07].https://www. campusplastics.com/campus/en/datasheet/FORTRON%2 00320/Ticona/163/4cb0bd46/US.
- [7] VICTREX.450GTMPEEK[victrex[EB/OL].[2025-05-07]. https://www.victrex.com/zh-hans/products/polymers/ peek-polymers/450g.
- [8] ARKEMA. PEKK polyetherketoneketone | arkema global [EB/OL]. [2025-05-07]. https://www.arkema.com/ global/en/products/product-families/pekk-kepstan/.
- [9] VICTREX. VICTREX LMPAEK<sup>™</sup> polymer 103 PWD-

- [10] SABIC. ULTEM<sup>™</sup> resin 1040P-SABIC material finder [EB/OL]. (2023-11-09) [2025-05-07]. https://materialfinder.sabic-specialties.com/material/ultem-resin-1040p.
- [11] KAYGINOK F, KARABAL M, YILDIZ A, et al. CNT reinforced PEI and PEEK nanocomposites: a comparison on the thermal and rheological properties [J]. Polymer Testing, 2024, 137: 108519.
- [12] 万涛.聚苯硫醚的合成与应用[J]. 弹性体, 2003, 13(1): 38-43.
   WAN T. Synthesis and application of PPS[J]. Elastomers, 2003, 13(1): 38-43.
- [13] 王新威,胡祖明,刘兆峰. 聚醚酰亚胺的性能、聚合与 纺丝研究[J]. 材料导报, 2007, 21(增刊1): 408-412.
  WANG X W, HU Z M, LIU Z F. Performance, polymerization and spinning research of PEI[J]. Materials Review, 2007, 21(Suppl 1): 408-412.
- [14] CARLILE D R, LEACH D C, MOORE D R, et al. Mechanical properties of the carbon fiber/PEEK composite APC-2/AS-4 for structural applications [M]// G M NEWAZ. Advances in Thermoplastic Matrix Composite Materials. Pennsylvania; ASTM International. 1989.
- [15] JOGUR G, NAWAZ KHAN A, DAS A, et al. Impact properties of thermoplastic composites[J]. Textile Progress, 2018, 50(3): 109-183.
- [16] YAP T, HEATHMAN N, PHILLIPS T, et al. Additive manufacturing of polyaryletherketone(PAEK) polymers and their composites[J]. Composites Part B, 2023, 266: 111019.
- [17] 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 Y, XU J, YUAN C X, et al. Research on the automatic fiber placement process of continuous fiber reinforced PPS prepreg and the properties of thermoplas-
- tic composites [J]. Fiber Composites, 2020, 37(1): 3-9. [18] 顾子琛. 喷熔法碳纤维聚苯硫醚预浸料的制备及性能 表征[D]. 天津: 中国民航大学, 2020. GU Z C. Preparation and characterization of melt-spun carbon fiber/ PPS prepregs[D]. Tianjin: Civil Aviation University of China, 2020.
- [19] STUDER J, DRANSFELD C, CANO J J, et al. Effect of fabric architecture, compaction and permeability on through thickness thermoplastic melt impregnation[J]. Composites Part A, 2019, 122: 45-53.
- [20] CHEN J, WANG K, DONG A, et al. A comprehensive study on controlling the porosity of CCF 300/PEEK

composites by optimizing the impregnation parameters [J]. Polymer Composites, 2018, 39(10): 3765-3779.

- [21] MA Y, JIN S, UEDA M, et al. Higher performance carbon fiber reinforced thermoplastic composites from thermoplastic prepreg technique: heat and moisture effect[J]. Composites Part B, 2018, 154: 90-98.
- [22] NYGARD P, GUSTAFSON C G. Continuous glass fiber-polypropylene composites made by melt impregnation: Influence of processing method[J]. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2004, 17(2): 167-184.
- [23] 秦滢杰, 韩建平, 陈书华. 热塑性复合材料原位成型工 艺及关键技术[J]. 宇航材料工艺, 2019(1): 9-14.
  QIN Y J, HAN J P, CHEN S H. *In-situ* molding process and key technologies for thermoplastic composites[J].
  Aerospace Materials & Technology, 2019(1): 9-14.
- [24] KOSUDA H, NAGATA Y, ENDOH Y. Method for producing carbon fiber reinforced thermoplastic resin product: EP19870118842[P]. 1994-09-28.
- [25] 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 Y, SUN M C, ZHANG S Y, et al. Research progress of continuous carbon fiber reinforced high-per-

formance thermoplastic composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2022, 39(9): 4274-4285.

- [26] SONG J, 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.
- [27] 田振生, 刘大伟, 李刚, 等. 连续纤维增强热塑性树脂 预浸料的研究进展[J]. 玻璃钢/复合材料, 2013(7): 53-58.
   TIAN Z S, LIU D W, LI G, et al. Research progress on

ITAN 2 3, ETO D w, ETO, et al. Research progress on continuous fiber reinforced thermoplastic resin prepreg [J].
[J]. Fiber Reinforced Plastics/Composites, 2013(7): 53-58.

- [28] VAIDYA U K, CHAWLA K. Processing of fibre reinforced thermoplastic composites [J]. International Materials Reviews, 2008, 53(4): 185-218.
- [29] SON Y, CHUN Y S, WEISS R A. Improvement of the processability of poly(ether ketone ketone) by the addition of a thermotropic liquid crystalline polymer[J]. Polymer Engineering and Science, 2004, 44(3): 541-547.
- [30] HOFFMANN T, POSPIECH D, HÄUSSLER L, et al. Novel phosphorous-containing aromatic polyethers-synthesis and characterization[J]. Macromolecular Chemistry and Physics, 2005, 206(4): 423-431.

- [31] LI N, ZONG L, WU Z, et al. Compatibilization effect of aminated poly(phthalazinone ether ketone) s in carbon fiber-reinforced copoly(phthalazinone ether sulfone) s composites[J]. Polymer Composites, 2018, 39(11) : 4139-4147.
- [32] 孙明, 陈平, 刘扬, 等. 连续纤维增强聚芳醚砜酮复合 材料的性能[J]. 纤维复合材料, 2004, 21(1): 3-6.
  SUN M, CHEN P, LIU Y, et al. Properties of continuous fiber reinforced polyarylethersulfoneketone composites[J]. Fiber Composites, 2004, 21(1): 3-6.
- [33] LIU Y, ZHOU X, WANG Z. Effect of isothermal heat treatment on crystallinity, tensile strength and failure mode of CF/PPS laminate[J]. High Performance Polymers, 2021, 33(5): 497-508.
- [34] 滕凌虹,曹伟伟,朱波,等.纤维增强热塑性树脂预浸料的制备工艺及研究进展[J].材料工程,2021,49(2):42-53.
  TENGLH, CAOWW, ZHUB, et al. Preparation technology and research progress of fiber reinforced thermoplastic resin prepregs[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(2):42-53.
- [35] 蔡浩鹏, 王钧, 段华军. 热塑性复合材料制备工艺概述
  [J]. 玻璃钢/复合材料, 2003(2): 51-53.
  CAI H P, WANG J, DUAN H J. Overview of the preparation process for thermoplastic composites[J]. Fiber Reinforced Plastics/Composites, 2003(2): 51-53.
- [36] KALDENHOFF R, WULFHORST B. New developments and applications of textile reinforcements for composite materials[J]. Indian Journal of Fibre and Textile Research, 1997, 22(4): 255-258.
- [37] 方立. 连续纤维增强热塑性复合材料制备及其性能的研究[D]. 上海: 华东理工大学, 2012.
   FANG L. Study on the preparation and properties of continuous fiber reinforced thermoplastic composites[D].
   Shanghai: East China University of Science and Technology, 2012.
- [38] 安学锋,张明,唐邦铭,等.柔性混编预浸料制造热塑性复合材料加筋结构[J].航空材料学报,2006,26(3):217-221.
   AN X F, ZHANNG M, TANG B M, et al. Manufactur-

ing of thermoplastic composite stiffened structures using flexible hybrid prepreg[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(3): 217-221.

- [39] ZHANG J, REYNOLDS C, PEIJS T. All-poly (ethylene terephthalate) composites by film stacking of oriented tapes[J]. Composites Part A, 2009, 40(11) : 1747-1755.
- [40] 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. LIU Y K, GU Z C, WANG Z P. Preparation process and

development trends of continuous fiber reinforced thermoplastic prepregs[J]. China Plastics, 2022, 36 (2):172.

- [41] 郭云竹. 热塑性复合材料研究及其在航空领域中的应用[J]. 纤维复合材料, 2016, 33(3): 20-23.
  GUO Y Z. Research on thermoplastic composites and their applications in the aerospace field[J]. Fiber Composites, 2016, 33(3): 20-23.
- [42] MILLER P H, SHADE J E. Analysis, fabrication, and testing of a composite bladed propeller for a naval academy yard patrol (YP) craft[R]. Annapolis, MD: U.S. Naval Academy, 2005.
- [43] TORAY ADVANCED COMPOSITES. Toray Cetex® TC1100-toray advanced composites[EB/OL]. (2024-07-30) [2025-05-07]. https://www.toraytac.com/product-explorer/products/u0I7/Toray-Cetex-TC1100.
- [44] TORAY ADVANCED COMPOSITES. Toray Cetex® TC1225-toray advanced composites[EB/OL].(2025-02-19) [2025-05-07]. https://www.toraytac.com/productexplorer/products/gXuK/Toray-Cetex-TC1225.
- [45] SOLVAY. Aerospace thermoplastic composite qualifications[EB/OL]. [2025-05-07]. https://www.solvay.com/ en/chemical-categories/our-composite-materials-solutions/thermoplastic-composites/aerospace-tpc.
- [46] 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 F Z, ZHANG C, YIN L, et al. Research progress of PPS-based composites[J]. Plastics Science and Technology, 2015, 43(5): 90-94.
- [47] 钱明球. 聚醚酰亚胺的研发现状与应用前景[J]. 合成 技术及应用, 2011, 26(3): 30-33.
  QIAN M Q. Current research and development status and application prospects of PEI[J]. Synthesis Technology and Application, 2011, 26(3): 30-33.
- [48] 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, 56(15): 32-35.
   ZHANG T. Application of high-performance thermoplastic composites in structural components of large passenger aircraft[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013, 56(15): 32-35.
- [49] 陈祥宝. 先进树脂基复合材料的发展和应用[J]. 航空 材料学报, 2003, 23(增刊1): 198-204.
  CHEN X B. Development and application of advanced resin-based composite materials[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23(Suppl 1): 198-204.
- [50] 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.
  SHI X H. Application of thermoplastic composites based on hot press forming process in civil aircraft[J].
  [J]. Science & Technology Vision, 2019(9): 4-6.

- [51] 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.
- [52] 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.
- [53] FRIEDRICH K. Carbon fiber reinforced thermoplastic composites for future automotive applications [C]// AIP Conference Proceedings. New York: AIP Publishing, 2016, 1736(1): 020001.
- [54] SUDHIN A, 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.
- [55] 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.
- [56] YU K, MOROZOV E V, ASHRAF M A, 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.
- [57] 孙银宝,李宏福,张博明. 连续纤维增强热塑性复合材料研发与应用进展[J]. 航空科学技术, 2016(5): 1-7. SUN Y B, LI H F, ZHANG B M. Application of highperformance thermoplastic composites in structural components of large passenger aircraft[J]. Aeronautical Science & Technology, 2016(5): 1-7.
- [58] KHURSHID M F, HENGSTERMANN M, HASAN M M B, et al. Recent developments in the processing of waste carbon fibre for thermoplastic composites —a review[J]. Journal of Composite Materials, 2020, 54(14): 1925-1944.
- [59] 邢丽英,蒋诗才,周正刚.先进树脂基复合材料制造技术进展[J].复合材料学报,2013,30(2):1-9.
  XING L Y, JIANG S C, ZHOU Z G. Progress in advanced resin-based composite materials manufacturing technology[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013,30(2):1-9.
- [60] 王汝敏,郑水蓉,郑亚萍.聚合物基复合材料及工艺
  [M].北京:学出版社,2004.
  WANG R M, ZHENG S R, ZHENG Y P. Polymerbased composite materials and processes[M]. Beijing: Science Press, 2004.
- [61] ARQUIER R, ILIOPOULOS I, RÉGNIER G, et al. Consolidation of continuous-carbon-fiber-reinforced

PAEK composites: a review[J]. Materials Today Communications, 2022, 32: 104036.

- [62] SUN G, KONG X, WANG Z, et al. Experimental investigation into stamping of woven CF/PP laminates: influences of molding temperature on thermal, mesoscopic and macroscopic properties[J]. Composite Structures, 2021, 263: 113507.
- [63] WAKEMAN M, MÁNSON J E. Composites manufacturing-thermoplastics[M]//Design and Manufacture of Textile Composites. London: Elsevier. 2005: 197-241.
- [64] 陈宏达,曹东风,胡海晓,等.连续纤维增强热塑性复合材料热压成型工艺研究进展[J].航空制造技术,2023,66(15):24-37.
  CHEN H D, CAO D F, HU H X, et al. Research progress on hot pressing process of continuous fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(15): 24-37.
- [65] VIEILLE B, CASADO V M, BOUVET C. Influence of matrix toughness and ductility on the compression-afterimpact behavior of woven-ply thermoplastic- and thermosetting-composites: a comparative study[J]. Composite Structures, 2014, 110: 207-218.
- [66] VIEILLE B, CASADO V M, BOUVET C. About the impact behavior of woven-ply carbon fiber-reinforced thermoplastic- and thermosetting-composites: a comparative study[J]. Composite Structures, 2013, 101: 9-21.
- [67] VIEILLE B, AUCHER J, TALEB L. Comparative study on the behavior of woven-ply reinforced thermoplastic or thermosetting laminates under severe environmental conditions[J]. Materials & Design, 2012, 35: 707-719.
- [68] SELZER R, FRIEDRICH K. Mechanical properties and failure behaviour of carbon fibre-reinforced polymer composites under the influence of moisture [J]. Composites Part A, 1997, 28(6): 595-604.
- [69] CHOQUEUSE D, DAVIES P, MAZéAS F, et al. Aging of composites in water: comparison of five materials in terms of absorption kinetics and evolution of mechanical properties[M]// High Temperature and Environmental Effects on Polymeric Composites: 2nd Volume. Pennsylvania: ASTM International, 1997.
- [70] ARHANT M, DAVIES P. 2-thermoplastic matrix composites for marine applications [M]//PEMBERTON R, SUMMERSCALES J, GRAHAM-JONES J. Marine Composites. London: Woodhead Publishing. 2019: 31-53.
- [71] WANG Z, GAO D. Comparative investigation on the tribological behavior of reinforced plastic composite under natural seawater lubrication[J]. Materials & Design, 2013, 51: 983-988.
- [72] GARDINER G. Aerospace-grade compression molding

[EB/OL].(2010-06-30) [2025-05-19]. https://www. compositesworld.com/articles/aerospace-grade-compression-molding.

- [73] OFFRINGA A. New thermoplastic composite design concepts and their automated manufacture: aeronautics[J]. JEC Composites, 2010(58): 45-49.
- [74] BOON Y D, JOSHI S C, BHUDOLIA S K. Filament winding and automated fiber placement with in situ consolidation for fiber reinforced thermoplastic polymer composites[J]. Polymers, 2021, 13(12): 1951.
- [75] ZHANG C, DUAN Y, XIAO H, et al. The effects of processing parameters on the wedge peel strength of CF/PEEK laminates manufactured using a laser tape placement process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 120(11): 7251-7262.
- [76] SCHIEL I, RAPS L, CHADWICK A R, et al. An investigation of *in-situ* AFP process parameters using CF/LM-PAEK[J]. Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science, 2020, 6(4): 191-197.
- [77] OROMIEHIE E, GAIN A K, PRUSTY B G. Processing parameter optimisation for automated fibre placement (AFP) manufactured thermoplastic composites[J].
   Composite Structures, 2021, 272: 114223.
- [78] ASSADI M D. High speed AFP processing of thermoplastics[C]// SAMPE neXus Proceedings. California: Society for the Advancement of Material and Process Engineering-North America, 2021.
- [79] SLOAN J. Electroimpact launches plug-and-play AFP system [EB/OL].(2021-01-06) [2025-04-14]. https:// www.compositesworld.com/products/electroimpactlaunches-plug-and-play-afp-system.
- [80] 宋清华,刘卫平,肖军,等. 热塑性复合材料自动铺放 工艺参数分析与优化[J]. 复合材料学报, 2018, 35(5):1149-1157.
  SONG Q H, LIU W P, XIAO J, et al. Analysis and optimization of process parameters for automatic placement of thermoplastic composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(5): 1149-1157.
- [81] ZHANG C, DUAN Y, JOSHI S C, et al. Multi-objective optimization of HUMM3-assisted ICAT repass treatment using Taguchi method in DoE[J]. Composites Part A, 2024, 180: 108051.
- [82] Anon. NLR designs large composite aircraft part [EB/OL].(2017-03-08)[2025-05-20].https://www.helis. com/database/news/nlr\_composite/[^d0m1q6tkfv3tl8h8 nv00^].
- [83] CHADWICK A R, DREHER P N, PETKOV I, et al. A fibre-reinforced thermoplastic primary structure for sounding rocket applications[C]//SAMPE Europe Con-

ference 2019. Nantes, France: SAMPE Europe, 2019.

- [84] DLR. MFFD-using thermoplastics to replace aluminium in aircraft construction [EB/OL].(2023-07-18) [2025-04-14]. https://www.dlr.de/en/latest/news/2023/03/mffdthermoplastics-instead-of-aluminium-in-aircraft-construction.
- [85] DONOUGH M J, ST JOHN N A, PHILIPS A W, et al. Process modelling of *in-situ* consolidated thermoplastic composite by automated fibre placement—a review[J]. Composites Part A, 2022, 163: 107179.
- [86] NEHLS G. Conbility delivers pre-pro 3D tape winding head to bilsing automation [EB/OL].(2021-11-21)[2025-05-20]. https://www.compositesworld.com/news/conbility-delivers-pre-pro-3d-tape-winding-head-to-bilsingautomation [^d0m1cfc6toifu417834g^].
- [87] 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 B L, CHEN P, LI W, et al. Preparation of advanced thermoplastic resin matrix composite prepregs and fiber winding molding technology[J]. Fiber Composites, 2009, 26(1): 43-48.
- [88] CICCARELLI L. TCC22 presentation [EB/OL]. [2025-05-20]. https://acmanet.org/wp-content/uploads/2024/ 02/TCC22-presentation-LCiccarelli-FINAL.pdf.
- [89] 李伟,高维佳,陈平,等. 连续纤维增强 PEK-C 复合材料缠绕成型工艺及性能研究[J]. 固体火箭技术,2011,34(2):261-264.
  LI W, GAO W J, CHEN P, et al. Study on the winding process and properties of continuous fiber reinforced PEK-C composites[J]. Solid Rocket Technology, 2011,34(2):261-264.
- [90] 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 C G, SHE J J, GAO X K, et al. Analysis of the current status and application trends of thermoplastic composite winding technology[J]. Engineering Plastics Application, 2023, 51(8): 184-188.

- [91] STAVROV D, BERSEE H. Resistance welding of thermoplastic composites-an overview [J]. Composites Part A, 2005, 36(1): 39-54.
- [92] AHMED T, STAVROV D, BERSEE H, et al. Induction welding of thermoplastic composites—an overview[J]. Composites Part A, 2006, 37(10): 1638-1651.
- [93] SURESH K, 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(1/2/3): 138-146.

- [94] TAO W, SU X, WANG 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.
- [95] RHODES P. Thermoset composite receives highest UL temperature rating[J]. Reinforced Plastics, 2009, 53(5):44-45.
- [96] XIAO X, HOA S, STREET K. Processing and modelling of resistance welding of APC-2 composite[J].
   Journal of Composite Materials, 1992, 26(7): 1031-1049.
- [97] VILLEGAS I F, Van MOORLEGHEM R. Ultrasonic welding of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites through a PEI thermoplastic coupling layer[J]. Composites Part A, 2018, 109: 75-83.
- [98] AGEORGES C, YE L, HOU M. Experimental investigation of the resistance welding of thermoplastic-matrix composites part II : optimum processing window and mechanical performance[J]. Composites Science and Technology, 2000, 60(8): 1191-1202.
- [99] GARDINER G. Thermoplastic composites gain leading edge on the A380[EB/OL].(2006-03-01) [2025-04-14]. https://www.compositesworld.com/articles/thermoplastic-composites-gain-leading-edge-on-the-a380.
- [ 100 ] GARDINER G. DLR Institute of structures and design increases maturity of thermoplastic composite fuselage structures[EB/OL].(2021-09-21) [2025-05-19]. https:// www.compositesworld.com/news/dlr-institute-of-structures-and-design-increases-maturity-of-thermoplasticcomposite-fuselage-structures.

- [ 101 ] GOUIN O'SHAUGHNESSEY P, DUBE M, FERNAN-DEZ VILLEGAS I. Modeling and experimental investigation of induction welding of thermoplastic composites and comparison with other welding processes [J]. Journal of composite materials, 2016, 50(21): 2895-2910.
- [102] Anon. Deux dates à ne pas manquer[EB/OL]. [2025-05-20]. https://www.tolerie-mag.com/actus/deux-datesa-ne-pas-manquer/[^d0m1tsg51tq4943uf460^].
- [ 103 ] Anon. KVE INDUCT: Welding a torsion box demonstrator[EB/OL].(2022-05-20) [2025-05-20]. https:// www.compositesworld.com/articles/kve-induct-weldinga-torsion-box-demonstrator-[^d0m1uq64t3on8p64g9 rg^].
- [ 104 ] WANG Y, RAO Z, LIAO S, et al. Ultrasonic welding of fiber reinforced thermoplastic composites: current understanding and challenges[J]. Composites Part A, 2021, 149: 106578.
- [ 105 ] ZHAO T, XU S, FENG Y, et al. Towards ultra-fast and high strength structural repair of damaged thermoplastic composites: ultrasonic welding[J]. Composites Part B, 2025, 298: 112385.

(本文责编:张琴)

收稿日期: 2025-05-13; 录用日期: 2025-05-19

基金项目:中央高校基本科研业务费专项资金 (buctrc202509)

通讯作者:刘刚(1978—),男,博士,研究员,研究方向为 纤维增强树脂基复合材料,联系地址:北京市朝阳区北三 环 东 路 15号 北 京 化 工 大 学 (100029), E-mail: 2024500053@buct.edu.cn

第19-31页

第3期

**引用格式:** 叶璐, 张代军, 李军, 等. 热塑性复合材料电阻焊接技术研究进展[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 19-31. YE Lu, ZHANG Daijun, LI Jun, et al. Research progress in resistance welding technology of thermoplastic composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 19-31.

# 热塑性复合材料电阻焊接技术研究进展

叶 璐<sup>1,2</sup>, 张代军<sup>1,2\*</sup>, 李 军<sup>1,2</sup>, 栗付平<sup>1</sup>, 陈祥宝<sup>1,2</sup>

(1. 中国航发北京航空材料研究院,北京100095;2. 先进复合材料国防科技重点实验室,北京100095)

**摘要:** 热塑性复合材料因其优异的韧性、可焊接、可回收性和短成型周期, 在航空航天领域展现出广阔的应用前 景。然而, 其高熔点树脂的加工难度限制了复杂构件的制造。电阻焊接技术通过焦耳热效应实现界面熔融连接, 避免了机械连接和胶接的缺点, 成为热塑性复合材料连接的重要方法。本文综述了电阻焊接的基本原理、关键工 艺参数的优化策略, 加热元件的改进方法, 以及大尺寸焊接技术(顺序电阻焊接和连续电阻焊接)的应用进展。研 究表明, 通过优化工艺参数和改进加热元件, 可显著提高焊接接头强度。为了实现电阻焊接技术的工程化应用, 还 需要进一步对工艺稳定性、焊接接头可靠性、大尺寸焊接等问题进行研究。 关键词: 热塑性复合材料; 电阻焊接; 工艺优化; 电阻加热元件; 大尺寸焊接 doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000058 中图分类号: V258; TB332 文献标识码: A 文章编号: 1005-5053(2025)03-0019-13

#### Research progress in resistance welding technology of thermoplastic composites

YE Lu<sup>1,2</sup>, ZHANG Daijun<sup>1,2\*</sup>, LI Jun<sup>1,2</sup>, LI Fuping<sup>1</sup>, CHEN Xiangbao<sup>1,2</sup>

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. National Key Laboratory of Advanced Composites, Beijing 100095, China)

**Abstract:** Thermoplastic composites(TPCs) have exhibited immense potential in aerospace applications, attributed to their exceptional toughness, weldability, recyclability, and efficient processing cycles. However, the manufacturing of complex structures is hindered by the high melting points and viscosities of their constituent resins. Resistance welding, leveraging Joule heating to induce interfacial melting and bonding, emerges as a viable alternative to mechanical fastening and adhesive bonding. This review delves into the fundamental principles underlying resistance welding, strategies for optimizing key process parameters, recent advancements in heating elements, and large-scale welding techniques, such as sequential and continuous resistance welding. The findings indicate that optimizing process parameters and improving heating elements can significantly enhance joint strength. To achieve engineering application of resistance welding technology, further research should be focused on process stability, reliability of welded joints, large-scale welding, and other issues.

Key words: thermoplastic composites; resistance welding; process optimization; resistance heating elements; large-scale welding

与传统热固性复合材料相比,热塑性复合材料展现出出色的性能优势。热塑性复合材料具有优异的冲击韧性和损伤容限能力,其成型加工周期可缩短 50%~70%,且废料可回收再利用。其预浸料在常温环境下具有极长的存储稳定性,大大降低了储藏和运输成本,为工程应用提供了极大的便

利<sup>[1-3]</sup>。航空航天领域常用热塑性复合材料的树脂 基体有低熔点聚芳醚酮(LMPAEK)、聚醚醚酮 (PEEK)、聚醚酮酮(PEKK)、聚醚酰亚胺(PEI)、聚 苯硫醚(PPS)等。但这些材料具有高的熔融温度和 熔体黏度,给复杂构件的成型带来严峻挑战。为突 破这一技术瓶颈,工程实践中普遍采用"分体制 造-整体组装"的策略。该策略的实施关键取决于 可靠的连接技术。传统的连接方式包括机械连接 和胶接,机械连接虽然工艺成熟,但存在增重和应 力集中的问题。钻孔导致的纤维断裂会使连接处 强度降低 20%~30%。胶接的优势在于应力分布 均匀,但面临三个技术难题:(1)固化周期长,通常 需要 2~8 h;(2)环境敏感,湿热环境下胶接强度可 能衰减 40% 以上;(3)胶黏剂的选择要注重其与热 塑性复合材料热膨胀系数匹配性、耐温等级匹配 性、韧性匹配性等问题<sup>[4-6]</sup>。焊接技术作为热塑性 复合材料的特色连接技术,在保持结构强度、减 重、降低成本等方面具有显著优势,是最具发展潜 力的连接技术<sup>[7-9]</sup>。

热塑性复合材料的焊接技术主要包括感应焊 接<sup>[10]</sup>、超声焊接<sup>[11]</sup>、激光焊接<sup>[12]</sup>和电阻焊接<sup>[13]</sup>。 电阻焊接具有设备简单灵活、费用低廉、不需表面 处理、适应性强等特点,适用于单次大面积区域的 焊接。

电阻焊接技术在国外已经实现工程化应用。 Fokker 公司采用 TenCate 的 GF/PPS 制备 A380 机 翼前缘,以替代传统的铝合金材质,实现大幅减重 的目标。A380 机翼前缘肋与蒙皮的连接是采用电 阻焊接技术完成的,电阻焊料由金属网与 PPS 膜复 合而成<sup>[14-15]</sup>。A320后压力舱壁全尺寸演示件由 8个瓣型 CF/PPS 壁板组成, 壁板之间的连接通过 弯曲金属夹具旋转施压,采用碳纤维电阻焊接工 艺。相比于传统铆接的铝合金制件,减重10%~ 15%,制造周期缩短 50%,同时降低了制造成本<sup>[16]</sup>。 多功能机身演示器(multifunctional fuselage demonstrator, MFFD)作为欧洲清洁天空2号研究计划中 大型客机计划的一部分,是世界上最大的由纤维增 强热塑性塑料制成的飞机部件,该机身长8m,直 径4m<sup>[17]</sup>,其上半部分机身中C形框与蒙皮的连接 是通过电阻焊接完成的。为此, DLR-ZIP开发"焊 接桥",电阻加热元件采用东丽 5HS, T300JB 碳纤 维织物预浸料(面密度为 277 g/m<sup>2</sup>), 绝缘膜采用玻 纤织物增强预浸料(GF/LMPAEK, 105 g/m<sup>2</sup>)。对 于角片与长桁、角片与C形框的连接,德国航空航 天中心开发出一种基于机器人的 cobot 焊接系统, 以适应高度受限的空间<sup>[18-19]</sup>。

目前,国内热塑性复合材料电阻焊接技术的研 究多处于实验室级别,尚未有工程应用的报道。本 文将从电阻焊接的基本原理出发,系统分析影响焊 接质量的关键因素,重点探讨工艺参数优化和加热 元件改进的研究进展,并介绍大尺寸焊接技术的最 新发展。最后,总结当前面临的技术挑战,并对未 来发展方向提出展望。

#### 1 电阻焊接过程及原理

电阻焊接过程是将电阻元件布置在被焊接的 界面处,通电后电阻的焦耳热效应使得界面处的温 度超过一定温度(如树脂的熔点、软化点)时,树脂 熔融,在压力作用下完成熔融焊接的过程<sup>[20-22]</sup>。界 面温度是由电阻产生的焦耳热与界面处耗散的热 量共同决定的。电阻元件在焊接过程中产生的焦 耳热 Q 用式(1)表示,其与电阻 R、电流 I、通电时 间 t 成正相关。耗散的热量以热传导形式为主,与 电阻毗邻的复合材料、隔热块的材质有关<sup>[23]</sup>。

$$Q = I^2 R t \tag{1}$$

电阻焊接质量与焊接界面的温度分布密切相 关。界面温度分布不均匀主要有两个因素:边缘效 应和漏电。焊接件端部与空气接触,由于空气导热 系数极低,焊接端部温度高于中部温度,因此,焊接 件端部树脂优先熔融,然后熔融区域向焊接面的中 部扩展,接着,熔融区域会扩展到焊接界面的侧部 边缘<sup>[24]</sup>。也就是说,焊缝边缘往往是树脂最后熔融 并被焊接的区域,因此,焊接的薄弱区域易出现在 焊缝边缘处。图1展示了焊接样品的焊缝界面与 数值模拟得到的界面温度分布<sup>[21, 25]</sup>。漏电现象是 当植入电阻与复合材料中的碳纤维接触,在复合材 料中形成新的电流通路。漏电进一步加剧了温度 的不均匀分布。鉴于边缘效应,焊接件端部优先达 到树脂熔融温度,熔融的树脂在压力作用下被挤 出,致使植入电阻与复合材料件中的碳纤维接触, 大量能量耗散在焊接件的基体中,发生电流泄漏, 没有足够的能量使焊接界面的树脂充分熔融,造成 焊接强度极低。

为了实现温度均匀分布,需要解决漏电和边缘 效应等问题。采用"埋入式"电极布置方式可有 效避免电阻焊接过程中因加热元件裸露而产生的 "边缘效应"现象<sup>[26-27]</sup>。在植入电阻与碳纤维复 合材料之间布置绝缘层(如树脂膜或玻纤织物增强 树脂膜等)可以阻止漏电。玻纤织物增强树脂膜虽 然能够起到很好的绝缘作用,但异质材料和较厚焊 缝会降低碳纤维复合材料的焊接强度<sup>[27]</sup>。相比于 玻纤织物增强树脂膜,纯树脂膜能够提高焊接性 能,但树脂膜的绝缘作用有限,尤其是对于较大的 焊接面积。焊接区域的局部过热会导致树脂熔融



图 1 电阻焊接示意图(a)<sup>[21]</sup>和边缘效应引起的焊接表面温度分布(b)<sup>[25]</sup> Fig. 1 Schematic diagram of resistance welding(a)<sup>[21]</sup> and temperature distribution of the welding surface caused by edge effect(b)<sup>[25]</sup>

并被挤出,使绝缘屏障失效。解决的方法是先施加 一个较小的压力,以防熔融的树脂被挤出焊接界面 造成电流泄漏,待树脂充分熔融后,再增大焊接压 力,使得焊接界面实现紧密连接<sup>[17]</sup>。Dube等<sup>[24]</sup>提 出斜坡电压法也可以减弱边缘效应,斜坡电压是通 过逐渐增加电压到目标焊接功率,而不是一开始就 施加较高的电压。在焊接开始时施加的初始电压 较低,不会像恒定电压方案那样导致加热元件端部 暴露区域过热。

另一个阻止漏电的方法是在加热元件上喷涂 耐高温惰性材料。Dube等<sup>[28]</sup>将TiO<sub>2</sub>纳米粒子喷 涂在不锈钢金属网表面用于APC-2/AS4复合材料的 电阻焊接,TiO<sub>2</sub>纳米粒子在金属网表面形成绝缘层, 能够有效避免焊接过程中的电流泄漏。而且,TiO<sub>2</sub> 纳米粒子具有良好的保温效果,可以缩短焊接时间, 提高焊接界面温度均匀性。此外,TiO<sub>2</sub>纳米粒子的 存在也不会对复合材料的力学性能造成影响。

在电阻焊接过程中引入超声波是提高温度分 布均匀性和焊接质量的有效手段之一。焊缝边缘 是树脂最后熔融并被焊接的区域,当其他区域实现 完好融合的时候,边缘区域往往由于聚合物熔体流动 不足导致融合不充分或未融合的现象。在电阻焊接 最后阶段引入超声波,超声振动降低熔体黏度,促进 熔体在侧部边缘的流动,使熔融前沿在更短的时间 内扩展到侧部边缘,甚至超出焊接界面的范围,从而 改善焊接效果。此外,超声振动还可以减少中心和 边缘之间的温度差异,提高焊接界面温度均匀性, 如图 2。当电阻焊接过程未引入超声波时,玻璃纤 维增强聚苯硫醚(GF/PPS)复合材料的单搭接剪切 强度(LSS)最高为18.4 MPa,焊接时间为150 s。当 电阻焊接时间为90 s,超声振动时间为7.5 s 时,GF/PPS 复合材料的 LSS 提高至 21.9 MPa,比未使用超声波 时焊接性能提高了 19%,焊接时间减少了 40%<sup>[29]</sup>。

#### 2 焊接参数的影响与调控

电阻焊接是受多因素影响的动态温升过程。





Fig. 2 Schematic of bonding mechanisms(a) and temperature evolution curves during resistance welding with ultrasonic(b)<sup>[29]</sup>

输入功率、焊接时间、施加压力、电极夹持方式等工艺参数均对电阻焊接接头性能产生重要影响。

#### 2.1 功率密度与时间

焊接功率和焊接时间是热塑性复合材料电阻 焊接过程中两个至关重要的工艺参数。焊接界面 温度的升高可通过大电流(高功率)短时间实现,也 可通过小电流(低功率)长时间实现。然而,实际焊 接过程中,小电流长时间会将更多的热量传导给焊 接件的主体,降低热利用效率。而过高的电功率容 易造成局部过热,造成界面树脂降解,并引发电流 泄漏,导致低的焊接性能。

焊接时间对焊接接头性能的影响与焊接功率 类似,时间过短,热量无法充分传递到界面处,导 致焊接不充分;时间过长,则可能引起材料过热降 解,降低焊接接头性能。为了获得最佳的焊接接头 性能,需要综合考虑焊接功率和焊接时间的交互 影响<sup>[30-31]</sup>。

#### 2.2 焊接压力

压力控制对焊接质量的影响也是至关重要 的。压力施加方式一般有两种:恒压法和恒位移 法。恒位移法是焊接过程中焊堆的位移保持稳定, 而压力会根据焊接过程动态变化。恒压法是焊接 过程中焊堆的压力保持恒定,而位移会根据焊接过 程动态变化。压力在整个焊接过程中保持稳定,避 免了恒位移控制中因压力变化导致的焊接缺陷。 表1给出恒压控制和恒位移控制的优缺点。

焊缝位移曲线,即恒压力模式下,热塑复合材 料焊接接头处焊缝位移随时间的变化曲线,能够有 效反映焊接过程中的物理现象,包括材料的热膨 胀、收缩、孔隙形成和树脂流动等行为。图 3(a) 是碳纤维增强聚醚酰亚胺(CF/PEI)复合材料的典 型焊缝位移曲线<sup>[32]</sup>。整个过程分为5个阶段。第 一阶段:无显著位移。这一阶段中,焊堆升温导致 的热膨胀与焊接界面紧密接触导致的间隙减小相 互抵消。当界面温度达到树脂的玻璃化转变温度 时,树脂变软,可通过表面变形实现界面的紧密接 触。此时,进入第二阶段:位移曲线快速上升,直到 达到一个峰值。主导原因是焊堆的热膨胀,尤其是 当 PEI 树脂的温度超过其玻璃化转变温度后, 热膨 胀系数增加。此外,焊接过程中残余水分或杂质的 分解等会在焊接界面形成孔隙,也会导致厚度增 加。第三阶段:位移下降。这一阶段的主要现象是 焊接界面处的树脂挤出流动。尽管热膨胀和孔隙 形成仍然会导致一定的正位移,但树脂挤出流动引 起的负位移占主导地位。第四阶段:通电结束后位 移持续下降。主导因素是焊接堆叠因冷却而发生 体积收缩。第五阶段:位移曲线趋于稳定,几乎不再变化。

热塑性复合材料焊接接头性能随着焊接压力的增大先增大后减小。例如,对于 CF/PEI 复合材料,以不锈钢金属网为加热元件,在焊接功率为69 kW/m<sup>2</sup>、焊接时间为90 s时,将焊接压力设在0.2~1.6 MPa 范围内,焊接后的厚度整体减少在可接受范围内,减少量为0.2~0.8 mm,焊接接头的搭接剪切强度(LSS)可达 24 MPa 以上。当焊接压力低至0.1 MPa 时,试样有明显的热膨胀,焊接过程中产生的孔隙无法排出界面,树脂也不能充分浸润母材表面并进行高分子链的交互扩散,导致焊接强度低。当焊接压力超过 1.6 MPa 时,会导致试样过度变形,出现显著的树脂挤出和纤维运动,从而使厚度减少超过 1 mm,焊接性能显著下降<sup>[31]</sup>。

图 3(b)是恒位移模式下半结晶热塑复合材料的典型载荷变化曲线<sup>[33]</sup>。该过程分为6个阶段:第一

Pressure control mode	Control method	Advantages	Disadvantages
Constant pressure method	During the welding process, the pressure of the weld stack remains constant, while the displacement changes dynamically according to the welding process	The compaction control during the welding process can better ensure the welding quality. The pressure remains stable throughout the welding process, avoiding welding defects caused by pressure change	The final thickness of the welded joint cannot be precisely controlled. During the welding process, the resin may be extruded, forming a "dry joint", which can cause fiber slippage and other issues
Constant displacement method	During the welding process, the displacement of the weld stack remains stable, while the pressure changes dynamically according to the welding process	The final thickness of the welded joint can be precisely controlled	The pressure of the weld stack during the welding process cannot be precisely controlled. During the cooling process, the pressure will decrease, which may lead to a decline in the welding quality

表 1 焊接过程中的压力控制方式 Table 1 Pressure control method in welding process



图 3 恒压力模式下典型焊缝位移曲线(a)<sup>[32]</sup> 和恒位移模式下典型载荷变化曲线(b)<sup>[33]</sup> Fig. 3 Typical weld displacement curve(a)<sup>[32]</sup> and typical load change curve (b)<sup>[33]</sup>

阶段有热膨胀引起的载荷增加,以及压实和结晶 引起的载荷下降;第二阶段主要由体积膨胀主导,当 接近最大载荷时,树脂局部熔化和流动开始发生; 第三阶段,由于焊接区域发生宏观熔化和挤出流动, 载荷急剧下降;第四阶段,电流被切断,开始冷却, 熔融的树脂会继续流动;第五阶段,由于压力减小 或黏度增大,树脂停止流动,材料开始固化,载荷曲 线的斜率减小;第六阶段,焊堆冷却收缩<sup>[11]</sup>。

无定形聚合物的载荷曲线与 PEEK 焊接曲线 类似,但在第一阶段没有明显的载荷下降。无定形 聚合物的载荷曲线从电流接通开始就逐渐上升,直 至达到载荷峰值,之后的变化路径与图 3(b)中的 曲线一致。

#### 2.3 降温速率

聚芳醚酮是半结晶聚合物,横晶有利于提高 纤维与树脂的界面强度,但是,一般电阻焊接的降 温速率很快,高达成百上千度每分钟,相比于模压 的降温速率,前者是后者的几十到几百倍。如此高 的降温速率很难在焊接界面处形成结晶区域,从 而影响焊接性能<sup>[34]</sup>。Li等<sup>[35]</sup>研究了焊接过程中 的降温速率对焊接接头处的结晶度、形貌及力学 性能的影响。通过控制电流下降速率,实现了从 320 ℃/min 到 43 ℃/min 的不同冷却速率, 低冷却 速率提高了焊接接头的结晶度,结晶度从 16.40% 提高到 28.38%。研究表明, 冷却速率低于 40 ℃/min 时, PEEK 倾向于形成二维生长的晶体(即穿晶); 而冷却速率高于 60 ℃/min 时, PEEK 主要形成三 维的球晶。穿晶的形成有利于实现强界面结合,焊 接接头表现出较高焊接强度和疲劳性能。低冷却 速率接头的搭接剪切强度比未控制冷却过程的接 头提高了约28%,疲劳寿命也显著提高。

#### 2.4 夹持距离

电极夹持位置到试样边缘的距离为夹持距离,

对焊接性能也有显著影响。因为裸露在空气中的 电阻加热元件会加剧边缘效应,往往界面处还未达 到焊接温度,试样边缘已经发生烧蚀现象。端部过 热的原因是焊缝边缘的传热机制发生从对流和辐 射到传导的变化。Dube 等<sup>[24]</sup>采用不锈钢金属网 焊接 CF/PEEK 复合材料桁条和蒙皮典型试样,考 察了夹持距离和输入功率对焊接性能的影响。研 究表明,夹紧距离对焊接温度分布有显著影响。较 大的夹紧距离可能导致加热元件暴露区域更多,从 而增加局部过热的风险。在恒定电压 9.0 V 和夹紧 距离 1.5 mm 的条件下,焊接中心和边缘的温度梯 度较小(7℃);而夹紧距离 2.0 mm 时,温度梯度较 大(35℃)。夹持距离为 1.5 mm 的焊接试样的层 间剪切强度在 87.0~88.9 MPa 之间,试样的最大弯 曲力矩为 14918 N·mm,优于其他条件。

Talbot 等<sup>[25]</sup> 通过二维(2D)和三维(3D)有限 元模型模拟了热塑性复合材料的电阻焊接过程,并 探讨了焊接过程中的热传递机制,以及如何通过控 制焊接参数(如夹紧距离和输入功率)改善焊接质 量和力学性能。通过 2D 模型发现,改善焊接界面 的温度均匀性,并扩大加工窗口,可提高焊接质 量。高焊接功率使得加工窗口狭窄,而且会导致焊 接边缘的聚合物降解。模型优化的夹持距离为 0.65 mm,在该条件下,即使焊接功率高达 2.5 GW/m<sup>3</sup>,仍然有较宽的加工窗口。通过实验验 证了模型的准确性,对于 APC-2/AS4 碳纤维增强 PEEK 单向层合板,当焊接功率为 2.5 GW/m<sup>3</sup>,焊接 温度为 440 ℃,夹持距离为 0.8 mm 时,获得最优的 焊接性能,LSS 达到 47.4 MPa。

#### 2.5 夹持力

夹持力直接影响铜电极与焊接元件连接的紧 密程度,这关系到二者之间的接触电阻和传热效 率。增大夹持力能降低接触电阻并提高热传递效 率。根据 Shi 等<sup>[36]</sup>的研究结果, 当接触电阻减小 或热传递效率提高时, 能明显减少热量在焊接试样 端部的聚集, 降低端部温度, 从而改善温度分布均 匀性, 提高焊接性能。

#### 2.6 绝缘层

绝缘层一般有玻纤增强预浸料或树脂膜,前者 具有更好的绝缘性能,但是玻纤织物的存在会影响 焊接性能。叶璐等<sup>[27]</sup>考察了 GF/PAEK 预浸料、 PAEK 树脂膜和 PEI 树脂膜作为绝缘层对焊接性 能的影响。对于 CF/PAEK 复合材料焊接,不锈钢 金属网为加热元件,以玻纤预浸料作为绝缘层,LSS 为 25 MPa 左右,界面失效形貌以玻纤分层为主。 以 PAEK 或 PEI 树脂膜为绝缘层,LSS 能够超过 30 MPa。以 PEI 树脂膜为绝缘层,反而比与基体树 脂同材质的 PAEK 树脂膜具有更宽的焊接窗口和 更高的焊接性能。这是因为在焊接温度附近, PAEK 树脂流动性好,极易被挤出,致使金属网与 复合材料板中的碳纤维接触,引发漏电。而 PEI 树 脂的黏度远高于 PAEK,焊接时能够留在焊缝中而 不会被轻易挤出,能够有效避免电流泄漏的发生。

电阻焊接参数存在多重关联制约关系,需要协同调控。例如,当界面树脂黏度小时,应适当减小压力,防止压力过大使界面树脂过度挤出而引发漏电,造成无效焊接。而焊接压力过低,会使得固化在界面的树脂含量偏高,同样会对焊接性能造成影响<sup>[27]</sup>。

#### 2.7 复合材料铺层

纤维铺层和取向对复合材料性能影响显著<sup>[37]</sup>, 同样,复合材料表层纤维取向对焊接接头的强度也 有影响,纤维取向与载荷方向垂直时,焊接接头的 强度较低。对于 8HS 编织玻璃纤维增强 PEI 复合 材料,相比于玻璃纤维主要取向与负载方向一致的 情况,玻璃纤维主要取向与负载方向垂直时,焊接 接头的 LSS 降低,降幅在 13% 到 20% 之间<sup>[38]</sup>。

#### 3 电阻加热元件

#### 3.1 不锈钢金属网

不锈钢金属网电阻率适中、电阻均匀,且兼 具优异的力学性能、柔韧性、耐温性能和耐化学腐 蚀等性能,是应用最广泛的金属加热元件。不锈钢 金属网的线径和密度决定了其电阻值,不同电阻金 属网的焊接工艺不同,焊接性能也会有所差异。 Dube 等<sup>[39]</sup>研究不同规格不锈钢金属网对电阻焊 接强度的影响,当线径为 0.04 mm、开孔宽度为 0.09 mm时,焊接性能最为优异,CF/PEKK、CF/PEI和GF/PEI的LSS分别为52、47 MPa和33 MPa。

为了提高复合材料的焊接性能,大量研究人员 致力于对金属网表面进行改性处理,以提高金属网 与树脂之间的结合力或树脂对金属网的浸渍性 能。金属网表面处理方法有刻蚀、涂层、接枝、等 离子体处理等。

金属网表面刻蚀可增大其表面粗糙度,能够提高金属网与树脂的相互作用力。Xiong等<sup>[40]</sup>采用化学刻蚀的方法对金属网表面处理,将不锈钢金属网在 7 mol/L 的 HCl 溶液中浸泡 30 min 后用于电阻焊接,GF/PEI 复合材料的 LSS 达到 35.44 MPa,比未处理的不锈钢金属网提高 27.7%。但是,表面刻蚀虽然能有效提高焊接性能,但会损害金属网的力学性能。

有机硅烷对金属网表面处理,能够有效改善树 脂与金属网之间的黏附性能,提高焊接强度<sup>[41-42]</sup>。 Li等<sup>[41]</sup>考察了喷砂、芳基重氮接枝和硅烷接枝等 不锈钢金属网表面处理方法对 CF/PEEK 复合材料 焊接性能的影响。研究表明,硅烷接枝处理的效果 优于其他表面处理手段。硅烷接枝处理的金属网 电阻焊接试样的 LSS 为 45 MPa,相比于未改性的 金属网提高了 23%,层间剪切强度为 38 MPa,相比 于未改性的金属网提高了 36%。

等离子体表面处理技术用于处理金属网,能有效减少金属网表面微孔等缺陷,增加表面羟基等极性基团,促进树脂的浸渍,从而增强金属网与复合材料之间的机械互锁和黏附性能。Zhao等<sup>[43]</sup>通过旋转滑动电弧等离子体技术对不锈钢金属网进行表面处理,使 CF/PEEK 复合材料焊接试样的LSS 达到 51.7 MPa,比未处理的不锈钢金属网加热元件高出 14.6%。然而,不锈钢金属网表面亲水性增强可能导致吸收空气中的水分,这可能在某些情况下降低焊接接头的强度。

石墨烯、碳纳米管等拥有诸多优良的特性,如 大的比表面积、褶皱结构以及超高的强度,在复合 材料改性方面展现出独特的优势<sup>[44-45]</sup>。石墨烯、碳 纳米管等改善界面性能的机制主要体现在:通过在 纤维表面沉积或生长纳米粒子来增加纤维与树脂 的黏附性<sup>[46-48]</sup>。熊需海等<sup>[49]</sup>通过在不锈钢金属网 表面包裹氧化石墨烯(RGO)改善PEI树脂对不锈 钢金属网的浸润性,提高界面处金属网与PEI树脂 的界面结合力。经 RGO 改性的金属网电阻焊接性 能从 26.6 MPa 提高至 41 MPa,但是,过量的 RGO 会导致金属网网孔堵塞,从而影响 PEI 分子的 扩散和渗透,导致焊接接头强度较低。Xiong 等<sup>[50]</sup> 通过火焰合成方法在钛合金表面生长了 CNT,以不 锈钢金属网为电阻加热元件,提高了钛合金与 GF/PEI 的焊接强度,CNT 的加入使 Ti-GF/PEI 焊接接头的 LSS 提高了 146%,达到 17.28 MPa。

Zhao 等<sup>[51]</sup>提出一种通过静电纺丝技术在不锈 钢加热元件上制备纳米纤维膜的方法,以实现加热 元件的孔隙预填充,可改善树脂浸渍效果,减少焊 接接头中的空隙,提高焊接质量。通过田口方法和 ANOVA分析,确定最优焊接参数:焊接电流 50 A、 焊接时间 15 s、焊接压力 1.5 MPa、金属网网目数 为 200 目和静电纺丝时间 4 h。获得的焊接接头的 LSS 达到 36.98 MPa,相比无纳米纤维膜的接头提 高了 2.3 倍。在最优焊接参数下,焊接接头在 20% 静态 LSS 的负载水平下表现出无限疲劳 寿命。

此外,在焊接界面处添加短切纤维等增强材料 也可以实现界面强化<sup>[52]</sup>。

焊接接头的耐环境性能也是研究人员关注的 重点。Rohart等<sup>[53]</sup>研究了温度和湿度对 CF/PPS 热塑性复合材料电阻焊接接头 LSS 的影响。LSS 随测试温度升高而线性下降,82 ℃时下降 26%, 150 ℃时下降 61%。湿热老化对 LSS 的影响不显 著, PPS 的半结晶特性使其对水分吸收具有良好的 耐受性。图 4<sup>[53]</sup> 失效模式, Type A 是轻度的纤维 撕裂,失效发生在纤维与基体之间,部分纤维仍然 附着在加热元件上,这种失效模式表明纤维与基体 之间的黏附力较弱。Type B 的失效为加热元件的 内聚破坏,被焊接复合材料表面粘有加热体。Type C的失效模式为界面脱粘,表明加热体与被焊复合 材料之间弱的结合力。从焊接失效界面的微观形 貌来看,室温干态试样的失效模式以 Type B 为主, 高温使 Type C 失效模式增加, 湿热老化试样的失 效模式表现出更多的 Type A 和 Type C 的失效模 式,表明高温和湿热老化条件下,纤维与基体、加热 元件与基体之间的界面黏附性显著下降。





#### 3.2 碳基加热元件

#### 3.2.1 碳纤维

尽管金属网焊接质量稳定,工艺窗口宽泛,但 由于金属网与母材非同质材料,焊接接头残余应力 大,且有电偶腐蚀的风险,这些问题会削弱接头的 耐久性和力学性能。采用与母材同质的碳基加热 元件能够有效避免上述问题,界面相容性要远高于 金属与树脂之间形成的界面<sup>[54]</sup>。目前研究比较多 的碳基加热元件有碳纤维加热元件<sup>[55-56]</sup>和碳纳米 管膜加热元件<sup>[57-58]</sup>。

碳纤维加热元件分为单向碳纤维加热元件和 织物碳纤维加热元件。单向碳纤维加热元件能够 为焊接接头提供较高的搭接剪切强度。然而,单向 碳纤维的纤维束容易发生位移和断裂,导致加热元 件出现局部短路和断路,进一步影响焊接区域的温 度分布均匀性。碳纤维织物加热元件在温度分布 均匀性和焊接时间敏感性方面表现更好,但碳纤维 织物中编织结构不利于热塑性树脂向纤维束间渗透,导致加热元件中出现干斑等缺陷,结合强度波动性较大<sup>[31,59]</sup>。

欧洲洁净空天计划 2 的 MFFD 演示件中,采用 电阻焊连接将 C 型框架上 19 个不同长度的法兰连 接到机身蒙皮上。采用的加热元件是东丽的一款 T300 碳纤维织物预浸料,面密度为 277 g/m<sup>2</sup>,绝缘 层为 GF/LMPAEK,面密度为 105 g/m<sup>2</sup>。焊接工艺 采取二步法。第一步:电压为 26.6 V,通电时间为 30 s;第二步:电压为 18.5 V,通电时间为 15 s。采 取二步法工艺的原因是为了降低焊接界面冷却速 率,从而提高界面结晶含量<sup>[17]</sup>。

Sun 等<sup>[60]</sup> 考察了碳纤维织物面密度对焊接 性能的影响。研究表明,当加热元件中碳纤维织物 面密度为 90 g/m<sup>2</sup>时, CF/PEI 复合材料的焊接强度 最高。这是因为 90 g/m<sup>2</sup>碳纤维织物网格尺寸适 中,能够有效促进焊接过程中的热传递和树脂流动, 相比之下,50 g/m<sup>2</sup>碳纤维织物的网格尺寸过大,导致加热元件在电阻焊接过程中产热不足,热传递均匀性变差。而100 g/m<sup>2</sup>碳纤维织物的网格尺寸过小,阻碍了树脂在加热元件中的渗透,进一步影响了焊接质量。为了提高焊接质量均匀性,在PEI 膜中添加六方氮化硼(h-BN)填料,并与碳纤维织物复合形成 CFF/h-BN/PEI 复合加热元件用于焊接。h-BN 粒子具有高导热、绝缘的特性,经过酸和氧化处理后,其表面官能团更丰富,在 PEI 树脂中分布更均匀,可以有效提高焊接过程中的温度分布均匀性,减少焊接缺陷和电流泄漏,CF/PEI 的LSS 达到 20.5 MPa,比未添加 h-BN 的加热元件高出 31.4%。

相比于碳纤维织物,碳纤维展宽布是通过展纱 工艺将碳纤维面密度减薄,可以改善树脂对纤维的 浸润性。姚鑫等<sup>[61]</sup>以碳纤维展宽布为电阻,研究 两种不同的碳纤维加热元件制备工艺(粉末悬浮浸 渍和熔融浸渍)对焊接接头性能的影响。熔融浸渍 工艺是直接将碳纤维展宽布与 PEEK 树脂膜复合 制备加热元件。粉末悬浮浸渍工是将碳纤维展宽 布浸入 PEEK 悬浮液中,烘干后与 PEEK 树脂膜复 合制备加热元件,该方法制备的加热元件比熔融浸 渍工艺制备的加热元件具有更好的浸润性和更高 的焊接接头强度,LSS 为 28.1 MPa。

碳纤维表面嫁接 CNT 可以提高纤维/基体界面 剪切强度,进而提高焊接强度<sup>[62-64]</sup>。Tanaka 等<sup>[65]</sup> 通过化学沉积的方法在碳纤维表面接枝 CNT,以 表面接枝 CNT 的碳纤维展宽带为电阻加热元件, 聚酰胺(PA)为绝缘膜,用于 CF/PA 复合材料的焊 接。CNT 垂直于碳纤维表面生长,可改善碳纤维 /基体界面结合强度,提高了焊接试样的拉伸剪切强度 和弯曲强度。但是当 CNT 沉积时间过长,过量的 CNT 导致树脂难以充分浸润到碳纤维之间,从而 在焊接区域产生空隙,削弱了纤维与基体之间的 结合<sup>[66]</sup>。

3.2.2 碳纳米管膜

相比于碳纤维,碳纳米管膜电阻分布均匀,作 为电阻焊接植入体通电时发热更均匀,能提高焊 接质量<sup>[67-69]</sup>。碳纳米管膜厚度极薄,对焊接界面影 响较小<sup>[70]</sup>。

Zhao 等<sup>[51]</sup> 以 CNT 膜为电阻植入体, 实现对 CF/PEI 层压板的焊接, 同时探究了焊接时间对接头 形貌以及焊接性能的影响。焊接时间为 5 s 时, PEI 绝缘膜未充分熔融, PEI 与 CNT 膜界面处 存在缝隙, 焊接强度仅为 2.1 MPa, 失效模式为界面 脱粘。焊接时间为 10 s 时, PEI 与 CNT 膜界面性 能有所改善, 但缝隙未完全消除, 焊接试样的失效 模式为 CNT 膜内聚失效。当焊接时间为 15 s 时, CNT 薄膜与 PEI 树脂、PEI 树脂与层压板之间形成 紧密的结合, 焊接强度提高至 14.8 MPa, 失效模式 为复合材料板表层纤维破坏。

Brassard<sup>[71]</sup>提出一种新型的纳米复合材料加 热元件,即 PEI 和多壁碳纳米管(MWCNT)的导电 纳米复合材料,并将其应用于 CF/PEEK 复合材料 的电阻焊接。将 PEI 聚合物颗粒与 MWCNT 混 炼,混炼后的挤出物被切成颗粒,接着将颗粒热压 成 0.5 mm 厚的膜作为电加热元件,当加热元件中 MWCNT 含量为 10% 时, CF/PEEK 复合材料的 LSS 达到 19.6 MPa,失效模式为纳米复合材料加热元件 的内聚失效。高含量的 MWCNT 会导致加热元件 韧性较低。

#### 4 大尺寸复合材料的焊接

#### 4.1 顺序电阻焊接技术(SRW)

上述大多数研究都是基于试样或小型的制件, 对于大尺寸焊接接头,需要较大的电功率和压力, 显然,不能通过无限增大电功率和压力实施大面积焊 接。大尺寸焊接接头的单步焊接工艺存在焊接界面 温度场和压力场均匀性差的问题,导致焊接性能低。 采用顺序电阻焊接的方法可以解决上述问题,即将 大的焊接面积分成若干段小面积,逐段通电实施电 阻焊接,在不需要大功率电源条件下也能够获得焊 接所需温度,同时保证焊接区域温度场更均匀<sup>[72]</sup>。

Steven 等<sup>[73]</sup>对比了单步法和多步法对焊接接 头的影响,见图 5。对于焊接面积为 30.5 cm× 2.5 cm 的搭接试样,单步法指一次完成 30.5 cm× 2.5 cm 的焊接,电阻加热元件为碳纤维预浸料,碳 纤维垂直于焊接试样载荷加载方向排布。多步法 是将焊接接头分为连续的三部分,对每部分分别焊 接,加热元件中的碳纤维平行于焊接试样载荷加载 方向排布。采用多步法提高了界面温度均匀性,焊 接试样具有更好的质量一致性。单步法焊接试样 的 LSS 为(16.0±1.4) MPa,多步法焊接强度显著高于 单步法,除了焊接质量好之外,碳纤维排布方向平 行于焊接试样载荷加载方向也利于获得高的焊接 强度。

#### 4.2 连续电阻焊接技术(CRW)

为了实现连续电阻焊接,加拿大国家研究委员





图 5 焊接示意图<sup>[73]</sup> (a)单步法;(b)多步法 Fig. 5 Schematic of the weld configurations<sup>[73]</sup> (a)large-scale single-step; (b)large-scale multiple-step

会(NRC)研制了一种末端执行器,如图  $6^{[74]}$ 。这个 末端执行器与工业机器人(如 KUKA KR 210)结 合,可以实现焊接过程的自动化,减少人工干预,提 高焊接质量和一致性。末端执行器由铜滑环、铜轨 道和压实滚组成。焊接过程中,铜滑环是焊接过程 中用于传递电流的关键部件,可以自由转动,确保 将电流连续稳定地传递给铜轨道。铜轨道用于引

导铜滑环的运动,并确保电流能够均匀地传递到加 热元件。铜轨道由一系列电隔离的铜块组成,而不 是一个连续的长铜条。这种设计可以有效减少电 流泄漏,提高焊接效率,并且通过分段控制电流,可 以更好地控制焊接过程中的热量分布。压实轮用于 在焊接过程中对焊接界面施加压力,确保焊接材料 在加热后能够紧密接触并形成牢固的焊接接头。



图 6 连续电阻焊接装置的末端执行器<sup>[74]</sup> (a)整体视图;(b)焊堆的特写视图 Fig. 6 Custom end-effector of welding setup<sup>[74]</sup>

在电阻焊接过程中,直接测量焊接界面的实 际温度是一个难题,因为焊接界面被夹在两个材料 之间,且受到压力作用,无法直接接触温度传感 器。此外,在大规模焊接中,焊接区域通常是连续 移动的,这使得在线温度测量更加困难。为了解决 这一问题,通过建立有限元模型模拟热传递过程, 并基于此模型开发了一个线性观测器来估计焊接 界面的温度。设计出模糊逻辑控制器(FLC)控制 焊接温度,根据估计温度与目标温度的差异调整焊 接速度和过程电压。通过同时控制焊接速度和过 程电压这两个参数,可以更好地调节焊接过程中的 热量输入,确保焊接温度的一致性和稳定性<sup>[74]</sup>。

#### 结束语 5

电阻焊接技术具有设备简单、成本低、适应性 强等优势,是热塑性复合材料连接的重要手段,在 国外已经实现了工程化应用,如A380机翼前缘, A320 后压力舱壁以及洁净空天计划机身上框与蒙

(a) overall view; (b) closeup view with weld stack

皮的连接等。而该技术在国内起步晚,缺乏型号牵 引,相关研究多局限于实验室级别,尚未有工程应 用的报道。要解决工程化问题,热塑性复合材料电 阻焊接技术需要解决以下问题:

(1)需要进一步对电阻焊料和焊接工艺进行优 化,获得均匀分布的温度场和压力场,提高焊接质 量,避免虚焊或过焊。

(2)电阻焊接技术在实际应用中的可靠性尚不 明确,有必要加强对电阻焊接试验件抗疲劳、抗腐 蚀以及稳定性等方面的研究。

(3)电阻焊接技术目前多应用于小面积的焊 接,若要实现工程化应用,需要突破顺序电阻焊 接和连续电阻焊接等技术,并开发相关的自动化 设备。

#### 参考文献:

[1] MURRAY R E, ROADMAN J, BEACH R, Fusion joining of thermoplastic composite wind turbine blades: lapshear bond characterization[J]. Renew Energy, 2019, 140: 501–512.

 [2] 周冰洁,张代军,张英杰,等.高性能热塑性复合材料在 航空发动机短舱上的应用[J].航空制造技术,2020, 63(7):86-91.

ZHOU J B, ZHANG D J, ZHANG Y J, et al. Application of high performance thermoplastic composites in aero engine nacelle[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2020, 63(7): 86-91.

- [3] ZHANG X, LU C, LIANG M. Preparation of thermoplastic vulcanizates based on waste crosslinked polyethylene and ground tire rubber through dynamic vulcanization [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2011, 122(3): 2110-2120.
- [4] CHAVES F J P, DA SILVA L F M, De MOURA M.
   Fracture mechanics tests in adhesively bonded joints: a literature review[J]. The Journal of Adhesion, 2014, 90(12): 955-992.
- [5] BUDHE S, BANEA M D, De BARROS S, et al. An updated review of adhesively bonded joints in composite materials[J]. International Journal of Adhesion and Adhesives, 2017, 72: 30-42.
- [6] HOSSEIN A R, REFAH T A, MOHAMMADALI Z F A, et al. Fracture characteristics of mixed-mode toughness of dissimilar adherends cohesive and interfacial fracture[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2020, 34(6): 599-615.
- [7] LARSEN L, ENDRASS M, JARKA S, et al. Exploring ultrasonic and resistance welding for thermoplastic composite structures: process development and application potential[J]. Composites Part B, 2025, 289: 111927.
- YOUSEFPOUR A, HOIJJATI M, IMMARIGEON J P.
   Fusion bonding/welding of thermoplastic composites[J].
   Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2004, 17(4): 303-341.
- [9] XIONG X, WANG D, WEI J, et al. Resistance welding technology of fiber reinforced polymer composites: a review[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2021, 35(15): 1593-1619.
- [10] AHMED T J, STAVROV D, BERSEE H E N, et al. Induction welding of thermoplastic composites —an overview[J]. Composites Part A, 2006, 37(10): 1638-1651.
- [ 11 ] JONGBLOED B, TEUWEN J, BENEDICTUS R, et al. On differences and similarities between static and continuous ultrasonic welding of thermoplastic composites[J]. Composite Part B, 2020, 203: 108466.
- [12] JAESCHKE P, HERZOG D, HAFERKAMP H, et al. Laser transmission welding of high-performance polymers and reinforced composites —a fundamental

study[J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2010, 29(20): 3083-3094.

- [ 13 ] PANNEERSELVAM K, ARAVINDAN S, HAQ A N. Study on resistance welding of glass fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Material and Design, 2012, 41: 453-459.
- [14] JEC. New thermoplastic composite design concepts and their automated manufacture [EB/OL]. (2011-02-26) [2025-02-19]. https://www.jeccomposites.com/news/ spotted-by-jec/new-thermoplastic-composite-design-concepts-and-their-automated-manufacture/? end\_use\_application=aerospace&process=fiber-placement&tax\_product=carbon-fiber, robots-automation-hardware.
- [15] NINO G F, AHMED T J, BERSEE H E N. Thermal NDI of resistance welded composite structures [J]. Composites Part B, 2009, 40: 237-248.
- [16] JEC. A full-scale A320 pressure bulkhead demonstrator-JEC [EB/OL]. (2018-05-02)[2025-02-19]. https://www. jeccomposites.com/news/spotted-by-jec/a-full-scale-a320pressure-bulkhead-demonstrator/?news\_type=announcement, applications&end\_use\_application=aerospace&tax\_ product=carbon-fiber, thermoplastic-resins.
- [17] JEC. New architecture for automated production of the world's largest thermoplastic aircraft fuselage demonstrated on a 1:1 scale [EB/OL]. (2024-05-07) [2025-02-19]. https://www.jeccomposites.com/news/spotted-by-jec/ new-architecture-for-automated-production-of-theworlds-largest-thermoplastic-aircraft-fuselage-demonstrated-on-a-11-scale/?news\_type=applications, processmanufacturing, product-technology&end\_use\_application=aerospace&process=autoclave&tax\_product=carbon-fiber, other-carbon-fiber, thermoplastic-resins& amp;exceptionaltags=sustainability.
- [18] ENDRASS M, THOME A, GADLETZ V, et al. Resistance welding of low-melt polyaryletherketone: process definition and optimization[C]//ECCM2022-Proceedings of the 20th European Conference on Composite Materials: Composites Meet Sustainability. Augsburg: Institut für Bauweisen und Strukturtechnologie, 2022.
- [19] DLR. Welding bridge tool in operation [EB/OL]. (2023-07-18) [2025-02-19]. https://www.dlr.de/en/latest/news/2023/03/mffd-thermoplastics-instead-of-aluminium-in-aircraft-construction/welding-bridge-tool-in-operation.
- [20] YANG F, PITCHUMANI R. Interlaminar contact development during thermoplastic fusion bonding[J]. Polymer Engineering and Science, 2002, 42(2): 424-438.
- [21] HOU M, FRIEDRICH K. Resistance welding of continuous glass fiber-reinforced polypropylene composites[J]. Composites Manufacturing, 1992, 3(3): 153-163.
- [22] HOU M, YE L, MAI Y W. An experimental study of

resistance welding of carbon fiber fabric reinforced polyetherimide (CF fabric/PEI) composite material[J]. Applied Composite Materials, 1999, 6(1): 35-49.

- [23] STAVROV D, BERSEE H E N. Resistance welding of thermoplastic composites—an overview[J]. Composites Part A, 2005, 36: 39-54.
- [24] DUBE M, HUBERT P, YOUSEFPOUR A, et al. Resistance welding of thermoplastic composites skin/stringer joints[J]. Composites Part A, 2007, 38(12): 2541-2552.
- [25] TALBOT E, HUBERT B, DUBÉ M, et al. Optimization of thermoplastic composites resistance welding parameters based on transient heat transfer finite element modeling[J]. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2015, 26(5): 699-711.
- [26] 姚鑫, 霍红宇, 安学锋, 等. 碳纤维加热元件的制备及其 对热塑性复合材料电阻焊接接头性能的影响[J]. 复合 材料学报, 2024, 41(6): 2900-2908.
  YAO X, HOU H Y, AN X F, et al. Preparation of carbon fiber heating element and its effect on properties of resistance welded joints of thermoplastic composites[J]. Journal of Composite Materials, 2024, 41(6): 2900-2908.
- [27] 叶璐,张代军,李军,等.碳纤维增强聚芳醚酮热塑性复合材料电阻焊接工艺研究[J].复合材料科学与工程,2024(8):45-52.

YE L, ZHANG D J, LI J, et al. Research on resistance welding technology of carbon fiber reinforced polyaryl ether ketone thermoplastic composites[J]. Composite Materials Science and Engineering, 2024(8): 45-52.

- [ 28 ] DUBE M, HUBERT P, YOUSEFPOUR A, et al. Current leakage prevention in resistance welding of carbon fiber reinforced thermoplastics[J]. Composites Science and Technology, 2008, 68: 1579-1587.
- [29] MA Z, XU Z, LI Z, et al. Improving the quality of resistance welded thermoplastic composite joints by applying ultrasonic[J]. Composites Part B, 2024, 277: 111398.
- [ 30 ] HOU M, YANG M, BEEHAG A, et al. Resistance welding of carbon fiber reinforced thermoplastic composite using alternative heating element[J]. Composite Structures, 1999, 47: 667-672.
- [31] AGEORGES C, YE L, HOU M. Experimental investigation of the resistance welding of thermoplastic-matrix composites part II: optimum processing window and mechanical performance[J]. Composites Science and Technology, 2000, 60: 1191-1202.
- [ 32 ] SHI H, VILLEGAS I F, BERSEE H E N, A displacement-detection based approach for process monitoring and processing window definition of resistance welding of thermoplastic composites[J]. Composites Part A, 2015, 74: 1-9.
- [33] BASTIEN L, DON R C, GILLESPIE J J W. Processing

and performance of resistance welded thermoplastic composites [C]//45th Annual Conference, Composites Institute, Session, 1990, 20: 1-9.

- [ 34 ] DUBE M, HUBERT P, GALLET J N, et al. Fatigue performance characterisation of resistance-welded thermoplastic composites[J]. Composites Science and Technology, 2008, 68: 1759-1765.
- [ 35 ] LI X, ZHANG T, LI S, et al. The effect of cooling rate on resistance-welded CF/PEEK joints [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 12: 53-62.
- [ 36 ] SHI H, VILLEGAS I F, OCTEAU M, et al. Continuous resistance welding of thermoplastic composites: modelling of heat generation and heat transfer[J]. Composites Part A, 2015, 70: 16-26.
- [ 37 ] SUPPAKUL P, BANDYOPADHYAY S. The effect of weave pattern on the mode- I interlaminar fracture energy of E-glass/vinyl ester composites[J]. Composites Science and Technology, 2002, 62(5): 709717.
- [ 38 ] SHI H, VILLEGAS I F, BERSEE H E N, et al. Strength and failure modes in resistance welded thermoplastic composite joints: effect of fibre-matrix adhesion and fibre orientation[J]. Composites Part A, 2013, 55: 1-10.
- [ 39 ] DUBE M, HUBERT P, GALLET J N, et al. Metal mesh heating element size effect in resistance welding of thermoplastic composites [J]. Journal of Composite Materials, 2011, 46(8): 911-919.
- [40] XIONG X, ZHAO P, REN R, et al. Effect of chemical etching of resistance wire surface on the strength and failure mechanism of the resistance-welded joint of polyetherimide composites[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2019, 136(34): 47879.
- [41] LI X, SUN M, SONG J, et al. Enhanced adhesion between PEEK and stainless-steel mesh in resistance welding of CF/PEEK composites by various surface treatments[J]. High Performance Polymers, 2021, 33(8): 892-904.
- [42] 王涣翔, 赵刚, 徐剑. 硅烷偶联剂改性金属加热元件提 高碳纤维/聚苯硫醚热塑性复合材料电阻焊接强度[J]. 复合材料科学与工程, 2024(5): 76-84.
  WANG H X, ZHAO G, XU J. Improvement of resistance welding strength of Carbon fiber/polyphenylene sulfide thermoplastic composites modified by silane coupling agent[J]. Composite Materials Science and Engineering, 2024(5): 76-84.
- [43] ZHAO G, LI M, ZHAO Y, et al. Rotating gliding arc plasma: Innovative treatment for adhesion improvement between stainless steel heating elements and thermoplastics in resistance welding of composites[J]. Composites Part B, 2024, 272: 111210.
- [44] NOVOSELOV K S, GEIM A K, MOROZOV S V, et al.

Electric field effect in atomically thin carbon films[J]. Science, 2004, 306(5696); 666-669.

- [45] BAI Y, ZAHNG R, YE X, et al. Carbon nanotube bundles with tensile strength over 80 GPa[J]. Nature Nanotechnology, 2018, 13(7): 589-595.
- [46] 时双强,和玉光,陈宇滨,等.石墨烯改性树脂基复合材 料力学性能研究进展[J].化学研究,2021,32(1):1-16.
  SHI S Q, HE Y G, CHEN Y B, et al. Research progress on mechanical properties of graphene-modified resin matrix composites[J]. Chemical Research, 2021, 32(1): 1-16.
- [47] RAFIEE M A, RAFIEE J, SRIVASTAVA I, et al. Fracture and fatigue in graphene nanocomposites[J]. Small, 2010, 6(2): 179-183.
- [48] QIN J, WANG C, WANG Y, et al. Preparation carbon nanotube-decorated carbon fibers under low pressure for epoxy-based unidirectional hierarchical composites with enhanced interlaminar shear strength[J]. Polymer Testing, 2021, 93: 106892.
- [49] 熊需海,张忠宝,任荣,等.还原氧化石墨烯对复合材料 电阻焊接头强度的增强作用[J].表面技术,2020, 49(6):253-258.

XIONG X H, ZHANG Z B, REN R, et al. Effect of reduced graphene oxide on strengthening of resistance welding joints of composite materials[J]. Surface Technology, 2020, 49(6): 253-258.

- [ 50 ] XIONG X, ZHAO P, REN R, Enhanced resistance-welding hybrid joints of titanium alloy/thermoplastic composites using a carbon-nanotube lamina[J]. Diamond & Related Materials, 2020, 101: 107611.
- [51] ZHAO P, ZHANG Z, LI Y, et al. Resistance welding of thermoplastic composites *via* a novel carbon nanofilm implant[J]. Materials Letters, 2022, 328: 133216.
- [52] 崔旭, 赵普, 熊需海, 等. 短切纤维对复合材料焊接强度 的增强作用[J]. 材料工程, 2019, 47(12): 151-156.
  CUI X, ZHAO P, XIONG X H, et al. Effect of stub fiber on welding strength of composite materials[J]. Journal of Materials Engineering, 2019, 47(12): 151-156.
- [ 53 ] ROHART V, LEBEL L L, DUBE M. Effects of environmental conditions on the lap shear strength of resistancewelded carbon ffbre/thermoplastic composite joints[J]. Composites Part B, 2020, 198: 108239.
- [54] 王宏洋. CF/PPS 复合材料的碳纤维电阻热连接技术研究[D]. 天津: 中国民航大学, 2018.
  WANG H Y. Research on Carbon fiber resistance thermal connection technology of CF/PPS composites[D].
  Tianjin: Civil Aviation University of China, 2018.
- [55] 路鹏程, 陈栋, 王志平. 碳纤维/聚苯硫醚热塑性复合材 料电阻焊接工艺[J]. 复合材料学报, 2020, 37(5): 1041-1048.

LU P C, CHEN D, WANG Z P. Resistance welding process of carbon fiber/polyphenylene sulfide thermoplastic composites[J]. Chinese Journal of Composites, 2020, 37(5): 1041-1048.

- [56] 秦明. 热塑性聚芳醚酮类树脂基复合材料的制备及连接技术研究[D]. 杭州: 浙江大学, 2004.
   QIN M. Study on preparation and connection technology of thermoplastic polyaryl ether ketone resin matrix composites [D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2004.
- [ 57 ] RUSSELLO M, CATALANOTTI G, HAWKINS S C, et al. Welding of thermoplastics by means of carbon-nanotube web[J]. Composites Communications, 2020, 17: 56-60.
- [58] ZHAO P, XIONG X, LIU S, et al. Resistance welded thermoplastic composites joint strengthened via carbon nanotubes from flame: interface strength, mechanical properties and microstructure[J]. Materials Research Express, 2019, 6(10): 105061.
- [59] AGEORGES C, YE L, HOU M. Experimental investigation of the resistance welding of thermoplastic-matrix composites part I : heating element and heat transfer[J]. Composites Science and Technology, 2000, 60: 1027-1039.
- [ 60 ] SUN L, YANG M, ZHANG M, et al. Synergy of carbon fiber fabric-based heating element and h-BN modified insulated film on resistance welding of thermoplastic composites [J]. Materials Letters, 2023, 349: 134685.
- [61] 姚鑫, 白钰, 安学峰, 等. 连续碳纤维增强聚醚醚酮热塑 性复合材料电阻焊接加热元件材料优选研究[J]. 纤维 复合材料, 2023, 40(3): 44-48.
  YAO X, BAI Y, AN X F, et al. Study on material optimization of heating element for resistance welding of continuous carbon fiber reinforced polyether ether ketone thermoplastic composite[J]. Fiber Composite Materials, 2023, 40(3): 44-48.
- [62] DE LUCA H G, ANTHONY D B, GREENHALGH E S, et al. Piezoresistive structural composites reinforced by carbon nanotube-grafted quartz fibers[J]. Composites Science and Technology, 2020, 198: 108275.
- [63] DUONGTHIPTHEWA A, SU Y, ZHOU L. Electrical conductivity and mechanical property improvement by low temperature carbon nanotube growth on carbon fiber fabric with nanofiller incorporation[J]. Composites Part B, 2020, 182: 107581.
- [64] LI L, LIU W, YANG F, et al. Interfacial reinforcement of hybrid composite by electrophoretic deposition for vertically aligned carbon nanotubes on carbon fiber[J]. Composites Science and Technology, 2020, 187: 107946.
- [ 65 ] TANAKA K, NISHIKAWA T, AOTO K, et al. Effect of carbon nanotube deposition time to the surface of carbon

fibers on flexural strength of resistance welded carbon fiber reinforced thermoplastics using carbon nanotube

grafted carbon fiber as heating element [J]. Journal of Composites Science, 2019, 3(1): 9-20.

- [66] TANAKA K, AOTO K, KATAYAMA T, et al. Effects of carbon nanotube deposition time to carbon fiber on tensile lap-shear strength of resistance welded CFRTP[J]. Journal of the Society of Materials Science, 2016, 65: 727-732.
- [67] XU X, ZHANG Y, JIANAG J, et al. *In-situ* curing of glass fiber reinforced polymer composites *via* resistive heating of carbon nanotube films[J]. Composites Science and Technology, 2017, 149: 20-27.
- [ 68 ] ZHANG Q, YU Y, YANG K, et al. Mechanically robust and electrically conductive graphene-paper/ glass-fibers/ epoxy composites for stimuli-responsive sensors and joule heating deicers[J]. Carbon, 2017, 124: 296-307.
- [69] TARFAOUI M, El MOUMEN A, BOEHLE M, et al. Self-heating and deicing epoxy/glass fiber based carbon nanotubes buckypaper composite[J]. Journal of Materials Science, 2019, 54(2): 1351-1362.
- [70] 张代军, 叶璐, 王成博, 等. 一种基于碳纳米管薄膜的热 塑性复合材料焊接方法: CN202210807474.1[P]. 2024-06-18.
   ZHANG D J, YE L, WANG C B, et al. A welding

method for thermoplastic composites based on carbon nanotube films; CN202210807474.1 [P]. 2024-06-18.

- [71] BRASSARD D, DUBE M, TAVARES J R, et al. Resistance welding of thermoplastic composites with a nanocomposite heating element[J]. Composites Part B, 2019, 165: 779-784.
- [72] LAMBING C L T, ANDERSEN S M, HOLMES S, et al. Apparatus and method for resistance welding. US5225025[P]. 1993-07-06.
- [73] MCKNIGHT S H, HOLMES S T, GILLESPIE J W, et al. Scaling issues in resistance welded thermoplastic composite joints[J]. Advances in Polymer Technology, 1997, 16(4): 279-295.
- [74] ZAMMAR I A, MANTAGH I, HUQ M S, et al. Intelligent thermal control of resistance welding of fiberglass laminates for automated manufacturing[J]. IEEE/ASME Transactions on Mechatronics, 2015, 20(3): 1069-1078.

收稿日期: 2025-04-15; 录用日期: 2025-04-30

树脂基复合材料制备及其应用技术,联系地址:北京市海淀 区温泉镇环山村 8 号(100095),E-mail:15810534483@139.com

(本文责编:张琴)

基金项目:重点研发计划项目(2022YFB3709403);工信部民 机专项(MJZ1-11N22);稳定支持项目(KZ0C230599) 通讯作者:张代军(1985—),男,博士,研究员,研究方向为

第 32 - 42 页

第3期

引用格式: 王成博, 张代军, 关博文, 等. 基于自动铺放技术的聚芳醚酮复合材料后处理工艺优化[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 32-42.

WANG Chengbo, ZHANG Daijun, GUAN Bowen, et al. Optimization of post-processing of PAEK composites based on automated placement technology [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 32-42.

# 基于自动铺放技术的聚芳醚酮复合材料 后处理工艺优化

王成博<sup>1,2</sup>, 张代军<sup>1,2\*</sup>, 关博文<sup>1,2</sup>, 辛志博<sup>3</sup>, 刘 刚<sup>4</sup>, 李 军<sup>1,2</sup>, 陈祥宝<sup>1,2\*</sup>

(1. 中国航发北京航空材料研究院 软材料中心,北京 100095;2. 先进复合材料国防科技重点实验室,北京 100095;3. 西安 交通大学 机械工程学院,西安 710049;4. 北京化工大学 先进技术与装备研究院,北京 100029)

**摘要:**聚芳醚酮热塑性复合材料具有优异的抗冲击性能,在航空领域具有重要应用价值。针对自动铺放原位成型聚 芳醚酮复合材料力学性能欠佳的问题,系统研究后处理工艺参数(温度、压力和时间)对孔隙消除及力学性能的影 响规律。采用聚芳醚酮预浸料,通过自动铺放技术制备层合板。采用差式扫描量热仪、流变测试及力学性能表征, 建立黏度-压力-时间耦合模型。结果表明,模型可以合理预测不同工艺参数对孔隙消除的影响规律,得到后处理临 界温度为 340 ℃。温度在 340~360 ℃ 之间,树脂黏度较低且稳定性良好,有利于快速排出孔隙缺陷。后处理压力 显著影响孔隙排出效率,360 ℃ 经过 60 min 完全排出孔隙的临界压力为 0.7 MPa,压力继续增加对材料性能的提升 收益较小。后处理时间对材料性能的影响依赖于后处理压力,360 ℃ 和 0.7 MPa 时,60 min 可以完全消除孔隙缺 陷;360 ℃ 和 1.6 MPa 时,仅需 20 min 就可以完全消除孔隙缺陷。360 ℃、0.7 MPa 和 60 min 时,材料拉伸强度、弯 曲强度和层间剪切强度分别达到 2844、1653 MPa 和 103 MPa。

关键词:自动铺放;聚芳醚酮;复合材料;后处理;工艺优化

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000076

中图分类号: V258 文献标识码: A 文章编号: 1005-5053(2025)03-0032-11

## Optimization of post-processing of PAEK composites based on automated placement technology

WANG Chengbo<sup>1,2</sup>, ZHANG Daijun<sup>1,2\*</sup>, GUAN Bowen<sup>1,2</sup>, XIN Zhibo<sup>3</sup>, LIU Gang<sup>4</sup>, LI Jun<sup>1,2</sup>, CHEN Xiangbao<sup>1,2\*</sup>

(1. Soft Materials Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. National Key Laboratory of Advanced Composites, Beijing 100095, China; 3. School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China; 4. Institute of Advanced Technology and Equipment, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China)

Abstract: Poly(aryl ether ketone)(PAEK) thermoplastic composites exhibit exceptional impact resistance and possess significant application potential in the aerospace industry. To address mechanical performance limitations of PAEK composites fabricated through automated *in-situ* placement, this study systematically investigates the impacts of post-processing parameters-including temperature, pressure and time-on pore elimination and mechanical properties. Utilizing the automated fiber placement, PAEK prepregs are processed into laminates. A viscosity-pressure-time coupling model is formulated through differential scanning calorimetry(DSC), rheological assessments and mechanical characterizations. The results demonstrate the model predicts reasonably pore elimination across varying process parameters and the critical post-processing temperature is identified as 340 °C. The pore elimination is facilitated rapidly due to low and stable resin viscosity at 340-360 °C. The post-processing pressure
significantly influences pore removal efficiency, with a critical pressure of 0.7 MPa at 360  $^{\circ}$ C and requiring 60 min for complete pore elimination. Higher pressures lead to only marginal performance enhancements. The time dependency of material performance depends on pressure: at 0.7 MPa and 360  $^{\circ}$ C, full pore elimination is achieved within 60 min, whereas at 1.6 MPa, the required time is reduced to 20 min. At 0.7 MPa, 360  $^{\circ}$ C and 60 min, the tensile strength, flexural strength and interlaminar shear strength are 2844, 1653 MPa and 103 MPa, respectively.

Key words: automatic placement; PAEK; composite materials; post-processing; process optimization

高性能热塑性复合材料因其抗冲击、可焊接及可回收等特性,在提升航空结构损伤容限、实现轻量化与降低全寿命周期成本方面展现出显著优势<sup>[1-10]</sup>。其中,聚芳醚酮(poly(aryl ether ketone), PAEK)类热塑性复合材料结合自动铺放技术,通过激光加热原位成型工艺可大幅提升制造效率,这一技术路线已成为研究热点<sup>[11-15]</sup>。

研制初期,高性能热塑性复合材料研究主要集 中在聚醚醚酮(poly(ether ether ketone), PEEK)和 聚醚酮酮(poly(ether ketone ketone), PEKK), 然 而, PEEK(熔点 T<sub>m</sub>=343 ℃)、PEKK(T<sub>m</sub>=338 ℃)等 传统 PAEK 类树脂因过高的熔融温度导致成型工 艺性差,严重制约其在航空领域的工程应用。新型 低熔融温度 PAEK 树脂(low-melt PAEK, LMPAEK) (T<sub>m</sub>=305 ℃)的商业化应用之后,这类材料研究取 得突破性进展。这种由威格斯公司开发的树脂 显著改善成型工艺窗口,东丽 TC1225 预浸料等 衍生产品已广泛应用于自动铺放技术研究<sup>[16-18]</sup>。 Schiel 等<sup>[19]</sup> 研究自动铺放过程工艺参数对原位成 型复合材料性能的影响,研究结果揭示模具温度与 回火工艺的协同效应,当模具温度升高并在铺放后 回火处理,复合材料剪切强度提升38%,结晶度增 加 25%。同时, Islam 等<sup>[20]</sup> 对比研究发现, 自动铺 放原位成型试件的层间剪切强度为 48 MPa, 仅为 热压成型件(97 MPa)的 49%, 表明工艺成熟度仍 存在显著差距。Heathman 等<sup>[21]</sup> 通过参数优化使孔 隙率降至1%以下,结晶度达20%,剪切强度提升 至 60 MPa, 但相较传统工艺仍有 30% 的力学性能 差距。

近年来,虽然欧洲已将自动铺放原位成型技术 应用于机身上半部铺放和验证<sup>[22]</sup>,但该技术仍面临 两大核心挑战:其一,原位成型复合材料力学性能 较热压工艺存在较大差距;其二,大型构件成型质 量控制难度较高,自动铺放原位成型技术在航空领 域应用仍有一定差距。为此,研究人员提出"自动 铺放+后处理"的混合工艺策略,采用一种较为温 和的工艺对自动铺放 PAEK 复合材料进行后处理, 与传统高温高压热压罐工艺相比,在降低复合材料 制造成本和推广热塑性复合材料应用方面具有重 要意义。Zhang等<sup>[23]</sup>通过自动铺放加非热压罐回 火工艺将复合材料层间剪切强度提高到 91 MPa。 Swamy等<sup>[24]</sup>研究真空袋成型工艺中不同孔隙去除 机制在先进热塑性复合材料加工中的应用,实现 24 层厚层压板的无孔隙真空袋固化,验证该技术应 用于大尺寸构件的可行性,为航空复合材料制 造提供"自动铺放+真空后固化"的创新工艺 路线。

综上所述,当前 PAEK 热塑性复合材料制造过 程仍面临诸多挑战,尤其是预浸料制备、铺放、固 化成型等多个工艺步骤<sup>[17]</sup>。基于 PAEK 复合材料 自动铺放原位成型技术尚不满足工程化应用的现 状,本工作针对 PAEK 复合材料自动铺放技术工程 化应用面临的瓶颈,系统研究后处理工艺参数对材 料力学性能的影响。通过构建工艺-结构-性能关联 模型,解决以下关键问题:(1)后处理温度场对层间 结合的调控规律;(2)压力参数与孔隙演化的动态 关系;(3)温度-压力-时间对材料性能影响的协同 控制方法。这些研究可以优化兼顾性能提升与成 本控制的后处理方案,为制造热塑性复合材料航空 结构件提供技术支撑。

## 1 实验材料与方法

## 1.1 实验材料

采用中国航发北京航空材料研究院制备的 GCT800/PAEK 作为热塑性预浸料,其中增强纤维 为T800级碳纤维,树脂基体为PAEK 树脂,预浸料 物理性能见表1。

## 1.2 实验方法

采用铺丝机进行层合板铺放, 层合板铺层设计 如下: 0°拉伸性能试样铺层为 [0]<sub>7</sub>, 弯曲性能试样 铺层为 [0]<sub>14</sub>, 层间剪切性能试样铺层为 [0]<sub>28</sub>。铺 放工艺参数如下: 铺放压力为 600 N, 铺放温度为 400 ℃, 铺放速度为 50 mm/s。铺放完成后, 按照不

表 1 PAEK 热塑性预浸料物理性能参数

 Table 1
 Physical performance of PAEK thermoplastic prepreg

Property	Fiber areal weight/ $(g \cdot m^{-2})$	Mass fraction of resin/%	Consolidated ply thickness/mm	Width/mm
Result	145	35	0.14	6.35

同后处理工艺加工得到测试样条。采用 DSC 250 热分析仪并在氮气气氛中进行差式扫描量热仪 (differential scanning calorimetry, DSC)测试,温度 升至 400 ℃,升温速率为 10 ℃/min。采用 DHR-2 高温旋转流变仪进行树脂流变测试,在升温流变 测试中,温度升至 420 ℃,升温速率为 2 ℃/min;在 恒温流变测试中,分别在 340、350、360、370、380 ℃和 390 ℃,恒温 360 min,测试树脂黏度曲线。 分别按照 ASTM D3039、ASTM D7264、ASTM D2344和 GB/T 3365标准测定复合材料 0°拉伸性 能、弯曲性能、复合层间剪切性能和孔隙含量。其 中,复合材料弯曲测试跨厚比为 60:1。

## 2 结果与分析

#### 2.1 PAEK 树脂的热性能

树脂的热性能直接决定复合材料后处理温度 窗口,区别于热固性树脂的化学交联过程,热塑性 PAEK 树脂成型本质上是熔融-浸渍-固结的物理过 程。熔融树脂浸渍碳纤维的过程近似于流体对多 孔介质的渗透,根据达西定律建立的多孔介质渗透 模型<sup>[25]</sup>为:

$$\frac{\mathrm{d}Z}{\mathrm{d}t} = \frac{K}{n} \cdot \frac{\mathrm{d}P}{\mathrm{d}Z} \tag{1}$$

式中: Z为树脂渗透距离; t为渗透时间; K为纤维介 质渗透率; η为树脂黏度; P为后处理压力,本工作 中后处理压力均为相对压力与真空压力之和。式 (1)积分可得浸渍深度方程:

$$Z = \sqrt{\frac{2KPt}{\eta}}$$
(2)

由此可知,成型质量取决于温度(通过树脂黏 度η表征)、压力*P*及时间*t*的协同作用,其中*K*值受 纤维排布形态影响<sup>[26]</sup>,这为后处理工艺参数优化提 供理论依据。

通过 DSC 分析确定 PAEK 树脂的相变特征 (图 1),由图 1 得到, PAEK 树脂的熔融峰值温度 为 321 ℃,较传统的 PEEK 树脂( $T_m$ =343 ℃)降低 22 ℃,玻璃化转变温度  $T_g$ 为 150 ℃,这说明其后处 理温度较 PEEK 复合材料降低 20~30 ℃,同时为 了避免复合材料成型过程中产生变形,至少需要保 压降温至 150 ℃ 以下。



为了进一步确定树脂在高温下的熔体黏度,测 试得到树脂的升温流变曲线(图 2),从图中可以看 出,当温度达到 315 ℃时,树脂黏度开始迅速下 降,这与 DSC 曲线中树脂熔融起始温度相对应。 当温度达到 338 ℃时,树脂黏度降至 443 Pa·s 并进入平台区,温度为 400 ℃时达到最低黏度 204 Pa·s,随后树脂黏度回升可能源于高温诱导的 分子链交联,由此确定 PAEK 复合材料后处理温度 窗口为 340~400 ℃。





为了进一步确定合适的后处理温度,在 340~ 390 ℃之间每间隔 10 ℃测试树脂的恒温流变曲 线,测试结果如图 3 所示。测试结果表明,在 340~390 ℃温度范围内,树脂的起始黏度均小于 450 Pa・s,但是不同温度对应的树脂黏度增加速率 不同,温度越高,恒温过程树脂黏度增加速率越快。温度在340~360 ℃区间内,树脂黏度随时间缓慢增加,60 min时树脂黏度小于450 Pa・s,120 min时树脂黏度小于650 Pa・s。而当温度在370~390 ℃范围内,树脂黏度随时间迅速增加,60 min时树脂黏度已超过450 Pa・s,120 min时树

脂黏度均已超过 1000 Pa·s。树脂黏度不同的变化 趋势表明,在高温条件下,温度越高,树脂越容易老 化,黏度越大。在制定 PAEK 复合材料后处理工艺 时,既要考虑树脂的初始黏度,又要考虑恒温过程 树脂黏度的变化。当树脂黏度较高时,延长恒温时 间带来的收益可能是有限的。





## 2.2 纤维树脂渗透模型

自动铺放 PAEK 复合材料未处理和热压后处 理试样的截面照片如图 4 所示。从图 4(a)可以看 出,未处理时孔隙主要分布在纤维体积分数较高区 域,同时也是预浸料层内孔隙缺陷,预浸料层间孔 隙缺陷较少。从图 4(b)可以看出,经过热压后处 理层内孔隙被消除,孔隙含量降低。因此,消除孔 隙缺陷就是在高温高压条件下,树脂充分渗透碳纤 维排除孔隙的过程。

使用达西定律分析复合材料成型过程中影响 孔隙缺陷消除的因素,为了确定合理的工艺参数, 由式(2)推导得到式(3):

 $t = \frac{Z^2 \eta}{2KP}$ 

从式(3)可以得到, PAEK 复合材料后处理过 程中, 孔隙完全消除所需时间与树脂黏度成正比, 与后处理压力成反比。树脂的恒温流变结果表明, 温度低于 340 ℃时, 树脂黏度较高, 温度处于 340 ~360 ℃ 范围内时, 在 120 min 内, 树脂黏度较稳 定, 温度高于 360 ℃时, 黏度随时间迅速增加。因 此, 合理的后处理温度范围为 340~360 ℃。通过 式(3)还可以得出, 后处理压力的变化对工艺的改 善是显著的, 当压力从 0.1 MPa 增加到 1.0 MPa 时, 孔隙完全消除的时间可以缩短为原来的 10%。根 据设置的温度和压力参数, 式(3)可以预测完全消 除孔隙缺陷所需要的时间。

为了更准确预测孔隙消除所需的时间,需要对 式(3)中*K*进行求解。根据文献[26],对于单向平



(3)

图 4 自动铺放 PAEK 复合材料未处理(a)和热压后处理(b)试样截面照片

Fig. 4 Cross-sectional optical micrographs of PAEK composite samples based on automated placement without(a) and with hot press post-processing(b)

行排列的碳纤维,式(3)中渗透系数K与纤维直径 d以及纤维体积分数φ相关,式(4)给出K与d和φ的 定量关系为:



式中,  $K 与 d \pi \varphi$ 的定量关系与纤维排列方式相关, 纤维排列方式如图 5 所示,包括正方形(square)、



交错形(staggered)和六边形(hexagonal),本工作使用的碳纤维直径约为 5  $\mu$ m,纤维体积分数平均为 56%,根据式(4)计算可以得到*K*值如式(5)所示:

$$K = \begin{cases} 3.19 \times 10^{-8} \text{ mm}^2, \text{ square} \\ 9.60 \times 10^{-8} \text{ mm}^2, \text{ staggered} \\ 3.46 \times 10^{-10} \text{ mm}^2, \text{ hexagonal} \end{cases}$$
(5)

自动铺放 PAEK 复合材料截面放大图如图 6 所示,从图 4 和图 6 可以看出,复合材料孔隙含量 较高区域纤维排布更密集,这也是形成孔隙的 原因。由图 6 可以发现,孔隙区域纤维排列方式 主要为正方形和交错形,其中交错形比例更高, 因此本工作按照交错形排列计算*K*值。在预浸料制 备过程中,当纤维紧密排列时,树脂更难浸润纤维, 从而更容易形成孔隙。图 6 所示的截面计算得 到纤维最密区域体积分数约为 80%,因此计算*K* 值时,纤维体积分数设置为 80%,本工作*K*值取 2.28×10<sup>-9</sup> mm<sup>2</sup>。



图 5 不同纤维排列方式示意图 (a)正方形; (b)交错形; (c)六边形 Fig. 5 Schematic diagram of different fiber arrangements (a)square; (b)staggered; (c)hexagonal

由于复合材料孔隙主要分布于预浸料层间,而 预浸料单层厚度为 0.14 mm,因此式(3)中复合材 料孔隙完全消除时Z值最大为 0.14 mm。由式(3) 可以得到复合材料孔隙完全消除所需时间与树脂 黏度和后处理压力的关系如式(6)所示:



图 6 自动铺放 PAEK 复合材料截面放大图 Fig. 6 Enlarged cross-sectional optical micrograph of PAEK composites with automated placement

式中: $\eta$ 单位为 Pa·s; P单位为 MPa; t单位为 min。

#### 2.3 原位成型复合材料性能

为了研究不同后处理工艺对 PAEK 复合材料 性能的影响,采用自动铺放技术制备不同厚度的复 合材料层合板成型体,首先将自动铺放原位成型试 板作为参照组,对其力学性能和截面孔隙缺陷分布 进行表征。自动铺放原位成型复合材料力学性能 如图 7 所示,复合材料 0°拉伸强度、弯曲强度和层 间剪切强度(interlaminar shear strength, ILSS)分别 为 2233、859 MPa 和 43.9 MPa。

自动铺放原位成型 PAEK 复合材料截面孔隙 缺陷照片如图 8 所示,可以看出,复合材料中孔隙 缺陷主要分布在预浸料层内,表明复合材料的孔隙 缺陷主要为预浸料内部孔隙缺陷的遗传,预浸料层 间孔隙含量较低,表明自动铺放过程中,预浸料层 间粘接性能较好,热压后处理主要是消除层内残留 的孔隙缺陷。复合材料内部孔隙存在也是原位成 型复合材料各项力学性能偏低的主要原因。





Fig. 7 Mechanical properties of PAEK composites prepared by automated *in-situ* placement



图 8 自动铺放原位成型 PAEK 复合材料截面照片 Fig. 8 Cross-sectional image of PAEK composites prepared by automated *in-situ* placement

#### 2.4 后处理温度的影响

在工程实践中,为了提高效率,复合材料成型时间不宜过长,因此首先设置后处理时间为60 min。基于式(6)建立的黏度-压力-时间关系模型,在后处理时间一定条件下,获得孔隙完全消除所需树脂黏度与后处理压力的对应关系列于表2(压力值为绝对压力)。数据表明:当压力从0.1 MPa 梯度增加至 2.6 MPa 时,临界容许黏度阈

表 2	后处理时间为 60 min 孔隙消除工艺的黏度-压力
	匹配参数

Table 2	Viscosity-pressure ma	apping in the po	pre-free consolid-
at	ion process with post-p	processing time	of 60 min

Post-processing pressure/MPa	Viscosity required for pores elimination/ ( Pa • s )
0.1	84
0.7	586
1.1	920
1.6	1338
2.1	1757
2.6	2178

值由 84 Pa·s 显著提升至 2178 Pa·s,提高后处理 压力可有效降低对树脂低黏度的工艺依赖。由此, 重点考察 2.6 MPa 后处理压力(由 2.5 MPa 相对压 力叠加 0.1 MPa 真空压力构成)工况下,温度对材 料力学性能的调控规律。

2.6 MPa 和 60 min 条件下,系统研究 210、 230、320、340、350 ℃及 360 ℃ 温度梯度对自动铺 放 PAEK 复合材料力学性能的影响,并与自动铺放 原位成型复合材料性能对比,测试结果如图9所 示。实验结果表明,后处理温度低于 340 ℃ 时,复 合材料力学性能与原位成型性能相当,后处理引起 的力学性能变化不超过 5%。这主要因为此温度区 间树脂熔体黏度大于1000 Pa·s(图 2),导致树脂 流动性不足,孔隙消除效率较低。当后处理温度达 到 340 ℃ 时,复合材料力学性能发生阶跃式提升, 0°拉伸强度、弯曲强度和层间剪切强度分别达到 2617、1674 MPa 和 97.3 MPa, 比原位成型性能分别 提高 17%、95% 和 122%。力学性能显著提升主要 归因于 340 ℃ 树脂黏度骤降至 419 Pa · s(图 2), 树 脂熔体可以充分浸润纤维束从而排除孔隙。当后 处理温度增加至 350 ℃ 时,复合材料 0°拉伸强度 进一步提高至 2818 MPa, 相对于原位成型性 能提高 26%, 弯曲强度保持稳定为 1674 MPa, 层间 剪切强度略有提升达到 101 MPa, 相对于原位成型 性能提高 130%。继续升高温度至 360 ℃, 复合材 料各项力学性能基本保持稳定。树脂在 350 ℃ 时 黏度为 351 Pa・s, 360 ℃ 时黏度为 301 Pa・s, 表明 黏度低于 400 Pa·s 时, 在 2.6 MPa 和 60 min 条件 下,树脂黏度继续降低,对性能增益贡献趋于饱 和。通过上述分析,可以得出 340 ℃ 为后处理临界 温度。







通过截面显微组织(图 10),系统揭示温度梯 度对 PAEK 复合材料孔隙演化的调控规律。显微 观测显示,在低温区(210 ℃ 和 230 ℃),试样孔隙 分布(图 10(a)和(b))与原位成型试样(图 8)相 近,孔隙含量较高,表明高黏度树脂在此温度下未 能充分流动,消除孔隙。320 ℃ 时,试样孔隙含量 (图 10(c))较原位成型试样(图 8)明显降低,但仍 能观测到孔隙存在,表明在接近临界温度时,树脂 具有一定流动性,有助于孔隙消除,但由于流动性 有限,孔隙未能完全消除,因而复合材料力学性能 未能显著提升。当达到后处理临界温度(340 ℃), 树脂黏度骤降并处于较低水平,流动性显著改善, 在 2.6 MPa 压力下可以有效排出孔隙,图 10(d)中 试样截面已经观察不到孔隙,表明达到临界温度 时,孔隙已被完全消除,因而复合材料各项性能显 著提升。温度继续升高至 350 ℃,孔隙被完全消除 的同时,树脂充分浸润纤维(图 10(e)),复合材料 界面结合性能得到改善,因此,复合材料 0°拉伸强 度和层间剪切强度提升。温度继续升高至 360 ℃,试样截面状态(图 10(f))与 350 ℃时相近, 此时,树脂已完全充分浸润纤维,因而复合材料力 学性能不再提升。



图 10 后处理压力和时间分别为 2.6 MPa 和 60 min 条件下不同后处理温度复合材料截面照片 (a)210 ℃; (b)230 ℃; (c)320 ℃; (d)340 ℃; (e)350 ℃; (f)360 ℃

Fig. 10 Cross-sectional images of composites under different post-processing temperatures with post-processing pressure of 2.6 MPa and post-processing time of 60 min (a)210 °C; (b)230 °C; (c)320 °C; (d)340 °C; (e)350 °C; (f)360 °C

## 2.5 后处理压力的影响

研究结果表明,340 ℃为后处理临界温度, 在340 ℃、2.6 MPa 和 60 min 条件下,能有效消除 孔隙缺陷,显著提升复合材料力学性能。基于黏 度-压力-时间耦合模型(式(6)),当树脂黏度为 400 Pa・s 时,理论计算获得不同压力下孔隙完全消 除所需时间(表3)。结果表明:压力从 0.1 MPa(真 空压力)提升至 2.6 MPa 时,孔隙完全消除所需时 间由 287 min 大幅缩短至 11 min,降幅达 96%,表 明后处理压力对工艺效率的显著调控作用。

分别在 0.1、0.7、1.1、1.6、2.1 MPa 和 2.6 MPa 后处理压力, 360 ℃ 和 60 min 条件下, 对自动铺放 PAEK 复合材料进行后处理, 评价复合材料力学性 能并与自动铺放原位成型复合材料进行对比, 结果 如图 11 所示, 图中压力 0 MPa下对应原位成型力 学性能。测试结果表明, 当抽真空(后处理压力为 0.1 MPa)时,复合材料 0°拉伸强度、弯曲强度和层间剪切强度分别达到 2416、1332 MPa 和 56.8 MPa,较原位成型试样性能分别提高 8%、55% 和 29%,材料各项力学性能表现出不同程度提升,表明仅在

表	3	不同压力对应的孔隙完全消除所需时间
Table 3	Ti	me required for pores elimination under different
		nrecurec

pressurv	
Post-processing pressure/MPa	Time required for pores elimination/min
0.1	287
0.7	41
1.1	26
1.6	18
2.1	14
2.6	11

真空压力作用下,复合材料内部质量已明显改善。 后处理压力增加至 0.7 MPa 时,力学性能继续提 升,0°拉伸强度、弯曲强度和层间剪切强度分别达 到 2744、1653 MPa 和 103 MPa,较原位成型试样性 能分别提高 23%、92% 和 135%。后处理压力继续 增加至 0.7 MPa 以上(1.1、1.6、2.1 MPa 和 2.6 MPa) 时,材料力学性能与后处理压力为 0.7 MPa 相比,变 化均不超过 5%,表明在 360 ℃、60 min 和 0.7 MPa 条件下,复合材料力学性能已达较高水平,继续增 加压力对提升复合材料力学性能已达较高水平,继续增 加压力对提升复合材料力学性能不再产生收益,因 此考虑设备能力和成本效益,后处理温度和时间分 别为 360 ℃ 和 60 min 条件下,合理的后处理压力 为 0.7 MPa。

在 360 ℃、60 min 和不同后处理压力条件下复







合材料截面照片如图 12 所示, 对比图 12(a)和 图 8 可以看到后处理压力仅为真空压力(后处理压 力为 0.1 MPa)时,复合材料内部孔隙缺陷明显减 少,因而复合材料 0°拉伸强度、弯曲强度和层间剪 切强度均有明显提升。根据表 3, 后处理压力仅为 真空压力时孔隙完全消除所需时间为 287 min, 所 以在 60 min 时孔隙未能完全消除。后处理压力继 续增加至 0.7 MPa(图 12(b))时,理论计算得到孔 隙完全消除时间为 41 min, 实验结果也表明保温 60 min 后, 孔隙进一步排出至完全消除, 所以力学 性能进一步提高。后处理压力继续增加至 0.7 MPa 以上, 从图 12(c)~(f)可以看出, 复合材 料截面均已观察不到孔隙缺陷存在,这与后处理压 力大于 0.7 MPa 时复合材料力学性能基本稳定的 结果一致。显微图像分析结果也表明在 360 ℃ 和 60 min 条件下, 0.7 MPa 为合理的后处理压力。

#### 2.6 后处理时间的影响

在工程应用中,提高复合材料生产效率、降低 制造成本一直是关注的重点,其中,降低后处理温 度、缩短后处理时间都可以降低制造成本。基于黏 度-压力-时间耦合模型(式(6)),可以得到复合材 料孔隙完全消除时树脂黏度、后处理压力和恒温时 间的对应关系。首先研究 360 ℃ 和 0.7 MPa 的低 压模式下,不同后处理时间对复合材料力学性能的 影响。根据表 3 计算结果,该条件下孔隙完全消除 所需时间为 41 min。不同后处理时间实验测试结 果如图 13 所示,图中时间 0 min 对应原位成型力学 性能。测试结果表明, 360 ℃ 和 0.7 MPa 时, 保温



图 12 后处理温度和时间分别为 360 ℃ 和 60 min 条件下不同后处理压力复合材料截面照片 (a)0.1 MPa; (b)0.7 MPa; (c)1.1 MPa; (d)1.6 MPa; (e)2.1 MPa; (f)2.6 MPa

Fig. 12 Cross-sectional images of composites under different post-processing pressures with post-processing temperature of 360 °C and post-processing time of 60 min (a) 0.1 MPa; (b) 0.7 MPa; (c) 1.1 MPa; (d) 1.6 MPa; (e) 2.1 MPa; (f) 2.6 MPa

20 min, 材料 0°拉伸强度、弯曲强度和层间剪切强 度分别提高到 2345、1479 MPa 和 76 MPa, 与原位 成型试样力学性能相比分别提高了 5%、72% 和 73%, 表明 360 ℃、0.7 MPa 且 20 min 时, 复合材料 内部质量显著改善,但未达到孔隙完全消除所需时 间。保温时间继续延长至 60 min 时, 材料各项性 能进一步提升,0°拉伸强度、弯曲强度和层间剪切 强度分别进一步提高到 2844、1653 MPa和 103 MPa, 较原位成型试样力学性能分别提升 27%、92%和135%,较保温20min时试样力学性 能分别提高 21%、12% 和 36%。保温时间分别继续 延长至 120、180 min 和 360 min, 复合材料各项性 能基本保持不变(与保温 60 min 时相比,变化率小 于 6%), 表明在 360 ℃ 和 0.7 MPa 条件下, 60 min 时复合材料力学性能已达最佳状态,继续延长保温 时间对提升材料性能收益较小。

在 360 ℃、0.7 MPa 且不同保温时间条件下材 料截面照片如图 14 所示,对比图 14(a)和图 8 可以 看到,360 ℃ 和 0.7 MPa 时,保温 20 min 后复合材 料内部孔隙缺陷明显减少,因而复合材料 0°拉伸强 度、弯曲强度和层间剪切强度均有明显提升。但由 于孔隙未能完全消除,时间继续延长至 60 min,孔 隙被进一步排出至完全消除(图 14(b)),所以,保 温 60 min 时材料力学性能进一步提高。时间继续延 长至 120、180 min 和 360 min,截面形貌(图 14(c)~ (e))已无明显变化,所以材料力学性能保持稳定, 不再提升。



图 13 后处理温度和压力分别为 360 ℃ 和 0.7 MPa 条件下 力学性能-后处理时间关系曲线

Fig. 13 Curves of mechanical properties *versus* postprocessing time with post-processing temperature of 360 °C and post-processing pressure of 0.7 MPa

为了进一步验证高压模式带来的时间缩短效 益,研究在 360 ℃ 和 1.6 MPa 条件下,分别保温 20、60 min 和 120 min 复合材料力学性能。根据表 3,360 ℃ 和 1.6 MPa 时孔隙完全消除所需时间为 18 min。实验测试结果如图 15 所示,图中时间为 0 min 时对应原位成型力学性能。结果表明后处理压 力增加到 1.6 MPa 时,保温 20 min 后复合材料 0°拉 伸强度、弯曲强度和层间剪切强度分别达到 2565、 1663 MPa 和 101 MPa,较原位成型复合材料性能分 别提高 15%、94% 和 130%。保温时间继续延长至 60 min 和 120 min 时,较保温 20 min 后材料性能变 化率不超过 5%,表明后处理温度和压力分别为 360 ℃ 和 1.6 MPa 条件下,保温 20 min时材料性能 已达最佳状态。在 360 ℃ 和 1.6 MPa条件下,保温



图 14 后处理温度为 360 ℃ 条件下不同后处理压力和时间复合材料截面照片 (a)0.7 MPa, 20 min; (b)0.6 MPa, 60 min; (c)0.6 MPa, 120 min; (d)0.6 MPa, 180 min; (e)0.6 MPa, 360 min; (f)1.6 MPa, 20 min

Fig. 14 Cross-sectional images of composites under different post-processing pressures and time with post-processing temperature of 360 °C (a)0.7 MPa, 20 min; (b)0.6 MPa, 60 min; (c)0.6 MPa, 120 min; (d)0.6 MPa, 180 min; (e)0.6 MPa, 360 min; (f)1.6 MPa, 20 min

20 min 后复合材料截面照片如图 14(f)所示,结果 表明,此时复合材料内部孔隙缺陷已被完全消除, 所以在 360 ℃ 和 1.6 MPa 条件下,合理的保温时间 为 20 min。





Fig. 15 Curves of mechanical properties *versus* post-processing time with post-processing temperature of 360 °C and post-processing pressure of 1.6 MPa

## 3 结论

(1)基于自动铺放技术的 PAEK 复合材料后处 理温度、压力和时间均影响复合材料孔隙消除,进 一步影响复合材料力学性能,建立黏度-压力-时间 耦合模型,该模型可以合理预测后处理工艺参数对 复合材料孔隙消除的影响规律。

(2)根据黏度-压力-时间耦合模型,得到后处理 临界温度为 340 ℃,温度低于 340 ℃ 树脂黏度较高, 不利于树脂流动和孔隙消除;温度高于 340 ℃ 树脂黏 度显著降低,有利于快速消除孔隙缺陷,温度在 340~360 ℃ 之间,恒温时间不超过 120 min 时树脂 黏度稳定,340~360 ℃ 是合适的后处理温度。

(3)后处理压力会显著影响复合材料孔隙消除 效率,360 ℃、60 min 和 0.1 MPa(真空压力)时,可 以降低孔隙含量但未能完全消除孔隙缺陷;360 ℃、 60 min 和 0.7 MPa 时,孔隙完全消除,复合材料 0°拉伸强度、弯曲强度和层间剪切强度分别达到 2744、1653 MPa 和 103 MPa,继续增加压力材料力 学性能基本稳定。

(4)后处理时间对复合材料力学性能的影响与 压力有较大关系,360 ℃和0.7 MPa时,恒温60 min, 孔隙缺陷完全消除;后处理压力增加至1.6 MPa 时,恒温20 min,孔隙缺陷完全消除。适当提高后 处理压力有利于缩短成型时间,从而提高制造效率 和降低成本。

## 参考文献:

- [1] 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.
- [2] BALAKUMARAN V, ALAGIRUSAMY R, KALYANA-SUNDARAM D. The synergistic effect and origin of strength in carbon fiber reinforced PAEK, PEEK, and PEKK high-performance thermoplastic composites manufactured by multi-scale aqueous dispersion coating[J]. Polymer Composites, 2024, 45(14): 12995-13016.
- [3] BARROETA R J, DUBÉ M, HUBERT P, et al. Repair of thermoplastic composites: an overview[J]. Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science, 2022, 8(2): 68-96.
- [4] MODI V, BANDARU A K, RAMASWAMY K, et al. Repair of impacted thermoplastic composite laminates using induction welding[J]. Polymers, 2023, 15(15): 3238.
- [5] MARTI I B, KAYNAK C. Effects of interlayer forms on the resistance welding performance of PAEK/CF thermoplastic composite laminates [J]. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2023, 36(12): 4945-4976.
- [6] 陆承志,赵乐,杨雪勤,等.碳纤维增强聚醚酮酮模压复合材料结构与性能调控[J].复合材料学报,2022,39(8):3684-3694.
  LUCZ, ZHAOL, YANG X Q, et al. Study on structure

and performance control of carbon fiber reinforced poly(ether ketone ketone) molding composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2022, 39(8): 3684-3694.

[7] 李军,刘燕峰,倪洪江,等.航空发动机用树脂基复合材
 料应用进展与发展趋势[J].材料工程,2022,50(6):
 49-60.

LI J, LIU Y F, NI H J, et al. Application progress and development trend of resin matrix composites for aero engine[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(6):49-60.

[8] 雷帅, 付善龙, 邢宇, 等. 碳纤维高温退浆处理对聚酰亚 胺复合材料热老化的影响[J]. 材料工程, 2023, 51(4): 132-140.

LEI S, FU S L, XING Y, et al. Effect of high temperature desizing treatment of carbon fiber on thermal aging of polyimide composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(4): 132-140.

 [9] 邢宇,张代军,王成博,等. PEEK 复合材料用碳纤维上 浆剂研究进展[J]. 材料工程, 2022, 50(8): 70-81.
 XING Y, ZHANG D J, WANG C B, et al. Research progress in carbon fiber sizing agents for PEEK composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(8): 70-81.

- [10] 倪洪江, 邢宇, 戴霄翔, 等. 航空发动机用聚酰亚胺树脂 基复合材料固化工艺及热稳定性能[J]. 材料工程, 2022, 50(7): 102-109.
  NI H J, XING Y, DAI X X, et al. Curing process and thermal stability of polyimide-matrix composite for aeroengines[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(7): 102-109.
- [11] SCHIEL I, RAPS L, CHADWICK A R, et al. An investigation of *in-situ* AFP process parameters using CF/LM-PAEK[J]. Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science, 2020, 6(4): 191-197.
- [12] 谢为. 热塑性复合材料增材制造工艺与装备研究进展
   [J]. 航空材料学报, 2023, 43(3): 1-11.
   XIE W. Research progress of additive manufacturing process and equipment for thermoplastic composites[J].
   Journal of Aeronautical Materials, 2023, 43(3): 1-11.
- [13] ZHANG C, DUAN Y, JOSHI S C, et al. Laser-assisted AFP-TPC manufacturing of CF/PEEK high-performance thermoplastic composites with low warpage-deformation defects[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 126: 267-284.
- [14] KORAYEM A E, VENKATESAN K, CHEN S, et al. Characterization of interlaminar properties across processing parameters of consolidation of CF/PEKK composites for benchmarking performance[J]. Polymer Composites, 2025, 46(7): 6714-6724.
- [15]任荣,李文强,陈浩,等.热塑性复合材料感应植入焊技 术研究进展[J].材料工程,2023,51(7):22-32.
  REN R, LI W Q, CHEN H, et al. Research progress in induction implant welding of thermoplastic composites
  [J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(7):22-32.
- [16] DE ARAUJO G P, DONADON M V, SALEMO G, et al. Temperature effects on the mechanical behaviour of PAEK thermoplastic composites subjected to high strain rates under compression loading[J]. Composite Structures, 2021, 261: 113299.
- [17] ARQUIER R, ILIOPOULOS I, ÉGNIER G, et al. Consolidation of continuous-carbon-fiber-reinforced PAEK composites: a review[J]. Materials Today Communications, 2022, 32: 104036.
- [ 18 ] RAPS L, CHADWICK A R, MÖSSINGER I, et al. Characteristics of *in-situ* automated fiber placement carbonfiber-reinforced low-melt poly aryl ether ketone laminates part 2: effect of prepreg composition[J]. Journal of Composite Materials, 2024, 58(13): 1523-1535.

- [19] SCHIEL I, RAPS L, CHADWICK A R, et al. An investigation of *in-situ* AFP process parameters using CF/LM-PAEK[J]. Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science, 2020, 6(4): 191-197.
- [20] ISLAM F, DONOUGH M J, OROMIEHIE E, et al. Datadriven optimization of additive composite manufacturing using automated fibre placement: a study on process parameters effects and interactions[J]. Composites Part A, 2025, 190: 108599.
- [21] HEATHMAN N, KOIRALA P, YAP T, et al. *In situ* consolidation of carbon fiber PAEK *via* laser-assisted automated fiber placement[J]. Composites Part B, 2023, 249: 110405.
- [ 22 ] DIEHL B, KOTHE S M. Investigation of innovative technologies for automated assembly and joining of a fullscale thermoplastic composite fuselage[C]//AIAA SCITECH 2024 Forum. Reston, VA: AIAA, 2024: 0876.
- [23] ZHANG C, DUAN Y, XIAO H, et al. Preparation of MWCNTs/CF/PEEK multi-scale composites with good mechanical and electrical conductivity by a two-step process of AFP and out-of-autoclave tempering[J]. Composites Part C: Open Access, 2022, 9: 100321.
- [24] SWAMY J N, GROUVE W J B, WIJSKAMP S, et al. An experimental study on the role of different void removal mechanisms in VBO processing of advanced thermoplastic composites[J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2024, 43(3/4): 183-194.
- [25] 袁满,何亚东,李锐,等. 连续纤维增强热塑性复合材料 熔融浸渍模型[J]. 塑料科技, 2019, 47(7): 12-17.
  YUAN M, HE Y D, LI R, et al. Melt impregnation model of continuous fiber reinforced thermoplastic composites
  [J]. Plastics Science and Technology, 2019, 47(7): 12-17.
- [26] TAMAYOL A, BAHRAMI M. Transverse permeability of fibrous porous media[J]. Physical Review E, 2011, 83(4):046314.

收稿日期: 2025-05-06; 录用日期: 2025-05-19

(本文责编:陈 卉)

基金项目:国家重点研发计划(2022YFB3709402);工信部民 机专项(MJZ1-11N22)

通讯作者:张代军(1985—),男,博士,研究员,研究方向为 树脂基复合材料,联系地址:北京市海淀区温泉镇环山村 8号(100095), E-mail: 15810534483@139.com; 陈祥宝 (1956—),男,博士,研究员,研究方向为树脂基复合材料, 联系地址:北京市海淀区温泉镇环山村 8号(100095), Email: xiangbao.chen@biam.ac.cn

第43-51页

第3期

引用格式:辛志博,江梦茹,肖涵,等.基于自动铺丝技术的 CF/PAEK 热塑性复合材料原位退火工艺[J].航空材料学报, 2025, 45(3): 43-51.

XIN Zhibo, JIANG Mengru, XIAO Han, et al. Vacuum-assisted in-situ annealing of CF/PAEK composites based on automated placement technology [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 43-51.

# 基于自动铺丝技术的 CF/PAEK 热塑性复合材料 原位退火工艺

辛志博<sup>1</sup>, 江梦茹<sup>1</sup>, 肖 涵<sup>1</sup>, 赵 威<sup>1</sup>, 张翰林<sup>1</sup>, 朱垠晓<sup>1</sup>, 杨方鸿<sup>2,3</sup>, 王成博<sup>2,3</sup>, 段玉岗<sup>1\*</sup>

(1. 西安交通大学 机械工程学院, 西安 710049; 2. 中国航发北京航空材料研究院 软材料中心, 北京 100095; 3. 先进复合 材料国防科技重点实验室,北京100095)

摘要:针对 CF/PAEK 复合材料自动铺放成型工艺中质量一致性差的问题,提出一种铺放后真空辅助原位退火 (vacuum-assisted in-situ annealing, VIA)工艺。针对自动铺放成型后的层合板开展 VIA 工艺实验,通过调控原位退 火温度和保温时间制备 CF/PAEK 复合材料单向层合板,分别研究 VIA 工艺参数对成型温度场、翘曲变形、孔隙 率、结晶度和层间性能的影响。结果表明: VIA 工艺可以为样件提供均匀的温度场, 消除结晶梯度, 使样件翘曲程 度随着退火温度的升高而逐渐降低,直至消除;当退火温度超过树脂熔融温度,可以降低 CF/PAEK 预浸料或自动 纤维铺放(AFP)工艺过程中产生的内部孔隙, 孔隙率降至 1.97%, 同时大幅提升层间性能, 使样件层间剪切强度达 到 64.7 MPa, 相比未经过 VIA 的样件提升 58.6%。 关键词:热塑性复合材料;自动铺丝;原位成型;CF/PAEK;原位退火

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000059

中图分类号: V258; V260 文献标识码:A 文章编号:1005-5053(2025)03-0043-09

## Vacuum-assisted in-situ annealing of CF/PAEK composites based on automated placement technology

XIN Zhibo<sup>1</sup>, JIANG Mengru<sup>1</sup>, XIAO Han<sup>1</sup>, ZHAO Wei<sup>1</sup>, ZHANG Hanlin<sup>1</sup>, ZHU Yinxiao<sup>1</sup>, YANG Fanghong<sup>2,3</sup>, WANG Chengbo<sup>2,3</sup>, DUAN Yugang<sup>1\*</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China; 2. Soft Material Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 3. National Key Laboratory of Advanced Composites, Beijing 100095, China)

Abstract: To address the challenge of inconsistent forming quality observed in carbon fiber-reinforced polyaryl ether ketone(CF/PAEK) composites during in-situ automated fiber placement(AFP), this study introduces a vacuum-assisted in-situ annealing(VIA) process implemented subsequent to layup. The study systematically examines the impact of VIA parameters-specifically annealing temperature and holding time-on various aspects of CF/PAEK unidirectional laminates, including temperature field uniformity, warpage deformation, porosity, crystallinity, and interlaminar properties. Experimental findings reveal that the VIA process facilitates a uniform temperature field, mitigates crystallinity gradients, and progressively diminishes warpage deformation with an increase in annealing temperature, ultimately achieving complete elimination of warpage. Notably, when the annealing temperature surpasses the resin melting point, internal pores formed during the CF/PAEK prepreg or AFP process undergo substantial reduction, resulting in a porosity level of merely 2%. Furthermore, the interlaminar performance exhibits a remarkable enhancement, with an interlaminar shear strength(ILSS) of 64.66 MPa-representing a 58.6% improvement compared to specimens that have not undergone VIA treatment.

Key words: thermoplastic composite; automated fiber placement; in-situ molding; CF/PAEK; vacuum-assisted in-situ annealing

近年来,纤维增强复合材料因具有高比强度、高比模量等优点获得了航空航天、军工国防等领域的应用认可<sup>[1]</sup>。相较于传统碳纤维增强热固性复合材料,高性能热塑性复合材料因其优越的抗冲击性、耐高温、可回收性、易存储性以及可原位成型 受到专家学者们的广泛关注<sup>[2-5]</sup>。自动纤维铺放 (automated fiber placement, AFP)工艺是解决纤维 增强热塑性复合材料高温工艺环境下自动化原位 成型难题的有效手段之一。基于 AFP 工艺的原位 成型技术能突破构件尺寸与复杂几何外形限制,缩 短工艺流程,真正发挥热塑性复合材料的性能与工 艺优势,降低制造成本。

目前关于碳纤维增强热塑性复合材料自动铺 放技术的研究,主要集中在层间性能提升、孔隙率 降低和结晶度提高等多个方面,所涉及的主要聚合 物为半结晶高性能热塑性塑料,均属于聚芳醚酮 (PAEK)家族,包括聚醚酮酮(PEKK),聚醚醚酮 (PEEK)和近几年出现的工程低熔体聚芳醚酮 (LMPAEK)<sup>[6-11]</sup>。然而,由于 AFP 工艺需要对热塑 性预浸料快速加热熔融(通常在 300 ℃ 以上)及冷 却固化,层与层之间在瞬态温度场下结合导致成型 过程中的孔隙率、翘曲变形等成型指标调控难度较 大。赵大成等<sup>[12]</sup>使用自动铺放原位成型工艺制备 了 CF/PEEK 热塑性复合材料层合板,在 100 mm/s 的铺放速度下孔隙率高达 5.6%。蒋威等<sup>[13]</sup> 研究得 出,原位成型工艺翘曲程度平均为11%~13.4%。 此外, AFP 工艺成型样件的层间性能往往仅为使 用传统高压罐或热压成型方法制备的样品 15%~ 50%<sup>[14-15]</sup>,远低于航空航天构件的要求。

热塑性复合材料在 AFP 工艺后进行后处理是 提升最终成型质量的有效方法之一,如采用高压罐 退火或热压成型<sup>[16-17]</sup>。热塑基体分子链在温度与 压力的作用下有充足的时间完全相互扩散,通常能 获得孔隙率最低、层间性能最高的构件,但是该工 艺需要大量的成本以及昂贵而耗时的后处理步 骤。为了提高制造效率,研究人员还对 CF/PEEK 复合材料的压辊再热压(repass)工艺进行研究,该 工艺不引入新的进料,而是对已铺放层进行重复加 热和加压<sup>[18-21]</sup>,其本质是通过多次加热加压增加层 间固结时间,最高可将孔隙率降至 2% 以下,层间 剪切强度(ILSS)提高了 32.9%,结晶度则提高至 32.95%<sup>[18]</sup>。基于 repass 工艺, Wang 等<sup>[22]</sup>提出原 位红外退火方法(IIA),该方法通过 AFP 和二次压 辊之间的红外灯实现和 repass 工艺相似的力学性 能,并提高了工作效率。但是由于 AFP 逐层铺放 的工艺特点, repass 和 IIA 方法均难以保证层合板 厚度方向上结晶度的一致性且重复加工降低了成 型效率。此外,有研究人员先利用 AFP 工艺成型 构件,之后直接放在普通烘箱中进行退火<sup>[23-25]</sup>,研 究发现通过烘箱提供的高温条件(230~250 ℃)同 样可以提高层合板的层间剪切强度和结晶度,但由 于退火过程未提供压力,烘箱退火后层合板翘曲程 度有所增大<sup>[25]</sup>。

因此,本工作对热塑性复合材料自动铺放成型 后层合板进行 VIA 处理,在保证样件原位的同时进 行抽真空加热保温处理,实现高质量原位成型,通 过研究不同退火时间和退火温度对铺放后 CF/PAEK 层合板孔隙率、结晶度和层间性能的影响规律,获 得最优 VIA 工艺参数,为 CF/PAEK 复合材料自动 铺放低成本、高效率成型提供新工艺思路。

## 1 实验材料及方法

## 1.1 材料及样件制备

## 1.1.1 原材料

本工作使用的材料为中国航发北京航空材料 研究院研制的单向 T800 CF/PAEK 预浸丝, 面密度 为 226 g/m<sup>2</sup>, 树脂质量分数为 35%, 预浸丝宽度为 6.35 mm, 厚度为(0.17±0.02) mm。预浸料的力学 性能见表 1。

表 1 T800 CF/PAEK 力学性能 Table 1 Mechanical properties of T800 CF/PAEK

Property	Numerical value
0° tensile strength/MPa	2800
0° tensile modulus/GPa	160
0° compressive strength/MPa	1200
0° compressive modulus/GPa	140

## 1.1.2 CF/PAEK 自动铺放成型

所有样件均采用自主研发的6丝束机器人式 纤维增强复合材料自动铺放系统(AFP)进行制备, 如图 1 所示。其中设备的运动机构采用 KUKA 公司的 KR-340-R3330 型 6 自由度工业机械臂, 自研的 6 丝束铺放头包括丝束张力控制机构、夹持模块、送料模块、剪切模块、压力控制机构和激光加热系统等结构功能模块。激光加热系统中集成了 6 kW 的 humm3<sup>™</sup> 型闪光灯加热系统(Heraeus 公司, 英国)。压辊使用硅橡胶材料, 直径和宽度均为 50 mm, 包胶厚度为 11 mm, 压辊硬度为 70HA。 1.1.3 层合板制备

所有的层合板样件均采用相同的自动铺放 工艺参数铺放成型,设定铺放速度为50 mm/s,压辊 压力为520 N,模具温度为150 ℃,使用 Optris PI 450i型热成像仪(欧普士,德国)对铺放过程中样件 成型温度进行标定,设定铺放温度为410 ℃,如 图1(c)所示。层合板铺放完成后进行原位再退火 处理,工艺示意图如图2所示。首先对铺放后的层 合板进行原位抽真空处理,真空压力为-0.09 MPa, 同时在上表面覆盖一层50 mm 厚的硅酸铝陶瓷纤 维毯,减少热量损失保证层合板厚度方向上受热均匀,之后将模具加热到退火温度并保温一定时间后停止加热,最后自然冷却。退火过程中分别在上表面和接近层合板的模具表面放置K型热电偶,监测退火过程层合板上下表面的温度变化。

采用不同原位退火工艺参数组合分别制备铺 层为[0]<sub>24</sub>,尺寸为350mm×40mm×3.5mm的 层合板。表2为制备原位退火层合板的工艺参数, 其中,退火温度选取4个水平(260、280、300、 320℃),保温时间选取3个水平(15、30、60min),退 火温度和保温时间交叉组合,共12个制备参数组合。

## 1.2 性能表征

## 1.2.1 层间性能

根据标准 ASTM D2344/D2344M-22, 从制备的 试样中心裁取 20 mm×6 mm×3 mm 的样品, 通过短 梁剪切实验(SBS)测试 CF/PAEK 层合板的短梁剪 切强度。短梁剪切实验在西安力创 PLD-5 力 学试验机上进行, 该机器配有 50 kN 称重传感器和



图 1 6 丝束机器人式纤维增强复合材料自动铺放设备 (a)AFP 系统; (b)自动铺放头; (c)成型温度标定 Fig. 1 6-tow robotic AFP equipment (a)AFP system; (b)automated placement head; (c)temperature calibration





表 2 原位退火层合板制备工艺参数 Table 2 Preparation process parameters for VIA

Group	Annealing temperature/°C	Holding time/min
ISC	0	0
VIA-260-15	260	15
VIA-260-30	260	30
VIA-260-60	260	60
VIA-280-15	280	15
VIA-280-30	280	30
VIA-280-60	280	60
VIA-300-15	300	15
VIA-300-30	300	30
VIA-300-60	300	60
VIA-320-15	320	15
VIA-320-30	320	30
VIA-320-60	320	60

三点弯曲夹具,剪切试样的跨度为 12 mm,加载 辊为 6 mm,支撑辊为 3 mm。每个工艺条件进行 5 组重复实验取平均值。短梁剪切强度值<sub>7s</sub>计算见 式(1):

$$\tau_{\rm s} = 0.75 \frac{P_{\rm m}}{bh} \tag{1}$$

式中: Pm为短梁剪切峰值力; b 为短梁剪切样条宽度; h 为短梁剪切样条厚度。

1.2.2 孔隙率

通过显微镜法测定制备的样品孔隙率。在每 个试样中心裁取 10 mm×10 mm 的切片并镶嵌入环 氧树脂中,用抛光机从 500、1200、3000 目和 5000 目逐级打磨后用 1 μm 的悬浮液抛光。利用 Axio Scope A1 金相显微镜对制造的试样断面进行 观察。用 Image 软件对横截面图像进行分析,计算 出各样品的孔隙率。

1.2.3 结晶度

采用差示扫描量热法(DSC)表征 CF/PAEK 复 合层合板的结晶度。使用刀具分别在 SBS 测试后 试样的底部、中部和顶部各提取约 10 mg 的样品。 DSC 实验在 100~400 ℃ 的温度范围内进行,采用 氮气保护,加热速率为 10 ℃/min。利用 DSC 测试 结果计算结晶度,如公式(2)所示。使用的纤维质 量分数为 67%(由制造商提供)。

$$X_{\rm c} = \frac{\Delta H_{\rm m} + \Delta H_{\rm c}}{\Delta H_{\rm f} \times (1 - w_{\rm f})} \tag{2}$$

式中:  $X_c$  是材料的结晶度;  $\Delta H_m$  是熔点熔化焓;  $\Delta H_c$  是冷结晶焓;  $\Delta H_f$  是聚合物完全结晶时的熔化 焓;  $w_f$  是样品中碳纤维的质量分数。参考 LMPAEK 的熔化焓为 130 J/g<sup>[26]</sup>, 选取 PAEK 完全结晶时的 熔化焓为 130 J/g。

1.2.4 翘曲测量

层合板的翘曲变形由垂直翘曲距离表征,如 图 3 所示。使用分辨率为 0.01 mm 的数显高度卡 尺测量不同工艺条件下长度为 350 mm 的样品的垂 直翘曲高度 h。



图 3 层合板垂直翘曲高度示意图

## Fig. 3 Schematic of the vertical warpage height of laminates

## 2 结果与讨论

## 2.1 VIA 工艺温度场变化规律

为了探究不同退火温度和退火时间下层合板 所经历的温度场变化过程,使用K型热电偶分别获 取退火过程中层合板的上、下表面温度。图4为 VIA工艺样件在4种退火温度(260、280、300、320 ℃)分别保温30min冷却层合板上、下表面温度变 化情况。从图中可以看出样件通过AFP工艺铺放 完成后,进行VIA工艺处理,模具温度从150℃开 始以18.5℃/min的升温速度上升到设定温度后进 行保温,随后自然冷却降温至室温,样件上、下表面 的温度变化过程基本一致,表明VIA工艺中的硅酸 铝陶瓷纤维毯可以有效保温,使样件在均匀的温度 场环境下完成退火过程。



温度曲线

Fig. 4 Temperature curves of upper and lower surfaces of laminates held at different annealing temperatures for 30 min

图 5 为 VIA 工艺层合板在 4 种退火温度下不同保温时间的温度变化情况。从图 5 可以看出虽然保温时间不同,但样件所经历的升温速度、降温速度完全相同。为了进一步分析 VIA 工艺制备的样件在结晶窗口期内保温时间的影响,对所使用的CF/PAEK 预浸料进行 DSC 分析。图 6 为 CF/PAEK 预浸料的 DSC 曲线,从图 6(a)中可以看出 CF/PAEK 的熔融温度为 311 ℃,从图 6(b)中得出结晶温度区间为 229~258 ℃。由此可以得出样件 VIA-320 的退火温度高于熔融温度,其他样件的退火温度均低于熔融温度。同时,所有样件的退火温度均高于结晶温度区域的降温速度,可以计算得出所有

VIA 样件的降温速度均为 1.23 ℃/min, 在结晶温度 区间内的时间均为 23.6 min。

#### 2.2 VIA 工艺对层合板形状的影响

2.2.1 VIA 工艺对厚度的影响

为了探究 VIA 工艺参数对成型样件外形尺寸 的影响规律,通过厚度测量仪获得样件厚度,测量 结果如图 7 所示。从图 7 可以看出,当退火温度小 于 PAEK 树脂熔融温度 311 ℃ 时,VIA 工艺的退 火温度与退火时间均未对样件厚度产生影响。当 退火温度高于 PAEK 树脂熔融温度时,VIA-320 样 件厚度开始减小。相比 ISC 样件,VIA-320 样件在 3 种退火时间(15、30、60 min)厚度分别减小 3.2%、 5.4% 和 6.6%,呈现出随保温时间增长减薄明显的



图 5 VIA 工艺层合板在 4 种退火温度条件不同保温时间的温度变化 (a)260 ℃; (b)280 ℃; (c)300 ℃; (d)320 ℃ Fig. 5 Temperature variations in VIA-processed laminates under four annealing temperature conditions with varying dwelling times (a)260 ℃; (b)280 ℃; (c)300 ℃; (d)320 ℃



Fig. 6 DSC curves of CF/PAEK prepreg (a)DSC heating curve; (b)DSC cooling curve



图 7 VIA 工艺对样件厚度的影响规律



趋势。这可能是由于 VIA 工艺过程中 PAEK 树脂 到达熔融温度后进入黏流态,从而在真空压力作用 下样件被充分压实,而压实程度与持续时间成正相 关,引起厚度方向的显著变化。

2.2.2 VIA 工艺对翘曲程度的影响

为了探究 VIA 工艺参数对成型样件翘曲的影 响规律,采用高度测量仪分别测量样件的翘曲高 度。图 8 为所有工艺条件下样件的翘曲平均值。 从图 8 可以看出 VIA 工艺可显著降低单向层合板 的翘曲程度。未经过 VIA 工艺处理的 ISC 样件的 垂直翘曲高度为 6.58 mm, 经过 VIA 工艺处理后, 样件的翘曲度明显降低,在保温 15 min 时间后 VIA 样件的翘曲程度随着退火温度的升高而降 低,分别为 0.21、0.2、0 mm 和 0 mm,相比 ISC 样件 来说分别下降了 96.8%、96.9%、100% 和 100%。不 过在 260 ℃ 和 280 ℃ 退火温度条件下,保温时间 的延长并没有进一步显著降低样件翘曲程度。样 件的翘曲变形主要是由 AFP 工艺过程中热力耦合 效应产生的内应力引起<sup>[15]</sup>,在 VIA 工艺中,随着温 度的升高 PAEK 分子的热运动逐步激活,使得



Fig. 8 Warpage behavior of laminates under different process parameters

AFP 工艺过程中形成的内应力得到逐步释放, 翘曲 程度得到改善直至完全消除。测试结果表明当退 火温度达到 300 ℃ 时, 翘曲变形几乎完全消除。

## 2.3 VIA 工艺对孔隙率的影响

为了研究 VIA 工艺对孔隙率的影响规律,采用 金相显微镜对不同工艺参数下层合板的孔隙率进 行测量计算,结果如图 9 所示。将图 6 和图 9 结合 可以分析得出,当退火温度小于熔融温度区间 (286~323 ℃)起始温度 286 ℃时, VIA 工艺无法 降低样件的孔隙率,但是当退火温度高于起始 286 ℃后,PAEK 树脂软化或流动,并在真空压力 作用下向内部挤压,从而降低样件的孔隙率,并且 孔隙率下降程度与保温时间存在正相关关系。相 比未处理的 ISC 样件(5.66%)来说,保温时间 60 min 的 VIA-320-60 样件的孔隙率下降幅度最大 (65.2%),达到 1.97%。



图 9 VIA 工艺参数对孔隙率的影响规律 Fig. 9 Effect of VIA process parameters on porosity

图 10 为不同 VIA 工艺参数下样件断面图。从 图 10(a)~(d)、(f)可以看出, ISC 样件中存在大量 的孔隙或树脂未浸润区逐步减少, 当退火温度升高纤维束 中树脂未浸润区逐步减少, 当退火温度高于熔融温 度后, VIA-320-60 样件富树脂区域和富纤维区最 少, 且几乎看不到孔隙。同时, 对比图 10(e)、(f) 发现, 即使达到树脂的熔融温度, 如果保温时间不 足样件中的孔隙依然无法完全消除。由此推断只 有当 VIA 工艺中的退火温度高于熔融温度时, 才能 最大程度消除 AFP 工艺后样件内部的孔隙, 且树 脂熔融后的流动性直接影响 VIA 工艺中需要的保 温时间。

#### 2.4 VIA 工艺对层间性能的影响

图 11 为采用不同 VIA 工艺所制备样件的平均 层间剪切强度。可以看出,相比未处理的 ISC 样 件,经过 VIA 工艺后样件的层间剪切性能得到明显



图 10 不同 VIA 工艺参数下样件断面图 (a)ISC; (b)VIA-260-60; (c)VIA-280-60; (d)VIA-300-60; (e)VIA-320-30; (f)VIA-320-60

提升, VIA-320-60 样件提升幅度最大, 层间剪切强 度达到 64.7 MPa。在保温时间均为 60 min 条件 下, 相比 ISC 样件 40.8 MPa, VIA 样件的层间剪切 强度呈现出随退火温度(260、280、300、320℃)升 高而增大的趋势, 分别提高 5.8%、14.8%、28.9% 和 58.6%, 最大提升至 64.7 MPa。相比于 VIA-260 样 件, VIA-320 样件的层间性能随保温时间增加进一 步提升的趋势更为明显, 这一规律与样件在厚度、 孔隙率方面的规律表现一致。进一步表明当 VIA 工艺中的退火温度达到熔融温度以后, 可以消除 CF/PAEK 预浸料或 AFP 工艺过程中产生的内部孔 隙, 最终达到提高样件内部质量从而提升层间性能 的作用。

## 2.5 VIA 工艺对结晶度的影响

采用 DSC 分析法, 分别取不同 VIA 工艺下样 件上、中、下表面 3 个部位的样品进行结晶度测试, 测试结果如图 12 所示。图 12(a)表明未经处理的 ISC 样件在厚度方向上存在较大的结晶度梯度, 上、中、下层的结晶度依次为: 22.17%、25.76% 和 31.91%。结晶度最高的位置为与加热模具相接 触的下层, 说明在降温过程中模具起到保温作用, 降低了冷却速度从而提高样件在结晶温度区间停 留的时间。中层比上层经历了更多的加热和冷却 循环, 因此上层结晶度最低。而 VIA 工艺为 样件提供的接近恒温的环境使其出现再结晶, VIA-260-15 样件上表面结晶度由 22.17% 提升至 32.77%(提升了 47.8%), 最终消除结晶度梯度, 实



图 11 不同 VIA 工艺参数下的层间剪切强度 Fig. 11 ILSS of laminates with different VIA conditions

现了层合板结晶度的一致性。图 12 (b)表明 VIA-260 样件的保温温度更接近结晶温度区域因此获得更高的结晶度,而其他样件的结晶度基本一致, VIA-320-60 样件上表面结晶度由 22.17% 提升至 29.60%(提升了 33.51%)。此外,根据图 12(c)结果可知,保温时间对结晶度的影响较小。将结晶度的测试结果结合图 7 和图 11 可以得出 VIA-260 样件层间剪切强度的提升是得益于样件结晶度的提高,而非孔隙率的减小,而 VIA-320 样件层间强度的大幅提升则得益于结晶度提高和孔隙减少的耦合 作用。

## 3 结论

(1)通过 VIA 工艺可以有效减少 CF/PAEK 复

Fig. 10 Cross-sectional images of specimens processed with different VIA parameters (a)ISC; (b)VIA-260-60; (c)VIA-280-60; (d)VIA-300-60; (e)VIA-320-30; (f)VIA-320-60



图 12 VIA 工艺参数对层合板的结晶度的影响 (a)VIA 工艺对结晶均匀性的影响; (b)退火温度对结晶度的影响;(c)保温时间对结晶度的影响

Fig. 12 Crystallinity of laminates under different VIA process parameters (a)effect of VIA process on crystalline homogeneity; (b)effect of annealing temperature on crystallinity; (c)effect of holding time on crystallinity

合材料样件上、下表面的温度场误差,减小 AFP 工 艺过程中由于热-力耦合效应产生的内应力,退火 温度达到 300 ℃ 时即可消除翘曲变形,当退火温度 达到树脂熔融温度以上时样件厚度方向出现较为 明显减薄作用。

(2)当退火温度高于熔融温度后, VIA 工艺可 以明显消除 CF/PAEK 预浸料或 AFP 工艺过程导 致的样件内部孔隙, 达到提高样件内部质量提升层 间性能的效果; 退火温度高于树脂结晶温度时, 可 基本消除自动铺放工艺后层合板厚度方向上的结 晶度梯度缺陷; 退火温度 320 ℃、保温时间 60 min 的工艺组合为最优 VIA 工艺, 该工艺下的 VIA-320-60 样件性能最佳, 相比未处理的 ISC 样件, 其 层间剪切强度提高了 58.6%, 达到 64.7 MPa, 孔隙 率下降了 65.2%, 为 1.97%, 结晶度提升了 33.9%, 为 29.60%。

## 参考文献:

- [1] 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 J P, LI Y, LIU W P, 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.
- [2] REYES G, SHARMA U. Modeling and damage repair of woven thermoplastic composites subjected to low velocity impact[J]. Composite Structures, 2010, 92(2): 523-531.
- [3] PEGORETTI A. Towards sustainable structural composites: a review on the recycling of continuous-fiber-reinforced thermoplastics[J]. Advanced Industrial and Engineering Polymer Research, 2021, 4(2): 105-115.

- [4] BERNATAS R, DAGREOU S, DESPAX-FERRERES A, et al. Recycling of fiber reinforced composites with a focus on thermoplastic composites[J]. Cleaner Engineering and Technology, 2021, 5: 100272.
- [5] COMER A J, RAY D, OBANDE W O, et al. Mechanical characterisation of carbon fibre-PEEK manufactured by laser-assisted automatedtape-placement and autoclave[J]. Composites Part A, 2015, 69: 10-20.
- [6] 刘鑫. 热塑性预浸带自动铺放制品缺陷探究及等温结晶工艺优化研究[D]. 北京: 北京化工大学, 2021.
   LIU X. Research on product defects and isothermal crystallization optimization of ATP process with thermoplastic prepreg[D]. Beijing: Beijing University of Chemical Technology, 2021.
- [7] CHEN J, FU K, LI Y. Understanding processing parameter effects for carbon fibre reinforced thermoplastic composites manufactured by laser-assisted automated fibre placement (AFP) [J]. Composites Part A, 2021, 140: 106160.
- [8] VENKATESAN C, ZULKIFLI F, SILVA A. Effects of processing parameters of infrared-based automated fiber placement on mechanical performance of carbon fiberreinforced thermoplastic composite[J]. Composite Structures, 2023, 309: 116725.
- [9] OROMIEHIE E, GAIN A K, PRUSTY B G. Processing parameter optimisation for automated fibre placement (AFP) manufactured thermoplastic composites[J]. Composite Structures, 2021, 272: 114223.
- [ 10 ] SAENZ-CASTILLO D, MARTIN M I, CALVO S, et al. Effect of processing parameters and void content on mechanical properties and NDI of thermoplastic composites[J]. Composites Part A, 2019, 121: 308-320.
- [11] HEATHMAN N, KOIRALA P, YAP T, et al. In situ consolidation of carbon fiber PAEK via laser-assisted automated fiber placement[J]. Composites Part B, 2023,

249:110405.

 [12] 赵大成,刘卫平,陈吉平,等.原位成型工艺参数 对 CF/PEEK 热塑复合材料层间结合的影响[J/OL]. 复合材料学报,2024-12-31. doi:10.13801/j.cnki.fhclxb. 20241230.003.
 ZHAO D C, LIU W P, CHEN J P, et al, Effect of pro-

cessing parameters on interlaminar bonding of CF/PEEK thermoplastic composites during *in situ* consolidation [J/OL]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2024-12-31. doi:10.13801/j.cnki.fhclxb.20241230.003.

- [13] 蒋威, 周悦, 杨飞, 等. 红外辅助自动纤维铺放工艺对连续玻璃纤维增强聚丙烯复合材料结构与性能的影响
  [J]. 复合材料学报, 2024, 40(4): 2015-2025.
  JIANG W, ZHOU Y, YANG F, et al. Infrared-assisted automated placement process on the structure and properties of continuous glass fiber reinforced polypropylene composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2024, 40(4): 2015-2025.
- [14] STOKES-GRIFFIN C M, COMPSTON P. The effect of processing temperature and placement rate on the short beam strength of carbon fibre-PEEK manufactured using a laser tape placement process[J]. Composites Part A, 2015, 78: 274-283.
- [15] POURAHMADI E, SHADMEHRI F, GANESAN R. Interlaminar shear strength of carbon/ PEEK thermoplastic composite laminate: effects of *in-situ* consolidation by automated fiber placement and autoclave re-consolidation[J]. Composites Part B, 2024, 269: 111104.
- [16] ZHANG C P, DUAN Y G, XIAO H, et al. Investigation on tempering process parameters of *in-situ* consolidation CF/PEEK thermoplastic composites [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 85: 345-355.
- [17] RAPS L, CHADWICK A R, SCHIEL I, et al. CF/LM-PAEK: characterisation and sensitivity to critical process parameters for automated fibre placement[J]. Composite Structures, 2022, 284: 115087.
- [ 18 ] WU D J, MIAO Q Y, DAI Z H, et al. Effect of voids and crystallinity on the interlaminar shear strength of *in-situ* manufactured CF/PEEK laminates using repass treatment[J]. Composites Science and Technology, 2022, 224: 109448.
- [19] MIAO Q Y, DAI Z H, MA G Y, et al. CF/PEEK interleaved laminates with PEEK film interleaving manufactured by laser-assisted forming: microstructure and inter-

laminar shear strength[J]. Composites Part A, 2023, 172: 107592.

- [20] CHANTELI A, BANDARU A K, PEETERS D, et al. Influence of repass treatment on carbon fibre-reinforced PEEK composites manufactured using laserassisted automatic tape placement[J]. Composite Structures, 2020, 248: 112539.
- [21] SHADMEHRI F, HOA S V, FORTIN-SIMPSTON J, et al. Effect of *in situ* treatment on the quality of flat thermoplastic composite plates made by automated fiber placement(AFP) [J]. Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science, 2018, 4(2): 41-47.
- [22] WANG X K, CHEN C, HU S R, et al. *In-situ* infrared annealing for laser-assisted automated fiber placement to enhance interlaminar properties without sacrificing laydown efficiency[J]. Composites Part A, 2024, 183: 108214.
- [23] GRIMSELY B W, CANO R J, HUDSON T B, et al. *Insitu* consolidation automated fiber placement of thermoplastic composites for high-rate aircraft manufacturing[J].
   [J]. Sampe Journal, 2022, 58(4): 38-54.
- [24] CHADWICK A R, KOTZUR K, NOWOTNY S, et al. Moderation of thermoplastic composite crystallinity and mechanical properties through *in situ* manufacturing and post-manufacturing tempering: part 1—mechanical characterisation[J]. Composites Part A, 2021, 143: 106286.
- [25] MÖSSINGER I, RAPS L, FRICKE D, et al. Characteristics of *in-situ* automated fiberplacement carbon-fiber-reinforced low-melt polyaryl ether ketone laminates part 1: manufacturing influences [J]. Journal of Composite Materials, 2024, 58(15): 1769-1787.
- [26] GAO S L, KIM J K. Cooling rate influences in carbon fibre/PEEK composites. part 1. crystallinity and interface adhesion[J]. Composites Part A, 2000, 31 (6): 517-530.

(本文责编:张琴)

收稿日期: 2025-04-10; 录用日期: 2025-04-30

基金项目:国家重点研发计划(2022YFB3709403);中国航发 北京航材院稳定支持项目(KZ0C231831);国家自然科学基 金项目(12272358)

通讯作者:段玉岗(1971—),男,博士,教授,研究方向为复 合材料自动化铺放制造工艺与装备和 3D 打印技术,联系地 址:陕西省西安市长安区西安交通大学创新港校区 (710115), E-mail: ygduan@mail.xjtu.edu.cn

第 52 - 60 页

第3期

**引用格式:**杨宏茹,王成博,刘刚,等.国产T800/聚芳醚酮热塑性复合材料在湿热环境中的老化行为[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 52-60.

YANG Hongru, WANG Chengbo, LIU Gang, et al. Aging behavior of T800/polyaryletherketone(PAEK) thermoplastic composites in hygrothermal environments[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 52-60.

# 国产 T800/聚芳醚酮热塑性复合材料 在湿热环境中的老化行为

杨宏茹1, 王成博2, 刘 刚1.3, 张代军2, 陈春海1\*, 姚佳楠1\*

(1. 东华大学 材料科学与工程学院 先进纤维材料全国重点实验室 先进低维材料中心,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:研究国产 T800/聚芳醚酮(PAEK)热塑性复合材料在湿热老化环境下的性能变化。通过控制降温速率,制备 出两种不同结晶度的碳纤维增强聚芳醚酮复合材料(CF/PAEK-CL 和 CF/PAEK-CH),并探讨其在湿热环境中的吸 湿特性、热性能和力学性能。实验结果表明,CF/PAEK 复合材料的吸水率随时间增加,其中结晶度较低的 CF/PAEK-CL 表现出较高的吸湿率。湿热老化后,所有样品的玻璃化转变温度(*T*g)均有所下降,其中 CF/PAEK-CL 的 *T*g 降幅约 5%。热性能分析显示,湿热老化未显著改变材料的结晶度,并且高结晶度复合材料在湿热环境中 表现出更优异的热稳定性。弯曲测试结果表明,湿热老化对 CF/PAEK 复合材料弯曲强度和弯曲模量的影响有限, 表明其能够有效抵抗湿热环境对其弯曲力学性能的负面影响,从而保证其在恶劣环境中的长期稳定性和可靠性。 本研究为 CF/PAEK 复合材料在恶劣环境下的应用提供了重要数据和理论依据。 关键词:湿热老化;碳纤维;聚芳醚酮;热性能;力学性能;结晶度 doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000066 中图分类号: V258; TB332 文献标识码:A 文章编号: 1005-5053(2025)03-0052-09

## Aging behavior of T800/polyaryletherketone(PAEK) thermoplastic composites in hygrothermal environments

YANG Hongru<sup>1</sup>, WANG Chengbo<sup>2</sup>, LIU Gang<sup>1,3</sup>, ZHANG Daijun<sup>2</sup>, CHEN Chunhai<sup>1\*</sup>, YAO Jianan<sup>1\*</sup>

(1. Center for Advanced Low-dimension Materials, State Key Laboratory of Advanced Fiber 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:** This study investigates the performance evolution of T800/polyaryletherketone(PAEK) thermoplastic composites subjected to hygrothermal aging conditions. By meticulously controlling the cooling rate, two distinct types of carbon fiber-reinforced PAEK composites with varying crystallinities are prepared: CF/PAEK-CL(low crystallinity) and CF/PAEK-CH(high crystallinity). These composites are then systematically examined for their moisture absorption behavior, thermal properties, and mechanical performance in hygrothermal environments. Experimental results reveal that the water absorption of CF/PAEK composites increases progressively over time, with CF/PAEK-CL exhibiting a notably higher moisture uptake rate due to its lower crystallinity. Following hygrothermal aging, the glass transition temperature( $T_g$ ) of all samples decreases, with CF/PAEK-CL experiencing a specific reduction of approximately 5%. Thermal analysis further indicates that hygrothermal aging has a negligible impact on the crystallinity of the materials, and notably, the high-crystallinity composite demonstrates superior thermal stability in such environments. Flexural testing results demonstrate that hygrothermal aging has a limited influence on the flexural strength and

modulus of CF/PAEK composites, underscoring their robust resistance to the detrimental effects of hygrothermal conditions on flexural mechanical properties. This resilience ensures their long-term stability and reliability in harsh environments. The findings of this study offer pivotal data and theoretical insights, paving the way for the application of CF/PAEK composites in demanding service conditions.

Key words: hydrothermal aging; carbon fiber; polyaryletherketone (PAEK); thermal properties; mechanical properties; crystallinity

高性能热塑性复合材料具有较高的韧性、优 异的损伤容限性能以及良好的抗冲击性能<sup>[1-2]</sup>。热 塑性聚合物基体作为线型大分子,其成型主要依赖 于温度和压力作用下基体树脂分子链的运动与缠 结。这一物理变化过程使热塑性复合材料能够实 现重复成型和焊接成型,从而显著缩短成型周期、 提高生产效率,并具备降低制造和使用成本的潜 力<sup>[3-7]</sup>。此外, 热塑性预浸料可以室温储存, 且具有 近乎无限的储存期,在运输和储存过程中不需要冷 藏,大大降低了储存和运输成本<sup>[8]</sup>。一些热塑性复 合材料能够在高达 250 ℃ 或更高温度下长期使用, 并且具有较低的吸水率,使其适用于湿热环境<sup>191</sup>。 在高性能热塑性复合材料中,碳纤维增强聚芳醚酮 (CF/PAEK)复合材料因其优异的韧性<sup>[10]</sup>、耐老化 性能及耐疲劳性能<sup>[11]</sup>,逐渐替代部分传统热固性复 合材料,在航空、航天等领域取得成功应用。然而, 在实际使用过程中,材料的使用环境对其性能有显 著影响<sup>[12]</sup>。因此深入了解其在湿热环境下的损伤 与失效机制是确保材料可靠性的关键。

湿热老化通过改变基体的化学和物理性质,以 及对纤维/基体界面的影响,显著影响复合材料的 整体性能<sup>[13]</sup>。在湿热环境中,水分通过扩散进入复 合材料。CF本身不吸收水分,但纤维-基体界面可 以作为水分渗透的优先通道<sup>[14]</sup>。此外,复合材料内 部的微小裂纹和孔隙会通过毛细作用和扩散机制 促使水分更容易进入材料内部<sup>[15-16]</sup>。水分进入后 会导致聚合物基体的塑化,削弱纤维-基体界面的 附着力,引发纤维-基体脱粘等<sup>[17-18]</sup>。

已有一些关于 PAEK 及其复合材料在湿热老 化后性能变化的研究。Sukur 等<sup>[19]</sup> 研究了碳纤维 增强聚醚酮酮(CF/PEKK)复合材料在加速水热老 化条件下的性能变化。研究表明,含 5% 气孔的 CF/PEKK 复合材料在 70 ℃ 热水中老化 30 天后, 拉伸强度、断裂应变和模量分别下降约 6.5%、5.2% 和 4%。水热老化的主要损伤机制为基体开裂、纤 维/基体脱粘、纤维拔出和纤维断裂,同时出现塑化 和二次结晶现象。Sukur 等<sup>[20]</sup> 另一项研究也表明 PEEK 树脂在湿热老化中存在二次结晶。此外, Borba 等<sup>[21]</sup> 研究发现,碳纤维增强聚醚酮酮(CF/ PEEK) 摩擦铆接接头在湿热环境下的性能在 71 ℃、95% 相对湿度下暴露 28 天后,接头的机械 性能反而提高了 23%。研究认为温度和水分的吸 收促进了纤维表面基体的后结晶,从而增强了接头 的残余强度。Batista 等<sup>[22]</sup> 研究也表明,CF/PEEK 在 80 ℃、90% 相对湿度的环境中进行调节后,由于 湿热老化后 PEEK 基体结晶度的提高,其压缩强度 和杨氏模量得到增强。尽管碳纤维增强复合材料 在极端环境下的性能演变一直是研究重点,但现有 文献中关于降温速率对热塑性复合材料湿热老化 行为影响的系统性研究鲜有报道。值得注意的是, 采用不同降温速率制备的热塑性复合材料,由于结 晶行为的差异,可能会对湿热老化表现出不同的 响应<sup>[19-23]</sup>。

本工作以碳纤维增强聚芳醚酮(CF/PAEK)复 合材料为研究对象,通过控制降温速率,制备两种 不同结晶度的碳纤维增强聚芳醚酮复合材料 (CF/PAEK-CL、CF/PAEK-CH)。研究湿热环境下 材料的热性能与力学性能变化,并结合微观形貌分 析,深入探讨湿热环境对复合材料的影响。

## 1 实验材料与方法

## 1.1 实验材料

聚芳醚酮(polyaryletherketone, PAEK)树脂为 颗粒,由海瑞特工程塑料有限公司提供;碳纤维为 中复神鹰碳纤维股份有限公司生产的 T800 级碳纤 维;连续碳纤维增强聚芳醚酮(CF/PAEK)单向预浸 料由黑龙江英创新材料有限公司提供,预浸料的纤 维面密度约为 145 g/m<sup>2</sup>,树脂质量分数约为 39%。

## 1.2 实验方法

## 1.2.1 复合材料层压板制备

采用模压成型的方法制备复合材料层压板。 首先,将预浸料裁剪为符合模具内腔尺寸(280 mm× 200 mm)的片材,根据设计的铺层顺序整齐叠放 后,利用超声波点焊机对预浸料进行焊接固定。随 后,将焊接好的预制体放入组合模具中,并置于平

板硫化仪(LSVI-50T)进行模压成型。在成型过程 中,首先将模具加热至 300 ℃,并在 0.5 MPa 压力 下保持 30 min, 随后进一步加热至 360 ℃, 并在 3 MPa 的压力下保持 60 min。最后, 通过风扇冷却 和低温水冷却(8℃)两种方式对模具进行降温,获 得具有不同基体结晶度的复合材料层压板。在差 示扫描量热分析(DSC)测试中,为了尽可能反映复 合材料层压板在冷却过程中整体的结晶行为,采用 了多点取样的方式。具体而言,从每块层压板的左 侧、中部和右侧三个位置分别截取试样,并对各位 置样品的 DSC 测试结果进行统计分析。其中基体 结晶度较低的层压板标记为 CF/PAEK-CL(结晶度 约为18%),基体结晶度较高的层压板标记为 CF/PAEK-CH(结晶度约为37%)。在冷却过程中, 保持模腔压力直至模具降温至 130 ℃ 以下脱模,该 温度低于 PAEK 树脂的玻璃化转变温度。固化后 层合板根据实际厚度推算纤维体积分数为(55 ± 2)%。

1.2.2 湿热老化

参照 GB 1034—2008 标准进行湿热老化处理, 选用尺寸为 300 mm × 200 mm × 200 mm 的聚丙烯 (PP)水箱,装入足量水后加盖密封,放入湿热老化 箱(SN-225)中加热至 90 ℃进行恒温。为了提高 湿热实验的可靠性,每组实验准备三个平行试样。 试样尺寸为 60 mm × 60 mm × 2 mm,均取 自 CF/PAEK 层压板中部区域。为避免试样密集堆叠 导致接触水分不充分,将所有湿热试样用合适大小 的棉纱布包裹后再放入水箱中,以保证水分能够充 分接触试样表面并实现均匀吸湿。

湿热实验开始前将试件清洗干净,去除表面杂质并用吸水无纺布擦拭干净,再利用精度为0.0001g的分析天平称重并记录为*m*<sub>1</sub>,在经过实验设定的时长后取出试样,用相同的方法称量质量并记录为*m*<sub>2</sub>。结果为3次测试的平均值,*t*时刻的试样吸湿率*M*<sub>4</sub>可以由式(1)表示:

$$M_t = \frac{(m_2 - m_1)}{m_1} \times 100\%$$
(1)

在试样吸湿达到饱和时的吸湿率为环境条件 下的饱和吸湿率。根据 GB/T 1034—2008 标准,试 样的质量变化在±0.1 mg 内,即认为试样已达到吸 湿饱和状态。

1.2.3 热性能测试

复合材料的结晶和熔融行为通过差示扫描量 热法(Q250)进行表征。每次测试所用样品质量为 (6.0±0.5) mg,样品放置于密封铝盘中,在氮气流 量 60 mL/min 的惰性气氛下,升温速率为 20 ℃/min, 测试温度范围为 50~380 ℃。在首次扫描过程中, 测定样品的热流ΔH<sub>c</sub>。

对于 CF/PAEK 复合材料, DSC 主要测量基体 树脂在加热和冷却过程中的吸热与放热行为<sup>[24]</sup>, 因 此需要计算复合材料中树脂的质量。CF/PAEK 复 合材料的相对结晶度(*X*<sub>c</sub>)<sub>rel</sub>值是根据熔融焓值, 并 通过式(2)计算得到<sup>[6]</sup>:

$$(X_{\rm c})_{\rm rel} = \frac{\Delta H_{\rm c}}{w \times \Delta H_{\rm f}^0} \times 100\%$$
(2)

式中:  $\Delta H_c$ 通过对熔融峰下的面积积分来估算; 完 全结晶的 PAEK 的理论熔融焓( $\Delta H_f^0$ )为 130 J/g<sup>[25]</sup>; w为树脂的质量分数。

1.2.4 复合材料力学性能测试

采用动态力学分析仪(Q800)在三点弯曲模式 下对复合材料进行动态力学分析(DMA)测试。测 试采用 50 mm 支撑跨度,在弯曲循环载荷作用下 测量材料的动态响应。DMA 测试在固定频率模式 下进行,频率保持恒定为1 Hz,振幅设置为 10 µm, 温度 30~310 ℃,升温速率为 5 ℃/min。

采用万能材料试验机(5982-100 kN)对复合材料的力学性能进行测试。复合材料的弯曲性能测试按照 ASTM D790 标准进行。CF/PAEK 复合材料层压板通过水刀切割成 12.5 mm×127 mm 的尺寸。弯曲测试在加载速率为 2 mm/min,支撑跨度为 64 mm,在跨度与厚度比为 32:1 的条件下进行。弯曲模量由自动计算得到的杨氏模量表示。弯曲强度通过式(3)进行计算,

$$\sigma_{\rm f} = \frac{3PL}{2bh^2} \tag{3}$$

式中: σ<sub>f</sub>为弯曲强度; *P*为破坏载荷; *L*为支撑跨度; *b*为宽度; *h*为厚度。

1.2.5 微观形貌测试

采用 DM4P 显微镜对试样进行金相分析。

## 2 结果与分析

## 2.1 CF/PAEK 复合材料的吸湿特性

CF/PAEK 复合材料水分吸收率与时间平方根的关系如图 1 所示。从图 1 可以看出,无论样品的结晶度如何,复合材料的吸湿率均呈现随时间延长而逐渐增加的趋势。两种 CF/PAEK 复合材料的吸湿率变化趋势一致,在湿热老化处理的前期,材料的吸湿速率较快,吸湿率与处理时间的平方根呈近

似正比关系,满足 Fick 第二定律的预测。湿热老化处理后期,材料的吸湿速率减缓,处理 300 h 后,均达到吸湿饱和状态,CF/PAEK-CL 和 CF/PAEK-CH对应的饱和吸湿率分别约为 0.256% 和 0.156%。



图 1 CF/PAEK 复合材料吸湿曲线 Fig. 1 The moisture absorption curves of CF/PAEK composites

CF/PAEK-CL复合材料的饱和吸湿率明显高于 CF/PAEK-CH复合材料。这种差异与树脂的结晶度以及复合材料的孔隙率密切相关。CF/PAEK-CL 树脂的结晶度较低,其结构中无定形区域占比例较高,且无定形区域的结构更为松散<sup>[25]</sup>,容易吸收更多的水分,且更利于水分扩散;另一方面,较快的降温速率更容易导致 CF/PAEK-CL 复合材料中存在较高的热残余应力,由于纤维和树脂热膨胀系数不

一致,界面更容易产生微孔隙<sup>[26]</sup>,从而导致饱和吸 湿率的提高。金相分析进一步验证了 CF/PAEK 复 合材料的结晶度与水分吸收密切相关。观察图 2 金相照片可以清晰地看到, CF/PAEK-CL 复合材料 相比于 CF/PAEK-CH 复合材料,存在更多微孔 隙。为了进一步验证这一差异,使用 Image J 软件 对图像进行孔隙率分析,结果显示 CF/PAEK-CL 复合材料的孔隙率为 0.144%(图 2(a-1)), 而 CF/ PAEK-CH 复合材料孔隙率仅 0.054%(图 2(b-1))。 这一差异明确表明, CF/PAEK-CL 复合材料内部存 在更多的孔隙结构,这可为水分的扩散和吸附提供 更多通道,从而导致其饱和吸湿率高于 CF/PAEK-CH复合材料。值得注意的是,在实际工程制造及 应用中,材料的结晶度一般控制在一个基于工程可 实现性的合理范围,既能避免低结晶度带来的热残 余应力问题,也能防止高结晶度带来的树脂韧性下 降问题<sup>[26-27]</sup>。

## 2.2 湿热老化对 CF/PAEK 复合材料热性能的影响

为了进一步掌握材料在湿热老化环境中的性能变化及其结构演变,对 CF/PAEK 复合材料的热性能进行系统分析。在湿热环境中,聚合物的结晶度和玻璃化转变温度(Tg)可能发生显著变化,这些变化对材料的力学性能产生直接影响。图 3 给出 CF/PAEK 复合材料湿热老化前后的热流变化曲



图 2 CF/PAEK 复合材料金相照片 (a)CF/PAEK-CL;(b)CF/PAEK-CH;(1)低倍;(2)高倍 Fig. 2 Metallographic images of CF/PAEK composites (a)CF/PAEK-CL;(b)CF/PAEK-CH; (1) low magnification;(2) high magnification





图 3 湿热老化前后 CF/PAEK 复合材料热分析曲线 (a)CF/PAEK-CL; (b)CF/PAEK-CH Fig. 3 Thermal analysis curves of PAEK resin and CF/PAEK composites before and after hydrothermal aging (a)CF/PAEK-CL; (b)CF/PAEK-CH

线。通过第一次升温扫描,可以确定各样品的 Tg, 并计算湿热老化后 CF/PAEK 复合材料的结晶度, 相关数据结果汇总于表 1。

表 1	湿热老化前后 CF/PAEK 复合材料热分析数据
Table 1	Thermal analysis data of PAEK resin and CF/PAEK
CC	omnosites before and after hydrothermal aging

	$T_{\rm g}/$ °C		X <sub>c</sub> /%	
Category	Untreated	Hydrothermal	Untreated	Hydrothermal
CF/PAEK -CL	150	143	18.2	19.3
CF/PAEK -CH	161	159	36.6	35.1

研究结果表明,湿热老化对材料的热性能产生 影响。所有样品的  $T_g$ 均出现下降,其中 CF/PAEK-CL 树脂的  $T_g$ 从未处理时的 150 °C 左右降至湿热 老化后的 143 °C 左右,降低 7 °C 左右; CF/PAEK-CH 样品的  $T_g$ 也有所下降,从未处理时的 161 °C 左 右降至湿热老化后的 159 °C 左右,降低 2 °C 左 右。这一变化与吸水率的趋势类似,在结晶度较高 的材料中,结晶区对水分渗透具有一定的阻隔作 用,因此其  $T_g$ 的降低较小。 然而,湿热老化前后所有材料的结晶度基本保 持不变。其中 CF/PAEK-CL 树脂的结晶度在湿热 老化前后基本未变, CF/PAEK-CL 复合材料的结晶 度也未见明显变化。这一结果表明,湿热环境主要 影响材料的无定形区,而对结晶区的影响较小。结 晶区的稳定性为材料在湿热老化后保持一定的力 学性能提供了基础。

# 2.3 湿热老化对 CF/PAEK 复合材料动态力学性 能的影响

动态力学分析(DMA)是研究老化过程中分子 迁移率变化的最佳方法<sup>[27]</sup>。图4给出一组CF/PAEK 复合材料样品在湿热老化前后的代表性曲线,即存 储模量(E')和损耗模量(E'')随温度的变化趋势。 通常,复合材料的刚度主要取决于增强材料的性 能,而其对温度的依赖性则由聚合物基体的特性决 定<sup>[28]</sup>。在未处理的CF/PAEK-CL复合材料中,随 着温度升高,可以明显看到在 $T_g$ 以上,E'出现了明 显下降,表明聚合物链在玻璃化转变过程中变得更 加灵活,分子链的运动性增强。紧接着,DMA 曲线 有一个明显的结晶过程,在约175 °C 时,CF/PAEK-CL复合材料的储能模量因此再次上升。相比之



图 4 湿热老化前后 CF/PAEK 复合材料动态力学性能 (a)CF/PAEK-CL;(b)CF/PAEK-CH

Fig. 4 Dynamic mechanical properties of the CF/PAEK composite before and after hydrothermal aging (a)CF/PAEK-CL; (b)CF/PAEK-CH

下,未处理的 CF/PAEK-CH 复合材料,由于结晶度 较高,不存在冷结晶,样品在 Tg 以上, E'逐渐下降。

经过湿热老化处理后, CF/PAEK-CL 样品玻璃态的 E'出现明显的降低, 与此不同, CF/PAEK-CH 样品在湿热老化处理后 E'没有明显变化。这一现象同样与样品的结晶度差异密切相关。吸水率的研究结果表明高结晶度的材料通常具有较低的吸水率, 因为其分子结构中较为规则的排列使得水分子很难渗透和扩散到聚合物内部。与此同时, 由于聚合物的分子链在结晶区域中的运动受到限制, 水分子在分子链间的自由扩散也变得更加困难。因此, 聚合物的结晶度越高, 其吸水性越低, 这一特性使得高结晶度材料在湿润环境下能够保持较为稳定的性能, 减少因吸湿引起的物理性能变化。

根据 ASTM D7028 标准,聚合物材料的玻璃化 转变温度( $T_g$ )可以通过 E"曲线的峰值温度定义, 相关结果列于表 2 中。与 DSC 测试结果一致, CF/ PAEK-CL 复合材料在湿热老化后,损耗模量峰向 低温方向移动,大约降低 12 ℃。同样,湿热老化后 的 CF/PAEK-CH 复合材料损耗模量峰也向低温方 向移动了约 2 ℃。这进一步表明水分吸收导致 PAEK 树脂基体发生塑化,从而降低了复合材料的  $T_g$ 。

表 2 湿热老化前后 CF/PAEK 复合材料热力学分析数据 Table 2 Thermodynamic analysis data of CF/PAEK composites before and after hydrothermal aging

~	$T_{\rm g}/~^{\circ}{ m C}$			
Category	Untreated	Hydrothermal		
CF/PAEK-CL	152	140		
CF/PAEK-CH	172	170		

## 2.4 湿热老化对 CF/PAEK 复合材料弯曲性能的 影响

为进一步探究湿热老化对 CF/PAEK 复合材料



力学性能的影响,对 CF/PAEK-CL 和 CF/PAEK-CH 两种材料的弯曲强度与弯曲模量进行对比分析。图 5 汇总了湿热老化前后弯曲性能的数据,其中 CF/PAEK-CL 复合材料的弯曲强度由 1162 MPa 左右变化至 1187 MPa 左右,变化幅度 2% 左右,弯曲模量由 140 GPa 左右变化至 141 GPa 左右,变化幅度不到 1%。CF/PAEK-CH 复合材料的弯曲强度由 1398 MPa 左右变化至 1429 MPa 左右,变化幅度约 2%,弯曲模量由 145 GPa 左右变化至 146 GPa 左右,变化幅度同样不到 1%。尽管两种 CF/PAEK 复合材料在湿热老化后弯曲性能均有一定幅度的变化,但整体变化幅度较小,均未表现出性能退化趋势,且在材料重复性和测试误差范围内,未显现出显著统计学差异。

湿热老化后弯曲试样的金相分析结果进一步 验证了复合材料在湿热环境中的表现。图6所示 的金相图中清晰显示出弯曲破坏后的微观结构特 征。图 6 中明显可见压缩破坏形成的"V"型缺 口,此时复合材料弯曲试样已经发生破坏,但是未 见明显拉伸破坏,这是因为纤维在压缩的剪切力作 用下发生断裂,引发裂纹沿着层间树脂垂直于纤维 方向扩展,在拉伸强度极限内试样发生宏观失效。 同时,没有观察到明显的分层,这是因为热塑性树 脂韧性较好,阻止了层间分层,即弯曲载荷下累积 的轴向压力最终导致试样的破坏,这也表明压缩破 坏相对于拉伸破坏对载荷更敏感<sup>[29]</sup>。因此,对于拉 伸强度高及韧性好的树脂基复合材料,压缩破坏是 造成复合材料在弯曲载荷下发生失效的主要因 素。对于 CF/PAEK-CL 复合材料, 其断裂过程表现 出较为明显的韧性特征。试样在弯曲载荷作用下 经历较大的变形,断裂前的塑性变形较为明显,这 表明该材料能够吸收一定的能量,延缓失效过程。 相比之下, CF/PAEK-CH 复合材料则表现出更明显 的脆性断裂模式。其基体的结晶结构更有序,裂纹





Fig. 5 Flexural properties of CF/PAEK composites before and after hydrothermal aging (a) flexural strength; (b) flexural modulus

的传播路径更直且更清晰,显示出较高的刚性和抗 弯性能。基于结晶度的差异,CF/PAEK-CH复合材 料在弯曲负荷下表现出较强的抗弯强度和弯曲 刚度。

经湿热老化后 CF/PAEK-CL 和 CF/PAEK-CH 复合材料弯曲破坏的金相照片如图 7 所示,图中均

显示出热塑性树脂特点,即材料界面的稳定性较 好,没有出现明显的分层现象。这表明,热塑性树 脂在湿热老化条件下具有较强的抗层间分层能力, 这有助于维持复合材料的结构完整性。尽管湿热 老化导致界面性能的轻微下降,但材料的弯曲性能 依旧得到保持。



图 6 弯曲破坏后试样金相照片 (a)CF/PAEK-CL; (b)CF/PAEK-CH Fig. 6 Micrographs of the specimens after bending failure (a)CF/PAEK-CL; (b)CF/PAEK-CH



图 7 经湿热老化后弯曲破坏的试样金相照片 (a)CF/PAEK-CL;(b)CF/PAEK-CH Fig. 7 Micrographs of the specimens after bending failure following hygrothermal aging (a)CF/PAEK-CL;(b)CF/PAEK-CH

## 3 结论

(1)CF/PAEK 复合材料在湿热老化后表现出 明显的吸湿差异。复合材料的结晶度和孔隙率共 同影响水分在材料中的渗透与扩散。低结晶度的 CF/PAEK-CL 复合材料饱和吸湿率为 0.256%, 显著 高于高结晶度 CF/PAEK-CH 的 0.156%。

(2)湿热环境对复合材料的结晶度影响较小。 CF/PAEK-CL和 CF/PAEK-CH 复合材料的结晶度 变化幅度均小于 1%。同时,所有样品的玻璃化转 变温度均出现下降。差示扫描量热法测试结果显 示,CF/PAEK-CL的玻璃化转变温度由 150 ℃降 至 143 ℃,CF/PAEK-CH的玻璃化转变温度由 161 ℃ 降至 159 ℃,表明水分吸收导致树脂基体发生塑 化,从而降低了复合材料的玻璃化转变温度。 (3)湿热老化对 CF/PAEK 复合材料的弯曲性 能影响较小。无论是低结晶度(CF/PAEK-CL)还是 高结晶度(CF/PAEK-CH)复合材料,弯曲强度和弯 曲模量的变化幅度较小,未表现出明显的性能退化 趋势。表明即使在湿热环境中,CF/PAEK 复合材 料的弯曲性能也能保持较好的稳定性。

## 参考文献:

- [1] LIU H, LIU J, DING Y, et al. The behaviour of thermoplastic and thermoset carbon fibre composites subjected to low-velocity and high-velocity impact[J]. J Mater Sci, 2020, 55: 15741-15768.
- [2] MAPLESTON P. High-performance thermoplastics[J]. Plastics Engineering, 2007, 63(1): 18-22.
- [3] YOUSEFPOUR A, HOJJATI M, IMMARIGEON J P. Fusion bonding/welding of thermoplastic composites[J].

Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2004, 17(4): 303-341.

- [4] 谢为. 热塑性复合材料增材制造工艺与装备研究进展
  [J]. 航空材料学报, 2023, 43(3): 1-11.
  XIE W. Research progress of additive manufacturing process and equipment for thermoplastic composites[J].
  Journal of Aeronautical Materials, 2023, 43(3): 1-11.
- [5] PÉREZ MARTÍN H, MACKENZIE P, BAIDAK A, et al. Crystallinity studies of PEKK and carbon fibre/PEKK composites: a review[J]. Composites Part B, 2021, 223: 109127.
- [6] ZHANG J, LIU G, AN P, et al. The effect of cooling rates on crystallization and low-velocity impact behavior of carbon fibre reinforced poly(aryl ether ketone) composites[J]. Composites Part B, 2023, 254: 110569.
- [7] BAGHAEI B, SKRIFVARS M, BERGLIN L. Characterization of thermoplastic natural fibre composites made from woven hybrid yarn prepregs with different weave pattern[J]. Composites Part A, 2015, 76: 154-161.
- [8] 周冰洁,张代军,张英杰,等.高性能热塑性复合材料在 航空发动机短舱上的应用[J].航空制造技术,2020, 63(7):86-91.

ZHOU B J, ZHANG D J, ZHANG Y J, et al. Applications of thermoplastic composites on aero-engine nacelles [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2020, 63(7): 86-91.

- [9] PEDOTO G. Characterization and modelling of the thermomechanical and ageing behavior of PEKK and C/PEKK composites for aircraft applications at high temperatures (above the glass transition temperature) [D]. Poitiers: ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 2020.
- [10] CARLILE D R, LEACH D C, MOORE D R, et al. Mechanical properties of the carbon fiber/PEEK composite APC-2/AS-4 for structural applications [M]//Advances in thermoplastic matrix composite materials. PA: ASTM International, 1989.
- [11] JOGUR G, NAWAZ KHAN A, DAS A, et al. Impact properties of thermoplastic composites [J]. Textile Progress, 2018, 50(3): 109-183.
- [12] MÁRA V, MICHALCOVÁ L, KADLEC M, et al. The effect of long-time moisture exposure and low temperatures on mechanical behavior of open-hole CFRP laminate[J]. Polymer Composites, 2021, 42(7): 3603-3618.
- [13] ISHIDA H, KOENIG J. The reinforcement mechanism of fiber-glass reinforced plastics under wet conditions: a review[J]. Polymer Engineering & Science, 1978, 18(2): 128-145.
- [ 14 ] JIANG X, KOLSTEIN H, BIJLAARD F S. Moisture diffusion in glass-fiber-reinforced polymer composite bridge

under hot/wet environment[J]. Composites Part B, 2013, 45(1): 407-416.

- [ 15 ] SETHI S, RAY B C. Environmental effects on fibre reinforced polymeric composites: evolving reasons and remarks on interfacial strength and stability[J]. Advances in Colloid and Interface Science, 2015, 217: 43-67.
- [16] ALESSI S, PITARRESI G, SPADARO G. Effect of hydrothermal ageing on the thermal and delamination fracture behaviour of CFRP composites[J]. Composites Part B, 2014, 67: 145-153.
- [17] SHEN C-H, SPRINGER G S. Effects of moisture and temperature on the tensile strength of composite materials[J]. Journal of Composite Materials, 1977, 11(1): 2-16.
- [18] WEITSMAN Y. Moisture in composites: sorption and damage[M]//Composite Materials Series. Amsterdam: Elsevier, 1991: 385-429.
- [19] SUKUR E F, ELMAS S, SEYYEDNOURANI M, et al. A rational study on the hydrothermal aging of AFP manufactured CF/polyetherketoneketone composites with *insitu* consolidation supported by acoustic emission inspection[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2022, 139(29): e52480.
- [20] SUKUR E F, ELMAS S, ESKIZEYBEK V, et al. An experimental implication of longterm hot-wet-aged carbon fiber/polyether ketone ketone composites: the impact of automated fiber placement process parameters and process-induced defects [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2023, 140(29): e54076.
- [21] BORBA N Z, SANTOS J M F D, AMANCIO-FILHO S D T. Hydrothermal aging of friction riveted thermoplastic composite joints for aircraft applications[J]. Composite Structures, 2021, 255: 112871.
- [22] BATISTA N L, REZENDE M C, BOTELHO E C. The influence of crystallinity on the weather resistance of CF/PEEK composites[J]. Applied Composite Materials, 2021, 28: 235-246.
- [23] SORRENTINO L, De VASCONCELLOS D S, D'AURIA M, et al. Effect of temperature on static and low velocity impact properties of thermoplastic composites[J]. Composites Part B, 2017, 113: 100-110.
- [24] ROSSO P, FIEDLER B, FRIEDRICH K, et al. The influence of residual stresses implicated *via* cure volume shrinkage on CF/VEUH-composites[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41: 383-388.
- [25] BLUNDELL D J, OSBORN B N. The morphology of poly(aryl-ether-ether-ketone)[J]. Polymer, 1983, 24(8): 953-958.
- [26] PARLEVLIET P P, BERSEE H E N, BEUKERS A. Residual stresses in thermoplastic composites—a study of

the literature—part I : formation of residual stresses [J]. Composites Part A, 2006, 37(11): 1847-1857.

- [27] MA X, WEN L, WANG S, et al. Inherent relationship between process parameters, crystallization and mechanical properties of continuous carbon fiber reinforced PEEK composites[J]. Defence Technology, 2023, 24: 269-284.
- [28] ROLAND S, MOGHADDAM M, TENCÉ-GIRAULT S, et al. Evolution of mechanical properties of aged poly (ether ketone ketone) explained by a microstructural approach[J]. Polymer Degradation and Stability, 2021, 183: 109412.
- [29] 孙洪霖. 连续碳纤维增强聚醚醚酮复合材料制备及性能研究 [D]. 上海:东华大学, 2021.

SUN H L. Preparation and properties of continuous carbon fiber reinforced polyether ether ketone composites [D]. Shanghai: Donghua University, 2021.

基金项目:国家重点研发计划基金项目(2022YFB3709401) 通讯作者:陈春海(1969—),男,博士,教授,研究方向为聚醚 醚酮、聚酰亚胺等特种塑料,联系地址:上海市松江区广富 林街道人民北路 2999 号(201620), E-mail: cch@dhu.edu.cn; 姚佳楠(1990—),女,博士,副教授,研究方向为高性能热塑 性复合材料应用基础研究,联系地址:上海市松江区广富林 街道人民北路 2999 号(201620), E-mail: yjn@dhu.edu.cn

(本文责编:王俊丽)

收稿日期: 2025-04-14; 录用日期: 2025-04-30

第61-74页

第3期

**引用格式:**占小红,卜珩倡,罗杰帮,等.CFRTP蒙皮桁条构件感应焊接磁-热-力耦合仿真[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 61-74.

ZHAN Xiaohong, BU Hengchang, LUO Jiebang, et al. Magnetic-thermal-mechanical coupling simulation for induction welding process of CFRTP stringer skin structure [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 61-74.

## CFRTP 蒙皮桁条构件感应焊接磁-热-力耦合仿真

占小红<sup>1\*</sup>, 卜珩倡<sup>1</sup>, 罗杰帮<sup>1,2</sup>, 李晓东<sup>1</sup>

(1. 南京航空航天大学 材料科学与技术学院,南京 211106;2. 贵阳航发精密铸造有限公司,贵阳 550000)

摘要:碳纤维增强热塑性复合材料(carbon fiber reinforced thermoplastic composite, CFRTP)凭借其比强度高、韧性 强、可焊接,被广泛应用于航空航天领域;感应焊接是其构件制造的关键工艺,然而,感应焊接过程中多场高度复杂 耦合,其演化及分布特征尚不明晰,制约了构件的高效高质量生产。本研究通过耦合求解麦克斯韦方程组、傅里叶 传热方程及弹塑性本构方程,构建 CFRTP 蒙皮桁条构件感应焊接过程磁-热-力耦合仿真模型,研究焊接过程磁、热 及力的分布与演化特征。结果表明:在交变电磁场作用下,构件边缘区域磁场强度达 1.45 mT,模拟所得磁场、温度 场与应力场均存在显著边缘效应,焊接过程界面温度可超 500 ℃,该现象与高频涡流引起的趋肤效应密切相关;焊 接过程中蒙皮底部两侧存在非对称、近半椭圆状的高温区域,且靠近立桁区域的温度显著高于远离立桁区域的温 度;当电流频率从 150 kHz 增加至 250 kHz,焊件上应力最大值从 637 MPa 增加至 778 MPa,焊接界面处的非对称 应力集中区域不断扩大;焊接过程温度场及焊后应力测量结果与模拟结果高度吻合,这有效验证所构建模型的准 确性和适用性,本研究为 CFRTP 复杂构件感应焊接的工艺优化与质量控制提供了理论支撑。 关键词:热塑性复合材料;磁-热-力耦合仿真;温度场;应力场;磁场;感应焊接 doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000067 中图分类号; V262.3<sup>\*</sup>4 文献标识码; A 文章编号: 1005-5053(2025)03-0061-14

## Magnetic-thermal-mechanical coupling simulation for induction welding process of CFRTP stringer skin structure

ZHAN Xiaohong<sup>1\*</sup>, BU Hengchang<sup>1</sup>, LUO Jiebang<sup>1,2</sup>, LI Xiaodong<sup>1</sup>

College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 211106, China;
 Guiyang AECC Power Precision Casting Co., Ltd., Guiyang 550000, China)

**Abstract:** Carbon fiber reinforced thermoplastic composite(CFRTP) is increasingly utilized in aerospace and automotive manufacturing sectors owing to its exceptional specific strength, strong toughness, and weldability. Induction welding stands as a pivotal method for fabricating typical CFRTP components. However, the intricate interplay of magnetic, thermal, and stress coupling during the induction welding process, along with its evolution and distribution characteristics, remains unclear, significantly impeding the cost-effective, efficient, and high-quality production of CFRTP components. In this study, a magnetic-thermal-mechanical coupling simulation model is developed for the induction welding of CFRTP stringer skin structures. This model is employed to investigate the distribution and evolution patterns of the magnetic field, temperature field, and residual stress field. The results show that under the influence of an alternating electromagnetic field, the magnetic field strength peaked at 1.45 mT in the component's edge region. Notably, the simulated magnetic, temperature, and stress field all exhibit significant edge effects, which are intimately tied to the skin effect induced by high-frequency eddy currents. During welding, asymmetric and nearly elliptical high-temperature zones emerge on both sides of the skin's bottom, with temperatures in proximity to the stringer area notably higher than those farther away. When the current frequency increases from 150 kHz to 250 kHz, the maximum stress of the induction joint

increases from 637 MPa to 778 MPa, and the asymmetric stress concentration area at the welding interface expands accordingly. The measured temperature field and stress results are in high agreement with the simulation outcomes, effectively validating the model's accuracy and applicability. This study offers theoretical backing for process optimization and quality control in the induction welding of intricate CFRTP components.

Key words: thermoplastic composite materials; magnetic-thermal-mechanical coupling simulation; temperature field; stress field; magnetic field; induction welding

碳纤维增强热塑性树脂基复合材料(carbon fiber reinforced thermoplastic composite, CFRTP)凭 借成型周期短、韧性好、可焊接、可回收及易修复 等优异性能在航空制造领域受到广泛关注,其用量 每年以 25% 的速度增长<sup>[1-2]</sup>。蒙皮桁条构件为飞行 器典型承力构件之一<sup>[3-4]</sup>,传统复合材料蒙皮桁条 构件通常由热固性复合材料胶接或共固化制成<sup>[5]</sup>。 然而,上述方案存在工序复杂、效率低等缺点,随着 可焊接的热塑性复合材料应用愈来愈广泛,采用焊 接技术制造大型复合材料构件成为另一种选择。 相比传统的热固复合材料胶接,热塑性复合材料焊 接具有效率高、易于实现自动化等优势。焊接技术 包括电阻焊接、超声焊接、感应焊接等,其中,感应 焊接凭借其非接触产热、柔性程度高及效率高等优 点被认为是一种极有前景的连接技术<sup>[6-8]</sup>。热塑性 复合材料焊接件在国外已成功应用于飞行器局部 构件,具体有达索猎鹰 F5X 的升降舵, Bell V-280 Valor 倾转旋翼机的方向舵以及 G650 公务机的方 向舵,这验证了该技术在航空航天领域应用的可行 性。目前,国内外学者针对感应焊接技术,已从工 艺优化<sup>[9]</sup>、加热机制<sup>[10-11]</sup>、产热调控<sup>[12-13]</sup>和感应元 件开发<sup>[14-15]</sup>方面开展相关研究。Li 等<sup>[9]</sup>采用响应 曲面法优化感应焊接质量,得到最佳工艺参数(电 流为 100 A, 耦合距离为 3.6 mm)。Martin 等<sup>[10]</sup> 采用真空辅助连续感应焊接的方法,实现热塑性复 合材料面板与 3D 打印蜂窝芯的组装,并通过红外 测温研究焊接过程产热特征;同时, Martin 等<sup>[14]</sup> 验 证了 3D 打印磁性感应元件可用于热塑性复合材料 面板与蜂窝芯的组装。然而,目前的研究主要针对 平板感应焊接,有关蒙皮桁条感应焊接的研究鲜有 报道;此外,复合材料感应焊接后会形成残余热应 力,这显著影响焊接构件性能及后续加工装配,而 目前对复合材料感应焊接后的应力场研究较少,这 限制了感应焊接技术在航空领域的应用。

热塑性复合材料感应焊接过程的影响因素繁 多,该过程涉及磁、热、力交互影响,通过实验测量 难以清晰揭示其感应焊接机理,而数值模拟方法可

以定量分析焊接过程磁、热等物理量的变化,已成 为一种直观分析复杂焊接过程的有效手段。 Pappadà等<sup>[16]</sup>构建了感应焊接磁热耦合模型,研究 感应线圈形状与感应焊接过程热分布特性的关联 规律。Lionetto 等<sup>[17]</sup> 建立考虑基体结晶行为的连 续感应焊接磁热耦合模型,并通过温度场仿真结果 得到最优工艺参数窗口。Riccio等<sup>[18]</sup>对感应加热 复合材料胶接固化过程开展仿真研究,结果表明电 流频率与热场分布均匀性密切相关。Tzeng 等<sup>[19]</sup> 依据所建立的感应加热磁热耦合模型,分析纤维取 向与感应产热特性的关联规律。Kane 等<sup>[20]</sup> 提出 一种可以更好集中电磁功率的模拟方法,即在磁和 热的两个场分别采用解析法和数值法。付天宇<sup>[21]</sup> 针对热塑性复合材料感应焊接产热过程构建磁热 耦合模型,定量分析线圈间距对构件温度场均匀性 的影响。Kwon等<sup>[22]</sup>采用有限元模拟方法探究频 率、感应功率和耦合距离等工艺参数对 CFRTP 感 应焊接过程温度场的影响。综上,热塑性复合材料 感应焊接磁、热、力耦合演变行为极为复杂,传统 试错法难以适应不同焊接结构的工艺优化需求,仿 真技术成为工艺快速优化、揭示热力演化机制的最 佳工具之一。目前,现有感应焊接的仿真研究多聚 焦平板结构的磁热耦合分析, 而关乎焊接质量的应 力场仿真研究尚为空白,此外,感应焊接过程应力 分布及其与工艺参数关联规律不清,这也制约着感 应焊接技术在航空领域的应用突破。

基于此,本工作将构建热塑性复合材料蒙皮桁 条构件感应焊接的磁-热-力耦合模型,对感应焊接 过程中的磁场、温度场以及应力场进行精准求解, 探究接头温度场演化以及不同的焊接工艺参数对 接头应力场的影响。

## 1 实验材料及方法

#### 1.1 实验材料

材料为东华大学生产的碳纤维增强树脂 基复合材料。其中,基体树脂为聚芳醚酮 (polyetherketoneketone, PAEK), 是一类具有优良的高温性能和力学性能的半结晶型聚合物。与传统聚醚醚酮(polyetheretherketone, PEEK)相比, PAEK 熔点更低, 显著拓宽了热加工工艺窗口, 增强体选用 T700碳纤维, 由 12K 碳纤维丝束制作而成。在构件设计方面, 采用蒙皮-L 型桁条结构(图1)。其中, 蒙皮和桁条均采用单向铺层, 文中, 桁条即指代 L 型桁条, 其铅直部分被称为立桁, 蒙 皮的尺寸为 50 mm×25 mm×1.2 mm, 桁条的平面和 立面的尺寸均为 48 mm×20 mm×1 mm, 感应焊接搭 接区域为 48 mm×20 mm。







## 1.2 实验方法

采用 DSP 智能超高频感应加热电源进行感应 焊接, 感应线圈为 3 匝的铜制盘式线圈, 感应线圈 的位置由 KUKA 公司生产的 KR 70 R2100 六轴机 器人进行调控。线圈被固定在 KUKA 机器人机械 臂末端。在感应焊接过程中, 采用红外测温设备对 构件进行测温。焊接过程中, 由于单向的碳纤维无 法在交变磁场中产热, 本研究在焊接界面处放置可 在交变磁场中产热的感应元件, 感应元件由 PAEK 薄膜-正交铺层碳纤维-PAEK 薄膜热压制 成, 最后厚度为 0.5 mm。热压过程中加热温度为 350 ℃, 施加压力为 5.5 MPa, 加热时间为 1 h, 加压 时间为 2.5 h。在感应焊接过程中, 界面处的感应元 件在交变磁场下产热, 进而熔化界面处的热塑树 脂, 最终实现焊接, 焊接原理图如图 2 所示。采用 红外测温装置测量焊接过程温度场, 通过拉曼光谱 技术对接头残余应力进行表征, 拉曼测试所选择的测量范围为 200~2000 cm<sup>-1</sup>, 选用波长为 633 nm 的氦氛激光。将碳纤维预浸料置于拉曼入射激光 束正下方, 利用背向散射得到对应的拉曼光谱图。





#### 1.3 注意事项

1.3.1 模型简化与假设

CFRTP 感应焊接涉及电磁、传热、结晶等多物 理场,为兼顾计算精度和效率,对该过程作适当简 化和假设:

(1)将 CFRTP 同一层视为均质材料,并通过 铺层方向和各向异性材料属性进行建模;

(2) 不考虑树脂结晶动力学<sup>[23]</sup>;

(3) 假设 CFRTP 焊接过程中密度不变, 忽略 树脂在高于熔点时的熔化与流动。

1.3.2 基本方程

感应焊接过程的建模基于麦克斯韦方程组,包 括安培环路定律、法拉第电磁感应定律、高斯磁通 定律和高斯电通定律。其微分形式为:

$$\nabla \times \boldsymbol{H} = \boldsymbol{J} + \partial \boldsymbol{D} / \partial t \tag{1}$$

$$\nabla \times \boldsymbol{E} = -\partial \boldsymbol{B} / \partial t \tag{2}$$

$$\nabla \cdot \boldsymbol{D} = \rho_{\rm cd} \tag{3}$$

$$7 \cdot \boldsymbol{B} = \boldsymbol{0} \tag{4}$$

式中:**H**为磁场强度;**J**为电流密度;**D**为电场位 移;**E**为电场强度;**B**为磁通密度;ρ<sub>cd</sub>为电荷密度。

根据热力学第一定律,同时考虑材料各向异 性,感应焊接过程热传导方程为:

$$\rho c_{\mathbf{p}} \boldsymbol{u} \cdot \nabla T + \nabla \cdot \boldsymbol{q} = Q + Q_{\text{ted}}$$
(5)

式中: $\rho$ 为密度; $c_p$ 为定压比热容;T为绝对温度; u为速度矢量;q为热流矢量;Q为热源; $Q_{ted}$ 为环境 热量。根据傅里叶定律,q与温度梯度的关系为: (6)

$$\boldsymbol{q} = -k \nabla T$$

式中:k为导热系数;T为温度。

求解感应焊接过程中的应力场时,需要计算复 合材料的热膨胀,其方程为:

$$\varepsilon = \alpha \left( T - T_{\text{ref}} \right) \tag{7}$$

式中:α表示热膨胀系数;T<sub>ref</sub>为体积参考温度。

CFRTP的热膨胀系数受纤维铺层方式及纤维 含量的显著影响,可根据纤维与基体的含量计算复 合材料的热膨胀系数。当复合材料受到外部作用 时,基体和纤维的应变分别为:

$$\varepsilon_{\rm m} = \frac{\Delta l_{\rm m}}{l} = \alpha_{\rm m} \Delta T - \frac{\sigma_{\rm m}}{E_{\rm m}} \tag{8}$$

$$\varepsilon_{\rm f} = \frac{\Delta l_{\rm f}}{l} = \alpha_{\rm f} \Delta T - \frac{\sigma_{\rm f}}{E_{\rm f}} \tag{9}$$

式中:*l*为试样长度; α为热膨胀系数; σ为应力; *E*为弹性模量。右端第一项为热应变; 第二项为应 力导致的应变, 两者遵循胡克定律。变形协调条件:

$$\varepsilon_{\rm m} = \varepsilon_{\rm f} = \frac{\Delta l}{l} = \alpha_1 \Delta T$$
 (10)

将式(8)~(10)联立可得 CFRTP 沿纤维方向 的热膨胀系数 *α*<sub>1</sub>:

$$\alpha_1 = \frac{\alpha_f E_f V_f + \alpha_m E_m V_m}{E_f V_f + E_m V_m}$$
(11)

式中: $V_{\rm f}$ 和 $V_{\rm m}$ 分别为CFRTP中纤维和基体的含量。

随着温度升高,纤维内形成残余拉应力,基体 内产生残余压应力,CFRTP 垂直于纤维方向的热 膨胀系数 *a*<sub>2</sub> 为:

$$\alpha_{2} = \alpha_{f} V_{f} (1 + \mu_{f}) + \alpha_{m} V_{m} (1 + \mu_{m}) - (\mu_{f} V_{f} - \mu_{m} V_{m}) \alpha_{1}$$
(12)

纤维和基体内沿纵向产生的应力  $\sigma_f \, n \, \sigma_m \, kdd$ 自平衡的残余热应力。对于层合板而言,各单层板 通过层间黏合构成整体,其局部变形须满足协调要 求,即各点沿厚度方向的应变呈线性分布。考虑到 层合板的总体表观应变可以分解为热应变与力学 应变,由此得到单层板残余热应力的表达式为<sup>[24]</sup>:

$$\begin{bmatrix} \sigma_{x}^{T} \\ \sigma_{y}^{T} \\ \sigma_{xy}^{T} \end{bmatrix} = \overline{Q} \begin{bmatrix} \varepsilon_{x}^{M} \\ \varepsilon_{y}^{M} \\ \varepsilon_{xy}^{M} \end{bmatrix} = \overline{Q} \begin{pmatrix} \varepsilon_{x}^{0} \\ \varepsilon_{y}^{0} \\ \varepsilon_{xy}^{0} \end{pmatrix} + z \begin{bmatrix} K_{x} \\ K_{y} \\ K_{xy} \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \alpha_{x}\Delta T \\ \alpha_{y}\Delta T \\ \alpha_{xy}\Delta T \end{bmatrix}$$
(13)

式中:  $\overline{Q}$ 表示刚度变换系数;  $K_x \, \langle K_y \, \langle K_{xy} \rangle$ 为复合材料中面扭曲率。

依据单层板应力描述形式,计算合内力以及合 内力距,进而得到层合板本构关系,当Δ*T*=0时:

$$\begin{bmatrix} \sigma_{X} \\ \sigma_{y} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix}_{k} = \overline{Q_{k}} \begin{pmatrix} \varepsilon_{y}^{0} \\ \varepsilon_{y}^{0} \\ \varepsilon_{xy}^{0} \end{pmatrix} + z \begin{bmatrix} K_{X} \\ K_{y} \\ K_{xy} \end{bmatrix}$$
(14)

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} dz$$
(15)

$$\begin{bmatrix} M_{x} \\ M_{y} \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \begin{bmatrix} \sigma_{x} \\ \sigma_{y} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} z dz$$
(16)

计入热变形并经推导,得到如下本构关系:

$$\begin{bmatrix} \mathbf{N} + \mathbf{N}^T \\ \mathbf{M} + \mathbf{M}^T \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{A} & \mathbf{B} \\ \mathbf{B} & \mathbf{D} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \boldsymbol{\varepsilon}^0 \\ \mathbf{K} \end{bmatrix}$$
(17)

式中:N、M分别由式(15)、(16)定义, $N^{T}$ 、 $M^{T}$ 是与 热变形相关的合内力和合内力距。

1.3.3 几何模型及网格划分

基于实际感应焊接过程特性构建几何模型,主 要包括感应线圈、云母垫板、CFRTP蒙皮和桁条、 感应元件以及空气域。其中,球形空气域位于最外 层,其内部包括线圈及CFRTP构件,云母板尺寸 为150 mm×50 mm×2 mm,线圈直径为76 mm,蒙 皮桁条尺寸与实际试样尺寸一致。蒙皮桁条构件 放置于云母垫板之上,感应线圈则位于云母垫板下 方,蒙皮底部与线圈中心之间的铅直距离设置为 4 mm。采用四面体单元进行网格划分,具体网格 模型见图3。核心区域(蒙皮桁条构件及感应线 圈)采用较细网格划分。核心区域最小单元设置为 2.4 mm,四面体单元数为55508,网格顶点数为 9555。



#### 图 3 有限元网格模型 (a)整体网格划分;(b)基板、构件 及感应线圈网格划分;(c)感应线圈网格划分; (d)蒙皮桁条网格划分

Fig. 3 Finite element mesh model (a) overall mesh division; (b) mesh division of substrates, components, and induction coils; (c) induction coil mesh division; (d) mesh division of stringer skin structure

## 1.3.4 材料属性加载

本模型涉及材料种类较多,包括空气、铜、云母

以及 CFRTP, 其中除 CFRTP 外, 均为各向同性材料, 各材料属性如表 1 所示。

	表 1 空气、感应线圈和云母板的材料属性明细
Table 1	Details of material properties for air, induction coil, and mica plate

Material	Relative permeability	Conductivity/ ( $\mathbf{S} \cdot \mathbf{m}^{-1}$ )	Relative dielectric constant	Thermal conductivity/ ( $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ )	Density/ $(\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	Specific heat capacity/ ( $\mathbf{J} \cdot \mathbf{kg}^{-1} \cdot \mathbf{K}^{-1}$ )
Air	1	0.01	1			1.4
Induction coil	1	5.998×10 <sup>7</sup>	1	400	8700	385
Mica plate	1	$2.01 \times 10^{-8}$	6	0.5	2900	880

蒙皮桁条构件和感应元件均为各向异性复合 材料,蒙皮桁条为单向铺层,感应元件为正交铺层, 二者材料属性依据具体铺层进行定义,所采取的纤 维和基体的参数如表 2 所示。CFRTP 的密度和定 压比热容采用均值,各向异性的热导率和电导率依 据文献得到<sup>[17,25]</sup>, CFRTP 和感应元件的材料属性 如表 3 所示。

同时,考虑复合材料的应力应变关系,当材料 为线弹性材料时,应力与应变成比例关系:

$$\sigma = \boldsymbol{D}_{e}\varepsilon \tag{18}$$

式中:D<sub>e</sub>为弹性矩阵。

若材料具有两个对称平面,即X-Y面和X-Z面均为弹性对称平面,则可得:

$$D_{16} = D_{26} = D_{36} = D_{45} = 0 \tag{19}$$

此时该种材料为正交各向异性材料,其弹性矩

阵可简化为:

$\boldsymbol{D}_{e} = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{13} & 0 & 0 & 0 \\ D_{12} & D_{22} & D_{23} & 0 & 0 & 0 \\ D_{13} & D_{23} & D_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & D_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & D_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & D_{66} \end{bmatrix}$	(20)
---	------

根据弹性矩阵表达式列出相关参数,如表 4 所示。

1.3.5 初始条件及边界条件

对于感应焊接过程,安培定律适用于模型全 域,磁化模型、传导模型及电介质模型定义如下:

$$\boldsymbol{B} = \mu_0 \mu_r \boldsymbol{H} \tag{21}$$

$$\boldsymbol{J}_{c} = \boldsymbol{\sigma} \boldsymbol{E} \tag{22}$$

$$\boldsymbol{D} = \varepsilon_0 \varepsilon_r \boldsymbol{E} \tag{23}$$

将模型全部边界定位为磁绝缘,其可表达为:

	表 2	CFRTP 热膨胀系数参数值明细
Table 2	Detailed parar	meter values of CFRTP thermal expansion coefficien

$V_{\rm f}$	V <sub>m</sub>	E <sub>f</sub> /GPa	E <sub>m</sub> /GPa	$\mu_{ m f}$	$\mu_{\rm m}$	$\alpha/K^{-1}$	μ	$\alpha_1/K^{-1}$	$\alpha_2/K^{-1}$
0.6	0.4	230	89	0.2	0.28	5.5×10 <sup>-5</sup>	0.232	$1.08 \times 10^{-5}$	$3.07 \times 10^{-5}$

Notes:  $V_{\rm f}$  is the fiber volume fraction;  $V_{\rm m}$  is the matrix volume fraction;  $E_{\rm f}$  is the fiber Young's modulus;  $E_{\rm m}$  is the Young's modulus of matrix;  $\mu_{\rm f}$  is the fiber Poisson's ratio;  $\mu_{\rm m}$  is the Poisson's ratio of matrix;  $\alpha$  is the matrix thermal expansion coefficient;  $\mu$  is the Poisson's ratio of laminated panels;  $\alpha_1$  is the coefficient of thermal expansion in the fiber direction;  $\alpha_2$  is the coefficient of thermal expansion perpendicular to the fiber direction.

表 3 感应元件和 CFRTP 蒙皮桁条构件的属性明细 Table 3 Attribute details of induction component and CFRTP stringer skin structure

				e		
Thermal expansion coefficient/ K <sup>-1</sup>	Density/ ( $g \cdot cm^{-3}$ )	Thermal conductivity/ ( $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ )	Specific heat capacity/ $(J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1})$	Conductivity/ $(\mathbf{S} \cdot \mathbf{m}^{-1})$	Relative permeability	Relative dielectric constant
$\alpha_x = \alpha_1$	1.53	$k_x = 5.4$	1387	$\sigma_u = 4000$	1	4
$\alpha_v = \alpha_2$		$k_{y}=5.4$		$\sigma_v = 4000$		
$\alpha_z = \alpha_2$		$k_z = 0.5$		$\sigma_w = 0.33$		
$\alpha_x = \alpha_1$	1.53	k <sub>x</sub> =5.4	1088	$\sigma_u = 4000$	1	3.7
$\alpha_v = \alpha_2$		$k_{y}=0.5$		$\sigma_v = 0.33$		
$\alpha_z = \alpha_2$		k <sub>z</sub> =0.5		$\sigma_w=0.33$		
-	Thermal expansion coefficient/ $K^{-1}$ $a_x = a_1$ $a_y = a_2$ $a_z = a_2$ $a_x = a_1$ $a_y = a_2$ $a_x = a_1$ $a_y = a_2$ $a_z = a_2$	Thermal expansionDensity/ $(g \cdot cm^{-3})$ $K^{-1}$ $(g \cdot cm^{-3})$ $a_x = a_1$ 1.53 $a_y = a_2$ $a_z = a_2$ $a_x = a_1$ 1.53 $a_y = a_2$ $a_x = a_1$ $a_x = a_2$ $a_z = a_2$	Thermal expansion coefficient/Density/ $(g \cdot cm^{-3})$ Thermal conductivity/ $(W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1})$ $K^{-1}$ $a_x = a_1$ 1.53 $k_x = 5.4$ $a_y = a_2$ $k_z = 0.5$ $a_x = a_1$ 1.53 $a_x = a_1$ 1.53 $k_x = 5.4$ $a_y = a_2$ $k_z = 0.5$ $a_x = a_1$ 1.53 $k_x = 5.4$ $a_y = a_2$ $k_z = 0.5$	Thermal expansionDensity/ $(g \cdot cm^{-3})$ Thermal conductivity/ $(W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1})$ Specific heat capacity/ $(J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1})$ $K^{-1}$ $m^{-1} \cdot K^{-1}$ $(J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1})$ $(J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1})$ $a_x = a_1$ $1.53$ $k_x = 5.4$ $1387$ $a_y = a_2$ $k_z = 0.5$ $a_x = a_1$ $1.53$ $k_x = 5.4$ $a_y = a_2$ $k_z = 0.5$ $a_x = a_1$ $1088$ $a_y = a_2$ $k_y = 0.5$ $a_z = a_2$	$\begin{array}{c c c c c c c c c c c c c c c c c c c $	$\begin{array}{c c c c c c c c c c c c c c c c c c c $

表4 CFRTP 弹性矩阵参数明细(弹性常数/GPa)

Table 4 CFRTP elastic matrix parameter details(elastic constants/GPa)

<i>D</i> <sub>11</sub>	<i>D</i> <sub>12</sub>	<i>D</i> <sub>13</sub>	D <sub>22</sub>	D <sub>23</sub>	D <sub>33</sub>	D <sub>44</sub>	D <sub>55</sub>	D <sub>66</sub>
141.34	3.35	3.35	10.25	2.83	10.25	4.52	2.95	4.52

Notes:  $D_{11}$ ,  $D_{12}$ ,  $D_{13}$ ,  $D_{22}$ ,  $D_{23}$ ,  $D_{33}$ ,  $D_{44}$ ,  $D_{55}$  and  $D_{66}$  are the elastic coefficients of the laminated board in the 11, 12, 13, 22, 23, 33, 44, 55 and 66 directions, respectively.

$$n \times A = 0 \tag{24}$$

感应线圈激励方式为电流激励,并通过设定线 圈电流大小控制线圈功率。随后,设定固体传热初 始及边界条件,模型全域温度的初始温度设为 293.15 K。具体假设方程为:

$$-n \cdot \boldsymbol{q} = \boldsymbol{0} \tag{25}$$

考虑到感应焊接过程复合材料构件与环境发 生热对流和热辐射,CFRTP域边界热辐射描述 如下:

$$-\boldsymbol{n} \cdot \boldsymbol{q} = \varepsilon_{\rm e} \sigma_{\rm SB} \left( T_{\rm amb}^4 - T^4 \right) \tag{26}$$

式中:*n*是垂直于边界的方向; $T_{amb}$ 是环境体温度;  $\varepsilon_e$ 是表面发射率; $\sigma_{SB}$ 是 Stefan-Boltzmann常数; T是绝对温度。CFRTP 域表面热对流设定如下:

$$-\boldsymbol{n} \cdot \boldsymbol{q} = \boldsymbol{h}(T_{\text{ext}} - T) \tag{27}$$

式中:*T*<sub>ext</sub> 是远离模型区域的温度,设定为 293.15 K; *h* 为传热系数,设定为 5 W·m<sup>-2</sup>·K<sup>-1</sup>。

最后,设置模型的力学边界条件。将 CFRTP视为线弹性材料,其应力张量和弹性应变 张量可表示为:

 $\sigma = \sigma_{ex} + C$ :  $\varepsilon_{el} = \sigma_{ex} + C$ :  $(\varepsilon - \varepsilon_{inel})$  (28) 式中: C 为四阶弹性张量; ":"表示双点张量积; 弹性应变  $\varepsilon_{el}$  是总应变  $\varepsilon$  与所有非弹性应变  $\varepsilon_{inel}$  之 差;  $\sigma_{ex}$  为黏弹性应力和初始应力贡献的额外 应力。

此外,设置蒙皮底部表面 Z 方向位移为 0。在 CFRTP 桁条上表面施加 0.1 MPa 的压力载荷,以模 拟感应焊接过程的装夹压力,同时,将蒙皮-桁条接 触对中的蒙皮侧及桁条侧表面定义为源面,感应元 件双侧表面设定为目标面。通过罚函数实现接触 压力传递。

## 2 结果与分析

## 2.1 模型温度场验证

在感应焊接过程中,使用红外测温仪监测构件 L型桁条在不同时间点(5~30s)的温度分布,选取 校核的工艺参数为:线圈电流 85 A,电流频率 200 kHz,焊接时间 30 s。

通过对比仿真和实验所得热场特征(温度场分 布及峰值温度),评估仿真结果准确性。峰值温度 对比如图 4 所示,可以发现,实验数据与仿真结果 较为接近,并且峰值温度均随时间增加而呈现近似 线性增长。此外,红外测温结果与仿真对比如图 5 所示,红外测温视角垂直于桁条上表面。结果表 明,实验测得温度场分布与仿真结果类似,均呈现 出半扁椭圆形温度分布,且高温区域在桁条边缘中 部。上述结果表明,温度场测量结果与仿真结果高 度相似,由此可以认为所构建的模型可以较好地描 述 CFRTP 蒙皮桁条构件感应焊接过程温度场演变 行为。

## 2.2 感应焊接过程 CFRTP 磁场分布特征

在上述感应焊接参数下,感应焊接接头磁通密 度模分布如图 6 所示,磁通密度模越高代表磁感应 强度越高。由图 6(a)、(d)可知,蒙皮 Y方向的两 侧存在高磁场强度区域,磁场强度分布与线圈形状 近似,呈现近似圆环状,蒙皮两侧边缘处存在的高 磁场强度分布区域可归功于边缘效应,在感应焊接 过程中,涡流密度在构件几何边缘表面集中,最大 磁通密度可达 1.45 mT。低磁场强度分布区域主要 存在于感应线圈中心区域及远离线圈的位置。

沿 X 轴方向,即蒙皮桁条构件的长度方向,选 取三条截线分析磁感应强度分布,三条截线分别位



## 图 4 仿真结果与红外测温结果对比曲线图

Fig. 4 Comparison curve between simulation results and infrared temperature measurement results









于蒙皮(line 1)、感应元件(line 2)及桁条(line 3) 内,如图 7(a)所示。图 7(b)给出三条线上的磁感 应强度,图中横坐标 137~157 mm 的区域表示感应 元件及桁条宽度,134.5~159.5 mm 的区域为蒙 皮。此外,可以发现磁感应强度在构件外部迅速衰 减至 0。对比 line1 和 line3 上的磁场强度可知,蒙 皮内部的磁感应强度强于桁条内部,这归功于蒙皮 距离感应线圈更近。同时,在感应元件边缘处存在 较高的磁感应强度,其强度高于蒙皮内部的磁感应 强度,考虑到蒙皮实际距离感应线圈更近,这表明 正交铺层的感应元件较单向铺层的蒙皮更有利于 高磁感应强度的形成。

## 2.3 感应焊接过程接头温度场分布特征

基于上述磁场仿真结果,对相同焊接参数下构 件热场分布进行详细研究,如图 8 所示。由图 8 可 知,构件感应焊接过程峰值温度可达 498 ℃,已超 越 PAEK 的熔化温度(315 ℃),构件表面温度场分 布受磁场分布影响,同样呈现显著的边缘效应。如 图 8((e)、(f))所示,在蒙皮底部两侧存在非对称 的高温区域,并且距离立桁更近一侧具有更高的峰 值温度,这是因为该侧立桁的存在导致热量积累, 进而促使局部升温。

同时,在构件不同位置选取若干点以分析不同 位置的温度历程曲线,如图9所示。在感应元件上 沿 Y轴方向选取 A、B、C 三点,其温度曲线(图 9 (a))表明感应元件中部区域(B 点)升温速率最慢,



- 图 7 CFRTP 接头截线上的磁通密度分布 (a)截线选择 位置示意图; (b)截线上磁通密度分布
- Fig. 7 Magnetic flux density distribution on the CFRTP connector line (a)schematic diagram of line position;
  (b)magnetic flux density distribution on the selected line

边缘区域(A点和C点)升温速率较快,且随着时间 增加,边缘区域升温速率逐渐降低,最终呈现近似 定值的加热速率,更靠近立桁的C点稳定阶段的加



图 8 CFRTP 接头温度场整体分布 (a)整体温度场;(b)中心横截面上温度分布;(c)右侧面温度分布; (d)左侧面温度分布;(e)上表面温度分布;(f)下表面温度分布

Fig. 8 Distribution of temperature field in CFRTP joints (a) temperature field of the overall structure; (b) temperature distribution on the central longitudinal section; (c) temperature distribution on the right side surface; (d) temperature distribution on the left side surface; (e) temperature distribution on the upper surface; (d) temperature distribution on the bottom surface





Fig. 9 Temperature evolution curves at different positions of CFRTP joints (a) different points on the induction component; (b) different points on the side of the vertical stringer

热速率要高于远离立桁的 A 点。随后,在立桁侧面 选取三个不同高度的点(D、E、F 三点)分析其温度 历程曲线(图 9(b)),结果表明,距离感应线圈越远 的点,其升温速率越慢。

## 2.4 CFRTP 感应焊接接头应力分布特征

基于上述模拟结果,对相同工艺参数下蒙皮桁 条复合结构的应力场进行解析,如图 10 所示。焊 接过程中接头区域最大应力值达到 685 MPa,其空 间分布趋势与温度场呈现明显耦合特征。由 图 10((c)、(d))可知,高应力区域集中分布在接 头 *Y*方向的两侧。L 型桁条上应力沿 *X*方向对称 分布。由图 10((e)、(f))可知,立桁条上应力显著 小于蒙皮内应力。为进一步验证模型可靠性,采用 拉曼光谱法对构件应力进行测量,首先测定未施加 应力碳纤维预浸料的拉曼光谱(图 11(a)),其结果 存在 D(1350 cm<sup>-1</sup>)、G(1595 cm<sup>-1</sup>)两个波峰,D 峰 表示对缺陷敏感的边界振动模,G 峰表示对应力敏 感的面内切向振动模;其次,测定在多应变状态下 预浸料的拉曼光谱(图 11(b)),得到对应的应变- 频率差曲线,通过胡克定律得到频率差-应力的函数关系(图11(c))。

在应力测量过程中,于蒙皮表面 Y 轴中线选 取 piont 1~piont 3 三个测量点开展检测(图 11 (d)),提取对应的应力仿真结果进行对比(图 11 (f)),仿真与实验结果均呈中部应力谷值特征,且 模拟结果与实验测得结果较为吻合,三个点的误差 值分别为 39.52、36.34、34.26 MPa,误差比例分别 为 7.39%、11.95%、5.02%,误差比例均在 12% 以 内,处于可接受范围内,该验证表明,建立的磁-热-力耦合模型能有效预测 CFRTP 感应焊接接头的应 力场分布特征。

## 2.5 电流强度对接头界面温度场的影响

图 12 给出不同电流参数下接头界面的温度场 数值模拟结果和焊接接头断裂形貌特征。通过定 制夹具对感应焊接接头进行层间撕裂实验,以此获 得焊接界面处的断口形貌,图 12 中所示断口为蒙 皮侧的断口形貌。其中,热场仿真结果中灰色热影 响区表征温度超越 PAEK 熔融阈值(315 ℃)的热


图 10 CFRTP 接头应力分布图 (a)整体构件应力场;(b)中心横截面上应力分布;(c)上表面应力分布; (d)底面应力分布;(e)左侧面应力分布;(f)右侧面应力分布

 Fig. 10 Stress distribution of CFRTP joint (a)stress field of the overall structure; (b)stress distribution on the central longitudinal section; (c)stress distribution on the upper surface; (d)stress distribution on the bottom surface; (e)stress distribution on the left side surface; (f)stress distribution on the right side surface





Fig. 11 Raman measurement stress test process (a)Raman spectra of unstressed composite materials; (b)Raman spectra of composite materials under different strains; (c)functional relationship between frequency shift and strain; (d)schematic diagram of selected measurement point; (e)Raman spectra of measurement points; (f)comparison of stress obtained from simulation and experimental measurement

熔区域,断口形貌中绿色轮廓线内为实际熔融区 域,轮廓线外的黄色区域为未熔化的界面树脂。结 果表明,当电流强度从 60 A 增至 100 A 时,熔融区 域面积呈现显著梯度扩展,其空间分布特征由母材 边缘向中部区渐进延伸,同时,温度场仿真结果和 断口形貌均存在左右非对称性,这与蒙皮桁条结构 的非对称性有关,非对称结构导致非对称的界面温 度场,进而影响界面有效熔合面积,最后使得接头断口形貌呈现非对称特征。

图 13 量化表征界面熔融区域占比随电流强度 的演变规律,熔融区域占比表示为熔化区域面积与 界面总面积的比值,该柱状图 Y轴为熔融区域占 比,文中仿真计算结果具有唯一性,由此图中没有 误差棒。实验与模拟数据均表明,当电流强度增





Fig. 12 Comparison of simulated temperature field and experimental joint morphology under different coil current intensities (a)schematic diagram of section selection; (b)*I*=60 A; (c)*I*=70 A; (d)*I*=80 A; (e)*I*=90 A; (f)*I*=100 A





加, 熔融区域占比呈近似线性增加, 这种热输入-熔 融区域占比的强耦合关系可为优化连接强度可提 供理论依据, 模拟与实验所得界面熔融区域尺寸及 分布的高度吻合, 进一步验证所构建模型的适用性 与准确性。同时, 可以发现仿真与实验所得的熔融 区域分布特征仍存在一定差异, 这是因为模型建立 过程未考虑树脂结晶动力学与黏弹流变行为, 而二 者均对界面熔融区域分布有一定影响。随着电流 强度的增加, 仿真与实验结果均显示熔融区域存在 从边缘向中心扩展的趋势, 电流强度增大至 100 A 时, 两侧熔融区域贯通, 电流强度增加导致界面温 度升高, 进一步扩大了界面处的熔融区域分布面积。

#### 2.6 电流强度对接头应力场的影响

在固定参数(线圈电流频率 200 kHz、焊接距 离 4 mm、焊接时间 30 s)条件下,图 14 和图 15 分 别给出感应焊接蒙皮与桁条构件在不同电流强度 下的应力分布特征。仿真结果表明:当施加较低电 流时,蒙皮表面在 X 轴方向上存在三处低应力聚集 区,分别位于端部及中间区域。随着电流强度提 升,受电磁边缘效应影响,蒙皮在 Y 轴向端部应力 值呈现渐进式增长。高应力场分布范围呈现径向 扩展趋势,最终在蒙皮表面形成环形高应力带。由 图 14(f)可知,蒙皮结构最大应力值与电流强度呈 现近似正相关线性关系。

由图 15 可知,当电流强度为 60 A 时,应力分 布较为均匀。最大应力可达 196 MPa,桁条底面即 为焊接面,底面沿 Y 方向两端出现半椭圆形高应力 区,底面应力明显高于桁条上表面应力值。随着电 流强度增加,半椭圆形高应力区持续存在并逐渐扩 大。应力沿桁条 Y 方向由两端向中部扩散,再沿 X 方向由中部向两端扩散。当电流强度增至 100 A 时,应力峰值上升至 782 MPa。

#### 2.7 电流频率对接头应力场的影响

在电流强度为 6 A、距离为 4 mm、焊接时间为 30 s 的条件下,不同电流频率对感应焊接接头蒙皮 和桁条的应力影响如图 16 和图 17 所示。图 16 显示,当电流频率为 150 kHz 时,蒙皮应力峰值可达 637 MPa,蒙皮底面出现高应力环状区域,并在蒙皮 两侧存在非对称近半椭圆状应力集中区域;当电流 频率提高至 250 kHz,蒙皮应力峰值上升至 778 MPa, 电流频率与应力幅值呈现正相关关系。同时,由 图 17 可知,当电流频率从 150 kHz 增加至 250 kHz,



图 14 不同电流强度下 CFRTP 蒙皮应力场仿真结果 (a)*I*=60 A; (b)*I*=70 A; (c)*I*=80 A; (d)*I*=90 A; (e)*I*=100 A; (f)不同电流下蒙皮上最大应力值对比图

Fig. 14 Simulation results of stress field of CFRTP skin under different current intensities (a)*I*=60 A; (b)*I*=70 A; (c)*I*=80 A; (d)*I*=90 A; (e)*I*=100 A; (f)comparison of maximum stress values on the skin under different currents



图 15 不同电流强度下 CFRTP 桁条应力场仿真结果 (a)*I*=60 A; (b)*I*=70 A; (c)*I*=80 A; (d)*I*=90 A; (e)*I*=100 A; (f)不同电流下桁条上最大应力值对比图

Fig. 15 Simulation results of stress field of CFRTP stringer under different current intensities (a)I=60 A; (b)I=70 A; (c)I=80 A; (d)I=90 A; (e)I=100 A; (f)comparison of maximum stress values on the stringer under different currents

应力最大值从 350 MPa 增加至 518 MPa。桁条底 部近半椭圆状的应力集中区域不断扩大,存在立桁 一侧的底面应力较小,这是因为该处区域峰值温度 较小。

# 3 结论

(1) 通过红外测温测量感应焊接样件表面温

度分布,联合拉曼光谱测量特定点的焊后应力,对 所构建的蒙皮桁条构件感应焊接过程磁-热-力耦合 模型进行校核,仿真结果与实验测量结果高度吻 合,验证了所构建模型的适用性和准确性。

(2)对于磁场仿真结果,蒙皮桁条感应焊接过 程存在明显的磁感应现象,构件内部磁感应强度最 高可达 1.45 mT。蒙皮两侧存在由边缘效应导致的 高磁感应强度区域,且中心区域磁感应强度较弱。



图 16 不同电流频率下 CFRTP 接头蒙皮应力场仿真结果 (a) f=150 kHz; (b) f=175 kHz; (c) f=200 kHz; (d) f=225 kHz; (e) f=250 kHz; (f) 不同频率下蒙皮上最大应力值应力对比图

Fig. 16 Simulation results of stress field of CFRTP skin under different current frequencies (a)f=150 kHz; (b)f=175 kHz; (c)f=200 kHz; (d)f=225 kHz; (e)f=250 kHz; (f) comparison of maximum stress values on the skin under different frequencies



图 17 不同电流频率下 CFRTP 接头桁条应力场仿真结果 (a)f=150 kHz; (b)f=175 kHz; (c)f=200 kHz; (d)f=225 kHz; (e)f=250 kHz



(3)受磁场分布影响,构件感应焊接过程温度 场呈现边缘效应。蒙皮底部两侧存在非对称、近半 椭圆状的高温区域,且距离立桁更近一侧的峰值温 度明显更高,立桁促使热量在该处累积,最终导致 温度上升更快;同时,距离感应线圈越远的位置,其 升温速率越慢,焊接过程中峰值温度可超 500 ℃。

(4) 蒙皮桁条构件感应焊接焊后应力与温度 场呈现近似分布特征。蒙皮底面存在高应力环状 区域,蒙皮两侧高应力区域呈现非对称的近半椭圆状,立桁上存在沿 X方向近似对称分布的应力场,同时,立桁条上应力显著小于蒙皮内应力,当线圈电流为 85 A,电流频率为 200 kHz,焊接时间为 30 s时,焊件最大应力可达 685 MPa。

(5)随着电流强度和电流频率增加,蒙皮及桁 条上的最大应力不断增加,桁条底部,即焊接界面处 的应力集中区域不断扩大,此外,存在立桁一侧的底 面应力较小,这是因为该处区域峰值温度较小。

(6)后续工作可从两个方面开展,一方面优化 模型,在现有模型中引入树脂流动与结晶过程的耦 合分析,提升模型的预测精度;另一方面扩展应用, 将模型拓展至曲面结构、加筋板等复杂几何的焊接 仿真,并验证不同纤维/树脂体系的适用性。

#### 参考文献:

- [1] BU H C, ZHAN X H, HU Z P, et al. Enhanced interlayer strength in 3D-printed PA12 composites *via* electromagnetic induction post-processing[J]. Additive Manufacturing, 2024, 92: 104383.
- [2] BU H C, LI X D, WANG J F, et al. Porosity characteristics and interfacial structure evolution of laser joining CFRTP and 6061-T6 with prefabricated interfacial grooves[J]. Composites Part B, 2025, 294: 112173.
- [3] 杨俊清,王俊,孟庆功.复合材料帽型加筋壁板轴压屈曲工程算法验证研究[J].民用飞机设计与研究,2019(1):18-23.

YANG J Q, WANG J, MENG Q G. The engineering calculation method of hat-stiffened composite panel under axial compression[J]. Civil Aircraft Design & Research, 2019(1): 18-23.

- [4] 周正根.界面缺陷和桁条倒角对 CFRP 加筋板极限承载能力影响的研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2018.
   ZHOU Z G. Research on influence of interfacial defects on ultimate bearing capacity of reinforced composite panel [D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2018.
- [5] 赵美英,陶梅贞.复合材料结构力学与结构设计[M]. 西安:西北工业大学出版社,2007:124-127.
   ZHAO M Y, TAO M Z. Mechanics and structural design of composite materials[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 124-127.
- [6] 周利,秦志伟,刘杉,等. 热塑性树脂基复合材料连接技术的研究进展[J]. 材料导报, 2019, 33(19): 3177-3183.
  ZHOU L, QIN Z W, LIU B, et al. Progress on joining technology of thermoplastic resin matrix composites[J].
  Materials Reports, 2019, 33(19): 3177-3183.
- [7] 郭霞, 迟海, 贺俊智, 等. 纤维增强复合材料胶接结构疲劳特性研究进展[J]. 材料科学与工程学报, 2021, 39(5): 872-878.
  GUO X, CHI H, HE J Z, et al. Research progress on fatigue properties of fiber reinforced composite bonded structures[J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2021, 39(5): 872-878.
- [8] 沈正悦. 胶接工艺在装配过程中的应用分析及发展[J]. 中国新技术新产品, 2021(13): 99-101.

SHEN Z Y. Application analysis and development of

adhesive bonding technology in assembly process[J]. China New Technology and New Products, 2021(13): 99-101.

- [9] LI M J, WEN L H, WANG S Y, et al. Multifactor optimization for induction welding of carbon fiber reinforced thermoplastic composites based on response surface methodology[J]. Polymer Composites, 2024, 45(5): 4307-4318.
- [10] MARTIN R G, JOHANSSON C, TAVARES J R, et al. CF/PEEK skins assembly by induction welding for thermoplastic composite sandwich panels[J]. Composites Part B, 2024, 284: 111676.
- [11] BARAZANCHY D, Van TOOREN M. Heating mechanisms in induction welding of thermoplastic composites
   [J]. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2021: 08927057211011621.
- [12]任荣,李文强,陈浩,等.热塑性复合材料感应植入焊 技术研究进展[J].材料工程,2023,51(7):22-32.
  REN R, LI W Q, CHEN H, et al. Research progress in induction implant welding of thermoplastic composites
  [J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(7):22-32.
- [13] 钱盈, 王家锋, 宋俣诺, 等. 风冷和导热板对 CF/PPS 复合材料自感应焊接的影响[J]. 复合材料科学与工程, 2020, 10: 39-46.
  QIAN Y, WANG J F, SONG Y N, et al. Influences of air nozzle and heat-conducting plate on the induction welding of CF/PPS composite[J]. Composite Materials and Engineering, 2020, 10: 39-46.
- [14] MARTIN R G, JOHANSSON C, TAVARES J R, et al.
   3D-printing magnetic susceptor filament for induction welding of thermoplastic composite sandwich panels[J].
   Composites Communications, 2025, 55: 102321.
- [ 15 ] BAEK I, LEE S. A study of films incorporating magnetite nanoparticles as susceptors for induction welding of carbon fiber reinforced thermoplastic[J]. Materials, 2020, 13(2): 318.
- [ 16 ] PAPPADÀ S, SALOMI A, MONTANARO J, et al. Fabrication of a thermoplastic matrix composite stiffened panel by induction welding[J]. Aerospace Science and Technology, 2015, 43: 314-320.
- [17] LIONETTO F, PAPPADÀ S, BUCCOLIERO G, et al. Finite element modeling of continuous induction welding of thermoplastic matrix composites[J]. Materials & Design, 2017, 120: 212-221.
- [18] RICCIO A, RUSSO A, RAIMONDO A, et al. A numerical/experimental study on the induction heating of adhesives for composite materials bonding[J]. Materials Today Communications, 2018, 15: 203-213.
- [19] TZENG J T, HSIEH K T. Electromagnetic analysis of

composite structures subjected to transient magnetic fields [J]. Journal of Composite Materials, 2020, 54(6): 745-752.

- [20] KANE B, WASSELYNCK G, BUI H K, et al. Focalization of electromagnetic power at the interface between two composites materials for induction welding[J]. The European Physical Journal Applied Physics, 2020, 91(1): 10902.
- [21] 付天宇, 许家忠, 赵辉, 等. CFRP 感应加热线圈中心区域温度场[J]. 复合材料学报, 2021, 38(10): 3314-3322.
  FUTY, XUJZ, ZHAOH, et al. Temperature field in the central area of CFRP induction heating coil[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2021, 38(10): 3314-3322.
- [22] KWON B, CHOE H, JEONG J, et al. Static and fatigue behavior of induction-welded single lap carbon fiber reinforced polyetherketoneketone thermoplastic composite joints[J]. Journal of Composite Materials, 2021, 55(28): 4183-4193.

- [23] XIAO X R, HOA S V, STREET K N. Processing and modelling of resistance welding of APC-2 composite[J]. Journal of Composite Materials, 1992, 26(7): 1031-1049.
- [24] 陈建桥. 复合材料力学[M]. 武汉: 华中科技大学出版 社, 2020.
  CHEN J Q. Mechanics of composite materials[M].
  Wuhan: Huazhong University of Science & Technology Press, 2020.
- [25] MARK J E. Polymer data handbook [M]. Oxford: Oxford University Press, 1999.

(本文责编:王俊丽)

收稿日期: 2025-04-18; 录用日期: 2025-05-06

通讯作者:占小红(1979—),男,博士,教授,研究方向为激 光焊接与先进连接技术、激光增材制造技术等研究,联系地 址:南京市江宁区将军大道29号(211106), E-mail: xiaohongzhan\_nuaa@126.com

第75-84页

第3期

**引用格式:** 谌顺心, 徐任信. 铝合金表面活化及其与 CF/PEEK 复合材料电阻焊性能[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 75-84. CHEN Shunxin, XU Renxin. Surface activation of aluminum alloy on its resistance welding performance with CF/PEEK composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 75-84.

# 铝合金表面活化及其与 CF/PEEK 复合材料电阻焊性能

# 谌顺心, 徐任信\*

(武汉理工大学材料科学与工程学院,武汉430070)

摘要:通过对铝合金表面活化及与热塑层的结合,实现 7075 铝合金(7075AA)与碳纤维增强聚醚醚酮(CF/PEEK) 电阻焊接工艺的优化。利用激光处理在铝合金表面构建起微沟槽网络,显著增强与聚醚酰亚胺(PEI)热塑层的机 械耦合作用;相比之下,喷砂处理和未处理样品的结合效果则较弱。通过傅里叶变换红外光谱(FT-IR)与 X 射线光 电子能谱(XPS)表面分析,结果表明 Al—O—Si 键和硅烷偶联膜过渡层的形成可强化界面。电阻焊接头中,喷砂 /激光刻蚀铝与 PEI 层间结合的不完全,导致热塑层脱粘成为主要失效模式。喷砂接头的单搭接剪切强度 LSS 为 10.47 MPa,激光刻蚀接头的 LSS 达到 15.35 MPa。经过硅烷处理后,PEI 热塑层结合显著增强,激光刻蚀和硅烷处 理接头的 LSS 提高至 19.03 MPa,相较于单纯激光刻蚀提高了 23.97%,此时接头断面呈加热元件断裂特征,失效模 式转变为层间断裂。

关键词: 7075AA; CF/PEEK 复合材料; 表面增塑改性; 强化热塑层; 电阻焊接 doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000062 中图分类号: V261.3<sup>+</sup>4; TG44 文献标识码: A 文章编号: 1005-5053(2025)03-0075-10

# Surface activation of aluminum alloy on its resistance welding performance with CF/PEEK composites

CHEN Shunxin, XU Renxin\*

(School of Materials Science and Engineering, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

**Abstract:** The resistance welding process of 7075 aluminum alloy(7075AA) and carbon fiber reinforced polyether ether ketone(CF/PEEK) is optimized through the activation of the aluminum alloy surface and its subsequent integration with a thermoplastic layer. A microgroove network is fabricated on the aluminum alloy surface using laser treatment, which notably augmented the mechanical coupling with the polyetherimide(PEI) thermoplastic layer. In contrast, the bonding effectiveness of sandblasted and untreated samples are inferior. Surface analysis conducted *via* Fourier transform infrared spectroscopy(FT-IR) and X-ray photoelectron spectroscopy(XPS) reveal the formation of Al—O—Si bonds and a silane coupling film transition layer, both of which fortified the interface. In the resistance welded joints, incomplete bonding between the sandblasted/laser-etched aluminum alloy and the PEI layer lead to debonding of the thermoplastic layer, which emerge as the predominant failure mode. The single lap shear strength(LSS) of the sandblasted joint is 10.47 MPa, whereas the LSS of the laser-etched joint attains 15.35 MPa. Following silane treatment, the bonding of the PEI thermoplastic layer is markedly enhanced, resulting in an LSS of 19.03 MPa for the laser-etched and silane-treated joint—a 23.97% increase compared to simple laser etching. At this juncture, the cross-section of the joint exhibites characteristics indicative of heating element fracture, with the failure mode transitioning to interlayer fracture.

Key words: 7075AA; CF/PEEK composites; surface plasticization modification; reinforced thermoplastic layer; resistance welding

航空航天、汽车和电子等先进行业对轻质材料 的需求日益增长,这些材料应具有高刚性、优异的强 度和卓越的抗冲击性<sup>[1-3]</sup>。7075 铝合金(7075AA) 和碳纤维增强聚醚醚酮(CF/PEEK)等材料因出色 的机械特性和易加工特性,成为高端应用场景下的 理想选材<sup>[4]</sup>,两者结合在实现轻量化的同时,能够 有效保持结构强度。然而,不同性质材料之间实现 可靠的连接却面临着诸多挑战。尽管传统连接技 术如机械铆接和胶接已被应用,但前者存在应力集 中和增重问题,后者则因操作周期长和强度低而受 限,很难成为今后铝合金和热塑性复合材料的主要 连接方式。因此,电阻焊技术以其高效、可靠、经 济、设备要求简单以及对各种材料的适应性强等优 势<sup>[5-6]</sup>,在解决异质材料连接难题方面展现出巨大 潜力。但是,通过电阻焊将热塑性复合材料直接黏 合到金属上通常是不可行的,因为该工艺不利于热 塑性复合材料和轻质金属之间的分子键合[7]。为 了解决这一问题,可以对铝合金表面进行特殊的热 塑化处理,赋予铝合金表面类似于热塑性材料的高 温熔融和自黏性特性,从而实现非热塑性铝合金与 热塑性复合材料的连接。

铝合金和热塑性复合材料表现出不同的化学 和物理特性,导致它们之间的黏合性不足<sup>[8-10]</sup>。为 了提高黏合性,通常采用表面处理技术。研究者目 前主要通过物理刻蚀和化学处理的方法对铝合金 表面进行处理<sup>[11-13]</sup>。Park 等<sup>[14]</sup> 采用砂纸、尼龙垫 磨蚀等不同的机械磨蚀方法探究表面粗糙度对玻 璃纤维/铝(GLARE)层压板的影响,发现适当的粗 糙度可以提高层压板的连接强度。然而,为了满足 现代装备对界面结合的严苛要求,单一的物理蚀刻 或化学蚀刻已难以达到理想效果,而偶联剂凭借其 独特的双官能团特性,恰好能够进一步增强金属与 热塑性复合材料之间的界面结合强度<sup>[15]</sup>。Wu 等<sup>[16]</sup>开展了在铝合金表面进行硅烷化处理对 CFRP/ 铝合金接头粘接性能影响的研究。研究发现硅烷 偶联剂处理铝合金表面可以有效促进铝合金与环 氧基团的接枝反应,形成稳定的硅烷过渡层。这一 处理不仅增强了铝合金与胶黏剂之间的化学键合, 还改善了界面及胶黏剂的物理形貌,进一步提高 CFRP/铝合金接头的剪切强度。

本研究通过对铝合金表面热塑化处理,并结合 物理蚀刻方法(喷砂和激光蚀刻)和化学偶联剂(硅 烷偶联剂),增强其与热塑层的结合力。随后,将改 性铝合金通过电阻焊连接到 CF/PEEK 复合材料, 深入研究不同表面处理方法对热塑层的结合力、电 阻焊接接头结构和强度的影响。

# 1 实验材料与方法

#### 1.1 实验材料

利用电阻焊技术连接 7075AA 与 CF/PEEK 复 合材料异质结构。7075AA 来自中国铝业公司(化 学成分组成见表 1), CF/PEEK 复合材料来自中国 航空工业复合材料公司。东丽生产的 T300 碳纤维 布用作加热元件(HEs)的电阻体,连接树脂膜由 PEI 和 PEEK 树脂粉末溶解制备而成。热塑层由 PEI 颗粒溶液制成。实验中所用材料还包括 SABIC 公司的 ULTEM™PEI 粉末和颗粒、Solvay 公司的 KT-880UFP PEEK 粉末,以及阿拉丁公司的 γ-氨丙 基三乙氧基硅烷(KH550)、甲基吡咯烷酮(NMP) 和无水乙醇。

表 1 7075AA 的化学成分(质量分数/%) Table 1 Chemical composition of 7075AA(mass fraction/%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.4	0.5	2.0	0.3	2.9	0.28	6.1	0.2	Bal.

#### 1.2 铝合金表面活化

首先,使用乙醇和丙酮溶液对铝合金进行超声 波清洗以彻底去除表面油污;接着,使用平均粒径 为70目的金刚石砂对铝合金表面进行喷砂处理, 喷砂通过直径为4mm的喷嘴以1.72MPa的气压 进行,喷嘴与铝合金表面保持垂直,距离约为250mm, 时间30s。随后,采用SP-070P-A-EP-Z-F-Y脉冲光 纤纳秒激光系统进行蚀刻,激光蚀刻的扫描参数: 扫描速度2500mm/s,功率60W,脉冲宽度500ns, 频率40kHz。按照微织构间距0.85mm、宽度 0.3mm和深度0.3mm的设计参数进行表面处理<sup>[17]</sup> (图1)。将处理的铝合金置于丙酮酒精混合溶液 中进行超声清洗15min,再放入去离子水中超声清



洗 5 min; 接着, 将未处理的、喷砂和激光蚀刻处理的铝合金样品浸入 1%(体积分数)的 KH550 硅烷 偶联剂溶液(KH550:乙醇:去离子水=1:5:94)中, 使其充分反应。反应结束后, 将处理后的铝合金样 品放入 80 ℃ 的烘箱中干燥 1 h, 促进偶联剂在铝合 金表面固化和黏附。最后, 按照 10 g PEI:40 mL NMP 配比的 PEI 溶液, 对未处理、喷砂处理和激光 刻蚀处理的铝合金表面以及经过 KH550 硅烷偶联 剂处理的铝合金表面进行均匀涂覆。涂覆后,将样 品置于 150 ℃ 的烘箱中干燥 6 h, 在铝合金表面形 成 PEI 热塑层(具体过程见图 2)。表 2 列出不同铝 合金表面处理后的试样编号。





Fig. 2 PEI thermoplastic treatment on aluminum alloy surface and resistance welding process

表 2 不同铝合金表面处理试样编号 Table 2 Different aluminum alloy surface treatment specimen number

specification frances					
Methods of treatment	Pure	Sandblast	Laser erosion		
Blank	$Al_P$	Al <sub>s</sub>	$Al_L$		
PEI	$\mathrm{Al}_{\mathrm{PP}}$	Al <sub>SP</sub>	$Al_{LP}$		
KH550+PEI	Al <sub>PKP</sub>	Al <sub>SKP</sub>	Al <sub>LKP</sub>		

#### 1.3 7075AA 与 CF/PEEK 复合材料电阻焊接

电阻焊接工艺:首先,运用模具技术在碳纤维 T300布(线径 0.14 mm)的两面涂覆 PEI和 PEEK 粉末;然后,将涂覆后的碳布放入夹层模具中,在 380℃、10 MPa的条件下进行热压,形成加热元件 HEs(PEEK-CF-PEI);随后,将 HEs 放置在 7075AA 和 CF/PEEK 复合材料接头之间 20 mm×20 mm 重 叠区域内(如图 2 所示),施加 1 MPa 的恒定压力以 确保良好接触;接着,将接头放入电阻焊接设备中, 在输入电压 25 V、电流 15 A 的情况下焊接 120 s; 焊接结束后,在恒定压力下自然冷却至室温,焊接 过程完成。

#### 1.4 表征方法

使用超深度显微镜(DSX510)检测 3 种不同表 面处理(未处理、喷砂和激光蚀刻)的 7075AA 板材 的表面形貌,并测量其粗糙度。使用 NMP 溶剂制 备的 PEI 溶液对不同表面处理的 7075AA 的接触 角检测,并使用 Data Physics OCA20 系统进行测 量。使用 X 射线光电子能谱(XPS)识别偶联剂在 铝合金表面形成的化学键类型。为了评估铝合金 和 PEI 热塑层之间的结合,使用扫描电子显微镜 (SEM)分析横截面界面。此外,通过使用 SEM 观察接头断面的失效模式,进一步验证表面处理对铝合金与热塑层之间的结合强度的影响。使用万能试验机测试焊接试样的单搭接剪切强度 LSS,拉伸速率设定为 1 mm/min,并记录最大强度值。表 2 中每种处理均制备 3 件平行试样,每组试样进行相同的拉伸测试,并根据结果计算平均值和标准差。

# 2 结果与分析

#### 2.1 不同物理处理铝合金表面的附着力

#### 2.1.1 物理刻蚀后铝合金表面形貌及接触角

图 3 为不同物理蚀刻处理后的铝合金样品的 二维和三维表面形貌。可以看到,仅经过丙酮和去 离子水超声清洗的铝合金表面相对光滑,表面存在 滚动条纹。喷砂处理的样品表面变得粗糙,布满砂 粒侵蚀形成的微坑。激光蚀刻处理的样品呈现出 均匀的微沟槽,这些微沟槽相互交织,在铝合金表 面构建起三维相互交织的网络结构。喷砂形成的 微坑比较分散,而激光微槽的定向排列更利于树脂 渗透。图 4 为铝合金经过不同处理后的表面粗糙 度测量结果。未经处理的铝合金的 Ra 和 Rz 值分别 为 0.2 μm 和 0.4 μm, 表面纹理较为光滑。喷砂处 理后,由于高速砂粒的冲击,粗糙度显著增加,  $R_a$  和  $R_z$  值分别达到 0.7 µm 和 0.9 µm。激光蚀刻 后表面粗糙度进一步增加, 微槽网格使 Ra 和 Rz 值 分别达到 1.2 µm 和 2.5 µm, 大约是未经处理铝合 金的6倍。



图 3 不同物理蚀刻工艺处理的铝合金表面的二维(1)和三维(2)形貌 (a)未处理的铝合金表面; (b)喷砂; (c)激光蚀刻 Fig. 3 Two-dimensional (1) and three-dimensional(2) morphologies of aluminum alloy surfaces treated with different physical etching processes (a)untreated aluminum alloy surface; (b)sandblast; (c)laser erosion





图 5 给出 PEI 溶液经过不同物理蚀刻方法处 理的铝合金接触角测量结果,可以清晰地观察到溶 液在表面的润湿行为。未处理的铝合金与 PEI 溶 液的接触角为 56.05°。喷砂后,接触角几乎保持不 变,表明润湿性能没有显著变化。这种观察结果可 能归因于 PEI 溶液的内聚力较强,喷砂产生的微坑 结构微小,缺乏明显的毛细管效应。相反,激光蚀 刻铝合金的接触角显著减小。激光蚀刻产生的微 槽改变了铝合金的表面特性,增强了毛细管效应, 这使得 PEI 溶液在表面的扩散更好,从而增加了接 触面积,提高了 PEI 溶液在铝合金上的润湿性和吸 附性。

综上所述,在热塑层强化工艺中,激光处理后的铝合金表面形成的微槽网络促进与 PEI 树脂的机械互锁效应,可有效增强 PEI 热塑层与铝合金表面的结合力。相比之下,喷砂处理的铝合金附着力



图 5 PEI 溶液在不同物理蚀刻工艺处理的铝合金 表面的接触角

Fig. 5 Contact angle of PEI solution on aluminum alloy surfaces treated with different physical etching processes

相对较弱,未处理的铝合金附着力则最小。

2.1.2 铝合金与 PEI 热塑层的啮合效应

借助 SEM 对铝合金-PEI 热塑层横截面进行观察(见图 6),进一步分析铝合金与 PEI 热塑层之间的啮合作用。未经表面处理的铝合金表面保持光滑(图 6(a)),难以黏附 PEI 树脂。喷砂的铝合金(图 6(b))形成不规则结构,只有少量 PEI 树脂渗透。但两个表面并不能有效啮合,导致结合力有限。相比之下,激光蚀刻后铝合金表面的微槽形成较强的啮合效应(图 6(c)),使 PEI 树脂完全嵌入槽中。由此可见,增强铝合金与 PEI 热塑层之间的啮合效应,有助于提高焊接接头的强度。

#### 2.2 偶联剂处理进一步增强作用

图 7(a)为经 KH550 偶联剂处理前后铝合金表面的红外光谱图,检测到典型的功能基团氨基



图 6 不同物理蚀刻处理后的铝合金-PEI 热塑层横截面的 SEM 图像 (a)未处理的铝合金表面; (b)喷砂; (c)激光刻蚀 Fig. 6 SEM images of the hot plasticized cross-section of aluminum alloy-PEI after different physical etching treatments (a)untreated aluminum alloy surface; (b)sandblast; (c)laser erosion

(—NH<sub>2</sub>, 1554 cm<sup>-1</sup>)和硅氧键(—Si—O, 1033 cm<sup>-1</sup>), 说明在水解硅烷偶联剂与吸附羟基(---OH)的偶联 反应过程中,成功在铝合金表面引入硅烷偶联膜过 渡层,增强了连接效果,有助于提高铝合金与热塑 层的强度和稳定性。在此基础上对铝合金表面进 行 EDS 能谱测试,结果表明,经过硅烷偶联剂处理 后 Si 含量增加(图 7(b)、(c)), 侧面证实硅烷偶联 剂成功接枝到铝合金表面<sup>[16, 18]</sup>。本研究借助 XPS 分析, 深入探究铝合金及 KH550 改性铝合金 表面化学键组成。在未改性铝合金全谱、O1s和 Al2p 图中(8(a)~(c)), 其全谱存在 O、Al 元素, 未观测到 Si 元素。在 O1s 谱图中(8(c)), 其峰位 于 531.77 eV, 对应 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。Al2p 谱中(8(b)), 其峰 位于 74.75 eV, 归属为 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 说明铝合金表面主要 被氧化铝层覆盖。在经 KH550 改性后, 在全谱图 中出现 Si2p 和 Si2s 峰(8(d)), 说明成功改性引 入 Si 元素, 在 Si2p 谱图中(图 8(e)), 101.96、 102.86 eV 处分别对应 Al-O-Si、Si-O-Si 键, 证实硅烷偶联剂 KH550 成功引入。相比未改性 的, O1s 谱图中(图 8(g))Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的氧峰(530.82 eV) 原子百分比降低,同时在 531.93、532.66 eV 处分别 出现 Al-O-Si 和 Si-O-Si 对应的氧峰, 表明硅 氧键合结构成为表面主要组成;在 Al2p 谱图中 (图 8(f)), 74.01、74.8 eV 分别对应 Al—O—Si 及 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 进一步说明铝合金表面形成了 Al—O— Si键连接的界面层。综上所述, KH550改性后, 铝 合金表面从以 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 为主的氧化层转变为含有 Al—O—Si和Si—O—Si键的硅烷偶联剂过渡层, 成功改性表面化学组成和键合结构。在此过渡层 中,改性铝合金与 PEI 热塑层之间形成的 Si-O-Al 化学键和酰胺键紧密相连(图 8(h))<sup>[19]</sup>。由此 可知,硅烷偶联剂改性显著增强铝合金与热塑层的 结合强度。

#### 2.3 力学性能

图 9 给出经过各种表面改性处理后 7075AA



图 7 铝合金表面经 KH550 偶联剂处理前后的红外光谱 (a), 未处理的 SEM 和 EDS(b)及处理后的 SEM 和 EDS(c) Fig. 7 Spectra of aluminum alloy surface before and after treatment with KH550 coupling agent(a), untreated SEM and EDS(b), treated SEM and EDS(c)

CF/PEEK 复合材料焊接接头的单搭接剪切强度 (LSS)。与未经处理的接头(无强度)相比,喷砂接 头的 LSS 为 10.47 MPa,而激光蚀刻接头的 LSS 更 高,为 15.35 MPa。喷砂处理的剪切强度增加归因 于它粗糙、不规则的表面,能促进黏合强度的提 高。在激光蚀刻的情况下,更大的黏合强度可能是 由于表面粗糙度增加,从而形成更深的凹槽和空腔



图 8 铝合金表面未经硅烷偶联剂改性的 XPS 图全谱(a), Al2p 谱(b), O1s 谱(c)和硅烷偶联剂改性后的 XPS 全谱(d), Si2p 谱(e), Al2p 谱(f), O1s 谱(g)以及硅烷偶联剂媒介作用机理图(h)<sup>[19]</sup>



而改善润湿性。这些特性共同增强了热塑层和铝 合金表面之间的机械互锁,从而实现良好的界面黏 合。这些发现与图 3~图 6 中所示的表面形貌和润 湿性观察结果非常吻合。此外,使用硅烷偶联剂可 进一步提高黏合强度,使未处理样品的 LSS 提高 至 5.74 MPa。激光蚀刻后,与未经硅烷处理的样品相 比,硅烷偶联剂形成的 Si—O—Al 键(图 8)和硅烷偶 联膜过渡层,使界面 LSS 提升 23.97%(15.35 MPa→ 19.03 MPa)。这种增强可能归因于偶联剂可促进 铝合金和 PEI 热塑层之间的化学结合作用,从而提 高了整体接头强度。

表 3 列出铝合金和 CF/PEEK 复合材料包括电 阻焊接技术在内的最新数据<sup>[20-22]</sup> 和本工作的性能 数据。值得注意的是,本工作获得的 7075AA 和 CF/ PEEK 复合材料的电阻焊强度达到 19.03 MPa, 而 文献中的 6082AA 和 CF/PEEK 复合材料的摩擦焊 接强度则很低, 仅为 6.7 MPa<sup>[20]</sup>。本研究的强度明 显优于现有的轻合金和复合材料电阻焊的强度。这 表明本研究在提高焊接效率和强度方面具有潜力。

# 2.4 断面形貌

7075AA 与 CF/PEEK 复合材料电阻焊接头断 面失效模式随铝合金表面处理的不同而有所差异, 这主要是由于铝合金与 PEI 热塑层之间的结合能 力不同所致。图 10(a)~(c)显示未经 PEI 热塑层 处理的 Al<sub>P</sub>、Al<sub>S</sub>和 Al<sub>L</sub>表面与加热元件上的 PEI 树 脂的结合力较差。这表明,如果没有 PEI 热塑层, 加热元件中的树脂无法充分润湿铝合金表面。 Al<sub>PP</sub>焊接接头的断面完全脱粘(图 10(d)),而



图 9 铝合金与不同处理后的 CF/PEEK 复合材料电阻焊的 剪切强度



Al<sub>SP</sub>和 Al<sub>LP</sub>焊接接头的主要失效模式是 PEI 热塑 层脱落(图 10(e)和(f))。这意味着在失效过程 中, PEI 热塑层承受了大部分的外部载荷。然而, 仅通过物理蚀刻实现的铝合金和 PEI 热塑层之间 的结合仍然不够理想,需要进一步增强。为了改善 这一情况,采用偶联剂对铝合金表面的 PEI 热塑层 进行加固(图 10(g)~(i))。这种处理增加了树脂 对铝表面的附着力,表明加热元件和 7075AA 表面 之间的界面结合更强。偶联剂可增强铝合金对 PEI 热塑层的附着力,显著提高 7075AA 和 CF/PEEK 复合材料的电阻焊接强度。经过激光蚀刻和偶联 剂处理的铝合金连接失效模式为加热元件中的碳 纤维断裂,这表明连接更为牢固。这是因为激光蚀 刻处理会产生更粗糙的铝表面,当与偶联剂结合 时,有利于 Al—O—Si 和酰胺键的形成,显著增 强铝合金和 PEI 热塑层之间的附着力。这使得 7075AA 和 CF/PEEK 复合材料之间的电阻焊接接 头更加坚固耐用。

#### 2.5 失效机理

在电阻焊过程中, HEs 两侧的树脂与焊接板表 面的树脂表现出很强的界面相容性。但是因铝合 金和 PEI 热塑层是异质材料, PEI 热塑层与铝合金 因表面能差异会导致相容性差、浸润性差、化学键 合不足及应力集中, 从而引发界面失效。为了提高 铝合金与热塑层之间的附着力, 采用多种表面处 理。这些处理导致焊接接头出现不同类型的界面 失效, 如图 10(j)所示。失效模式主要分为界面失

表 3 Al/Ti 合金与 CF/PEEK 复合材料摩擦及电阻焊的研究数据与本工作的对比

Table 3 Comparison of research data on friction and resistance welding of Al/Ti alloys and CF/PEEK

composites	with th	ne present	work
------------	---------	------------	------

Welding material	Welding method	LSS <sub>max</sub> /MPa	Reference
6082AA and CF/PEEK	Friction welding	6.7	[20]
6063AA and CF/Epoxy	Resistance welding	10.5	[21]
Ti and GF/PEI	Resistance welding	17.28	[22]
7075AA and CF/PEEK	Resistance welding	19.03	This work



图 10 7075AA 与 CF/PEEK 复合材料电阻焊接头经不同处理后的断面失效图片 (a)Al<sub>P</sub>; (b)Al<sub>S</sub>; (c)Al<sub>L</sub>; (d)Al<sub>PP</sub>; (e)Al<sub>S</sub>; (f)Al<sub>LP</sub>; (g)Al<sub>PKP</sub>; (h)Al<sub>SKP</sub>; (i)Al<sub>LKP</sub>; (j)断面失效模式

Fig. 10 Failure pictures of the cross-section of 7075AA and CF/PEEK composites resistance welded joints after different treatments (a) $Al_P$ ; (b) $Al_S$ ; (c) $Al_L$ ; (d) $Al_{PP}$ ; (e) $Al_{SP}$ ; (f) $Al_{LP}$ ; (g) $Al_{PKP}$ ; (h) $Al_{SKP}$ ; (i) $Al_{LKP}$ ; (j)section failure mode

效、热塑层脱粘失效和层间失效。

图 11 给出 7075AA 和 CF/PEEK 复合材料电 阻焊接低剪切强度焊接接头的 SEM 图像。在低 LSS 接头中,主要失效模式是 PEI 热塑层的脱粘。 铝合金表面和 PEI 热塑层之间的黏合性不足导致 热塑层在失效时断裂和脱落,仅有一小部分撕裂的 HEs 仍然黏附在铝合金的 PEI 热塑层上(图 11(a))。 同样,在 CF/PEEK 复合材料的加热元件表面上,可 以观察到 PEI 热塑层已从铝合金表面脱落, 热塑层 的边缘显示出不规则的断裂形状, PEI 树脂仍然牢 固地黏附在 HEs 上(图 11(b))。这表明, 虽然 CF/PEEK 层压板和 HEs, 以及 PEI 热塑层和 HEs 可以有效地进行熔融缠结, 但铝合金和 PEI 热塑层 之间的黏附性较弱。



图 11 7075AA 与 CF/PEEK 复合材料电阻焊接接头断面为热塑层脱粘的失效模式 (a)7075AA 侧; (b)CF/PEEK 侧 Fig.11 Failure mode of 7075AA and CF/PEEK composite resistance-welded joints with thermoplastic layer debonding in the section (a)7075AA side; (b)CF/PEEK side

图 12 给出高 LSS 焊接接头的 SEM 图像。在 此强度级别下,失效模式为层间失效,特征为 HEs 断裂。与低强度部分不同,铝合金表面的 PEI 热塑 层保持完整,撕裂的 HEs 牢固地黏附在 PEI 热塑层 上(图 12(a))。在失效过程中,加热元件的碳纤维 和树脂承受载荷,导致不规则的断裂形态(图 12 (a))。与铝合金表面相比,由于两种材料之间增强 的树脂熔化效应,CF/PEEK 复合材料在加热元件表 面显示出更明显的断裂痕迹(图 12(b))。这些发 现表明,当连接效果最佳时,提高铝合金和 PEI 热 塑层之间的黏合性可以将失效模式从热塑层脱粘 转变为层间失效。相反,当黏合性不足时,失效则 表现为热塑层的脱粘。

# 3 结论

(1)激光处理在铝合金表面形成微槽网络结

构,显著增强与 PEI 树脂的机械互锁效应, 而喷砂 和未处理的铝合金表现出较弱的黏结效果。FT-IR 和 XPS 分析表明, 硅烷偶联剂在铝合金表面形成 Al—O—Si 键, 成功在铝合金表面引入硅烷偶联膜 过渡层, 增强连接效果, 进一步提升铝合金与 PEI 热塑层之间的连接效果。

(2)在铝合金与 CF/PEEK 复合材料电阻焊接 接头断面显示,喷砂和激光微槽铝合金与 PEI 热塑 层之间连结不完全,主要失效模式是热塑层的脱 粘。喷砂处理接头的剪切强度为 10.47 MPa,激光 刻蚀处理接头的剪切强度为 15.35 MPa。经硅烷偶 联剂处理后, PEI 热塑层的结合力明显增强,优化 了焊接接头性能。特别是经过激光刻蚀和硅烷偶 联剂处理的铝合金,断裂方式转变为层间断裂(加 热元件断裂),剪切强度提高到 19.03 MPa,比单纯 激光刻蚀提高了 23.97%。结果表明,优化表面处 理工艺可以显著提高铝合金与热塑性复合材料的



图 12 7075AA 与 CF/PEEK 复合材料电阻焊接头断面为加热元件撕裂的失效模式 (a)7075AA 侧; (b)CF/PEEK 侧 Fig. 12 Failure mode of 7075AA and CF/PEEK composite resistance weld head section with torn heating element (a)7075AA side; (b)CF/PEEK side

结合性能和焊接接头强度。

#### 参考文献:

- ZHANG X, CHEN Y, HU J. Recent advances in the development of aerospace materials[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2018, 97: 22-34.
- [2] 张婷婷,朱凯航,许振波,等.金属/CFRP 异种材料连接 技术的研究进展及界面结合机理分析[J].焊接学报, 2023,44(5):44-54.

ZHANG T T, ZHU K H, XU Z B, et al. Research progress of metal/CFRP dissimilar material joining technology and analysis of interface bonding mechanism[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2023, 44(5):44-54.

- [3] FENG Z, ZHANG X, QIN C, et al. Elucidation of role of carbon fibers on joining of metal to composite[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 119: 332-336.
- [4] YUAN G, ZHOU Z, LI X, et al. Blue laser welding of 7075-T6 aluminum alloy and carbon fiber reinforced polyetheretherketone[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 155: 108440.
- [5] 路鹏程,李志歆,王志平,等. CF/PPS 复合材料层板电 阻焊接研究[J]. 塑料工业, 2021, 49(1): 60-64.
  LU P C, LI Z X, WANG Z P, et al. Study on resistance welding of CF/PPS composite laminates[J]. Plastics Industry, 2021, 49(1): 60-64.
- [6] XIONG X, WANG D, WEI J, et al. Resistance welding technology of fiber reinforced polymer composites: a

review[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2021, 35(15): 1593-1619.

- [7] LI H C, LIU D L, LUO X, et al. Enhanced adhesion properties of polymer-metal interfaces *via* nano-injection molding: a study on molecular kinematic mechanisms [J]. Chinese Journal of Polymer Science, 2023, 41(6): 981-993.
- [8] JIANG B, CHEN Q, YANG J. Advances in joining technology of carbon fiber-reinforced thermoplastic composite materials and aluminum alloys[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 110(9): 2631-2649.
- [9] PRAMANIK A, BASAK A, DONG Y, et al. Joining of carbon fibre reinforced polymer (CFRP) composites and aluminium alloys: a review[J]. Composites Part A, 2017, 101: 1-29.
- [ 10 ] LAMBIASE F, PAOLETTI A, GROSSI V, et al. Improving energy efficiency in friction assisted joining of metals and polymers[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 250: 379-389.
- [11] TAN B, HU Y, YUAN B, et al. Optimizing adhesive bonding between CFRP and Al alloy substrate through resin pre-coating by filling micro-cavities from sandblasting[J]. International Journal of Adhesion and Adhesives, 2021, 110: 102952.
- [12] OTA H, JESPERSEN K M, SAITO K, et al. Effect of the interfacial nanostructure on the interlaminar fracture toughness and damage mechanisms of directly bonded

carbon fiber reinforced thermoplastics and aluminum[J]. Composites Part A, 2020, 139; 106101.

 [13] 宋燕, 史广芹, 董作典, 等. 宇航应用中常见的表面处理 方法综述[J]. 电子产品可靠性与环境试验, 2019(3): 78-81.

SONG Y, SHI G Q, DONG Z D, et al. Overview of common surface treatment methods in aerospace applications[J]. Electronic Product Reliability and Environmental Testing, 2019(3): 78-81.

- [14] PARK S Y, CHOI W J, CHOI H S, et al. Effects of surface pre-treatment and void content on GLARE laminate process characteristics[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(8): 1008-1016.
- [15] BU H, LI X, LI B, et al. Enhanced interfacial joining strength of laser wobble joined 6061-T6 Al alloy/CFRTP joint *via* interfacial bionic textures pre-construction[J]. Composites Part B, 2023, 261: 110787.
- [ 16 ] WU M, TONG X, WANG H, et al. Effect of ultrasonic vibration on adhesive bonding of CFRP/Al alloy joints grafted with silane coupling agent[J]. Polymers, 2020, 12(4): 947.
- [17] LIU Y, SU J, TAN C, et al. Effect of laser texturing on mechanical strength and microstructural properties of hotpressing joining of carbon fiber reinforced plastic to Ti6Al4V[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 65: 30-41.
- [18] PAN L, ZHANG A, ZHENG Z, et al. Enhancing interfa-

cial strength between AA5083 and cryogenic adhesive *via* anodic oxidation and silanization [J]. International Journal of Adhesion and Adhesives, 2018, 84: 317-24.

- [19] HASHIZUME M, FUKAGAWA S, MISHIMA S, et al. Hot-press-assisted adhesions between polyimide films and titanium plates utilizing coating layers of silane coupling agents[J]. Langmuir, 2016, 32(47): 12344-12351.
- [20] SHEIKH-AHMAD J, ZITOUNE R, MOREL C, et al. Joining of AA5052 to CF/PEEK by friction lap welding[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 132(3): 1137-1150.
- [21] CUI X, TIAN L, ZHANG Z, et al. An additional hole to compensate for mechanical property of thermoset composite and aluminum alloy joint during resistance welding[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2023, 37(7): 1150-1162.
- [22] XIONG X, ZHAO P, REN R, et al. Enhanced resistancewelding hybrid joints of titanium alloy/thermoplastic composites using a carbon-nanotube lamina[J]. Diamond and Related Materials, 2020, 101: 107611.

(本文责编:王俊丽)

收稿日期: 2025-04-14; 录用日期: 2025-04-30

基金项目:国家自然科学基金(62171331)

通讯作者:徐任信(1973—),男,博士,教授,研究方向为先 进复合材料制备技术,联系地址:湖北省武汉市武汉理工大 学马房山校区(430070), E-mail: xurenxin@whutedu.cn

第85-104页

第3期

**引用格式:** 何玄, 宋鹏, 孔德昊, 等. 机器学习技术在航空材料领域的应用[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 85-104. HE Xuan, SONG Peng, KONG Dehao, et al. Application of machine learning technology in field of aviation materials[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 85-104.

# 机器学习技术在航空材料领域的应用

何 玄<sup>1</sup>, 宋 鹏<sup>1,2,3,4\*</sup>, 孔德昊<sup>2</sup>, 黄太红<sup>1,4</sup>, 李 青<sup>1</sup>

(1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院,昆明 650093;2. 昆明理工大学 民航与航空学院,昆明 650093;3. 云南省内燃机 清洁排放技术国际联合研发中心,昆明 650093;4. 云南省粉体材料工程研究中心,昆明 650093)

**摘要:**机器学习技术在航空材料领域具有广阔的发展前景,并在材料选择、设计和优化等方面发挥着重要作用。首 先简要论述机器学习技术在航空领域中的优势和潜力,概述机器学习的技术发展、算法类别和特征及其局限性,介 绍机器学习在科学研究中,特别是复杂材料数据形式下的常规的或潜在的应用。其次,主要关注机器学习在航空 材料领域的研究现状,探讨近年来利用机器学习辅助高温合金材料、高强度结构材料、热防护涂层材料及功能与智 能材料的研究进展,并阐述机器学习驱动航空材料研究的策略和方法。最后,对机器学习辅助航空材料研发所面 临的挑战进行展望,通过推动数据资源的开放共享、深化领域知识和物理规律在机器学习模型中的融合,以及不同 类型数据的特征一致性转换,助力航空材料研究向大数据驱动的材料科学第四范式转型。 关键词:机器学习;航空材料;高温合金;热障涂层;结构与性能预测 doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000059 中图分类号: V250.1; TB33 文献标识码:A 文章编号: 1005-5053(2025)03-0085-20

# Application of machine learning technology in field of aviation materials

HE Xuan<sup>1</sup>, SONG Peng<sup>1,2,3,4\*</sup>, KONG Dehao<sup>2</sup>, HUANG Taihong<sup>1,4</sup>, LI Qing<sup>1</sup>

(1. Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China; 2. Faculty of Civil Aviation and Aeronautics, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China; 3. Yunnan International Joint Research Center for Clean Exhaust Technology of Internal Combustion Engines, Kunming 650093, China;
 Yunnan Engineering Research Center of Metallic Powder Materials, Kunming 650093, China)

Abstract: The machine learning technology has broad prospects in the field of aerospace materials and plays an important role in material selection, design, and optimization. Firstly, a brief discussion was made on the advantages and potential of machine learning technology in the aerospace field, outlining the technological developments, algorithm categories, features, and limitations. The conventional or potential applications of machine learning in scientific exploration, especially in complex material data formats, are introduced. Secondly, the research status of machine learning in aviation materials is mainly focused on, discussing the recent progress in utilizing machine learning to assist in the research of high-temperature alloy materials, high-strength structural materials, thermal protection coating materials, as well as functional and smart materials. The strategies and methods of machine learning driven aviation material research are elucidated. Finally, the challenges encountered in machine learning-assisted aerospace material research and development are examined. Facilitating the transformation of aerospace material research towards the fourth paradigm of data-driven materials science necessitates efforts in promoting the open sharing of data resources, integrating domain knowledge and physical laws more deeply into machine learning models, and ensuring feature consistency across different data types.

Key words: machine learning; aviation materials; superalloys; thermal barrier coatings; structure and performance prediction

随着科技的发展,机器学习和人工智能算法成 为这个时代最重要的技术之一。作为科学研究第 四范式的代表技术,机器学习将成为大规模数据处 理和分析的有效工具和新方法。通过训练和学习 数据之间关联性,机器学习可以发现其中隐含的关 系、规律和趋势,以提取有用的信息和模式<sup>[1]</sup>。机 器学习在诸多领域取得显著成功,如计算机视觉、 自然语言处理和生成对抗网络。同时,在物理学主 导的工程学科中,越来越多新的机器学习模式正在 研究和验证。特别是在需要处理、分析和应用大数 据量的项目或任务,机器学习有效推动了数据驱动 科学和工程的进步。

数据驱动在科学和工程领域并非仅代表着数 据分析,而是作为一种全新的研究方法论,通过合 理地收集、分析和利用数据,并与传统的理论、实 验和数值探究等研究方法相辅相成,实现对科学研 究和工程创新发展的推动<sup>[2]</sup>。数据驱动科学和工 程的进步得益于多因素的融合推动,包括海量且不 断增长的数据、高性能计算的进步、传感技术和数 据存储与传输技术的发展、统计学和应用数学等可 扩展算法的应用以及部分高技术产业面临的软件 和测试技术垄断(垄断迫使行业通过数据驱动方法 从海量数据中挖掘潜在规律,降低对垄断技术的依 赖)等问题<sup>[3]</sup>。航空产业作为高质量、高科技、高端 制造的行业领域,不仅依赖大量的资源投入,还拥 有丰富的数据资源。这为数据驱动模式下机器学 习方法的发展和应用提供了独特的机遇和挑战。

机器学习技术在航空工业中具有广阔的发展 前景,并且在多个方面都能发挥重要作用,如图 1 所示。首先,它可以应用于航空飞行器的设计、测 试和评估等环节,为提高飞行安全、调度飞机和地 面设施资源以及拓展航空业务提供潜在的积极意 义。通过分析传感器数据、监测设备状态、维护记 录和历史故障数据,机器学习可以准确预测飞机 部件的寿命和维护需求<sup>[45]</sup>,进而制定更有效的维 护计划,提前预测和防止故障产生,降低维修成 本,提高飞机的可用性和安全性。此外,在生产制 造方面,机器学习可以实时监控和分析生产线工艺 数据,帮助识别生产瓶颈,调整生产资源分配,从而 优化生产效率和稳定性,提升生产线的吞吐量和质



图 1 机器学习在航空工业的应用 Fig. 1 Application of machine learning in the aviation industry

量<sup>[6-7]</sup>。同时,机器学习还能够分析供应链数据、市 场趋势以及顾客反馈信息,以帮助预测需求并优化 航班计划,从而提高运营效率和服务质量。综上所 述,机器学习技术在航空领域的应用能够为行业带 来诸多益处。

航空领域一直是新材料和新技术发展的关键 领域。科技的不断进步和创新推动着研究人员不 断探索和开发高性能航空材料及其制备技术,以提 升飞机的性能、安全性和可持续性。许多新材料的 引入为航空器的设计和制造带来重大突破。例如 碳纤维复合材料在飞行器结构中的应用,在显著减 轻飞行器质量的同时保持了优异的结构强度,从而 降低燃料消耗和碳排放<sup>[8-9]</sup>。此外,航空领域还积 极探索其他新材料与技术的应用,如陶瓷基复合材 料<sup>[10-11]</sup>和 3D 打印技术<sup>[12]</sup>,以进一步推动飞机的性 能和效率提升。技术革新也在不断改变航空领 域。例如,计算机建模和数值仿真技术的应用可以 实现更高效的飞机外流场计算、气动特性分析、结 构静/动强度计算和电磁效应分析等,从而缩短研 制周期并降低研制成本<sup>[13-14]</sup>。人工智能和大数据 分析技术的应用将进一步加速航空材料的研制和 集成化飞行系统的设计,推动航空工程的创新,为 未来的航空航天发展提供更安全、高效和环保的解 决方案。

随着高通量实验和模拟计算在材料研究中的 应用和普及,研究数据的增长速度迎来了一次大爆 发。如何更高效地解释、筛选和利用海量的实验和 计算数据已成为现阶段材料领域的主要课题之 一。人工智能革命驱使机器学习应用于材料性能 预测和探索新材料,形成材料科学与计算机科学交 叉领域的新研究热点<sup>[15]</sup>。在材料科学研究中,经典 模型的建立通常依赖于能量守恒定律和热力学等 物理模型,然后通过数据推导出参数回归的数学公 式<sup>[16]</sup>。然而,机器学习与传统方法有所不同。机器 学习拥有强大的数据处理、数据挖掘和信息洞察能 力,因此不依赖任何特定的材料学原理或经验公 式。它只需要根据可用数据进行编码与降维,然后 以梯度下降的方式训练模型,从而研究数据的规律 和规则。在分析数据间复杂的非线性关系方面,机 器学习具有无可比拟的优势。因此,机器学习逐渐 成为优化材料选择、设计和应用的重要手段。

航空材料是航空产品的核心之一,决定了航空 零部件的性能、寿命和可靠性。随着航空技术的进 步,航空材料对航空产业的贡献愈发突出,成为航 空领域发展的重要支撑。机器学习的应用为航空 材料研究带来新的机遇。目前,将机器学习应用于 航空材料研究,通过分析预测物理和化学特性,帮 助科研人员和工程师更快速地进行材料筛选和鉴 定,从而加速新材料的开发<sup>[17]</sup>,已成为热点研究领 域而受到科研人员的广泛关注。航空材料中的机 器学习实现流程如图2所示,其可以通过训练模型 学习不同材料的特征和模式,实现对不同类型材料 的自动识别和分类<sup>[18-19]</sup>。此外,将机器学习用于学 习材料特性与其组成<sup>[20-22]</sup>、晶体结构<sup>[23-24]</sup>、处理条 件<sup>[25-26]</sup>等之间的关系,可以帮助理解材料的行为, 并设计出更高性能、更轻、更耐用的新航空材料。 在检测和预测航空材料中的缺陷和失效方面,通过 分析大量的材料测试和表征数据,机器学习模型可 以学习到材料的缺陷类型和失效模式<sup>[27]</sup>,并建立起 材料失效行为与使用寿命之间的联系。这有助于





评价材料的服役性能,辅助材料的设计和优化。总 之,机器学习在航空材料领域的应用可以提高材料 设计的效率,预测材料的性能和失效,并帮助研究 人员和工程师更好地理解、开发和利用新型航空 材料。

本综述将介绍机器学习在航空材料方面应用, 主要集中在材料系统的构筑和性能的预测评价。 描述机器学习技术发展、主要类别与算法特征,包 括应用现状和局限性,也论述机器学习驱动科学研 究的优势和潜力。关于机器学习与材料科学结合 的方式,介绍复杂材料数据形式通过机器学习实现 研究目标的常规或潜在方法。总结机器学习实现 研究目标的常规或潜在方法。总结机器学习算法 对材料数据拟合和映射中的作用,重点介绍近年来 利用机器学习辅助航空领域高温合金、高强度结构 材料、热防护涂层与功能和智能材料的研究进展。 揭示机器学习在航空材料研究中的主要策略和基 本方法,以及其他突破和热点。推动航空材料研究 向大数据驱动的材料科学的第四范式阶段转型。

## 1 航空材料研发中的机器学习技术

将机器学习与材料研究结合是近年来材料科 学领域发展的重要趋势。因为机器学习模型能实 现复杂且具有高度非线性的数据关联性分析与预 测。由于其网络架构通常具有多个隐藏层的神经 网络, 例如多层感知机(MLP), 卷积神经网络 (CNN)和递归神经网络(RNN)等,因此表现出强 大的学习能力,实现高维度、复杂且离散的材料数 据的拟合。同时,以支持向量机(SVM)分类算法为 代表的核方法,例如高斯核、多项式核或 Sigmoid 核等<sup>[28]</sup>,可通过将数据非线性映射到高维空间并进 行求解,无需显式定义非线性变换即可捕获材料数 据的非线性模式。此外,作为机器学习模型的重要 环节,特征工程可以通过对数据特征应用例如非线 性编码、多项式数据变换等数学处理,在引入非线 性的同时增强模型表达能力。又或者通过特征交 互,在现有数据特征中建立新特征,进一步加强模 型捕捉复杂材料数据关联性的能力<sup>[29-30]</sup>。在此基 础上,将多个模型的预测结果进行融合的集成学习 方法可以实现模型的泛化能力和鲁棒性的进一步 提高<sup>[31]</sup>,并在解决材料设计与性能预测中多目标优 化问题上表现出很大的潜力。

#### 1.1 机器学习技术发展历程

机器学习技术的发展历程可以追溯到 20 世纪 50 年代,当时人工智能研究人员开始探索计算机学 习从数据中获取知识的能力。在这一阶段,机器学 习这一术语被提出并定义为可以提供计算机能力 而无需显式编程的研究领域<sup>[32]</sup>。早期的机器学习 算法主要基于符号推理,依赖对数据的显式编码知 识。感知机作为研究初期人工神经网络,取得一定 进展,但由于符号推理方法难以扩展到复杂任务, 并受到 XOR 问题指出的线性不可分的数据分布上 失效的困扰,导致其发展陷入停滞<sup>[33]</sup>。直到 20 世 纪 80 年代,机器学习研究开始转向基于连接主义 的方法。这使得模型能够从数据中学习复杂的模 式,而无需显式编码知识。这个阶段的代表性成果 包括基于神经网络反向传播(BP)算法提出的多层 感知机模型和决策树<sup>[34-35]</sup>。这些革命性算法的提 出及其改进算法不仅活跃在目前的机器学习领域 中,而且成为后来深度学习发展的基石。

20世纪90年代,随着统计学习理论的发展,机 器学习开始与统计学联系紧密。统计方法在机器 学习中的应用使得模型能够从更大的数据集学习, 并提高了其准确性。支持向量机算法的提出作为 机器学习领域的重要突破之一,利用关于凸优化、 泛化边际和核函数的深厚理论,同时也具有强大的 实证结果,因此在研究热度上甚至超过在当时被发 现存在梯度消失问题<sup>[36]</sup>的神经网络算法。在此阶 段,代表机器学习技术另一分支的随机森林算法, 通过构建与融合多个决策树来获得最终预测结果[37], 极大促进了集成学习思想的发展。21世纪以来,深 度学习作为一种基于人工神经网络的机器学习方 法,其利用多层次的非线性变换来建模复杂的关 系,展现出极大的潜力。随着数据量的爆炸式增长 和计算能力的提升,深度学习在图像识别、自然语 言处理等领域取得重大突破。特别是 AlexNet 在 ImageNet 图像识别挑战赛上取得的成绩<sup>[38]</sup>,标志 着深度学习的崛起。在此阶段,善于利用图像的网 格性质的卷积神经网络,以及通过结合对过去元素 的记忆来处理文本或语音等顺序数据的递归神经 网络等一系列重要的机器学习架构,突破了传统机 器学习方法在处理特征数据类型的局限性,使得深 度学习技术得到广泛的关注和认可,并推动其在包 括航空材料在内的相关领域的应用。

#### 1.2 机器学习驱动的科学研究范式

AI for science,即人工智能驱动科学研究,旨在 通过机器学习等技术解决科学问题,推动科学发展 和创新的新型研究范式。随着机器学习技术的高 速发展和不断普及,其已经成为许多科学领域中的 重要工具,为研究人员提供了强大的数据处理、模 式识别和预测能力<sup>[39-40]</sup>。机器学习在科学研究中 的应用涵盖了众多领域,包括但不限于天文学、生 物学、化学、物理学、地球科学等。机器学习在以 下几个方面展现出特别的价值和潜力。首先,科学 研究产生的数据量庞大且复杂,例如生物医学研究 中庞大的人类基因组与蛋白质组数据,以及每天以 数 PB 量级增加的天文观测数据等。应用机器学习 进行数据分析和挖掘,可以实现快速准确地提取数 据中的模式和规律,为科学研究提供有力支持。其 次,机器学习可以驱动实验的参数化设计和模型优 化[41-42]。科学研究中实验方法往往需要耗费大量 的时间和资源,并且常常需要建立复杂的数学模型 来描述实验现象和预测实验结果。使用机器学习 算法来分析历史实验与模型数据,可以帮助预测哪 些参数组合和架构可能会导致最佳的结果,自动地 调整实验设计参数与模型超参数,以最小化资源的 使用并最大化研究结果的信息量、效率和准确性。

此外,机器学习在加速科学计算方面具有独特 优势,特别是材料科学中高维非线性数据预测和多 尺度计算问题,机器学习可以发掘科学计算任务中 的规律和模式,从而改进计算方法或构建高效的代 理模型, 替代传统的高成本计算方法, 提高计算速 度和效率。其中典型的应用是在密度泛函计算中, 传统方法获取其材料特性和性能等信息时面临计 算时间周期过长和高昂的计算成本。而将机器学 习与 DFT 计算相结合, 通过 DFT 模拟计算获取相 应的材料数据,经过特征工程提取并用于后续机器 学习输入数据集,通过训练机器学习模型发掘数据 之间的模式和关系,可以在面对复杂的材料系统时 实现高效的材料发现和性能预测<sup>[43]</sup>。不仅如此,在 分子动力学等模拟分析方法中,往往需要势函数来 描述原子之间相互作用,从而决定原子运动的轨迹 和体系的性质。然而,不论是通过实验数据拟合还 是使用 DFT 等方法求解, 势函数的获取都是一个 复杂且困难的过程。而应用机器学习技术开发基 于数据驱动的势函数学习,可直接从数据中学习原 子构型和能量之间的复杂关系,无需预先定义势函 数的形式而获得势函数的参数<sup>[44]</sup>。而基于物理模 型的机器学习势函数修正方法,则可以根据定义的 DFT 等物理模型, 自动化修正模型的参数以使其更 好地拟合数据,从而提高计算精度,提升势函数的 准确性<sup>[45-46]</sup>。现阶段在航空材料的研发中,会涉及 并应用多种机器学习模型。这些模型主要包括经 典分类与回归模型、计算机视觉模型以及自然语言 处理模型,如图3所示。

#### 1.3 航空材料研究中的机器学习模型

#### 1.3.1 经典分类与回归模型

经典的分类和回归模型广泛应用于航空材料 研究,主要用于处理线性可分或近似线性可分的材 料数据。分类模型通常利用随机森林(RF)和 K 最 近邻分类(KNN)等算法,根据材料的元素组成、晶 体结构、性能或其他表征数据实现识别和分类<sup>[47]</sup>。 这些信息对于特定应用背景的材料发现、表征和选 择至关重要。此外,分类模型还能根据温度、压力 或其他外部条件分析和预测材料的相组成或相变 过程<sup>[48]</sup>,这对于研究不同环境下的材料行为和设计 准则具有重要意义。此外,部分研究使用分类模型 判定材料的一致性,辅助材料制造过程中的质量控 制。在航空材料研究中,回归模型的目标是构建不 同输入参数与材料特性或性能之间的关系。这些 模型使用统计技术,如线性回归、多项式回归或高 斯过程来分析和预测连续变量。回归模型在航空 材料的应用可以根据成分、加工条件或微观结构特 征等输入参数准确预测材料性能,例如硬度、断裂 韧度、电导率或热膨胀系数,从而辅助材料设计并





针对特定应用优化性能<sup>[49]</sup>。同时,使用回归模型分 析工艺变量和材料响应之间的关系,有助于确定材 料合成、热处理或制造技术的最佳条件,从而优化 材料加工参数。当将回归模型应用于描述和预测 材料在不同服役条件下的行为,例如应力状态、蠕 变或疲劳寿命等,可以在实际应用中模拟和分析材 料性能。

经典分类和回归模型已被证明是材料科学中 有价值的工具,但也有一些需要考虑到的局限性, 可能会影响相关模型在某些场景中的准确性、可靠 性和适用性。经典的分类和回归模型假设输入参 数与材料特性或行为之间存在线性或近线性的关 系,并且很大程度上依赖于训练和验证数据的可用 性和质量,才能获得良好的泛化能力。在材料研究 中,由于材料的复杂性和可变性、实验条件和成本 限制,获得可靠的数据是具有一定的挑战性的。同 时,数据不足或数据质量差等问题存在可能导致模 型存在偏差,造成模型对材料现象的预测不准确或 不完整。

#### 1.3.2 计算机视觉模型

计算机视觉模型在许多领域展现出巨大的潜 力和应用前景。例如,在医学领域可以辅助分析影 像数据进行疾病诊断和制定治疗方案,在农业领域 可以监测作物生长状况和病虫害情况等。航空材 料领域的研究人员对计算机视觉模型也表现出极 大的关注,这是因为该类模型可以实现与材料相关 的视觉数据的分析和解释。特别是与材料形貌分 析检测方法相结合,可以高效地提取信息和评价材 料行为,准确识别和表征各种材料的成分分布和形 态特征,包括晶体结构分类、晶界量化、纹理与相 位分布等,实现微观尺度下的材料结构分析<sup>[50]</sup>。基 于计算机视觉模型的自动化测试和分析方法可以 在提高材料研究效率的同时减少人为因素的影响, 并实现对大规模微观结构信息的批量化运算。此 外,计算机视觉模型还可以检测和分类材料中的缺 陷,如裂纹、孔洞、夹杂物等,实现自动化缺陷识 别,从而判定材料加工质量、服役周期与性能演化 等<sup>[51-52]</sup>。与传统的耗时且昂贵的实验程序相比,计 算机视觉模型提供了一种更低成本且更通用的方 法,快速无损地预测材料物理与化学特征,如孔隙 率、晶粒尺寸和机械强度等。基于材料图像的自动 分析,可以指导研究人员为特定应用环境选择最有 前景的候选材料系统。此外,计算机视觉模型还可 以用于分析航空制造过程中的图像或视频,以实时 检测和调控工艺参数,确保航空产品符合质量标 准,提高整体生产质量。

计算机视觉模型在材料科学中的应用涵盖了 微观结构分析、表面缺陷检测、材料性能预测、材 料合成、实时监控和质量控制等多个方面。这些模 型提供了自动化和高效的解决方案,可以更好地理 解、优化和开发各种应用的材料。然而,实施这些 模型也面临着一些挑战。除了常见的训练数据不 足和可解释性有限的问题以外,准确注释和标记材 料图像或视频数据是一个突出的问题。目前,手动 注释材料数据的过程耗时、主观且容易出错。因 此,开发高效可靠的数据注释方法是一个持续的研 究挑战。此外,航空材料的研究涉及广泛且复杂的 非同质材料,因此开发能够泛化到多种材料或成像 条件,并实现在不同材料系统或实验装置之间迁移 的通用计算机视觉模型仍然具有挑战性。

#### 1.3.3 自然语言处理模型

自然语言处理(NLP)是人工智能和语言学的 子领域,旨在让计算机能够理解人类语言的句子和 单词,并执行有用的任务。近年来, NLP 模型的能 力取得令人兴奋的进步,并在各个领域找到越来越 有价值的应用。在学术文章中, NLP 可用于如文本 摘要、主题建模、机器翻译、语音识别、旅游语言 化、词性标记、语法纠错、学术引文网络分析、命名 实体链接、文本到文本和文本到图像生成等。据估 计,网络上有超过1亿篇学术文章。其中,材料科 学文献中包含了大量有价值的航空材料信息,但从 庞大的文献库中进行特定的科学查询是一项艰巨 的任务。NLP 模型可以将与航空材料相关的文本 分类为特定的类别或主题,帮助组织和检索信息, 并通过自动提取相关信息来辅助挖掘材料特性、合 成方法、表征技术和性能参数等数据<sup>[53]</sup>。命名实 体识别(NER)技术可以从文本中识别和提取特定 实体,如材料名称、化合物或设备名称,并通过实体 链接技术与相关数据库建立联系,使研究人员能够 访问更多具有更高相关程度的信息,促进信息交叉 和知识整合<sup>[54-55]</sup>。此外, NLP 模型还可以通过识别 现有文献中的航空材料研究相关性和差异,以及新 材料发展的趋势,为航空材料相关的创新提供见 解。NLP 模型还可用于开发问答系统或聊天机器 人,通过理解用户的查询来提供准确的答案或建 议,甚至在庞大的文献数量和复杂的材料相互关系 中揭示隐藏的见解,帮助研究人员作航空材料研究 中的关键决策。随着 NLP 模型的不断发展和复杂 化,它们在航空领域中的应用势必会进一步扩展。 从自动化的材料发现和性能预测到个性化的研究 协助和科学交流, NLP 具有显著加速革命性材料的 开发和应用的潜力。

NLP 模型能够高效地检索信息、发现知识并自 动完成各种任务,从而推动航空材料研发的进步。 然而,在材料科学领域中,NLP模型仍面临一些挑 战。首先,航空材料研究涉及通用 NLP 模型不熟 悉的复杂专业术语,如化学名称、方法和仪器技术 等。这种不匹配导致模型难以准确解释文本和提 取相关信息。其次,科学描述常常依赖具有微妙差 异的用词和歧义短语,模型任何细微的误解都可能 导致不准确的结果输出。而大量注释良好的材料 科学数据往往稀缺且获取成本高昂,这同样为 NLP 模型的准确性带来挑战。另外, NLP 模型所使 用的数据集并非通过统一的实验流程或严谨的材 料计算获得,因此数据的一致性是不可控的。考虑 到 NLP 模型的黑匣子性质, 科学家很难理解和信 任该模型的预测数据和结论。这也增加了 NLP 模 型辅助解决材料学问题的挑战,从而阻碍了 NLP 模型的进一步开发和改进。

#### 1.4 机器学习的插值与外推

由于机器学习模型具有强大的数据拟合与预 测能力,因此在材料科学中扮演着重要角色。机器 学习模型的能力主要通过两个过程来实现,即插值 和外推。这两个过程之间的差异对模型的适用性 和预测的可靠性具有重要影响。插值是指模型在 训练数据范围内进行数据预测的过程。在航空材 料研究中,插值非常关键,因为研究人员经常需要 了解材料在一定数据范围内的性能或行为演化过 程。与传统的实验或理论计算方法相比,机器学习 可以根据现有的材料数据进行快速高效的插值运 算,从而大大缩短材料研究所需的时间和经济成 本。这是由于传统方法通常需要针对不同的材料 进行实验或建立计算模型,以获取相应的材料数 据。而机器学习模型具有良好的灵活性和泛化能 力,可以适应不同类型和特征的材料数据,如图像 数据、高维矩阵数据和文本数据等,通过迁移学习 等方法分析其演化规律和关联性,然后在小样本材 料数据上进行插值预测。此外,机器学习模型还可 以自动筛选和提取相关性特征,进行算法选择和参 数优化,快速找到最佳的非线性关系插值模型,提 高插值的准确性和效率。尽管机器学习模型在插 值中具有许多优势,但也需要注意其局限性和挑 战。机器学习模型很大程度上依赖于训练数据的 质量和代表性。如果训练数据存在错误、偏差或不 一致,模型的性能可能会受到影响。此外,如果数 据集中不同类别或标签的样本数量差异很大,导致 样本不平衡,可能会使机器学习模型更倾向于预测 多数类别的材料数据,而对少数类别的预测不准 确。特别是当可用的训练数据可能不足以覆盖材 料变化的全部范围时,精确的插值会变得更加困 难。因此,在应用机器学习模型进行插值时,需要 结合相关领域知识,合理选择模型,并进行适当的 验证和评估。

与插值相反,外推是在模型训练数据范围之外 进行预测的过程。这是一个更具挑战性的任务,但 是由于其可能帮助发现具有全新特性的新材料,或 者通过推理未探索的成分和结构来加速材料设计, 因此对于航空材料研究人员具有更大的吸引力。 实现外推预测的基础是机器学习模型在处理具有 复杂的非线性关系和相互作用的材料数据方面具 有强大学习能力。与传统的数学拟合方法相比,机 器学习模型通过并行计算和分布式处理,从大规模 材料数据中学习并建立模型的模式,能够更好地捕 捉数据的动态性和演化趋势,并准确地预测未来数 据,从而展现出了很大的潜力。然而,使用机器学 习模型进行材料数据外推的过程更适合在具有较 小方差的数据分布范围内进行。这是由于机器学 习模型的外推准确性面临许多挑战。首先,当目标 数据分布与训练数据分布显著不同时,模型可能会 遇到推理困难甚至无法正常输出等问题;其次,训 练域之外的模型预测对于训练数据和模型参数极 其敏感,并且可能导致不可预知的行为。机器学习 模型是基于材料未来行为与过去行为一致的假设, 然而在材料科学中,存在一些具有独特性质或行为 的新材料。预测这些材料的行为可能是具有挑战 性的,同时这种限制往往会阻碍模型对物质行为的 深入理解。因此,解决以上挑战和限制需要航空领 域专业知识、仔细的模型选择、特征工程、数据扩 充和模型验证技术的结合。在应用机器学习模型 时,特别是在训练数据之外进行推理或根据模型预 测作出关键决策时,航空材料研究人员需要意识到 这些局限性。

# 2 机器学习在航空材料研究中的应用

机器学习方法在加速材料优化与开发方面受 到高度关注,特别是在航空材料领域显示出极大的 潜力<sup>[56]</sup>。机器学习具有高效构建模型和自动优化 的能力,以达到满足属性要求的材料信息输出。对 于多目标的平衡设计,机器学习模型所具有的灵活 性和不确定性也展现出巨大潜力和有效性<sup>[57]</sup>。甚 至对于航空材料的微观结构特征,也可应用深度学 习<sup>[58]</sup>、文本挖掘<sup>[59]</sup>和人工神经网络<sup>[60]</sup>来揭示其 物理机制。机器学习方法将成为高性能航空材料 快速设计的有效支撑。

#### 2.1 高温合金材料

航空发动机和其他航空部件在运行过程中会 面临极端的高温和高压环境,传统的金属材料往往 无法满足需求。高温合金的引入有效弥补了这一 缺点,并为航空工业带来巨大的进步。高温合金具 有优异的耐高温性能,能够在极端条件下保持结构 的强度和稳定性,保证发动机运行效率、推力和燃 料经济性。但随着航空科技的发展进步,发动机性 能需求不断提高,对高温合金的可靠性和寿命也提 出更高的要求。机器学习技术可以帮助改进合金 成分和微观结构设计,以提高材料的抗氧化性能、 耐蠕变性能和疲劳寿命。同时基于材料大数据探 索新的合金体系和复合材料,以进一步提高高温合 金的性能和可靠性。

根据合金基体金属的主要元素,高温合金可分为钴基、镍基、铁镍基和铁基等,其中镍基高温合金产量最大,应用也最为广泛<sup>[61]</sup>。对于镍基高温合金的多组分体系,不同成分对其抗氧化性的影响存在明显差异。Yun 等<sup>[62]</sup>建立了在400~1150℃之间27种不同成分的 Ni-Cr-W-Mo 合金氧化增重数据

库,并利用贝叶斯神经网络技术预测合金的氧化性 能,发现合金元素对氧化增重速率的影响遵循 Cr、 W和 Mo 的顺序。Taylor 等<sup>[63]</sup> 采用 Arrhenius 模 型结合简单线性回归、有监督和无监督机器学习方 法,分析包含镍铬合金、铁铬合金以及铝化物材料 数据库,发现Ni、Cr、Al和Fe对高温合金氧化动力 学影响作用最为明显。而 Duan 等<sup>[64]</sup> 进一步建立 了合金温度、时间、元素组成和抗氧化性间的耦合 效应学习模型,并认为 Ti、Cr 和 Al 有助于合金抗 氧化性的提升,而 Mo 和 Nb 则起到消极作用。 Conduit 等<sup>[65]</sup> 开发出一种反向传播人工神经网络 (BPANN)工具,通过同时优化11项性能参数来设 计新的镍基高温合金,包括成本、密度、γ'相含量 等。更进一步的, Xu 等<sup>[66]</sup> 通过第一性原理计算、 理论模型和相图计算筛选成分并使用机器学习进 行外推预测,从200余万种成分组合中选出14种 高屈服强度镍基合金成分并进行了实验验证。

机器学习算法也被应用于进行结构识别与性 能预测,如图 4<sup>[67-68]</sup>所示,以辅助发现及优化多种 先进高温合金材料体系。Liu 等<sup>[69]</sup>将机器学习与 全局优化算法相结合,以寻找具有所需多性能的 γ'强化 Co 基高温合金的优化成分,并利用经典动 力学理论和机器学习方法分析其析出相粗化的演 变过程。Fatriansyah 等<sup>[68]</sup>构建了具有原子特征和 热物性的 ANN 模型,研究发现 Ni 对 Fe-Ni 基高温



Fig. 4 Machine learning is used for structure identification(a)-(c)<sup>[67]</sup> and performance prediction(d)-(f)<sup>[68]</sup> of nickel-based superalloys

合金的硬度和熔点的影响更大。在微观结构方面, 刘芳宁等<sup>[70]</sup>使用多种回归模型预测高温合金中 γ相、γ′相、γ″相、δ相、Laves 相和碳化物含量对合 金室温、高温拉伸性能的影响,采用交叉验证的方 式验证了模型的准确性。具有物理内核的机器学 习模型在部分数据集上甚至表现出优于 CALPHAD

#### 2.2 高强结构材料

的准确性<sup>[71]</sup>。

航空领域对于高强度结构材料的需求日益增加,这些材料在航空器的设计和制造中起着至关重 要的作用。高强度结构材料需要具备优异的强度、 轻量化特性、耐腐蚀性能和良好的加工性,以满足 航空器在飞行过程中的可靠性要求。在航空领域 中,常用的高强度结构材料包括铝合金、钛合金和 超高强度钢等。

铝合金是航空领域中最常用的结构材料之一, 其具有较低的密度和良好的可加工性,广泛应用于 飞机机身、机翼和尾翼等部件的加工制造。目前已 有相关研究使用机器学习对铝合金进行性能预测, 包括不同温度和时效时间下的硬度<sup>[72]</sup>、弯曲强 度<sup>[73]</sup>、抗拉强度<sup>[74-75]</sup>和耐腐蚀性能<sup>[76]</sup>等。表1<sup>[72-79]</sup> 给出多种机器学习模型及其预测精度,验证了机器 学习技术在预测铝合金性能有效性,说明该方法 能够高效地辅助高强度铝合金材料的研发。Jiang 等<sup>[77]</sup>建立以性能为导向的设计策略机器学习设计 系统(MLDS),探索具有高强度和韧性的新型铝合 金,研究发现 Mg 和 Zn 合金元素生成高密度 η'相, 会显著提升铝合金强度。Li 等<sup>[80]</sup> 提出基于 Kriging 模型的高效全局优化(EGO)算法,并使用其开发出 一种 950 MPa 级 7×××系合金。除此之外, 机器学 习还可以通过对性能演化趋势的预测,帮助解释铝 合金的力学行为。Dorbane 等<sup>[78]</sup>利用高斯过程回 归(GPR)、神经网络(NN)和提升树(BST)三种机 器学习模型预测 25~300 ℃ 之间铝合金的应力-应 变响应,并分析材料的塑性行为演化规律。Fernández 等<sup>[81]</sup> 也采用类似的方法,考虑弹性模量、屈服强 度、极限抗拉强度和断后伸长率四种物性参数进行 应力-应变曲线的预测。Freed<sup>[82]</sup>对比研究了随机

Property	Prediction model	$R^2$	Property	Prediction model	$R^2$
Yield strength	GWO-ELM	0.9662	Stress-strain	BST	0.9986
	MGWO-ELM	0.9804		NN	0.9997
	ELM	0.3958		GPR	0.9997
	LR	0.71	Bending strength	CNN	0.9629
	KNN	0.723		RFR	0.9273
	ANN	0.92		ANN	0.9341
Tensile strength	C2P	0.93	Hardness	LSSVM-RVM	0.9126
	LSSVM-RVM	0.9712		ELM-RVM	0.8849
	ELM-RVM	0.9633		SVM-RVM	0.8979
	SVM-RVM	0.9584		LR	0.958
	GWO-ELM	0.9857		KNN	0.96
	MGWO-ELM	0.9805		CNN	0.9673
	ELM	0.7102		RFR	0.8821
	LR	0.914		ANN	0.9541
	KNN	0.947		SVM	0.93
	ANN	0.88		DT	0.9
	GRNN	0.9967		RF	0.95
	SVR	0.9828		GBT	0.94
	MLR	0.6823			

表 1 用于铝合金性能预测机器学习模型及其预测精度<sup>[72-79]</sup> Table 1 Machine learning models for aluminum alloy performance prediction and its prediction accuracy<sup>[72-79]</sup>

森林(RF)、高斯过程回归(GPR)、K最近邻 (KNN)和核回归(KR)算法实现铝合金裂纹扩展预 测,验证机器学习利用庞大的数据集辨别疲劳和裂 纹扩展行为中复杂的模式和关系的可行性。

相比铝合金, 钛合金具有更好的高温性能、更 高的强度和刚度,适合承受高温和高压力环境,常 被用于制造动力系统零部件、供氧系统、降落装置 等。机器学习方法同样适用于高性能钛合金的设 计优化。Zhu 等<sup>[83]</sup> 和 Zou 等<sup>[84]</sup> 将高通量的实验 方法、第一性原理计算与机器学习相结合获得具有 优异力学性能的新型近 β 钛合金。Xiong 等<sup>[85]</sup> 提出 DFT 计算结果结合机器学习方法的研究流 程,帮助识别与稳定性和杨氏模量密切相关的关键 合金参数,加速低模量二元 Ti 合金的研发。机器 学习在提升材料疲劳寿命<sup>[86-87]</sup>、断裂韧度<sup>[88]</sup>、疲劳 裂纹扩展<sup>[89-91]</sup>和疲劳蠕变损伤评估<sup>[92-93]</sup>的预测精 度和效率方面具有优越性,因此在疲劳领域得到广 泛应用。Zhan 等<sup>[94]</sup> 提出基于损伤力学的疲劳模型 和随机森林模型,用于增材制造钛合金在循环载荷 作用下的疲劳损伤分析和寿命预测。更进一步, Bao 等<sup>[95]</sup> 基于支持向量回归模型和高分辨同步加 速器 X 射线显微断层扫描数据,发现缺陷的形貌、 尺寸和位置对于钛合金高周疲劳寿命的影响作用 依次递增。而针对泛化问题, Li 等<sup>[96]</sup>利用蒙特卡 罗模拟(MCs)放大数据集规模,提出利用人工神经 网络模型研究缺陷尺寸、深度、位置和构建方向对 钛合金的高周疲劳寿命影响。Zhu 等<sup>[97]</sup>则在现有 大量实验数据的基础上,引入一种名为 Auto\_Gluo 的多算法集成 ML 方法改进高周疲劳预测模型, 可 以准确预测 TC17 在不同工况下的 S-N 曲线,发现 弹性应力集中系数和位置对钛合金的高周疲劳寿 命影响较大。

超高强度钢现在已发展成为应用范围很广的 一类重要钢种,其具有超强的抗拉强度、优异的韧 性和塑性,已经大量应用于火箭发动机外壳、主轴 承和飞机起落架等高速飞行器和大型飞机领域。 Shen 等<sup>[98]</sup>开发了一种结合物理冶金(PM)引导的 机器学习和遗传算法(GA)的新材料设计方法,仅 使用从文献中提取的小型数据库实现超高强度钢 的设计。Zhan 等<sup>[99]</sup>基于连续损伤力学(CDM)理 论和人工神经网络模型,对激光熔覆 AM 300M-AerMet100 钢的疲劳性能进行预测,发现模型神经 元数量的增加可以提升其预测精度。超高强度钢 性能很大程度上取决于各相的类型和分布。因此, 相的类型和数量的识别对于超高强度钢结构-性能 关系的建立至关重要。Zhu 等<sup>[100]</sup>利用经过训练的 VGG-16 提取结构特征,并训练 FCNN、SVM、KNN 和 RF 模型对特征向量进行分类,从而获得超高强度钢的微观结构。He 等<sup>[101]</sup>针对超高强度钢中存在的缺陷和夹杂物,利用 ANN、SVR 和 RF 三种模型预测疲劳寿命,其中 RF 模型展现出最佳的预测准确性。

#### 2.3 热防护涂层

热防护在航空工业中扮演着至关重要的角 色。随着航空技术不断发展和航空器性能的提升, 航空器在高速飞行时受到的温度影响也越来越严 重。热障涂层应用的意义在于针对航空发动机的 高温部件进行保护,以延缓部件失效并防止飞行故 障。从 YSZ 涂层等代表性航空涂层广泛应用可以 推断出先进热障涂层在航空领域的巨大需求。机 器学习辅助热障涂层的设计、预测和工艺优化已经 成为现阶段研究热点,目的是使发动机可以承受更 高的进气温度,并且实现热效率、可靠性和耐用性 的提升。

将机器学习应用于热障涂层设计和性能预测 似乎是可以预见的结果。Xu 等<sup>[102]</sup> 采用高斯混合 模型(GMM)和支持向量回归(SVR)构建了 YSZ 涂层结合强度与大气等离子喷涂(APS)工艺参数 的机器学习模型,得到理论上超过原始数据集最大 黏结强度的优化工艺参数。而 Zhu 等<sup>[103]</sup> 通过反 向传播(BP)和极限学习机(ELM)算法研究 YSZ 涂层的工艺参数、微观组织特征和力学性能之间的 定量关系,进一步为热障涂层的制备提供科学指 导。Liu 等<sup>[104]</sup> 从文献中挖掘大量 YSZ 热障涂层的 导热系数(TC)实验数据,实现了6%~8%(质量分 数)YSZ涂层热导率的预测,认为梯度提升回归 (GBR)模型在准确率和效率上达到较好的平衡。 除了常用的 YSZ 材料外, 机器学习也逐渐在更前 沿的热障涂层材料设计中表现出优势。Zhu 等<sup>[105]</sup>利用遗传算法(GA)优化的支持向量回归 (SVR)模型预测成分掺杂对稀土钽酸盐涂层导热 系数和热膨胀系数的影响,发现降低涂层导热系数 的同时增加其热膨胀率的成分优化准则。

使用喷涂技术制备热障涂层往往具有独特而 复杂的形貌,熔融颗粒连续堆积导致层状微观结构 以及裂纹、气孔和未熔化颗粒等内部缺陷,会对涂 层的性能与失效行为产生很大的影响。无论是通 过调整加工参数获得理想的微观结构,还是根据其 微观结构预测材料特性,将机器学习技术用于定量 表征和分析涂层的微观结构势在必行,如图 5<sup>[106-109]</sup> 所示。Ailsworth 等<sup>[106]</sup>结合局部阈值的图像分析 技术和卷积神经网络(CNN)模型实现二元语义分 割,并将其应用于光学显微镜下涂层微观结构的识 別中。Shan 等<sup>[107]</sup>构建了深度卷积神经网络 (DCNN)模型对标注的 SEM 图片进行训练,在小 样本数据上实现对涂层缺陷的图像识别与分类。 太赫兹时域光谱(THz-TDS)技术作为一种非接触 式、高分辨率的无损检测方法,将其与机器学习结 合获得了实现热障涂层微观结构的表征和评估的 方法,显示出巨大的潜力并得到研究人员的关注。 Sun 等<sup>[110]</sup>提出了一种由太赫兹信号理论模型驱动 的长短期记忆(LSTM)框架,用于自动定位峰值和 消除定位误差,从而消除折射率变化对涂层厚度测 量的影响。Yuan等<sup>[111]</sup>设计了一种极限学习机 (ELM)结合太赫兹时域光谱技术的混合机器学习 模型来建立热障涂层厚度预测模型,并选择遗传算 法(GA)对模型进行优化。针对热障涂层中热生长 氧化物(TGO)厚度的问题,Li等<sup>[112]</sup>通过多尺度分 析 MSA 方法提取小波特征参数并用于机器学习模 型的训练,采用多线性回归和深度极限学习机 (DELM)分析其与TGO厚度的相关性,两种方法 都表现出较好预测精度。



图 5 基于图像数据的机器学习方法在热障涂层中的应用<sup>[106-109]</sup> Fig. 5 Application of machine learning method based on image data in thermal barrier coating<sup>[106-109]</sup>

近年来,机器学习技术在热障涂层损伤和寿命 预测方面也得到广泛研究和应用,并用于处理复杂 的工程问题。特别是在多变量影响和多模式耦合 情况下,机器学习技术能够提供准确的预测和分 析,并显示出巨大的潜力。Sprague 等<sup>[113]</sup>使用三维 X 射线显微成像方法获取图像数据,并使用 Unet 模 型自动检测热处理热障涂层的陶瓷层和 TGO 界面 中的裂纹。Liu 等<sup>[114]</sup>提出考虑微观结构和多物理 场机理的涡轮叶片热障涂层寿命模型,建立涂层损 伤与温度、热应变和时间的关系,实现 TGO 厚度与 损伤系数的预测。Shi 等<sup>[108]</sup>提出一种基于多尺度 增强 Faster R-CNN 的无损评价技术,通过定位裂纹 区域并识别裂纹尺度,实现涂层寿命估算。Gao 等<sup>[115]</sup>根据试样不同次数热振动实验后的 TGO 厚 度,将结果分类为安全、临界、破损三类,并使用机 器学习算法进行剩余寿命预测。通过机器学习技 术的应用,可以更准确地识别关键特征、分类损 伤、预测寿命。未来,随着数据和算法的不断发展, 机器学习技术在热障涂层领域的应用将进一步拓 展,并为航空领域带来更多的创新和更大的进步。

#### 2.4 功能与智能材料

随着科技的不断进步和航空领域的快速发展, 先进功能和智能材料在航空应用中的重要性日益 凸显。这类材料通过对外部压力、温度、应力、电 场、磁场、光照和 pH 值等刺激响应, 实现了环境感 知和自适应调整的能力,以赋予飞机新的功能或改 善现有功能。在航空领域,先进功能和智能材料的 应用已取得显著的成果。例如,利用形状记忆合金 作为驱动器来控制特定结构的变形,可以改变飞行 器的气动性能<sup>[116]</sup>。压电材料作为传感器和驱动器 可以将机械能转换为电能,用于结构的健康监测和 振动噪声控制<sup>[117]</sup>。智能材料在制造耐高温轻量化 结构件、传感器、电磁干扰屏蔽和振动控制装置等 方面具有巨大潜力,可以提高飞行器的性能和安全 性。因此,将机器学习技术应用于加速功能和智能 材料设计可以更好地理解和优化材料性能,从而推 动航空领域的技术进步。

机器学习在形状记忆合金(SMA)研发中的设 计、相变行为建模和控制策略优化等方面提供了新 的思路和方法。Lenzen等<sup>[118]</sup>提出了一种基于 ANN 的超弹性 SMA 导线热力学参数识别方法,不 需要特定的仪器和基于专业知识的数据处理即可 实现准确的响应计算。针对 SMA 合金在高温环境 应用需求, Kankanamge 等<sup>[119]</sup> 使用多模态的机器 学习模型帮助分析 NiTiHf 合金成分依赖性,发现 马氏体转变温度和热滞后对 Ni 含量更敏感, 而输 出能量密度对 Ti 和 Hf 含量更敏感。Zhao 等<sup>[120]</sup> 提出一种将机器学习(ML)与理论计算紧密耦 合的自适应设计策略,加速具有高弹性热效应的 多组分铜铝基形状记忆合金(SMA)的发现过程, 在 50 万种成分的势空间中发现最高熵变可达到 1.88 J/mol K 的成分组合。采用类似的研究方式, Trehern 等<sup>[121]</sup> 使用基于人工智能材料选择(AIMS) 框架的材料信息学策略,寻找一种在 50 MPa 或更 高应力下具有最小相变范围和至少 1.5% 应变幅值 的形状记忆合金。

铁磁材料不仅作为电动机和发电机的核心部 件被广泛使用,而且可以用于制造磁力计、磁性液 位计等航空测量和传感器设备,以及作为降低电磁 辐射对飞行器和设备干扰的电磁屏蔽罩材料,提高 飞行安全性和系统可靠性。借助良好的材料描述 符,机器学习算法能够加速铁磁材料的设计并揭示 潜在的机制。He 等<sup>[122]</sup> 从具有 46 个描述符的自建 立特征池中获得三个通用描述符,包括 Matyonov-Batsanov 电负性、价电子数与标称电荷的比值以及 核心电子距离(Schubert),并使用机器学习方法预 测材料相共存态。Long 等<sup>[123]</sup> 使用随机森林算法 对铁磁和反铁磁化合物进行分类,并进一步预测铁 磁化合物的居里温度。模型的分类准确率优于 DFT 计算, 而且可以实现磁化强度的高效评估, 从 而加速铁磁材料的筛选。Xin 等<sup>[124]</sup> 基于二维材料 数据库,结合高通量 DFT 计算,建立机器学习分类 和回归模型分别用于材料筛选和净磁矩预测,并通 过沙普利可加性解释(Shapley additive explanations, SHAP)分析来评估回归模型的可解释性,从而发 现 Cr<sub>2</sub>NF<sub>2</sub>是一种潜在的反铁磁铁电二维多铁材 料,这也证明机器学习具有加速强磁性铁磁材料发 现的潜力。

压电材料(PZT)在航空领域的应用取得显著 成效,包括提升机翼的空气动力学特性、监测航空 器结构健康度、用于智能飞机部件、为无人机和微 型飞行器提供动力以及在飞机的推进系统中用于 精确喷射燃料等。Sapkal 等<sup>[125]</sup> 开发了一个机器学 习模型预测压电陶瓷材料功能特性,筛选并确定最 重要描述符为元素的电负性、原子尺寸、化合物的 化学计量和 A/B 位点元素的极化。Li 等<sup>[126]</sup> 采用 机器学习方法对多种填料组成的压电纳米复合材 料的性能进行建模,研究填料性质和体积分数对材 料压电和力学性能的作用,并实现对聚合物/陶瓷 纳米复合材料的有效应力传递效率、有效介电常数 和压电系数的预测。Yuan 等<sup>[127]</sup>提出一个结合特 征工程、机器学习、实验设计和合成的数据驱动框 架,以优化 BaTiO, 基陶瓷的压电常数并获得压电 常数约为 430 pC/N 的成分组合。Xue 等<sup>[128]</sup> 开发 出一种用于压电材料设计的贝叶斯方法,使用实验 相图和铁电相变的 Landau-Devonshire 理论,结合 推理模型预测成分,提升 BaTiO,基压电材料的温 度可靠性。机器学习推动功能和智能材料发展可 以进一步加速航空技术的进步,为飞行器的设计和 制造带来更多可能性。

## 3 结论与展望

随着人工智能的不断发展,机器学习技术在航

空领域的应用将为航空产业带来更多的创新和突破。本次工作主要关注机器学习驱动航空材料开发和优化的研究现状,对机器学习的类型、算法特征和其与材料学研究的结合方式进行总结,并系统论述机器学习算法在高温合金材料、高强度结构材料、热防护涂层材料、功能与智能材料研究中的应用。虽然目前机器学习正在被越来越多地用于航空材料研究中,但是依然存在大量的问题,需要从数据来源、模型性能和学习方式三个角度进行阐述和解决。

(1)在数据来源问题上,目前材料科学,特别是 航空材料领域的实验数据积累往往非常昂贵和耗 时,由此所导致的数据稀缺性限制了机器学习模型 的应用。同时,不同来源的材料数据往往存在实验 条件、测量方法或数据处理技术的差异,会导致一 致性不佳的问题,这会对模型的准确性和可靠性产 生负面影响;并且由于实验设计或数据收集方法的 局限性,数据也可能存在偏差或者样本不均衡的问 题,从而影响模型的泛化能力;此外,某些数据可能 受到保密条款或专利权的限制而无法公开,这也限 制了数据的可用性,对于构建广泛适用的机器学习 模型产生挑战。

针对这些问题,推进机器学习在航空材料领域 的发展需要进一步推动数据的共享。首先可以通 过建立具备数据存储、管理、分析、服务等功能的 数据共享平台,涵盖航空材料领域的主要数据类 型、数据特征和数据应用场景。同时,根据航空材 料的特点和需求,建立统一的结构标准和编码规 范,确保相关数据的一致性与可用性,供研究人员、 学术机构和企业分享和使用。同时,建立健全的数 据访问权限控制和使用审计机制,用于在数据共享 的框架下进行权衡,以确保数据安全和解决部分数 据隐私与保密性需求。此外,为了解决由于昂贵的 通信代价和数据泄漏风险所导致的"数据孤岛" 问题,可以发展基于区块链的航空材料联邦学习框 架。该框架将允许数据持有者在本地训练模型,只 共享模型参数或梯度而非原始数据,而且数据传输 和参数交换过程可以通过去中心化和共识机制来 保障数据安全。区块链的去中心化特点可以确保 模型数据的公开透明和不可篡改性。共识机制(如 PoW, PoS等)可以用于验证各个参与节点的计算 和数据传输的正确性,可以帮助不同的材料研究机 构和航空相关企业在无需完全信任对方的情况下, 共同参与联邦学习。这种方式可以在一定程度上 解决数据共享的存储和管理问题,在保护数据隐私

的前提下共享模型成果,推动整体技术进步。

(2)机器学习模型存在缺乏航空材料领域知识 或已知的物理洞察力,同时也伴随着预测模型的可 解释性较差的问题。材料科学是一个复杂而多样 化的领域,涉及材料的特性、结构、合成方法等多 个方面。相关知识的缺乏会使机器学习模型可能 无法准确选择与材料性质相关的重要特征。此外, 通过学习大量数据来进行预测的方式,并没有直接 利用相关的物理和化学理论,这可能导致模型无法 解释预测结果与材料物化特性之间的关系。机器 学习模型具有复杂的多层结构和大量参数,其内部 工作机制往往被视为黑盒子,难以理解其决策过 程,加之无严谨的物理推导过程,这无疑造成可解 释性的缺失以及可靠性的问题,得出的结果也难以 被研究人员所信任。

因此,机器学习技术在航空材料领域的未来发 展需要超越纯粹的数据驱动方法,将领域知识和物 理洞察力深度融合到机器学习模型的开发过程 中。这种整合不仅能提高模型在筛选材料特征时 的精确性,还能增强其对材料的物理和化学特性的 理解和解释能力。通过将材料科学的基础理论和 实验数据引入到机器学习模型中,例如将相关的材 料失效准则进行预处理和特征选择,可以在模型的 早期设计阶段奠定一定的断裂行为判定基础,使模 型不仅能从大数据中学习,还能依据已知的科学规 律进行推理和验证。这种方法有助于构建更可靠、 更具解释性的模型,推动航空材料科学的发展。此 外,为更好地服务航空材料的研究和应用,开发新 的模型解释技术同样至关重要。解释技术需要结 合可视化工具和解释性算法,如热图、决策树、部 分依赖图和 SHAP 值等, 深入分析和展示模型的决 策过程。这样不仅有助于验证模型的可靠性和准 确性,还能直观展示模型如何利用不同输入特征进 行决策,帮助研究人员和工程专家理解并利用模型 的预测结果,对于揭示不同材料特征间的复杂关系 提供有价值的见解。通过将领域知识、模型解释技 术与数据驱动方法深度融合,航空材料机器学习模 型在准确预测和解释材料的行为和性能方面展现 出更大的潜力,为新航空材料的设计和开发提供有 力支持。

(3)虽然机器学习模型为分析材料数据提供了 自动化且高效的解决方案,能够更好地优化和开发 多种应用背景下的航空材料,但是材料的性能受到 众多因素的影响,包括成分、工艺参数、微观结构 和服役条件等。这些因素之间的相互作用机制非 常复杂,使得构建准确的机器学习模型变得困难。 而且受限于材料检测技术的差异,不同的材料特性 信息往往需要通过不同的表征方法和过程获得,这 就造成机器学习模型需要根据不同的数据格式和 数据密度,提取特征信息并完成预测。现阶段常用 的机器学习算法在处理不同数据类型时,会存在明 显的性能差异,需要研究人员自行比较并选择合适 的算法进行使用。这种应用方式无疑会限制机器 学习的适用性,特别是在进行多因素耦合条件下材 料服役性能的评估方面。单一的算法架构难以应 对差异化的数据输入,必然造成输出准确性的 降低。

为了提高在航空材料研究中机器学习模型的 学习能力,使用特征提取、特征选择和特征组合等 方法将不同类型的数据转换为一致的特征形式,已 成为一个重要的发展方向。这类方法不仅有助于 将多源数据转化为模型可以处理的统一格式,还能 使模型在高维空间中实现材料信息的高效学习。 多模态模型能够综合处理多种形式的材料数据,例 如包含材料结构的图像数据、实验条件的文本信息 数据以及实验测试数据和模拟数据等,这在复杂应 用场景中尤为重要。开发适用于航空材料领域的 多模态机器学习模型,能够显著提高材料数据的利 用率,实现对航空材料特性更全面和准确的分析与 预测。同时,数据融合技术的发展在解决航空材料 数据问题上也具有显著优势。其不仅可以处理数 据格式和类型的异构问题,还能实时对齐或配准材 料测试数据和计算机模拟数据,从而实现基于时效 性的数据动态融合。例如通过材料蠕变实验数据 和应力分布模拟数据的动态融合,可以实时更新模 型对材料蠕变行为的预测,从而提高模型输出准确 性。数据融合技术可以帮助建立更加全面的材料 特性数据库,在提供丰富训练数据的同时提升模型 的泛化能力和预测精度。通过以上方法,机器学习 模型在处理航空材料数据时能够更加有效地进行 多源数据整合和利用,推动航空材料科学的进一步 发展。

机器学习技术在航空材料领域的应用潜力巨 大。通过持续的研究和创新,能够利用机器学习技 术提高航空材料的开发效率,并优化其性能、可靠 性和可持续性。这种研究方式需要融合材料科学、 数据科学、计算机科学和人工智能,是一个跨学科 的领域,需要航空材料和计算机领域的专家共同合 作。基于机器学习的航空材料研发作为一种新的 研究范式,将进一步推动航空工程的发展,为未来 的航空科技提供更安全、高效的解决方案。

#### 参考文献:

- [1] MITTAL S, SANGWAN O P. Big data analytics using machine learning techniques [C]//2019 9th International Conference on Cloud Computing, Data Science & Engineering. New York: IEEE, 2019: 203-207.
- SRIDHAR B. Applications of machine learning techniques to aviation operations: promises and challenges
   [C]//2020 International Conference on Artificial Intelligence and Data Analytics for Air Transportation. New York: IEEE, 2020; 1-12.
- BRUNTON S L, NATHAN K J, MANOHAR K, et al. Data-driven aerospace engineering: reframing the industry with machine learning[J]. AIAA Journal, 2021, 59(8): 2820-2847.
- [4] 车畅畅, 王华伟, 倪晓梅, 等. 基于 1D-CNN 和 Bi-LSTM 的航空发动机剩余寿命预测[J]. 机械工程学报, 2021, 57(14): 304-312.
  CHE C C, WANG H W, NI X M, et al. Residual life prediction of aeroengine based on 1D-CNN and Bi-LSTM[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(14): 304-312.
- [5] 裴洪,胡昌华,司小胜,等.基于机器学习的设备剩余 寿命预测方法综述[J].机械工程学报,2019,55(8): 1-13.

PEI H, HU C H, SI X S, et al. Review of machine learning based remaining useful life prediction methods for equipment[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(8): 1-13.

- [6] 安芳利,李立敏. 航空制造企业智能制造技术[J]. 机械与电子控制工程, 2022, 4(2): 20-21.
  AN F L, LI L M. Intelligent manufacturing technologies in aviation manufacturing enterprises[J]. Mechanical and Electronic Control Engineering, 2022, 4(2): 20-21.
- [7] 张可云,仲艾芬.我国制造业结对集聚水平测度及其特征——机器学习方法的改进与应用[J].经济地理,2023,43(4):124-133.
  ZHANG K Y, ZHONG A F. Measurement and characteristic of manufacturing co-agglomeration in China: improvement and application of machine learning[J]. Economic Geography, 2023, 43(4):124-133.
  [8] 包建文,钟翔屿,张代军,等. 国产高强中模碳纤维及
  - 8] 包建文, 钟翔屿, 张代军, 等. 国产高强中模碳纤维及 其增强高韧性树脂基复合材料研究进展[J]. 材料工 程, 2020, 48(8): 33-48.
    BAO J W, ZHONG X Y, ZHANG D J, et al. Progress in high strength intermediate modulus carbon fiber and its high toughness resin matrix composites in China[J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 48(8): 33-48.

[9] 邢丽英, 冯志海, 包建文, 等. 碳纤维及树脂基复合材
 料产业发展面临的机遇与挑战[J]. 复合材料学报,
 2020, 37(11): 2700-2706.
 XING L Y, FENG Z H, BAO J W, et al. Facing oppor-

tunity and challenge of carbon fiber and polymer matrix composites industry development[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2020, 37(11): 2700-2706.

[10] 杜昆, 陈麒好, 孟宪龙, 等. 陶瓷基复合材料在航空发动机热端部件应用及热分析研究进展[J]. 推进技术, 2022, 43(2):113-131.

DU K, CHEN Q H, MENG X L, et al. Advancement in application and thermal analysis of ceramic matrix composites in aeroengine hot components[J]. Journal of Propulsion Technology, 2022, 43(2): 113-131.

- [11] WANG X, GAO X, ZHANG Z, et al. Advances in modifications and high-temperature applications of silicon carbide ceramic matrix composites in aerospace: a focused review[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(9): 4671-4688.
- [12] KARKUN M S, DHARMALINGAM S. 3D printing technology in aerospace industry—a review[J]. International Journal of Aviation, Aeronautics, and Aerospace, 2022, 9(2):4.
- [13] 金东海,梁栋,刘晓恒,等. 航空发动机整机周向平均 稳态仿真方法[J]. 航空动力学报, 2022, 37(11): 2598-2616.
  JING D H, LIANG D, LIU X H, et al. Steady state simulation method of whole aero-engine based on circumferentially averaged method[J]. Journal of Aerospace
- [14] 马芳, 刘璐. 航空轴承技术现状与发展[J]. 航空发动 机, 2018, 44(1): 85-90.
  MA F, LIU L. Present situation and development of aviation bearing technology[J]. Aeroengine, 2018, 44(1): 85-90.

Power, 2022, 37(11): 2598-2616.

- [15] 吴炜, 孙强. 应用机器学习加速新材料的研发[J]. 中国科学:物理学力学天文学, 2018, 48(10): 58-70.
  WU W, SUN Q. Applying machine learning to accelerate new materials development[J]. Scientia Sinica Physica, Mechanica & Astronomica, 2018, 48(10): 58-70.
- [16] SALIYA K, PANICAUD B, LABERGÈRE C. Advanced modeling and numerical simulations for the thermo-chemico-mechanical behaviour of materials with damage and hydrogen, based on the thermodynamics of irreversible processes[J]. Finite Elements in Analysis and Design, 2019, 164: 79-97.
- [17] 米晓希,汤爱涛,朱雨晨,等.机器学习技术在材料科 学领域中的应用进展[J].材料导报,2021,35(15): 15115-15124.

MI X X, TANG A T, ZHU Y C, et al. Research progress

of machine learning in material science[J]. Materials Reports, 2021, 35(15): 15115-15124.

- [18] HOLM E A, COHN R, GAO N, et al. Overview: computer vision and machine learning for microstructural characterization and analysis[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(12): 5985-5999.
- [19] MA W, KAUTZ E J, BASKARAN A, et al. Imagedriven discriminative and generative machine learning algorithms for establishing microstructure-processing relationships[J]. Journal of Applied Physics, 2020, 128(13): 134901.
- [20] 王炯,肖斌,刘轶. 机器学习辅助的高通量实验加速硬 质高熵合金 Co<sub>x</sub>Cr<sub>y</sub>Ti<sub>z</sub>Mo<sub>u</sub>W<sub>v</sub>成分设计[J]. 中国材料 进展, 2020, 39(4): 269-277.
  WANG J, XIAO B, LIU Y. Machine learning assisted high-throughput experiments accelerates the composition design of hard high-entropy alloy Co<sub>x</sub>Cr<sub>y</sub>Ti<sub>z</sub>Mo<sub>u</sub>W<sub>v</sub>[J]. Materials China, 2020, 39(4): 269-277.
- [21] LI J, XIE B, FANG Q, et al. High-throughput simulation combined machine learning search for optimum elemental composition in medium entropy alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 68: 70-75.
- [22] ZHANG H, FU H, ZHU S, et al. Machine learning assisted composition effective design for precipitation strengthened copper alloys[J]. Acta Materialia, 2021, 215: 117118.
- [23] LIU Y, NIU C, WANG Z, et al. Machine learning in materials genome initiative: a review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 57: 113-122.
- [24] MAZHNIK E, OGANOV A R. Application of machine learning methods for predicting new superhard materials[J]. Journal of Applied Physics, 2020, 128(7): 075102.
- [25] LIU Y, WU J, WANG Z, et al. Predicting creep rupture life of Ni-based single crystal superalloys using divideand-conquer approach based machine learning[J]. Acta Materialia, 2020, 195: 454-467.
- [26] XIONG J, ZHANG T, SHI S. Machine learning of mechanical properties of steels[J]. Science China Technological Sciences, 2020, 63(7): 1247-1255.
- [27] 曹枝军, 袁建辉, 苏怀宇, 等. 基于原位声发射信号的
   热障涂层三点弯曲失效模式的机器学习[J]. 硅酸盐学
   报, 2023, 51(2): 373-388.
   CAO Z J, YUAN J H, SU H Y, et al. Failure mode of

thermal barrier coatings based on acoustic emission under three-point bending *via* machine learning based on *in-situ* acoustic emission signals[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2023, 51(2): 373-388.

[28] ELEN A, BAŞ S, KÖZKURT C. An adaptive gaussian

kernel for support vector machine[J]. Arabian Journal for Science and Engineering, 2022, 47(8) : 10579-10588.

- [29] VELOSO De MELO V, BANZHAF W. Automatic feature engineering for regression models with machine learning: an evolutionary computation and statistics hybrid[J]. Information Sciences, 2018, 430/431: 287-313.
- [30] DAI D, XU T, WEI X, et al. Using machine learning and feature engineering to characterize limited material datasets of high-entropy alloys[J]. Computational Materials Science, 2020, 175: 109618.
- [31] DONG X, YU Z, CAO W, et al. A survey on ensemble learning[J]. Frontiers of Computer Science, 2020, 14(2): 241-258.
- [32] JANIESCH C, ZSCHECH P, HEINRICH K. Machine learning and deep learning[J]. Electronic Markets, 2021, 31(3): 685-695.
- [33] SHINDE P P, SHAH S. A review of machine learning and deep learning applications [C]//2018 Fourth International Conference on Computing Communication Control and Automation. Piscataway, New Jersey: IEEE, 2018: 1-6.
- [34] ALZUBI J, NAYYAR A, KUMAR A. Machine learning from theory to algorithms: an overview [J]. Journal of Physics: Conference Series, 2018, 1142(1): 012012.
- [35] ÇELIK Ö. A research on machine learning methods and its applications[J]. Journal of Educational Technology and Online Learning, 2018, 1(3): 25-40.
- [36] HOCHREITER S. The vanishing gradient problem during learning recurrent neural nets and problem solutions[J]. International Journal of Uncertainty, Fuzziness and Knowledge-Based Systems, 1998, 6(2): 107-116.
- [ 37 ] SUN Z, WANG G, LI P, et al. An improved random forest based on the classification accuracy and correlation measurement of decision trees[J]. Expert Systems with Applications, 2024, 237: 121549.
- [38] SAPIJASZKO G, MIKHAEL W B. An overview of recent convolutional neural network algorithms for image recognition [C]// 2018 IEEE 61st International Midwest Symposium on Circuits and Systems. New York: IEEE, 2018: 743-746.
- [39] THIYAGALINGAM J, SHANKAR M, FOX G, et al. Scientific machine learning benchmarks[J]. Nature Reviews Physics, 2022, 4(6): 413-420.
- [40] ZHAI X, YIN Y, PELLEGRINO J W, et al. Applying machine learning in science assessment: a systematic review[J]. Studies in Science Education, 2020, 56(1): 111-151.

- [41] LEI B, KIRK T Q, BHATTACHARYA A, et al. Bayesian optimization with adaptive surrogate models for automated experimental design[J]. npj Computational Materials, 2021, 7(1): 1-12.
- [42] DU X, XU H, ZHU F. Understanding the effect of hyperparameter optimization on machine learning models for structure design problems[J]. Computer-Aided Design, 2021, 135: 103013.
- [43] 夏杰桢,曹蓉,吴琪. 机器学习结合密度泛函理论计算 在材料科学中的研究进展[J]. 化学通报, 2022, 85(10):1224-1232.
  XIA J Z, CAO R, WU Q. Research progress of machine learning combined with DFT calculation in materials sci-
- ence[J]. Chemistry, 2022, 85(10): 1224-1232. [44] SHEN Z H, LIU H X, SHEN Y, et al. Machine learning
- in energy storage materials[J]. Interdisciplinary Materials, 2022, 1(2): 175-195.
- [45] ANSTINE D M, ISAYEV O. Machine learning interatomic potentials and long-range physics [J]. The Journal of Physical Chemistry A, 2023, 127(11): 2417-2431.
- [46] MISHIN Y. Machine-learning interatomic potentials for materials science [J]. Acta Materialia, 2021, 214: 116980.
- [47] CHITTAM S, GOKARAJU B, XU Z, et al. Big data mining and classification of intelligent material science data using machine learning[J]. Applied Sciences, 2021, 11(18): 8596.
- [48] FANG J, YANG S, XIE M, et al. Solid-liquid phase transition temperature prediction of alloys based on machine learning key feature screening[J]. Applied Materials Today, 2024, 36: 102007.
- [49] 谢建新,宿彦京,薛德祯,等. 机器学习在材料研发中的应用[J]. 金属学报, 2021, 57(11): 1343-1361.
  XIE J X, SU Y J, XUE D Z, et al. Machine learning for materials research and development[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(11): 1343-1361.
- [50] TSUTSUI K, TERASAKI H, UTO K, et al. A methodology of steel microstructure recognition using SEM images by machine learning based on textural analysis
   [J]. Materials Today Communications, 2020, 25:101514.
- [51] KUMAR R P, DEIVANATHAN R, JEGADEESH-WARAN R. Welding defect identification with machine vision system using machine learning[J]. Journal of Physics: Conference Series, 2020, 1716(1): 012023.
- [52] CAGGIANO A, ZHANG J, ALFIERI V, et al. Machine learning-based image processing for on-line defect recognition in additive manufacturing[J]. CIRP Annals, 2019, 68(1): 451-454.
- [53] COURT C J, COLE J M. Magnetic and superconducting phase diagrams and transition temperatures pre-

dicted using text mining and machine learning[J]. npj Computational Materials, 2020, 6(1): 18.

- [54] TREWARTHA A, WALKER N, HUO H, et al. Quantifying the advantage of domain-specific pre-training on named entity recognition tasks in materials science[J].
   Patterns, 2022, 3(4): 100488.
- [55] WESTON L, TSHITOYAN V, DAGDELEN J, et al. Named entity recognition and normalization applied to large-scale information extraction from the materials science literature[J]. Journal of Chemical Information and Modeling, 2019, 59(9): 3692-3702.
- [56] XU B, YIN H, JIANG X, et al. Design of Ni-based turbine disc superalloys with improved yield strength using machine learning[J]. Journal of Materials Science, 2022, 57(22): 10379-10394.
- [57] CHEN Y, TIAN Y, ZHOU Y, et al. Machine learning assisted multi-objective optimization for materials processing parameters: a case study in Mg alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 844: 156159.
- [58] FENG S, ZHOU H, DONG H. Using deep neural network with small dataset to predict material defects[J]. Materials & Design, 2019, 162: 300-310.
- [59] WANG W, JIANG X, TIAN S, et al. Automated pipeline for superalloy data by text mining[J]. npj Computational Materials, 2022, 8(1): 1-12.
- [60] NOWELL D, NOWELL P W. A machine learning approach to the prediction of fretting fatigue life[J]. Tribology International, 2020, 141: 105913.
- [61] 李忠群, 石晓芳, 王志康, 等. 航空高温合金材料切削加工研究现状与展望[J]. 制造技术与机床, 2018(12): 55-60.
  LIZQ, SHIXF, WANGZK, et al. Research status and prospect on machining of aeronautical superalloy materials[J]. Manufacturing Technology & Machine Tool, 2018(12): 55-60.
- [62] YUN D W, SEO S M, JEONG H W, et al. Modelling high temperature oxidation behaviour of Ni-Cr-W-Mo alloys with Bayesian neural network[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 587: 105-112.
- [63] TAYLOR C D, TOSSEY B M. High temperature oxidation of corrosion resistant alloys from machine learning[J]. npj Materials Degradation, 2021, 5(1): 1-10.
- [64] DUAN X, XU H, WANG E, et al. Design of novel Nibased superalloys with better oxidation resistance with the aid of machine learning[J]. Journal of Materials Science, 2023, 58(27): 11100-11114.
- [65] CONDUIT B D, JONES N G, STONE H J, et al. Design of a nickel-base superalloy using a neural network[J]. Materials & Design, 2017, 131: 358-365.
- [66] XU B, YIN H, JIANG X, et al. Data-driven design of

Ni-based turbine disc superalloys to improve yield strength[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 155: 175-191.

- [67] LIU P, HUANG H, JIANG X, et al. Evolution analysis of  $\gamma'$  precipitate coarsening in Co-based superalloys using kinetic theory and machine learning[J]. Acta Materialia, 2022, 235: 118101.
- [68] FATRIANSYAH J F, SUHARIADI I, FAUZIYYAH H A, et al. Prediction and optimization of mechanical properties of Ni based and Fe-Ni based super alloys *via* neural network approach with alloying composition parameter[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 4168-4176.
- [69] LIU P, HUANG H, ANTONOV S, et al. Machine learning assisted design of  $\gamma'$ -strengthened Co-base superalloys with multi-performance optimization[J]. npj Computational Materials, 2020, 6(1): 62.
- [70] 刘芳宁, 王越, 孙瑞侠. 针对高温合金微观组织-拉伸 性能关系的机器学习预测模型[J]. 中国材料进展, 2022, 41(11): 938-946.
  LIU F N, WANG Y, SUN R X. Machine learning prediction model for microstructure-tensile properties relationship of superalloys[J]. Materials China, 2022, 41(11): 938-946.
- [71] TAYLOR P L, CONDUIT G. Machine learning predictions of superalloy microstructure[J]. Computational Materials Science, 2022, 201: 110916.
- YE X, SU Z, DAHARI M, et al. Hybrid modeling of mechanical properties and hardness of aluminum alloy 5083 and C100 copper with various machine learning algorithms in friction stir welding[J]. Structures, 2023, 55: 1250-1261.
- [73] ÖZKAVAK V H, İNCE M, BIÇAKLI E E. Prediction of mechanical properties of the 2024 aluminum alloy by using machine learning methods[J]. Arabian Journal for Science and Engineering, 2023, 48(3): 2841-2850.
- [74] DEVI M A, PRAKASH C P S, CHINNANNAVAR R P, et al. An informatic approach to predict the mechanical properties of aluminum alloys using machine learning techniques[C]//2020 International Conference on Smart Electronics and Communication. New York: IEEE, 2020: 536-541.
- [75] XIONG Z, LI J, ZHAO P, et al. Prediction of mechanical properties of aluminium alloy strip using the extreme learning machine model optimized by the gray wolf algorithm[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2023, 2023: e5952072.
- [76] CAO X, ZHANG Y, CHEN H. Predicting mechanical properties and corrosion resistance of heat-treated 7N01 aluminum alloy by machine learning methods[J]. IOP

Conference Series: Materials Science and Engineering, 2020, 774(1): 012030.

- [77] JIANG L, WANG C, FU H, et al. Discovery of aluminum alloys with ultra-strength and high-toughness *via* a property-oriented design strategy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 98: 33-43.
- [78] DORBANE A, HARROU F, ANGHEL D C, et al. Machine learning prediction of aluminum alloy stressstrain curves at variable temperatures with failure analysis[J]. Journal of Failure Analysis and Prevention, 2024(1):023-01833-2.
- [79] CHAUDRY M U, HAMAD K, ABUHMED T. Machine learning-aided design of aluminum alloys with high performance[J]. Materials Today Communications, 2021, 26: 101897.
- [80] LI J, ZHANG Y, CAO X, et al. Accelerated discovery of high-strength aluminum alloys by machine learning[J]. Communications Materials, 2020, 1(1): 1-10.
- [81] FERNÁNDEZ M D, RODRÍGUEZ-PRIETO A, CAMA-CHO A M. Prediction of the bilinear stress-strain curve of aluminum alloys using artificial intelligence and big data[J]. Metals, 2020, 10(7): 904.
- [82] FREED Y. Machine learning-based predictions of crack growth rates in an aeronautical aluminum alloy[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2024, 130: 104278.
- [83] ZHU C, LI C, WU D, et al. A titanium alloys design method based on high-throughput experiments and machine learning[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 11: 2336-2353.
- [84] ZOU C, LI J, WANG W Y, et al. Integrating data mining and machine learning to discover high-strength ductile titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2021, 202: 211-221.
- [85] XIONG S, LI X, WU X, et al. A combined machine learning and density functional theory study of binary Ti-Nb and Ti-Zr alloys: stability and Young's modulus
   [J]. Computational Materials Science, 2020, 184: 109830.
- [86] HE L, WANG Z, AKEBONO H, et al. Machine learning-based predictions of fatigue life and fatigue limit for steels[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 90: 9-19.
- [87] LIAN Z, LI M, LU W. Fatigue life prediction of aluminum alloy *via* knowledge-based machine learning
   [J]. International Journal of Fatigue, 2022, 157: 106716.
- [88] LIU X, ATHANASIOU C E, PADTURE N P, et al. A machine learning approach to fracture mechanics problems[J]. Acta Materialia, 2020, 190: 105-112.
- [ 89 ] HU D, SU X, LIU X, et al. Bayesian-based probabilistic fatigue crack growth evaluation combined with machine-

learning-assisted GPR[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2020, 229: 106933.

- [90] WANG L, ZHU S P, LUO C, et al. Physics-guided machine learning frameworks for fatigue life prediction of AM materials[J]. International Journal of Fatigue, 2023, 172: 107658.
- [91] MA X, HE X, TU Z C. Prediction of fatigue-crack growth with neural network-based increment learning scheme[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2021, 241: 107402.
- [92] ZHANG X C, GONG J G, XUAN F Z. A deep learning based life prediction method for components under creep, fatigue and creep-fatigue conditions[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 148: 106236.
- [93] GU H H, WANG R Z, ZHU S P, et al. Machine learning assisted probabilistic creep-fatigue damage assessment[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 156: 106677.
- [94] ZHAN Z, HU W, MENG Q. Data-driven fatigue life prediction in additive manufactured titanium alloy: a damage mechanics based machine learning framework[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2021, 252: 107850.
- [95] BAO H, WU S, WU Z, et al. A machine-learning fatigue life prediction approach of additively manufactured metals[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2021, 242: 107508.
- [96] LI J, YANG Z, QIAN G, et al. Machine learning based very-high-cycle fatigue life prediction of Ti-6Al-4V alloy fabricated by selective laser melting[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 158: 106764.
- [97] ZHU S, ZHANG Y, CHEN X, et al. A multi-algorithm integration machine learning approach for high cycle fatigue prediction of a titanium alloy in aero-engine[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2023, 289: 109485.
- [98] SHEN C, WANG C, WEI X, et al. Physical metallurgyguided machine learning and artificial intelligent design of ultrahigh-strength stainless steel[J]. Acta Materialia, 2019, 179: 201-214.
- [99] ZHAN Z, AO N, HU Y, et al. Defect-induced fatigue scattering and assessment of additively manufactured 300M-AerMet100 steel: an investigation based on experiments and machine learning[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2022, 264: 108352.
- [ 100 ] ZHU B, CHEN Z, HU F, et al. Feature extraction and microstructural classification of hot stamping ultra-high strength steel by machine learning[J]. JOM, 2022, 74(9): 3466-3477.
- [ 101 ] HE L, WANG Z, OGAWA Y, et al. Machine-learningbased investigation into the effect of defect/inclusion on

fatigue behavior in steels[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 155: 106597.

- [ 102 ] XU P, CHEN C, CHEN S, et al. Machine learningassisted design of yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings with high bonding strength[J]. ACS Omega, 2022, 7(24): 21052-21061.
- [ 103 ] ZHU H, LI D, YANG M, et al. Prediction of microstructure and mechanical properties of atmospheric plasmasprayed 8YSZ thermal barrier coatings using hybrid machine learning approaches[J]. Coatings, 2023, 13 (3): 602.
- [104] LIU Y, CHEN K, KUMAR A, et al. Principles of machine learning and its application to thermal barrier coatings[J]. Coatings, 2023, 13(7): 1140.
- [ 105 ] ZHU W, GAN M, YE B, et al. Optimization of the thermophysical properties of the thermal barrier coating materials based on GA-SVR machine learning method; illustrated with ZrO<sub>2</sub> doped DyTaO<sub>4</sub> system[J]. Materials Research Express, 2021, 8(12): 125503.
- [ 106 ] AILSWORTH Z, CHEN W B, LU Y, et al. A hybrid image segmentation approach for thermal barrier coating quality assessments[C]//2021 IEEE 4th International Conference on Multimedia Information Processing and Retrieval. Piscataway, New Jersey: IEEE, 2021: 172-178.
- [107] SHAN X, HUANG T, LUO L, et al. Automatic recognition of microstructures of air-plasma-sprayed thermal barrier coatings using a deep convolutional neural network[J]. Coatings, 2023, 13(1): 29.
- [ 108 ] SHI L, LONG Y, WANG Y, et al. Evaluation of internal cracks in turbine blade thermal barrier coating using enhanced multi-scale faster R-CNN model[J]. Applied Sciences, 2022, 12(13): 6446.
- [ 109 ] HE X, SONG P, HUANG T, et al. Fracture process simulation and crack resistance behavior analysis of transition-layer ceramic coating based on real image reconstruction model[J]. Surfaces and Interfaces, 2024, 46: 104003.
- [110] SUN F, FAN M, CAO B, et al. Terahertz based thickness measurement of thermal barrier coatings using long short-term memory networks and local extrema[J].
  IEEE Transactions on Industrial Informatics, 2022, 18(4): 2508-2517.
- [111] YUAN B, WANG W, YE D, et al. Nondestructive evaluation of thermal barrier coatings thickness using terahertz technique combined with PCA-GA-ELM algorithm[J]. Coatings, 2022, 12(3): 390.
- [112] LI R, YE D, XU J, et al. Multi-scale analysis of terahertz time-domain spectroscopy for inversion of thermal growth oxide thickness in thermal barrier coatings[J].

Coatings, 2023, 13(7): 1294.

- [113] SPRAGUE A, TAVOUSI P, SHAHBAZMOHAMADI S, et al. Automatic nondestructive detection of damages in thermal barrier coatings using image processing and machine learning[J]. Microscopy and Microanalysis, 2022, 28(Suppl 1): 3068-3072.
- [114] LIU Z Y, YANG L, ZHOU Y C. A multiscale model integrating artificial neural networks for failure prediction in turbine blade coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 457: 129218.
- [115] GAO R, MAO W, WANG Y, et al. Intelligent life prediction of thermal barrier coating for aero engine blades[J]. Coatings, 2021, 11(8); 890.
- [116] 段东升. 智能材料在航空工业中的应用和发展建议
   [J]. 科技创新导报, 2019, 16(5): 12-14.
   DUAN D S. Application and development suggestions of smart materials in the aviation industry[J]. Science and Technology Innovation Herald, 2019, 16(5): 12-14.
- [117] 裘进浩,季宏丽,徐志伟,等.智能材料与结构及其在 智能飞行器中的应用[J].南京航空航天大学学报, 2022,54(5):867-888.
  QIU J H, JI H L, XU Z W, et al. Smart materials and structures and their applications on smart aircraft[J].
  - Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2022, 54(5): 867-888.
- [118] LENZEN N, ALTAY O. Machine learning enhanced dynamic response modelling of superelastic shape memory alloy wires [J]. Materials, 2022, 15(1): 304.
- [119] KANKANAMGE U M H U, REINER J, MA X, et al. Machine learning guided alloy design of high-temperature NiTiHf shape memory alloys[J]. Journal of Materials Science, 2022, 57(41): 19447-19465.
- [120] ZHAO X P, HUANG H Y, WEN C, et al. Accelerating the development of multi-component Cu-Al-based shape memory alloys with high elastocaloric property by machine learning[J]. Computational Materials Science, 2020, 176: 109521.
- [121] TREHERN W, ORTIZ-AYALA R, ATLI K C, et al. Data-driven shape memory alloy discovery using artificial intelligence materials selection(AIMS) framework
   [J]. Acta Materialia, 2022, 228: 117751.
- [122] HE J, LI J, LIU C, et al. Machine learning identified materials descriptors for ferroelectricity[J]. Acta Materialia, 2021, 209: 116815.
- [123] LONG T, FORTUNATO N M, ZHANG Y, et al. An accelerating approach of designing ferromagnetic materials *via* machine learning modeling of magnetic ground state and Curie temperature[J]. Materials Research Letters, 2021, 9(4): 169-174.
- [124] XIN C, YIN Y, SONG B, et al. Machine learning-accel-

报

erated discovery of novel 2D ferromagnetic materials with strong magnetization [J]. Chip, 2023, 2(4): 100071.

- [125] SAPKAL S, KANDASUBRAMANIAN B, DIXIT P, et al. Machine learning aided accelerated prediction and experimental validation of functional properties of  $K_{1-x}Na_xNbO_3$ -based piezoelectric ceramics[J]. Materials Today Energy, 2023, 37: 101402.
- [ 126 ] LI W, YANG T, LIU C, et al. Optimizing piezoelectric nanocomposites by high-throughput phase-field simulation and machine learning[J]. Advanced Science, 2022, 9(13): 2105550.
- [127] YUAN R, XUE D, XU Y, et al. Machine learning combined with feature engineering to search for BaTiO<sub>3</sub> based ceramics with large piezoelectric constant[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 908; 164468.

通讯作者:宋鹏(1979—),男,博士,教授,研究方向为涂层 材料结构设计与制备,联系地址:云南省昆明市呈贡区昆明 理工大学民航与航空学院(650093), E-mail: songpeng@ kust.edu.cn

(本文责编:王俊丽)

<sup>[128]</sup> XUE D, BALACHANDRAN P V, YUAN R, et al. Accelerated search for BaTiO<sub>3</sub>-based piezoelectrics with vertical morphotropic phase boundary using Bayesian learning[J]. Proceedings of the National Academy of Sciences, 2016, 113(47): 13301-13306.

收稿日期: 2024-04-01; 录用日期: 2024-05-22

基金项目:国家自然科学基金(52071168);云南省重点研发计划(202303AP140016);云南省重大科技专项(202202AB080011)
第105-116页

第3期

**引用格式:** 李文智,何志平,曹瑶琴. 梯度功能复合材料的研究进展[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 105-116. LI Wenzhi, HE Zhiping, CAO Yaoqin. Research progress in functionally gradient composite materials[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 105-116.

## 梯度功能复合材料的研究进展

## 李文智\*, 何志平, 曹瑶琴

(中国直升机设计研究所,江西景德镇 333001)

**摘要:**随着材料技术的不断进步,近些年各类具有特定功能的高性能材料及超材料呈现出井喷式的研究态势,这一 趋势在航空航天领域尤为显著。随着装备对性能要求的不断提升,单一材料逐渐难以满足界面力学性能和功能一 体化要求,梯度功能复合材料成为解决该难题的重要突破口。本文从功能梯度复合材料的应用背景出发,结合国 外各类材料研究进展和应用现状,探讨该材料的研究意义。针对国内工程领域应用存在的问题,指出功能梯度复 合材料在应用过程中面临的挑战。与国际先进水平相比,我国功能梯度复合材料发展主要面临着3大挑战:一是 制备工艺相对落后,无法实现大尺寸工程化应用;二是性能评价方法空缺,耦合功能评价体系亟需建立;三是材料 性能设计与模拟方法自主知识产权较少,且尚未建立全面数据库作为设计依据,材料设计仍依靠设计者的经验。 最后对梯度功能复合材料的未来应用和发展方向提出建议。

关键词:梯度功能;复合材料;研究进展

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000046

中图分类号: V259 文献标识码: A 文章编号: 1005-5053(2025)03-0105-12

#### **Research progress in functionally gradient composite materials**

LI Wenzhi<sup>\*</sup>, HE Zhiping, CAO Yaoqin

(China Helicopter Research and Development Institute, Jingdezhen 333001, Jiangxi, China)

Abstract: With advancements in material technology, a surge in research and development has been witnessed for various highperformance materials, including metamaterials, each possessing unique functionalities. However, meeting the demands of high performance has rendered the application of a single material insufficient for achieving the required interface mechanical and functional integration properties. Functionally gradient composite materials have emerged as a pivotal breakthrough to address this issue. This paper introduces the application background, as well as the research and application status of functionally gradient composite materials in foreign countries. Furthermore, based on the prevalent issues in the domestic engineering field concerning functionally gradient composite materials, the challenges faced in their utilization are highlighted. When compared to international advanced levels, the development of functionally gradient composite materials in China encounters three major hurdles. Firstly, the preparation process remains relatively underdeveloped, impeding large-scale engineering applications. Secondly, due to the scarcity of performance evaluation methods, there is an urgent necessity to establish a coupled functional evaluation system. Thirdly, there is a scarcity of proprietary intellectual property rights pertaining to material design and simulation methods, coupled with the absence of a comprehensive database. Consequently, material design still largely relies on the experience of designers. Lastly, suggestions for the future application and development of functionally gradient composite materials are proposed.

Key words: functionally gradient; composite materials; research progress

传统材料在工程应用领域的发展逐渐趋于极 展的需求。根据应用需求,复合材料是目前材料最限,需要不断研发新材料以应对各行各业新技术发 先进形式之一,它是由两种或多种材料制成,使材

料的物理和化学性能优于单个材料,甚至出现传统 材料没有的新特性,但传统复合材料在极端机械和 热载荷作用下会因多相界面而发生分层现象,特别 是在航空航天工程中,许多结构部件(防热系统和 发动机)承受严重的热负荷,会使结构部件产生强 烈的热应力,导致结构部件发生损坏甚至失效。为 解决航空航天工程材料在极端环境中出现的热应 力失效问题,引入了"梯度功能复合材料"的概 念。梯度功能复合材料是按照使用需求,通过先进 的材料复合技术,将两种或多种材料复合,使其内 部界面近乎消失,使材料的化学成分、内部结构和 物化性质在特定方向上连续地呈梯度变化的一种 复合材料。

106

20世纪70年代,美国学者在研究中发现了某种功能随结构连续渐变的新材料<sup>[1]</sup>,并预测出这种新材料在工程领域中的应用。1984年,日本学者正式将这种新材料命名为"梯度功能复合材料"<sup>[2]</sup>,同时得到日本科技厅的重视,开展了"关于缓和热应力的梯度功能复合材料开发基础技术的研究"项目,很快引起世界各国对梯度功能复合材料制备技术的研发热情,并投入大量物力与财力将其应用到国防系列关键技术项目中,例如:美国NASP联合计划、英国的空天飞机计划和俄罗斯的图-2000高超音速飞机计划。同时期,我国把梯度功能复合材料的研究列入国家"863"重大项目计划。

目前,梯度功能复合材料的研究已成为备受瞩目的 前沿课题<sup>[3-4]</sup>。

随着航空航天、汽车船舶、新能源、电子芯片 等各类国防、高端制造领域的性能需求不断提升, 梯度功能复合材料因其优越的机械和物理特性,在 各领域的作用越发凸显。以国外近些年梯度功能 复合材料的研究进展和应用能力为出发点,同步论 述国内目前梯度功能复合材料在装甲、热障、耐烧 蚀等关键应用领域的现状、挑战和趋势,并为日后 相关材料的研究提供一些建议。

#### 1 梯度功能复合材料研究

#### 1.1 材料的结构

梯度功能复合材料可以根据大小和结构分为 不同类型<sup>[5]</sup>。从几何角度,梯度功能复合材料可分 为薄材梯度功能复合材料和块材梯度功能复合材 料。从结构上,梯度功能复合材料可以按孔隙率或 晶格结构分类为一种单独类型,其梯度来源于逐渐 分布的孔隙率或晶格结构,而非化学成分的变化。 目前,最常见的类型是根据分级结构分类,可分为 不连续(或渐变型)和连续梯度功能复合材料<sup>[6-7]</sup>, 如图 1(a)和(b)所示:在非连续梯度功能复合材料 中,成分和微观结构通常随界面的出现而逐步变 化;相反,在连续的梯度功能复合材料中,成分和微



图 1 梯度功能复合材料典型结构示意图<sup>[6-7]</sup> (a)非连续梯度功能复合材料结构;(b)连续梯度功能复合材料结构; (c)成分变化;(d)排列不同;(e)分布;(f)尺寸;(g)取向;(h)界面

Fig. 1 Structure diagram of typical functionally gradient composite materials<sup>[6-7]</sup> (a)structure of discontinuous gradient functional composite materials; (b)structure of continuous gradient functional composite materials;
 (c)composition/constituent; (d)arrangement; (e)distribution; (f)dimension; (g)orientation; (h)interface

观结构随位置的变化而不断变化。此外,梯度功能 复合材料中的梯度结构可存在于整个材料中或仅 存在于材料某些局部区域<sup>[8]</sup>。

#### 1.2 材料的设计

梯度功能复合材料的设计一般使用逆向设计 原理,即按照实际需求对梯度功能复合材料的成分 和结构的梯度分布进行设计。以梯度功能复合材 料缓和热应力为例, 根据应用所处的热环境和结构 部件的形状,确定热应力学边界条件,以数据库为 基础选择符合合成条件的材料成分体系、成分分布 函数和制备方法,然后按照材料的复合定律、微观 力学理论、材料性能数据库等进行材料的性能预 测,最后实施温度分布和热应力分布计算。再次改 变梯度成分分布函数和材料成分组合,重复上述过 程,得到确定的成分组合体系使得热应力达到最小 值。最后将设计得到的成分制备成材料,合成后的 材料经过表征和性能评价再反馈到材料设计数据 库<sup>[6]</sup>。因此,梯度功能复合材料的设计需要3个主 要元素:(1)确定材料的结构和形状、热-力边界条 件和成分分布函数;(2)验证用于热参数模型的数 据和复合材料;(3)采用适当的数学-力学模型计算 方法,包括有限元法计算梯度功能复合材料的应力 分布,使用通用和自发计算辅助设计软件进行优化 设计。

#### 1.3 材料的制备

根据材料类型和应用的不同,可以采用多种不同的物理和化学方法来制备梯度功能复合材料。 这些方法的原理可以归纳为两大类<sup>[9-10]</sup>:结构加工和质量传输。在第一类中,从一个适当的分布开始,梯度功能复合材料是一层一层构造的,梯度实际上是在空间中逐层变化,该原理的优点是制造不受限制的梯度渐变数;在第二类原理中,组分内的梯度取决于自然传输现象,例如流体的流动,原子种类的扩散或热传导。然而,近 20 年来自动化技术的进步为梯度材料本构、级配工艺提供了技术和 经济上的可行性。梯度功能复合材料主要的制备 方法包括化学气相沉积、粉末冶金和离心铸造等, 表1总结了薄膜/涂层和块状梯度功能复合材料制 造技术的细节<sup>[9-14]</sup>。化学气相沉积主要用于薄膜 /涂层梯度功能复合材料的制备,以热、等离子体或 光为能源的化学气相沉积技术使用的典型气体包 括:溴化物、氢化物和氯化物。通过仔细控制气体 比、气体压力、流速、气体类型和沉积温度<sup>[9]</sup>,可以 获得梯度功能复合材料所需的化学成分梯度。化 学气相沉积制备梯度功能复合材料具有成分可控、 连续变化、低温制备成形等优点。然而,化学气相 沉积技术通常是能源密集型的,有时会产生有害气 体。用于制造块状梯度功能复合材料的加工技术 可分为液相法和固相法。

粉末冶金(powder metallurgy, PM)技术通过 4 个基本步骤制备梯度功能复合材料:预先设计材 料的结构空间分布、粉末的制备和混合、粉末成型 和烧结致密<sup>[12]</sup>。粉体的制备方法有化学反应法、 电解沉积法、研磨法和雾化法等。粉末成型是将粉 末压制成几何形状,通常在室温下进行,强度取决 于预压致密度。该方法的制备重点是控制粉末的 称量精度和混合粉末的分散性<sup>[10-11]</sup>。

在离心铸造方法中,通过模具的旋转利用重力 生产梯度功能复合材料。此方法适合生产圆柱型 零件<sup>[8]</sup>。将熔化的金属倒入旋转模具中,继续旋转 直到金属凝固。离心铸造法的主要优点是提高了 金属的密度,使铸件的实际力学性能提高了 10%~15%,并提供了均匀的冶金结构<sup>[14]</sup>。成分梯 度是由熔融金属和固体颗粒之间的密度差异产生 不同的离心力导致的。由于成分梯度是通过自然 过程(离心力和密度差)形成的,所以产生的梯度类 型比较有限。

#### 1.4 材料的应用

梯度功能复合材料最初的目的是缓和航空航 天材料在极端的温度梯度下引起的高热应力,由于

· 1 [9-14]

Table 1 Main preparation methods of functionary gradient composite materials							
Species	Vapor phase method	Liquid phase method	Solid phase method	Other methods			
Preparation method	Chemical vapor deposition, physical vapor deposition, thermal spraying, surface reaction	Centrifugal casting, gel injection molding, precipitation, cast molding, slip casting, electrophoretic deposition, directional solidification	Powder metallurgy, spark plasma sintering	Self-propagating high- temperature synthesis, plasma spraying, electrodeposition			
Material type	Film/Coating	Block	Block	Film/Coating			

表 1 梯度功能复合材料的主要制备方法<sup>[9-14]</sup>

梯度功能复合材料结构/成分在空间上具有渐变特 性,使其能够设计成特定性能或功能的高级工程材 料,在航空航天、生物工程、能源和核工业等众多 高科技应用领域获得广泛应用。梯度功能复合材 料按照不同的应用标准可以分成不同的类型,具体 如表2所示[6,15-19]。

No.	Material type	Requirements	Application
1	SiC-SiC	Corrosion resistance and hardness	Combustion chambers
2	Al-SiC	Hardness and toughness	Combustion chambers
3	SiC <sub>w</sub> /Al-alloy	Thermal resistance and chemical resistance	CNG storage cylinders, diesel engine pistons
4	E-glass/epoxy	Hardness and damping properties	Brake rotors, leaf springs
5	Al-C		Drive shafts, hubble space telescope metering truss assembly, turbine rotor, turbine wheels
6	Al-SiC		Flywheels, racing car brakes
7	SiC <sub>p</sub> /Al-alloy	High melting point, low plasticity and high hardness	Motorcycle drive sprocket, pulleys, torque converter reactor, shock absorber
8	Carbon and glass fibers		Propulsion shaft
9	Glass/Epoxy		Cylindrical pressure hull, sonar domes
10	TiAl-SiC fibers		Composite piping system, scuba diving cylinders
11	Be-Al		Floats, boat hulls, wind tunnel blades, spacecraft truss structure, reflectors, solar panels, camera housing
12	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al-alloy	Good thermal and corrosive	Rocket nozzle, wings, rotary launchers, engine casing
13	Carbon/Bismaleimide		Drive shaft, propeller blades, landing gear doors, thrust reverse ( heat exchanger panels, engine parts )
14	Carbon/Epoxy	Lightweight and good damping properties	Helicopter components viz.rotor drive shaft, mast mount, main rotor blades
15	SiC <sub>w</sub> /6061	Hard and toughness	Racing bicycle frame, racing vehicle frame
16	Al-alloy/CNT	Light weight and high stiffness	Artificial ligaments, MRI scanner cryogenic tubes, wheelchairs, hip joint implants, eyeglass frames, camera tripods, musical instruments

## Table 2 Application classification of functionally gradient composite materials [6, 15-19]

#### 1.4.1 航空航天

如前所述,梯度功能复合材料是一类材料的性 能可以从一个表面到另一个表面不断变化的复合 材料。这种材料的渐变特性降低了热应力、残余应 力和应力集中。由于梯度功能复合材料性能的变 化可以看作材料厚度的平滑函数,因此梯度功能复 合材料可以在极高温度环境下定制材料的性能。 如航天飞机的发动机燃烧气体一侧温度在 2000 ℃ 以上, 而另一侧直接接触致冷材料液氢, 巨大的温 差将使材料内部产生巨大的应力。梯度功能复合 材料由外表面的陶瓷和内表面的金属组成, 消除了 热膨胀系数之间的突变,提供了热/腐蚀保护,因此 梯度功能复合材料能够承受很高的热梯度,适用于 航天飞机机体、火箭发动机等结构部件[15]。

#### 1.4.2 生物工程

梯度功能复合材料在生物医学领域的应用越 来越受到重视,特别是在种植牙、膝关节替换和髋 关节替换等领域。因为人类的骨头和牙齿,其外壳 坚韧,内部疏松多孔,是一种典型的梯度功能复合 材料<sup>[16]</sup>。所以牙科植入材料进行功能梯度分级,制 定最佳机械性以此实现预期的生物相容性。

#### 1.4.3 核能

梯度功能复合材料的高强度、耐热性和耐腐蚀 性为下一代核工业的发展提供了可靠的保证。核 能发电、核能和储存核武器是极其危险的。一旦发 生事故,将造成严重后果。因此,必须确保其安全 性。梯度功能复合材料是一种高强度、耐热、屏蔽 材料,在核电炉的建材和核电炉的内壁材料上显示

出极大的优越性,极大地保护了核工业的安全<sup>[17]</sup>,同时在核聚变反应堆的应用中,显示出良好的热应 力松弛效果,使核聚变反应更安全。

1.4.4 装甲材料

梯度功能复合材料最重要的特性之一是能够 抑制裂纹扩展。这一特性可以应用到国防材料中 的装甲板和防弹背心等抗穿透材料。

1.4.5 能源

梯度功能复合材料还具有耐热性、耐腐蚀性和 耐热冲击性等特殊性能。特别是各种特殊梯度功 能复合材料的开发使梯度功能复合材料在能源领 域发挥了重要作用。例如,在发电系统方面,梯度 热电能量转换材料使发射器在 1860 ℃ 的高温工作 环境下避免破裂,大大降低了系统的热应力<sup>[18]</sup>。它 们用作热障涂层,作为燃气轮机发动机涡轮叶片的 保护涂层<sup>[19]</sup>。

梯度功能复合材料以其新颖的概念和优异的 性能已成为现代材料研究的基石,在国防、能源、 航空航天和生物等领域有着广泛的应用。随着梯 度功能复合材料制备技术的不断发展,材料的制备 工艺在时间还能缩短,可以对合金、金属、陶瓷和 复合材料在不同几何形状下进行无限组合,在下一 代高密度梯度功能复合材料的开发和更好地控制 热应力分布方面还有巨大的开发潜力,故其研究和 应用领域还在不断扩大。梯度功能复合材料的研 究具有学科前沿性和开拓性,可以为新一代材料的 开发和工程化应用提供理论支持和实验数据,这对 于我国航空航天、国防科技和国民经济的发展都有 重要意义。

#### 2 国外发展现状及趋势

得益于国外航空航天、海洋化工快速发展,对 隔热、耐腐蚀、耐冲蚀等技术提出的更高性能要 求,梯度功能复合应运而出,实现了相关产业产品 的技术革新和产品升级。

#### 2.1 隔热梯度功能复合材料

国外隔热梯度功能复合材料发展至今已有近 50年的历史,主要以陶瓷和金属为主。目前隔热功 能材料主要用于飞行器热端部件和发动机内部材 料,在保证高隔热能力的前提下,可实现高可靠性 与耐久性。

基于隔热功能梯度的优异性能和在航空航天 领域的重要性,国外已投入大量资源支持其发展, 近年来,出现了大量关于隔热梯度材料新制备技术

的报道<sup>[20]</sup>。作为较先提出梯度功能复合材料这一 概念的国家<sup>[21]</sup>,日本在隔热梯度功能复合材料领域 处于先进水平,日本东北大学 Takashi 等<sup>[22]</sup>采用激 光化学沉积技术(laser chemical vapor deposition, LCVD),制备出一系列氧化物薄膜梯度功能复合材 料,并探究不同氧化物对 LCVD 过程温度的依赖 性,并成功以 3000 µm/h 的高速率沉积出氧化钇部 分稳定氧化锆(yttria-stabilized zirconia, YSZ)涂 层,证明 LCVD 制备方式的优越性。华盛顿州立大 学<sup>[23]</sup>也在 2014 年通过 3D 打印技术制备出两种 不同材料组成的梯度复合材料,成功制备出了 Ti6Al4V+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>复合材料、Ti-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>复合材料、镍 铜-铜梯度结构复合材料等梯度功能复合材料。以 镍铜-铜梯度结构为例,在 Inconel 718 合金上沉积 GRCop-84 后, 能提升其耐高温性能, 可大幅提高 发动机的寿命和燃油效率。英国拉夫堡大学 Mumtaz 等<sup>[24]</sup>采用激光选区熔覆技术制备了 Waspaloy 合金-YSZ 梯度复合材料, 如图 2 所示, 其 致密度可达 99.66%, 制备出的样品呈明显的梯度 分布,而且由于熔覆过程中熔池内液体的流动,内 部层与层之间成分渐进式变化,减少了因成分突变 导致的热应力,提高材料在热循环下的寿命,具备 作为新型航空发动机内部材料的潜力。

除了提出新的制备方法外,还有大批学者在新型梯度材料的设计方向进行了大量的工作。昆士 兰大学 Tsukamoto<sup>[25]</sup> 通过非线性微机械法设计的 Ni-ZrO<sub>2</sub> 梯度材料通过控制陶瓷相的蠕变能力,能 有效防止陶瓷相蠕变引起的热断裂,具有更高的循 环寿命。卡尔顿大学 Huang 等<sup>[26]</sup> 设计了多层抑辐 射热障涂层结构,这种结构能在保持低热导率的同 时,通过层间多界面的反射作用,对 90% 的热辐射 进行有效的防护,其在高温下的防护能力明显高于 传统热障涂层体系。此外,Esmaeilkhanian 等<sup>[27]</sup> 阐 明了不同成分掺杂、纳米结构设计下的功能梯度氧 化锆基热障涂层的性能,评估了不同类型功能梯度 热障材料设计的优缺点,为后续工程应用提供了有 力支撑。

#### 2.2 耐冲蚀梯度功能复合材料

实现耐冲蚀功能需要材料具有良好的热力学性能,如较强的热稳定性、断裂韧性、硬度、耐磨性等,而随着科学技术的不断发展,材料的服役环境愈发苛刻,普通陶瓷、金属及其复合材料难以满足性能需求,梯度功能复合材料的出现为解决这一问题提供了可能,因此近年来大量学者针对梯度功能复合材料的材料体系、制备工艺以及性能等进行了





图 2 激光选区熔覆技术制备 Waspaloy 合金-YSZ 梯度复合材料<sup>[24]</sup> (a)激光选区熔覆技术示意图; (b)Waspaloy 合金-YSZ 功能梯度材料界面

Fig. 2 Preparation of Waspaloy alloy YSZ gradient composite material using laser selective melting technology<sup>[24]</sup> (a)schematic diagram laser selective melting technology; (b)cross section of waspaloy alloy YSZ gradient composite material

相关研究,目前的研究主要集中在陶瓷和金属体系。 加泰罗尼亚理工大学 Hvizdoš等<sup>[28]</sup>采用电泳 沉积和无压烧结法制备 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ZrO<sub>2</sub> 梯度功能复合 材料,材料致密度极高,相对于纯 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,该梯度功 能复合材料在硬度、断裂韧性、残余应力方面得到 了优化,抑制表面裂纹横向拓展能力大大增强,耐 热冲击能力提高。Rajasekhar等<sup>[29]</sup>采用粉末冶金 法制备了 Al-Cu 功能梯度涂层。研究表明相对于 Al-Cu 均匀混合的非梯度功能复合材料,梯度功能 复合材料的相对密度及硬度更高,且 10%Cu 含量 的梯度功能复合材料的界面结合力最强。

相对于单纯用金属或陶瓷材料制备的梯度 功能复合材料,将二者复合来制备新型梯度功能 复合材料的研究更多。日本千叶大学的 Mishina 等<sup>[30]</sup>采用放电等离子烧结工艺制备了由 ZrO<sub>2</sub>和 ZrO<sub>2</sub>/AISI316 L 复合材料组成的梯度功能复合材料,截面宏、微观形貌如图 3 所示,其断裂韧性、弯曲强度和耐磨性能要明显优于单层 ZrO<sub>2</sub>,并且与材料的整体厚度有着密切关系。Übeyli等<sup>[31]</sup>采用粉末冶金法制备了不同厚度的 SiC-AA7075 梯度功能复合材料,25 mm 厚度以下的梯度功能复合材料无法抵抗弹丸冲击测试,在轻质要求下难以用作装甲材料。

随着科学技术与制备手段的不断发展,目前也 产生了许多纳米体系材料与传统金属、陶瓷复合制 备的梯度功能复合材料。Salama等<sup>[32]</sup>使用碳纳米 管和 Al 粉经过球磨混合,注模挤压,烧结以及热挤 压工艺制备了一种新型梯度功能复合材料,该材料



图 3 ZrO<sub>2</sub>和 ZrO<sub>2</sub>/AISI316 L 复合材料组成的梯度功能复合材料的截面形貌<sup>[30]</sup> (a)梯度复合材料截面图;(b)梯度复合材料显微图像(白色为 ZrO<sub>2</sub> 中的 AISI316L)

Fig. 3 Cross section morphology of functionally gradient composite materials composed by  $ZrO_2$  and  $ZrO_2/AISI316L$  composite materials<sup>[30]</sup> (a)cut section of FGM; (b)micrographs of the structure of FGM (white part is AISI316L in  $ZrO_2$ )

具有良好的拉伸与压缩强度,并且外层硬度远大于 芯部,实现了强度、韧性和轻质的优化结合。

#### 2.3 耐腐蚀梯度功能复合材料

韩国延世大学 Kim 等<sup>[33]</sup>通过低压化学气相沉积技术在 C/C 复合材料上设计了 C/SiC 梯度材料来抑制 C/C 复合材料的高温氧化腐蚀,如图4 所示。采用梯度功能复合材料保护的 C/C 材

料在高温下的裂纹宽度明显低于普通 C/C 复合材料。巴西航空航天技术中心<sup>[34]</sup> 也采用梯度功能 复合材料来对 C/C 复合材料进行抗氧化防护,其 采用 ZrB<sub>2</sub>-SiC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>体系,并在其中加入 SiC 和 B<sub>4</sub>C,形成梯度功能复合材料,能在高温下有效减少 体系的质量损失,这种体系具有良好的高温耐氧化 腐蚀效果。



图 4 C/SiC、C/C 梯度材料截面图<sup>[33]</sup> (a)C/SiC-C/C 梯度材料截面图; (b)Si 成分分布 Fig. 4 Cross section morphology of C/SiC, C/C functionally gradient composite materials<sup>[33]</sup> (a)cross section of C/C-C/SiC FGM; (b)distribution of silicon

伊斯坦布尔理工大学 Gok 等<sup>[35]</sup> 制备 Gd<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>/ Ce-Y 共稳定 ZrO<sub>2</sub>(GZ/CYSZ)梯度涂层,在保证其 低热导的情况下,有效抑制发动机内部熔盐对 YSZ 的腐蚀。从熔盐腐蚀后的微观截面图中可以 观察到 YSZ 层在腐蚀后出现明显纵向裂纹,而 GZ/CYSZ 梯度涂层则无明显裂纹出现,呈现良好 的耐腐蚀性。此外,在高温热烧蚀防护研究领域方 面, Naik 等<sup>[36]</sup> 采用火花等离子体烧结方法设计出 不含缺陷的 ZrB<sub>2</sub>-B<sub>4</sub>C 功能梯度复合材料结构,显 著降低密度同时保证高温抗烧蚀能力。意大利学 者 Silvestroni 等根据数值模拟和复合材料的有效微 观结构特征,建立了同时具有失效容限和抗烧蚀性 能的陶瓷的主要准则,实现了抗烧蚀材料力学性能 的进一步提升<sup>[37]</sup>。

目前梯度功能复合材料仍有超高温防护、激光防护等很多新的方向值得研究,随着纳米技术的发展,梯度功能复合材料的应用领域将会越来越广, 在国防应用需求的背景下,更多功能耦合的梯度功能复合材料将会应运而生。

#### 3 国内发展现状

国内梯度功能复合材料的概念由武汉工业大学(现武汉理工大学)袁润章教授提出,并在金属

/陶瓷复合刀具的研究中率先开展相应工作。随 后,武汉工业大学和北京科技大学分别承担了我国 梯度功能复合材料在核技术和军工应用的研究工 作。此外,上海硅酸盐研究所、沈阳金属所、天津 大学以及哈尔滨工业大学等单位在材料设计、制备 工艺和评估等方面做了大量工作,取得了一定的研 究成果。针对国防装备所需的高性能材料,国内研 究人员针对装甲材料、热障梯度功能复合材料、超 音速飞行器所需材料等方向展开了研究。

#### 3.1 功能梯度复合装甲材料

现阶段国内对于陶瓷装甲梯度功能复合材料的研究主要集中在材料设计、界面变化及穿透机理和性能模拟预测方面,主要涉及金属/金属与金属/陶瓷复合梯度材料,研究较为广泛。近几年目前用于装甲防护的陶瓷金属梯度复合材料体系主要集中在这几类:一种是 TiB(或 TiB<sub>2</sub>)-Ti 系;一种是 SiC(或 B<sub>4</sub>C, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)-Al 系;还有一种是陶瓷-金属化合物体系和陶瓷/高分子材料。梯度复合装甲材料可以在提升抗弹能力的同时,提升装甲的比强度、比刚度、抗腐蚀和耐磨性<sup>[38]</sup>。

在材料体系与性能研究方面,北京理工大学王 富耻团队相关研究开展较早,并获得了较好的成 果。该团队针对梯度陶瓷-金属装甲复合材料开展 了系统性的研究,并制备出了高陶瓷体积分数、抗

弹性能接近碳化硅陶瓷同时具备良好的抗多发性 能的 SiC<sub>3D</sub>/Al 梯度复合材料。该材料体系中所形 成的三维互穿结构,有效提升了复合材料的防护性 能。基于该材料制备的针对小口径枪弹威胁的复 合装甲结构抗弹性能达到先进水平<sup>[39-40]</sup>。同时,近 年来对于石墨烯分散和增韧机理研究的不断深入, 相应装甲技术也获得了发展,中国航发北京航空材 料研究院联合多家单位开展了石墨烯改性 B<sub>4</sub>C 复 合陶瓷装甲的研究,形成了包含复合材料、陶瓷、 纤维等复合梯度装甲材料设计方法,在装甲密度降 低的情况下,防护能力仍满足要求<sup>[41]</sup>。宋亚林等<sup>[42]</sup> 研究了 TiB<sub>2</sub>/Ti-6Al-4V 梯度复合装甲的防护机制 和防护能力,发现相比于 TiB, 基陶瓷, 复合界面有 效缓和了声阻抗失配状况,提高了剪切强度,使防 弹性能得以显著提升。此外,近些年陶瓷-金属功 能梯度复合装甲材料的研究及发展热度迅速升温, 哈尔滨工业大学 Zhong 等<sup>[43]</sup> 研究了 TiB/Ti 系功能 梯度复合装甲不同配比下不同声阻抗的抗侵彻能 力,为梯度装甲防护能力的声阻抗设计提供了可借 鉴的数据及方法。

同时,国内对梯度复合装甲材料的毁伤防护机 制及弹道也开展了较为深入的研究。哈尔滨工业 大学 Wang 等<sup>[44]</sup>利用 LS-DYNA 软件模拟研究了 陶瓷颗粒增强金属基体的轻质功能梯度装甲在受 到 12.7 mm 弹体不同角度袭击的穿透机理。西北 工业大学刘国玺<sup>[45]</sup>以 TiB<sub>2</sub>/Ti 轻质陶瓷梯度复合 装甲为依托,揭示了反射波和入射波叠加后在界面 形成的拉伸应力随界面组分梯度和层间厚度的变 化规律,提出了陶瓷/金属梯度复合装甲的冲击侵 彻分析模型。Li 等<sup>[46-49]</sup>对陶瓷-金属功能梯度复合 材料的弹道性能和防弹能力进行了模拟,为装甲结 构设计和抗弹侵彻能力提升奠定了理论基础,逐步 提升了复合装甲设计能力,向工程化能力提升又迈 进一步。

#### 3.2 功能梯度热障材料

针对在航空航天领域蒙皮、喷管等位置所处高 温状态与基体低温工作要求矛盾的问题,为实现基 体热防护目的同时降低材料界面因热应力而损伤 的可能,热障梯度功能复合材料应运而生。国内此 方面的研究相对广泛,主要为应用在热防护部件表 面的热障涂层形式。

北京理工大学王富耻团队在 20 世纪末着手开 展相关研究,形成了具有良好界面结合和热防护能 力的 Ni/Al-YSZ 体系,并不断完善机理研究,取得 了良好的应用前景<sup>[50-51]</sup>。同时华中科技大学刘德 健团队利用激光熔注技术实现了 ZrO<sub>2p</sub>/Ti-6Al-4V 梯度热障复合材料层的制备及组织性能研究,形成 具有良好的隔热性能的制备工艺方法和材料体系, 热导率最低降至 3.4 W/(m·K)<sup>[52]</sup>。

此外,针对各类传统陶瓷材料如 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、YSZ 等如何形成热障梯度功能复合材料<sup>[53-55]</sup>,以及相关 的材料模拟设计和失效分析也有较多的报道,多局 限于现有材料体系的进一步掺杂表征及模拟分析, 新工艺、新机理、新模型等新颖性高的研究报道仍 有待深化。

#### 3.3 超音速飞行器耐烧蚀材料

目前国内对于超音速飞行器的研究也逐渐开展,应用于超高速飞行器热防护梯度功能复合材料的研究主要集中于 Al-SiC、SiC-SiC、C/SiC-超高温陶瓷等体系,以实现飞行器在不同位置实现轻质、抗氧化热防护的目的。国内现从材料体系研究制备和模拟性能研究等方面逐渐缩短与国外的差距。

肖淳<sup>[56]</sup>研究了梯度功能复合材料的多尺度建 模的问题,利用异质多尺度法(HMM)对系数剧烈 震荡的热弹性方程进行宏观建模,并估计模型误 差,形成一套较为准确的性能模拟方法。曾涛等<sup>[57]</sup> 针对高速飞行器的防热需求,设计了 C/SiC 陶瓷基 梯度点阵热防护结构。基于离散坐标辐射模型和 层流模型,建立了传导、辐射、对流换热耦合条件 下梯度点阵结构的三维传热模型,获得了梯度点阵 结构传热系数的计算方法,提出了 C/SiC 陶瓷基梯 度点阵结构设计和使用过程中需要重点考虑的因 素。此外,西北工业大学、中南大学等高校在应用 于超高速飞行器的超高温防护材料方面也开展了 广泛研究。Wang 等<sup>[58]</sup> 设计了一种将晶格玻尔兹 曼方法和有限体积方法相结合的综合方法,提出了 一种具有定向传热功能的三维高导热碳/碳复合热 防护系统,以实现驻点区的高效热防护设计。 Dai 等<sup>[59]</sup> 建立了用于高超音速飞行器(HFV)的中 空圆柱结构多层热防护系统(TPS)的模型,并对其 热机械响应进行了研究,提出一种数值方法来求解 完整的非线性控制方程,综合提升了材料性能模拟 及预计能力,为国内超高温防护材料性能模拟打下 了一定基础。

#### 3.4 其他梯度功能复合材料

梯度功能复合材料在其他军工领域也有着广 泛的研究与应用。高初速、高射速火炮由于使用频 繁往往容易磨损和疲劳,在内膛表面利用物理气相 沉积(PVD)方法制备梯度耐烧蚀涂层,是解决上述

问题的有效途径之一。第五二研究所宁波分所和 哈尔滨工业大学共同采用核控溅射方法,通过控制 功率的变化来达到控制成分的目的,制备出的 Ta-10W/钢梯度涂层材料呈现出优异的耐烧蚀性能<sup>[60]</sup>。 唐新峰等<sup>[61]</sup>采用真空烧结与热压烧结技术分别制 得了 \$24 mm× 516 mm PSZ-Mo 系无宏观缺陷的梯 度功能复合材料试样、\$30 mm × 5 mm PSZ-Mo 系 无宏观缺陷的梯度功能复合材料试样和 MgO/Ni 系梯度功能复合材料。葛昌纯团队<sup>[62]</sup>成功研制出 了新一代开发聚变能的关键材料——耐高温等离 子体冲刷梯度功能复合材料。该材料在物理、化学 溅射、热解吸特性和高热负荷性能等方面都达到了 预期的研究目标。凌云汉等<sup>[63]</sup>用超高压梯度烧结 法, 成功制备出密度达 96% 的 W-Cu 梯度功能复合 材料,有望成为航空航天用高温结构梯度功能复合 材料。Cheng 等<sup>[64]</sup> 研究了功能梯度硬质合金(FGCC) 的腐蚀行为,为 WC-CoNiCrFe 的耐蚀机理提供了 理论指导,而且为制备高耐蚀性硬质合金提供了新 的途径。

#### 4 主要任务及挑战

通过对比国内外的研究现状,可以看出我国在 高性能梯度功能复合材料虽已经取得了一定的成 果,但与国际先进水平仍有较大差距,针对该差距, 结合目前国内已有的研究基础,我国目前的主要任 务与挑战可归为以下三个方面。

#### 4.1 梯度功能复合材料制备工艺

国内高性能梯度功能复合材料制备工艺成 熟度相对较低,制备大尺寸复杂形状及工程化能力 不足。高性能梯度功能复合材料对设备的要求 较高,且当前制备方法相对繁琐,制备成本较高, 快速有效地制备出大尺寸、不受形状限制的梯度功 能复合材料是该类材料走向成熟应用必须攻克的 难关。

#### 4.2 梯度功能复合材料性能评价

国内目前缺乏对于功能梯度复合材料成熟有 效的性能评价体系或标准。当前的材料性能评价 大多针对均质材料,对于梯度功能复合材料这种材 料成分与性能都呈梯度变化的新型材料,常规的监 测手段难以进行准确反映,且目前国内普遍没有建 立统一的梯度功能复合材料性能标准或体系,该问 题已经成为制约该类材料发展的因素之一。如何 针对梯度功能复合材料建立热性能、耐磨性能、耐 腐蚀性能、耐辐射性能等评价体系,成为该类材料 未来发展必须解决的问题之一。

#### 4.3 梯度功能复合材料性能模拟

梯度功能复合材料模型建立、性能模拟及分析 较为薄弱,数据量零散且不具备拓展分析能力。梯 度功能复合材料的设计需要综合考虑材料成分类 型、成分比例以及成分变化趋势等因素,仅依靠实 验与分析会造成大量的财力和人力资源的浪费。 结合大数据分析计算机模拟,有望高效寻找合适的 梯度材料体系并确定成分梯度。但当前梯度功能 复合材料性能模型建立以及数据库的建立还无法 实现材料设计的目标,仍需通过对材料组织成分的 演变以及成分与性能之间关系的研究,完善材料性 能模拟模型,并建立更加全面的数据库为大数据分 析提供基础。

#### 5 结束语

梯度功能复合材料在国防装备领域有着巨大的应用潜力,但实际的工程应用很少,还主要处于 应用研究阶段,这主要是由于相关材料的制备工 艺、性能评价以及材料性能模拟等方面与实际的工 程应用还有一定的脱节,一些高性能梯度功能复合 材料在实际的批量化工程应用过程中难以实施。 未来梯度功能复合材料的研究方向应聚焦以下 3个方面:

(1)当前材料制备方法只能制备尺寸小、形状 简单的梯度功能复合材料,需要开发研究新型的材 料制备技术,如微波合成与烧结法、分子自组装 法、快速成型法等,深入研究电、磁、热等因素对制 备工艺的影响,能够对梯度功能复合材料的制备和 应用提供更广阔的途径。

(2)基于梯度功能复合材料成分与性能呈梯度 变化的特点,建立统一的梯度功能复合材料性能标 准,针对该类材料的热性能、耐磨性能、耐腐蚀性 能、耐辐射性能等,逐一开展相关研究工作,探究材 料在高温、强腐蚀、强辐射条件下的响应规律,制 定出合理可靠且稳定的性能测试方案以及统一的 评价标准。

(3)建立梯度功能复合材料成分设计模型,在 深入研究复合材料成分梯度与材料性能之间关系 的基础上,建立并优化材料成分与性能之间的数学 模型,实现通过计算机对梯度功能复合材料性能的 预测。同时,结合大数据分析,借助于现有梯度功 能复合材料体系以及现有材料数据库,建立大数据 预测模型,实现材料设计过程中的高效选材。

#### 参考文献:

- [1] BEVER M B , DUWEZ P E. Gradients in composite materials[J]. Material Science and Engineering, 1972, 10: 1-8.
- [2] 新野正之,平井敏雄,渡边龙三. 倾斜机能材料——宇宙 机用超耐热材料应用[J]. 日本复合材料学会志, 1987, 13(6):257.
  SHINO M, HIRAI T, WATANABE R. Tilting functional materials-application of ultra heat resistant materials for cosmos [J] Journal of the Japan Composite Materials Society, 1987, 13(6):257.
- [3] BHAVAR V, KATTIRE P, THAKARE S, et al. A review on functionally gradient materials (FGMs) and their applications[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2017, 229: 012021.
- [4] SALEH B, JIANG J, FATHI R, et al. 30 years of functionally graded materials: an overview of manufacturing methods, applications and future challenges[J]. Composites Part B, 2020, 201; 108376.
- [5] NAEBE M, SHIRVANIMOGHADDAM K. Functionally graded materials: a review of fabrication and properties[J]. Applied Materials Today, 2016, 5: 223-245.
- [6] UDUPA G , RAO S S, GANGADHARAN K V. Functionally graded composite materials: an overview [J].
   Procedia Materials Science, 2014, 5: 1291-1299.
- [7] MAHMOND D, ELBESTAWI M A. Lattice structures and functionally graded materials applications in additive manufacturing of orthopedic implants: a review[J]. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2017, 1(2):13.
- [8] LIU Z, MEYERS M A, ZHANG Z, et al. Functional gradients and heterogeneities in biological materials: design principles, functions, and bioinspired applications[J].
   Progress in Materials Science, 2017, 88(6): 467-498.
- [9] MAHAMOOD R M, AKINLABI E T, SHUKLA M, et al. Functionally graded material: an overview[C]// Proceedings of the World Congress on Engineering(WCE 2012). London: International Association of Engineers, 2012: 1593-1597.
- [10] GROVES, J F, WADLEY H N G. The control of particle size in fluidized bed classifiers[J]. Composites Part B, 1997, 28(1/2): 57-69.
- [11] LI W, HAN B. Research and application of functionally gradient materials[C]// IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018: 022065.
- [12] STEWART S, AHMED R, ITSUKAICHI T. Contact fatigue failure evaluation of post-treated WC-NiCrBSi functionally graded thermal spray coatings[J]. Wear, 2004, 257(9/10): 962-983.
- [13] KHOR K A, GU Y W. Effects of residual stress on the

performance of plasma sprayed functionally graded ZrO<sub>2</sub>/NiCoCrAlY coatings[J]. Materials Science & Engineering A, 2000, 277(1/2): 64-76.

- [14] ZHU J, LAI Z, YIN Z, et al. Fabrication of ZrO<sub>2</sub>-NiCr functionally graded material by powder metallurgy[J]. Materials Chemistry and Physics, 2001, 68(1/3): 130-135.
- [15] FUKUI Y. Vibration, control engineering, engineering for industry[J]. Japan Society of Mechanical Engineer, 1991, 34(1): 144-148.
- [ 16 ] MARIN L. Numerical solution of the Cauchy problem for steady-state heat transfer in two-dimensional functionally graded materials[J]. International Journal of Solids and Structures, 2005, 42(15): 4338-4351.
- [17] POMPE W, WORCH H, EPPLE M, et al. Functionally graded materials for biomedical applications[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 362(1/2): 40-60.
- [ 18 ] ZHAO P, GUO S B, LIU G H, et al. ast fabrication of W-Cu functionally graded material by high-gravity combustion synthesis and melt-infiltration [J]. Journal of Nuclear Materials, 2014, 445(1/3): 26-29.
- [19] HUANG R. Optimization design and research progress of functionally graded thermoelectric materials[J]. Journal of Chifeng University (Natural Science Edition), 2016, 32(24): 33-34.
- [20] MONDAL K, NUNEZ L, DOWNEY C M, et al. Thermal barrier coatings overview: design, manufacturing, and applications in high-temperature industries [J]. Industrial & Engineering Chemistry Research, 2021, 60(17): 6061-6077.
- [21] MUELLER E, DRASAR Č, SCHILZ J, et al. Functionally graded materials for sensor and energy applications[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 362(1/2): 17-39.
- [22] TAKASHI G, TEIICHI K. Laser chemical vapor deposition of thick oxide coatings[J]. Key Engineering Materials, 2006, 317/318; 495-500.
- [23] 佚名. 美国首次实现梯度复合材料构件一步成形[J]. 锻压装备与制造技术, 2018, 53(3):4.
  Anon. The United States has achieved one-step forming of gradient composite components at the first time[J]. China Metal Forming Equipment Manufacturing Technology, 2018, 53 (3):4.
- [24] MUMTAZ K A, HOPKINSON N. Laser melting functionally graded composition of Waspaloy® and zirconia powders[J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(18): 7647-7656.
- [25] TSUKAMOTO H. Design of functionally graded thermal barrier coatings based on a nonlinear micromechanical approach[J]. Computational Materials Science, 2010, 50(2): 429-436.

- [26] HUANG X, WANG D, PATNAIK P, et al. Structural materials: properties, microstructure and processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, A460/461: 101-110.
- [27] ESMAEILKHANIAN A, SHARIFIANJAZI F, AHMA-DI E, et al. Thermal barrier coating with improved durability: an overview of doped, nanostructured, multilayered, and gradient-structured zirconia-based thermal barrier coatings[J]. Materials Today Communications, 2023: 107514.
- [28] HVIZDOŠ P, JONSSON D, ANGLADA M, et al. Mechanical properties and thermal shock behaviour of an alumina/zirconia functionally graded material prepared by electrophoretic deposition[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2007, 27(2/3): 1365-1371.
- [29] RAJASEKHAR K, BABU V S, DAVIDSON M J. Interfacial microstructure and properties of Al-Cu functionally graded materials fabricated by powder metallurgy method[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 46: 9212-9216.
- [ 30 ] MISHINA H, INUMARU Y, KAITOKU K. Fabrication of ZrO<sub>2</sub>/AISI316L functionally graded materials for joint prostheses[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 475(1/2): 141-147.
- [31] ÜBEYLI M, BALCI E, SARIKAN B, et al. The ballistic performance of SiC-AA7075 functionally graded composite produced by powder metallurgy[J]. Materials & Design, 2014, 56: 31-36.
- [ 32 ] SALAMA E I, MORAD S S, ESAWI A M. Fabrication and mechanical properties of aluminum-carbon nanotube functionally-graded cylinders[J]. Materialia, 2019, 7: 100351.
- [ 33 ] KIM J I, KIM W J, CHOI D J, et al. Design of a C/SiC functionally graded coating for the oxidation protection of C/C composites[J]. Carbon, 2005, 43(8): 1749-1757.
- [34] CAIRO C A A, GRA A M L A, SILVA C R M, et al. Functionally gradient ceramic coating for carbon-carbon antioxidation protection[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2001, 21(3): 325-329.
- [ 35 ] GOK M G, GOLLER G. Microstructural characterization of GZ/CYSZ thermal barrier coatings after thermal shock and CMAS+ hot corrosion test[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(6): 2501-2508.
- [36] NAIK A K, NAZEER M, PRASAD D, et al. Development of functionally graded ZrB<sub>2</sub>-B<sub>4</sub>C composites for lightweight ultrahigh-temperature aerospace applications[J]. Ceramics International, 2022, 48(22): 33332-33339.
- [37] SILVESTRONI L, PAVAN D, MELANDRI C, et al. Functionally graded ultra-high temperature ceramics: From thermo-elastic numerical analysis to damage tolerant composites[J]. Materials & Design, 2022, 224:

111379.

- [38] 周亮,肖精华,黄叶萍.复合装甲材料新动向[J].国防 技术基础,2017(1):29-33.
   ZHOU L, XIAO J H, HUANG Y P. New research trends
  - of composite armor materials[J]. Fundamental of National Defense Technology, 2017(1): 29-33.
- [39] LI B, MA Z, WANG Y, et al. The influencing mechanism of modification layer on the performance of SiC<sub>3D</sub>/Al multi-function gradient composite[J]. Journal of Physics Conference, 2013, 419(1): 2016.
- [40] YUAN C, WANG Y, LI G, et al. Stress wave attenuation in SiC<sub>3D</sub>/Al composite[C]. Journal of Physics: Conference Series, 2013, 419: 012055.
- [41]武岳,王旭东,刘迪,等.直升机陶瓷复合装甲发展现状及新型材料应用前景[J].航空材料学报,2019,39(5): 34-44.
  WU Y, WANG X D, LIU D, et al. Development and application analysis of ceramic composites armor for heli-

copter[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2019, 39(5): 34-44.

- [42] 宋亚林,张龙,赵忠民,等.TiB<sub>2</sub>/Ti-6Al-4V 梯度装甲复 合材料界面结构与防弹机理[J]. 兵工学报, 2015, 36(10):1955-1961.
  SONG Y L, ZHANG L, ZHAO Z M, et al. Interface structure and anti-ballistic mechanism of TiB<sub>2</sub>/Ti-6Al-4V graded armor composites[J]. Acta Armamentarii. 2015, 36(10):1955-1961.
- [43] ZHONG Z X, ZHANG B, JIN Y C, et al. Design and anti-penetration performance of TiB/Ti system functionally graded material armor fabricated by SPS combined with tape casting[J]. Ceramics International, 2020, 46(18): 28244-28249.
- [44] WANG Z Q, TANG X J, WANG X T, et al. Numerical simulation on the oblique penetration of ceramic particles reinforced metal matrix functional gradient armor[J]. Key Engineering Materials, 2014, 577: 585-588.
- [45] 刘国玺. TiB<sub>2</sub>/Ti 功能梯度材料装甲结构的设计与优化研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2016.
  LIU G X. Design and optimization for structure of TiB<sub>2</sub>/Ti FGM armor[D]. Xi'an; Northwestern Polytechnical University, 2016.
- [46] NAN L, SHEN Z W, TAO Z G. Design theory and antiballistic effect simulation of dual phase hybrid functionally graded ceramic composite armor[J]. Journal of Physics: Conference Series, 2023, 2478(5): 052003.
- [47] WANG Y, LIU Q, ZHANG B, et al. Ballistic performance of functionally graded B<sub>4</sub>C/Al composites without abrupt interfaces: experiments and simulations[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 1011-1029.
- [48] CHOUHAN M, THAKUR L, KUMAR P, et al. Fabrica-

tion and ballistic performance evaluation of  $B_4C/AA7075$  functionally graded materials for armor applications[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025, 34: 4689-4705.

- [49] WANG Y, LIU Q, ZHANG B, et al. Improved ballistic performance of a continuous-gradient B<sub>4</sub>C/Al composite inspired by nacre[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 874: 145071.
- [ 50 ] WANG Q S, WANG J B, WANG F C, et al. Thermal shock of gradient thermal barrier coatings[J]. Journal of Materials Engineering, 1999, 11: 19-21.
- [51] CHENG Z, LU G, WANG F, et al. Crack formation and development in thermal barrier coatings made up of functionally gradient materials[J]. Journal of Beijing Institute of Technology, 2003, 1: 30-33.
- [52] 刘德健, 唐峰, 郭溪溪, 等. ZrO<sub>2p</sub>/Ti-6Al-4V 梯度热障复合材料层制备及组织性能[J]. 华中科技大学学报(自然科学版), 2017, 45(12): 112-117.
  LIU D J, TANG F, GUO X X, et al. Preparation method microstructure and properties of ZrO<sub>2p</sub>/Ti-6Al-4V functionally graded thermal barrier composites layers[l]. Journal of Huazhong University of Science and Technology (Nature Science Edition), 2017, 45(12): 112-117.
  [53] 罗伟, 邬震泰. 火焰喷涂 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>-NiCrBSi 梯度热障
- 涂层的微观组织[J]. 材料工程, 2001(2): 22-25. LUOW, WUZT. The Microstructure of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>-NiCrBSi graded thermal barrier coatings produced by flame spraying [J]. Journal of Materials Engineering, 2001, 2: 22-25.
- [54] 沈意斌, 汤玉斐, 李大玉, 等. 流延法制备管状 ZrO<sub>2</sub>/SUS316L 功能梯度材料[J]. 功能材料, 2014, 45(17):17130-17135.
  SHEN Y B, TANG Y F, LI D Y, et al. Fabrication of tubular ZrO<sub>2</sub>/SUS316L gradient materials by tape casting[J]. Journal of Functional Materials, 2014, 45(17):17130-17135.
- [55] PANG M, ZHANG X H, LIU Q X, et al. Effect of preheating temperature of the substrate on residual stress of Mo/8YSZ functionally gradient thermal barrier coatings prepared by plasma spraying[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 385: 125377.
- [56] 肖淳. 梯度功能材料的多尺度建模[D]. 合肥: 中国科学 技术大学, 2010.
  XIAO C. Multiscale modeling of functionally graded materials [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2010.
- [57] 曾涛, 杜长龙, 成夙, 等. C/SiC 陶瓷基梯度点阵复合材 料结构传热性能[J]. 哈尔滨理工大学学报, 2017,

22(4):129-134.

ZENG T, DU C L, CHENG S, et al. Heat transfer performance of C/SiC sandwich composites with graded lattice cores[J]. Journal of Harbin University of Science and Technology, 2017, 22(4): 129-134.

- [ 58 ] DAI T, LI B, TAO C, et al. Thermo-mechanical analysis of a multilayer hollow cylindrical thermal protection structure with functionally graded ultrahigh-temperature ceramic to be heat resistant layer[J]. Aerospace Science and Technology, 2022, 124: 107532.
- [ 59 ] WANG H, JI R, QU F, et al. Three-dimensional porescale study of the directional heat transfer in a high thermal conductivity carbon/carbon composite protection system[J]. Aerospace Science and Technology, 2021, 112; 106609.
- [60] 王永康, 王伟民, 顾晓红, 等. 耐烧蚀梯度涂层材料的研究[J]. 兵器材料科学与工程, 1994, 17(4): 7-11.
  WANG Y K, WANG W M, GU X H, et al. Erosion resistance gradient coating[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 1994, 17(4): 7-11.
- [61] 唐新峰, 张联盟, 袁润章. PSZ-Mo 系梯度功能材料的热应力缓和设计与制备[J]. 硅酸盐学报, 1994(1): 44-49.
   TANG X F, ZHANG L M, YUAN R Z. Thermal stress relaxation design and fabrication of PSZ-Mo functional gradient materials[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 1994(1): 44-49.
- [62] 高晓菊, 王伯芊, 贾平斌, 等. 功能梯度材料的制备技术 及其研发现状[J]. 材料导报, 2014, 28(1): 31-36.
  GAO X J, WANG B Q, JIA P B, et al. Preparation technology and latest development of functionally gradient materials[J]. Materials Review, 2014, 28(1): 31-36.
- [63] 凌云汉,周张键,李江涛,等.超高压梯度烧结法制备 W/Cu功能梯度材料[J].中国有色金属学报,2001(4): 576-581.

LING Y H, ZHOU Z J, LI J T, et al. Fabrication of W/Cu functionally gradient material by graded sintering under ultra - high pressure [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001(4): 576-581.

[64] QIAN C, CHENG H, LI K, et al. Corrosion behavior of functionally graded cemented carbides with CoNiCrFe binder[J]. Corrosion Science, 2023, 222: 111383.

收稿日期: 2024-03-15; 录用日期: 2024-05-15

通讯作者:李文智(1991—),男,博士,高级工程师,研究方向为非 金属与复合材料研究与应用,联系地址:天津市东丽区空港经 济区东三道 35 号(300000), E-mail: liwenzhi0418@163.com

第117-130页

第3期

**引用格式:** 杨宝, 王春锋, 张泽宇, 等. 钛基复合材料的研究进展[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 117-130. YANG Bao, WANG Chunfeng, ZHANG Zeyu, et al. Advances in research of titanium matrix composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 117-130.

## 钛基复合材料的研究进展

### 杨宝<sup>1,2\*</sup>, 王春锋<sup>1</sup>, 张泽宇<sup>1</sup>, 余 涵<sup>1</sup>, 付振坡<sup>1</sup>, 张 慧<sup>2</sup>

(1. 陕钢集团汉中钢铁有限责任公司,陕西 勉县 724207;2. 钢铁研究总院 连铸技术国家工程研究中心,北京 100081)

**摘要:**综述钛/钛合金复合材料的最新研究现状与应用前景,阐述其在高比强度、轻量化、耐热稳定性及耐磨性能方面的优势,使之成为航空航天、军事装备和医学等高科技领域的关键材料。概括添加增强相使得钛基复合材料力学性能、耐磨性以及热稳定性方面稳步提升的研究成果,揭示不同加工技术改善复合材料晶粒和性能的进展,指出复合材料在高温、高压环境下稳定性及界面黏结强度方面仍面临挑战,需要通过优化增强体分布、结合方式及新型复合材料在高温、高压环境下稳定性及界面黏结强度方面仍面临挑战,需要通过优化增强体分布、结合方式及新型复合体系来解决。此外,表面纳米化技术与数字化仿真的结合为钛基复合材料性能优化提供新途径,而界面强化和热稳定性研究将成为未来发展的关键。最后,明确钛基复合材料的性能提升与加工技术的创新是实现其在极端环境下广泛应用的核心,亦是推动复合材料性能进一步突破的方向。 关键词: 钛基复合材料; 力学性能; 增强相; 增材制造; 表面纳米化; 数字化仿真 doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000090 中图分类号: V257; TG146 文献标识码: A 文章编号: 1005-5053(2025)03-0117-14

#### Advances in research of titanium matrix composites

YANG Bao<sup>1,2\*</sup>, WANG Chunfeng<sup>1</sup>, ZHANG Zeyu<sup>1</sup>, YU Han<sup>1</sup>, FU Zhenpo<sup>1</sup>, ZHANG Hui<sup>2</sup>

(1. Shaanxi Steel Group Hanzhong Iron and Steel Co., Ltd., Mianxian 724207, Shaanxi, China; 2. National Engineering Research Center of Continuous Casting Technology, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: This article provides an overview of the latest research status and application prospects of titanium/titanium alloy composite materials, highlighting their advantages in high specific strength, lightweight properties, thermal stability, and wear resistance, which position them as crucial materials in high-tech sectors such as aerospace, military equipment, and medicine. It summarizes research outcomes demonstrating the steady enhancement of mechanical properties, wear resistance, and thermal stability of titanium matrix composites through the addition of reinforcing phases. The review also reveals advancements in various processing technologies that have improved the grain structure and performance of these composites, while pointing out that challenges persist regarding the stability of these materials under high temperature and pressure conditions, as well as the bonding strength at interfaces. These issues necessitate the optimization of reinforcement distribution, bonding methods, and the exploration of novel composite systems. Furthermore, the combination of surface nanotechnology with digital simulation offers new avenues for optimizing the properties of titanium-based composites. Interface reinforcement and thermal stability research are identified as pivotal for future developments. Ultimately, the essay underscores that the enhancement of titanium-based composite properties and innovations in processing technologies are central to realizing their extensive application in extreme environments. This dual focus also constitutes the direction for pushing the boundaries of composite material performance even further.

Key words: TMCs; mechanical properties; reinforcing phases; additive manufacturing; surface nanotechnology; digital simulation

在当今材料科学与工程领域, 钛及其合金因其 卓越的综合性能, 包括高比强度、优异的耐腐蚀 性、良好的生物相容性以及在极端环境下的稳定性等,成为航空航天、海洋工程、生物医疗、能源以及

化工等众多高科技领域的关键材料<sup>[1]</sup>。然而,单一 的钛或钛合金在某些特定应用中仍存在性能局限, 如耐磨性、热稳定性或成本效益等方面的挑战<sup>[2]</sup>, 这促使科研人员不断探索利用复合材料技术进一 步提升钛基材料综合性能的可能。

钛基复合材料是材料科学研究的重要方向之一。通过将陶瓷颗粒、碳纳米管、石墨烯等第二相 增强体引入钛或钛合金基体,旨在将基体材料良好 的韧性、延展性与增强体的高强度、高模量或特殊 功能特性相结合,从而实现性能的跨越式提升<sup>[3]</sup>。 这种复合材料的设计和制备,不仅突破了单一材料 的限制,也为满足未来高性能应用的需求提供新的 可能性<sup>[4]</sup>。在航空航天领域,钛基复合材料的低密 度和高强度特性,有助于减轻结构质量,同时保持 结构强度,从而提高燃料效率和飞行性能<sup>[5]</sup>。此 外,钛基复合材料在高温环境下展现出的稳定性和 抗氧化性,使其成为发动机叶片、燃烧室等高温部 件的理想选择<sup>[6]</sup>。

在生物医用植入领域, 钛合金因其出色的生物 相容性和耐腐蚀性, 已被广泛应用于骨科植入物。 钛基复合材料进一步发展, 尤其是通过加入生物活 性陶瓷, 可以显著提升植入物的骨整合能力和长期 稳定性<sup>[7]</sup>。在海洋工程和化工设备等腐蚀性环境 中, 通过复合陶瓷等材料, 钛基复合材料的耐腐蚀 性能得到显著增强, 满足这些领域对材料耐腐蚀性 的高要求<sup>[8]</sup>。有些含有导电或磁性增强体的钛基 复合材料, 因其优异的电磁屏蔽和吸收能力, 在电 子设备屏蔽和军事隐身技术中展现出巨大的应用 潜力<sup>[9]</sup>。此外, 钛基复合材料在热管理领域也显示 出优势。通过优化其微观结构, 这些材料能够实现 高效的热传导和热扩散, 适用于需要快速散热的高 性能电子设备和激光系统<sup>[10]</sup>。

近年来,随着纳米科技、粉末冶金、新型合成方 法以及材料表征技术的飞速发展,钛/钛合金复合 材料的研究取得显著进展。从增强体的选择与分 散均匀性优化,到复合材料的界面设计与控制,再 到复合材料成形加工技术的创新,每一环节的进步 都为实现材料性能的精准调控和功能集成开辟了 新途径<sup>[11]</sup>。此外,对复合材料微观结构与性能之间 关系的深入理解,以及环境友好型和成本效益高的 制备工艺的探索,也是当前研究的热点。

本文旨在全面回顾并分析钛/钛合金复合材料 的最新研究进展,探讨其在不同应用领域的优势、 存在的问题与挑战以及未来的研究趋势。通过对 国内外相关研究成果的系统梳理,将重点概括复合 材料性能研究现状,特别是在提高材料的力学性 能、耐磨耐蚀性以及热稳定性等方面的最新成果。 同时,对先进技术制备钛基复合材料领域的现状、 复合材料加工技术的发展现状及钛基复合材料制 备及加工过程存在的问题进行归纳总结,也指出钛 基复合材料制备及加工技术在未来发展的趋势与 展望,包括但不限于增材制造技术的发展、辅助技 术的更新、表面纳米化技术、数字化仿真技术以及 二者相结合等方面,以期为该领域后续的科学研究 和技术革新提供参考与启示。

#### 1 钛合金及其复合材料的基本特性

#### 1.1 钛合金的物理和化学特性

钛合金作为 20 世纪 50 年代起迅速崛起的先 进结构材料,凭借其独特的物理和化学性能,在航 空航天、生物医学、化工等多个尖端领域展现出广 泛的应用潜力。物理特性方面, 钛合金显著的特点 在于其非凡的力学性能:抗拉强度范围在 686~ 1176 MPa, 极端情况下可攀升至 1764 MPa, 此强度 超过一些高强钢,且密度仅为钢的60%左右,约 4.54 g/cm<sup>3</sup>, 较钢轻盈很多, 密度在铝的 2 倍与镁的 5倍之间。此外, 钛合金展现出卓越的高温耐受 力, 熔点高达 1942 K, 远超黄金近 1000 K, 较 Fe 亦 高出近 500 K, 其中 TC21 钛合金能在 500 ℃ 以下 环境持续工作,表现出优良的热稳定性。尽管其硬 度高,加工难度大,氮化钛硬化处理能有效增强其 耐磨性与硬度。钛合金具有低的弹性模量以及良 好的柔韧性,在特定应用中优势明显。化学特性 上,钛合金表现活跃,尤其在常温条件下与氧气快 速形成一层致密、结合力强且高度稳定的氧化膜, 有效防护本体免受腐蚀侵害。这一特性加之其广 泛的耐腐蚀能力,即使是面对多种酸碱介质及盐类 侵蚀,钛合金依然能保持良好的稳定状态。

#### 1.2 钛基复合材料性能的研究

钛 基 复 合 材 料 (titanium matrix composites, TMCs)通过集成基体钛合金的高强塑性与增强体 的高模量特性,超越了单一钛合金的性能界限。与 传统钛合金相比,TMCs不仅展现出卓越的强度与 塑性,还兼具显著的耐磨性能。通过结合钛合金本 体优异的延展性与增强相的高硬度与抗磨损性能, 成就了一种新型材料体系,不仅在强度与韧性上有 所增进,更是在耐磨性方面体现出明显优势<sup>[12-13]</sup>。 因此,增强相是影响复合材料性能的主要因素。现 有研究中的增强相主要包含:SiC、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiC、石 墨烯、碳纳米管和 TiB 等<sup>[14]</sup>。

由于应用环境的限制,针对复合材料的研究以 力学性能和耐磨性能为主。在钛基材料中引入增 强相,不仅是由于增强相自身优异的性能,更主要 的是外来相细晶强化和弥散强化作用是提升材料 力学性能的基础。Pan等<sup>[15]</sup>使用纳米超细 TiB 晶 作为增强相,采用选取激光熔化技术(SLM)制备的钛 基复合材料抗拉强度 851 MPa,断后伸长率 10.2%。 基于 Ti 和 BN 原位反应,该过程生产的纳米 TiB 晶叠 加α钛得到的复合材料硬度达 10.4 GPa, 弹性模量 达 165 GPa, 性能同比分别提升 304% 和 170%<sup>[16]</sup>。 图 1 为钦兰云等在 TC4 粉末中加入不同质量分数 的 TiB<sub>2</sub> 粉末后材料的微观组织和α片层尺寸分析 结果<sup>[17]</sup>。由图可见, 随着增强相质量分数的增加, 复合材料中晶粒细化、α片层尺寸明显减小。同 时, 随着增强相添加量的增加, 增强相出现成簇和 联结生长的现象, 抗拉强度、显微硬度和屈服强度 均明显提升。



图 1 TC4 及钛基不同质量分数的 TiB<sub>2</sub> 粉末后的材料的微观组织和 α 片层尺寸分析<sup>[17]</sup> (a)TC4; (b)0.16% TiB<sub>2</sub>; (c)1.61% TiB<sub>2</sub>; (d)3.22% TiB<sub>2</sub>

Fig. 1 Microstructure and analysis of a lamellar size in materials after the addition of  $TiB_2$  powder with varying mass fractions to  $TC4^{[17]}$  (a) TC4; (b) 0.16%  $TiB_2$ ; (c) 1.61%  $TiB_2$ ; (d) 3.22%  $TiB_2$ 

Xiong 等<sup>[18]</sup> 在 TA15 钛合金中引入 0.5%~2.0% (质量分数,下同)Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 增强相改善合金性能,结 果表明经 LEBM 处理后形成 Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>/TiC 增强相三 维网络,1.0%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>/TA15 复合材料的拉伸屈服强 度达 958 MPa、断后伸长率为 8.56%、显微硬度达 369.7HV、压缩屈服强度为 1271 MPa,展现出优异 的力学性能与耐磨性。Markovsky 等<sup>[19]</sup> 使用氢化 钛混合元素粉末冶金技术制备 TiC 颗粒增强的 Ti-6Al-4V 金属基复合材料。TiC 与基体发生化学反 应,形成牢固的界面结合,并且能够形成 TiC 和 TiAlC 的硬质化合物,使复合材料的硬度提高 40% 以上。王振玲等<sup>[20]</sup>利用真空感应悬浮熔炼炉

制备(TiC+TiB)/Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si复合材料,增强体占比分别为0%、2%、 4%(体积比)。复合材料中随着增强体数量增加,α-Ti 长径比显著减小,β-Ti晶粒细化。在650~700℃ 范围内钛基复合材料强度显著提高,2%增强体复 合材料在650℃强化效果最优,4%增强体复合材 料在700℃强化效果最优。当温度超过700℃后, 增强体强化效果减弱,复合材料塑性总体较低。

Wei 等<sup>[21]</sup> 按照石墨烯与碳纳米管 5:1 的比例,采用热压烧结法制备的钛基复合材料强度和硬度分别达 1387.1 MPa 和 771.5HV,相对纯钛性能分别提升 745 MPa 和 150%。Hu 等<sup>[22]</sup> 和 Liu 等<sup>[23]</sup> 对

引入氧化石墨烯的钛基复合材料性能研究发现,复 合材料的弹性模量、维氏硬度和屈服强度较基体均 有不同程度的提高,但过量的氧化石墨烯则导致屈 服强度降低。神祥博<sup>[24]</sup>对 TiB/Ti 复合材料研究发 现,随着增强相含量提升,复合材料的硬度不断增 大,但是抗拉强度呈现出先增后减的变化趋势,同 时随着烧结温度的提升,断后伸长率亦呈现下降趋 势。不难发现,虽然增强相可以有效提升复合材料 的硬度与强度,但是可能会导致塑性不合格的问题 产生。因此,如何有效维持新材料的强度和韧性平衡是设计材料的新思路。Huang等<sup>[25]</sup>通过控制增强相的分布同步提升了钛基复合材料的强度和韧性。图 2<sup>[26]</sup>为复合材料增强相分布控制示意图。 图中存在增强相富集区和贫瘠区,其中增强相富集区阻碍位错运动的发生,进一步提高强度,而贫瘠区则为位错的运动和增殖提供足够的空间,从而增强韧性。另外,也有部分研究认为不同种类的增强相结合更易平衡钛基复合材料的强度和韧性<sup>[27]</sup>。



图 2 复合材料增强相分布控制示意图<sup>[26]</sup> (a)聚集形; (b)有序形; (c)环形; (d)无序形 Fig. 2 Schematic diagram illustrating control of reinforcing phase distribution in the composite material<sup>[26]</sup> (a)aggregated form; (b)ordered form; (c)annular form; (d)disordered form

钟亮等<sup>[2]</sup> 对钛基复合材料耐磨性研究进展进 行了较为完整的综述,主要包含复合材料耐磨性表 征方法和摩擦磨损行为,同时也阐述了高耐磨复合 材料的设计和表面耐磨改性技术的相关内容。一 般认为,复合材料的自身耐磨性与其表面所受的剪 切力相关,在载荷相同的条件下,表面剪切力与摩 擦因数呈正相关。Cai等<sup>[28]</sup> 以TiB 为增强相、 TC4 为基体形成的复合材料摩擦因数随着TiB 含 量的增加而降低,当加入增强相为8%TiB 时,复合 材料的摩擦因数相对基体下降 33.8%。Zhang 等<sup>[29]</sup> 将Ti<sub>3</sub>AlC 与 TA15 钛合金复合后,在 200 r/min 转 速和15 N 载荷的条件下,复合材料的磨损率为 3.98×10<sup>-7</sup> mm<sup>3</sup>/(N·m),相对基体磨损率降低了20%。图3为Bai等<sup>[30]</sup>制备的TiC/TC4多孔蜂窝状复合材料,蜂窝主要是由于TiC相包裹Ti64基体形成,TiC界面处的纳米硬度为12.4 GPa,磨损率较基体降低28%。Gürbüz等<sup>[31]</sup>采用0.15%的石墨烯复合制备钛基复合材料,在10N载荷下磨损速率为2.86×10<sup>-5</sup> mm<sup>3</sup>/(N·m),磨损量较小。

除了提升复合材料自身的耐磨性,通过表面处 理技术优化 TMCs 的耐磨性能也被广泛研究<sup>[32]</sup>。 黄雪丽等<sup>[33]</sup>运用电弧离子镀膜工艺,在钛合金外 表制备了一层 TiN/CrN 纳米多层薄膜,其硬度达 到 24 GPa,且该纳米多层薄膜与基底的黏合强度极



图 3 TiC/TC4 多孔蜂窝状复合材料<sup>[30]</sup> Fig. 3 Porous honeycomb structured TiC/TC4 composite material<sup>[30]</sup>

为牢固。同时以 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 为研磨球进行平板摩擦磨 损测试时,观察到 TiN/CrN 薄膜的磨损量 (2 为 3.44×10<sup>-7</sup> mm<sup>3</sup>/(N·m)。刘元才等<sup>[34]</sup> 采用微弧氧 化技术对 TB8 进行表面改性处理,其耐磨性随着电 解液中 BN 含量增加而提升。目前,在耐磨 TMCs 的成型制备方面,增材制造技术和先进喷射成型技 术已进入广大研究者的视野,激光熔覆沉积技术也 是最先进的技术之一<sup>[3]</sup>。现阶段,无论是提高钛基 复合材料的耐磨性还是对其表面改性处理,多数研 究都集中在室温耐磨性能上,而随着钛基复合材料 大量应用到航空航天和基地航海领域,极限温度下 钛基复合材料的耐磨性、耐蚀性和力学性能是未来 主要关注的方向之一。

随着钛合金材料在航空发动机方面的应用,必 须考虑其零部件存在钛火风险<sup>[35]</sup>,这就要求钛合金 材料热强性和热稳定性相互匹配。为了满足 600 ℃ 以上钛合金材料的性能要求, 在钛基体中引 入增强相,使得复合材料硬度、屈服强度和抗拉强 度显著增强。为了满足高温钛合金所需的热稳定 性,国内主要通过添加稀土元素的方法提升材料的 热稳定性,其原理为:稀土元素与合金中S等反应, 其反应产物在晶界析出,该产物还与合金中的氧反 应,二次反应产物稀土氧化物可细化晶粒,不仅可 以净化基体,抑制位错产生,还能提升材料的热稳 定性<sup>[36]</sup>。通过向 Ti600 与钛基复合材料中添加稀 土 Y, 丁超等<sup>[37]</sup> 发现合金和钛基复合材料的热稳 定性均提高。目前钛基复合材材料热稳定性研究 较少,面对钛基复合材料在航空领域进一步推广, 使用增材制造技术促进稀土元素对复合材料热稳 定性影响研究是改善钛基复合材料综合力学性能 的方向。

#### 2 先进技术在钛基复合材料中的应用

#### 2.1 粉末冶金技术

粉末冶金技术作为一种高效、灵活的材料制备 方法,在钛基复合材料的制备中扮演着至关重要的 角色。该技术通过精确控制粉末的混合、成形和烧 结过程,不仅实现增强体与钛基体的均匀分散,还 显著提升材料的力学性能和高温稳定性。

在钛基复合材料微观结构、力学性能和强度提升方面,专家学者不仅探索了多种类型的增强体,包括碳化物、硼化物、硅化物等陶瓷颗粒,并调整增强体的粒径、形态和含量,以提高材料的高温性能和强度<sup>[2]</sup>,而且通过界面工程的策略,如控制烧

结气氛和添加中间相,显著提升增强体与钛基体之间的界面结合强度<sup>[38]</sup>。此外,采用放电等离子烧结(SPS)、机械合金化(MA)等创新工艺,能进一步提高材料的致密化程度和增强体的均匀分散。

近年来研究表明,粉末冶金技术在钛基复合材 料的制备中不断取得突破。黄陆军等<sup>[39]</sup> 采用粉末 冶金技术成功制备具有网状结构的钛基复合材料, 显著提高材料在 600~800 ℃ 高温下的强度、抗氧 化和抗蠕变性能。此外,北京科技大学新材料技术 研究院在颗粒增强钛基复合材料的制备工艺及力 学性能方面也取得显著成果,通过优化粉末冶金工 艺,实现复合材料性能的进一步提升<sup>[40]</sup>。尽管粉末 冶金技术在钛基复合材料的制备中展现出巨大的 优势和潜力,但仍面临一些挑战和问题。例如,增 强体与钛基体之间的界面反应控制、成本效益分析 以及环境友好型发展等方面仍需要进一步研究和 改进。

#### 2.2 增材制造技术

3D打印技术,又称为增材制造(additive manufacturing, AM),是一种从无到有、依据分层累加原理的现代制造方法。此技术依托诸如激光、电子束及电弧放电等能量传递手段<sup>[41]</sup>,选用包括金属、陶瓷材料、聚合物以及新型工程材料在内的广泛原料,通过材料的热熔化及逐层叠加,高效构建实体结构。增材制造技术的一大革新点在于,其无需依赖传统模具,能够自由塑造高度复杂的结构,提供广阔的设计空间与提升材料的使用效率,正积极推动航空航天工业制造领域的变革趋势<sup>[42]</sup>。

增材制造技术依据热源类型大致分为3类:激 光增材制造(LAM)<sup>[43]</sup>、电子束增材制造(EBAM)<sup>[44]</sup> 和电弧增材制造(WAAM)<sup>[45]</sup>。与电子束增材制造 相比,激光增材制造不需要真空环境,并且在包层、 修复、再生和添加剂制造方面具有广泛的适用性[46]。 与电弧增材制造相比,激光增材制造具有高定位精 度和高分辨率的优势<sup>[47]</sup>。因此,其成为一种很有前 途和流行的增材制造技术,用于生产包括 TMCs 在 内的金属基复合材料。激光增材制造(LAM)分为 激光熔融沉积法(LMD)和选区激光熔化法 (SLM)。采用增材制造方法生产钛基复合材料,其 性能均与增强相的种类、增材制造工艺参数和粉末 参数有关。Liu 等<sup>[48]</sup> 利用波长为 1064 nm 的连续 波光纤激光器,揭示激光熔融沉积中激光功率对含 10%(体积分数)TiC的TC4复合材料显微结构的 影响,见图4。结果表明,优化后的激光功率可有 效避免树突状 TiC 和缺陷的形成。还有探索最低



图 4 不同激光功率下复合材料中树突状 TiC 的形成和形貌演化<sup>[48]</sup> (a)230 W; (b)250 W; (C)300 W Fig. 4 Formation and morphological evolution of dendritic TiC in the composite at different laser powers<sup>[48]</sup> (a)230 W; (b)250 W; (c)300 W

能量密度条件下,提高粉末进料速率以增加层高的研究。Liu等<sup>[49]</sup>通过激光熔融沉积制备体积分数5%~15%TiC的TiC/TA15复合材料。结果表明,5%TiC的抗拉强度最高,而10%和15%TiC降低了复合材料的抗拉性能,甚至比TA15基体更差。

Zhou 等<sup>[50]</sup> 和 Zhao 等<sup>[51]</sup> 对 SLM 制备的钛/钛 复合材料和纯钛进行比较实验以评价它们的耐腐 蚀性能。氮化钛作为微阴极加速阳极反应, Ti 消耗 有助于维持钝化状态。因此, TiN/Ti 复合材料的腐 蚀电流密度下降的速率随腐蚀能力的降低较纯 Ti快,见图 5<sup>[50]</sup>。随着二氧化钛薄膜和不溶性产物 的积累,它们将基体从溶液中分离出来,从而抑制 了钛基体的进一步溶解,最终在一定程度上减缓了 腐蚀过程。Li等<sup>[52]</sup>采用 SLM 制备(TiB + TiN)/Ti 复合材料,研究发现有纳米 TiB 棒和纳米氮化钛颗 粒沉淀并团聚形成团簇。与(TiB + TiC)杂化增强 体一样,这些纳米(TiB +氮化钛)沉淀物促进 Ti 晶 粒的细化,并通过分散强化增强复合材料的力学性能。



图 5 纯 Ti 和 TiN/Ti 复合材料在 0.5 mol/L 盐酸溶液中浸泡 0 天(a)和 15 天(b)后的极化曲线<sup>[50]</sup> Fig. 5 Polarization curves of pure Ti and TiN/Ti composite materials after immersion in 0.5 mol/L hydrochloric acid solution for 0 day(a) and 15 days(b)<sup>[50]</sup>

虽然利用 LAM 技术制造 TMCs 在技术改进、 参数控制和优化方面进行了丰富的研究,但 LAM 引入的一些内在问题也成为限制材料进一步 改进和增强的瓶颈。在 LAM 过程中,由于熔池中 的高温/应力梯度、对流、低熔点元素的蒸发、梯度 表面张力<sup>[53-54]</sup>等复杂因素,很容易诱发孔隙、裂纹 和不可控的微观结构。另外,热处理、超声处理和 电磁处理等已被证实可有效改善这些问题。同时, 模拟研究可以为推进这一领域的探索提供指导,帮 助人们更深入地了解复杂的多尺度热力学演化的 行为<sup>[4]</sup>。未来的研究方向包括开发新的增材制造 技术、优化工艺参数、提高材料的综合性能,并解 决现有的技术难题<sup>[55]</sup>。

#### 2.3 表面纳米化技术与数字化仿真技术的结合

表面纳米化技术通过在材料表面形成纳米尺度的微观结构,可以显著提高材料的综合性能。研究表明钛及钛合金的表面自纳米化可以赋予其优异的强度、硬度、耐磨性、耐蚀性和抗疲劳性能<sup>[56]</sup>。此外,表面纳米化还可以通过细化晶粒、促进薄膜形核等方式显著提高材料的力学性能<sup>[57]</sup>。

数字化仿真技术通过计算机模拟和数值分析, 可以预测和优化材料的微观结构和性能。例如,利 用 ProDesign 等软件进行多晶体材料和复合材料的 数字化仿真与数值化模拟,可以实现对材料微观组 织结构的精确控制<sup>[58]</sup>。这种技术不仅可以优化材 料的设计,还可以指导实验工艺,提高材料性能的 可控性和可靠性。

将表面纳米化技术与数字化仿真技术结合可 以进一步提升钛基复合材料的性能。通过数字化 仿真技术可以在设计阶段预测和优化表面纳米化 后的材料性能,从而在实验中更有效地制备出具有 高强度、高耐磨性和优异耐蚀性的钛基复合材料<sup>[59]</sup>。 此外,数字化仿真还可以帮助研究者理解材料的界 面反应、界面结构和微观构型等关键因素对材料性 能的影响规律<sup>[60]</sup>。

在实际应用中,表面纳米化技术和数字化仿真 技术的结合可以为钛基复合材料在航空航天、国防 工业、交通运输等领域提供更高的性能保障。石墨 烯增强钛基复合材料由于其高比强度、低密度和优 异的耐蚀性,被广泛应用于这些领域<sup>[38]</sup>。通过数字 化仿真技术,可以进一步优化这些材料的设计和制 备工艺,确保其在实际应用中的性能达到预期目 标<sup>[61]</sup>。表面纳米化技术和数字化仿真技术在钛基 复合材料方面的研究不仅可以显著提高材料的综 合性能,还可以通过精确的设计和优化,推动钛基 复合材料在各个领域的应用。

#### 2.4 颗粒增强钛基复合材料的加工技术

颗粒增强钛基复合材料作为一种重要的战略 性结构材料,因其高比强度、轻量化、耐热稳定性 以及耐磨蠕变性能而在航空航天、空间技术和军事 装备等高科技领域展现出广阔的应用前景。然而, 其固有的加工难度大、室温塑性差等特性对实现高 精度加工提出了挑战。韩远飞等<sup>[62]</sup>综述了颗粒增 强钛基复合材料的传统热加工与特殊加工技术进 展,特别是热加工、置氢加工、超塑性加工、激光制 造等的机制与性能,展望了材料加工技术的发展 趋势。

传统热加工,如锻造、挤压、轧制等是基本方式,但需严格控制参数以适应窄窗口和增强体影响。吕维洁等<sup>[63]</sup>发现锻造使得(TiB+TiC/Ti10)复合材料晶粒细化和性能提升,并且使得复合材料的断后伸长率翻倍。热挤压同样重要,如Wei等<sup>[64]</sup>采用累积叠轧加工TiB<sub>w</sub>/Ti6A4V复合材料,使得其断后伸长率显著提升。王敏涓等<sup>[65]</sup>对连续SiC纤维增强钛基复合材料实施大塑性变形加工,使其组织发生动态再结晶。

在特殊加工领域,增材制造和超塑性变形是两种重要的技术<sup>[66]</sup>。韩远飞等<sup>[62]</sup>综述了TiB<sub>w</sub>/Ti6V的超塑性变形、热图以及动态再结晶机制。这些技术通过细化晶粒和提高材料的强韧性,从而改善材料的整体性能。置氢加工则是一种通过氢掺入钛合金

中以改善其加工性和增材性能的方法。弭光宝等<sup>[67]</sup> 讨论了氢辅助热变形的效果,指出这种方法可以细 化柱状晶并降低变形抗力,从而改善切削加工性。 此外,超声波检测技术也在复合材料质量保证中发 挥着重要作用,该技术可以分为反射法和穿透法, 能够有效检测复合材料中的缺陷和质量问题。其 他技术如水射流、电火花等<sup>[68]</sup>虽然存在局限,但仍 需关注,因为它们在某些特定应用场景中可能具有 独特的优势。

等温变形技术也在材料加工中得到广泛应 用。此外,有进行等温变形 TiB<sub>w</sub>/Ti4V 进一步细化 晶粒并提高材料性能的研究。吕维洁等<sup>[63]</sup> 通过热 图技术分析了 TiB+Ti-10 的热加工过程,并指导工 艺参数的优化,这对于提高材料加工效率和最终性 能至关重要。未来,提高材料利用率、降低能耗、 多工艺结合、发展近净成形技术、深入分析加工技 术及创新塑性变形工艺等是重点研究的方向<sup>[62]</sup>。

#### 3 现存问题与挑战

#### 3.1 钛基复合材料在高温、高压环境下的稳定性问题

钛基复合材料在高温条件下表现出优异的性能,包括高比强度、高比模量、抗蠕变性能和热稳定性等。采用 TiB+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 增强的钛基复合材料在高温下具有良好的力学性能和耐腐蚀性<sup>[69]</sup>。然而,当温度超过 700 ℃时,增强体的强化效果会减弱,导致材料的塑性总体较低<sup>[20]</sup>。钛基复合材料中增强体的分布均匀性和与基体的结合良好程度对材料的高温性能有显著影响。相关研究表明,原位自身合成的增强体能够实现这些要求,从而提高材料的整体性能<sup>[69]</sup>。此外,多尺度不连续增强钛基复合材料通过不同尺度下的协同增强机制,产生了具有高强度、良好的延展性和高温耐久性的轻质材料<sup>[70]</sup>。

钛基复合材料的制备方法对其高温性能也有 重要影响。增材制造技术(3D打印)可以通过快速 凝固使颗粒增强钛基复合材料中晶粒细化,从而提 升力学性能<sup>[4,71]</sup>。这种技术为基于成分调控与结构 设计的高性能钛基复合材料的开发带来机遇<sup>[71]</sup>。 尽管钛基复合材料在高温下表现出色,但仍存在一 些局限性。高楚寒等<sup>[4]</sup>认为,钛合金的使用温度普 遍局限于 600 ℃ 左右,超过这个温度范围,合金的 耐热性会降低,热强性与热稳定性难以匹配协调, 导致抗氧化性和疲劳性能下降。这表明在设计和 应用钛基复合材料时,需要考虑其在极端高温环境 下的稳定性。 未来的研究应着重于进一步提高钛基复合材 料的高温性能,解决其在高温、高压环境下的稳定 性问题。这包括优化增强体的分布和与基体的结 合方式、改进制备工艺以及开发新的增强相和复合 体系<sup>[14]</sup>。钛基复合材料在高温、高压环境下的稳 定性问题需要综合考虑材料的微观结构、增强体的 作用、制备方法以及高温下的局限性等多个因素。 通过不断优化这些方面,有望显著提高钛基复合材 料在极端环境下的应用潜力。

#### 3.2 钛基复合材料界面黏结强度的提升需求

钛基复合材料界面黏结强度的提升需求主要 源于其在航空航天、汽车工业和其他高要求领域的 广泛应用。这些应用对材料的力学性能提出了更 高的要求,尤其是在极端环境下的稳定性和耐久 性。从现有的研究来看,钛基复合材料的界面黏结 强度直接影响到材料的整体性能。诸如,SiC纤维 增强钛基复合材料(SiC<sub>f</sub>/Ti)因其高比强度和高比 模量而被广泛用于航空航天领域,但其横向性能较 差,这与界面黏结强度有直接关系<sup>[72]</sup>。原位自生法 制备的TiC 颗粒增强钛基复合材料,其增强相分布 均匀,界面黏结良好,这表明通过优化界面微观结 构可以显著提高界面黏结强度<sup>[73]</sup>。

此外,纳米碳和 TiB 等新型增强相的引入为提 高界面黏结强度提供了新的途径。纳米碳强化钛 基复合材料通过优化界面结构和性能,取得了一系 列研究进展<sup>[74]</sup>。同样, TiB 增强钛基复合材料的第 一性原理研究也表明,通过控制界面结合的强度和 性质可以有效提升材料的宏观力学性能<sup>[75]</sup>。然而, 不同的增强相在与钛基体的结合过程中可能会出 现化学反应或相互作用,这些因素都会影响界面的 黏结效果。

激光增材制造技术也为提高界面黏结强度提 供了新的可能性。通过精确控制激光烧结过程中 的界面连接机理,可以显著提高 WC<sub>p</sub> 钛基复合材 料的界面黏结强度<sup>[76]</sup>。此外,微波烧结原位合成 TiC 增强钛基复合材料显示,原位生成的 TiC 增强 相分布均匀,且界面黏结良好,这是制备不连续 TiC 增强钛基复合材料的一种经济有效方法<sup>[77]</sup>。 另外,粉末冶金法、真空压力浸渍法、机械合金法 以及原位自生法等制备技术也各有优劣,选择合适 的制备技术是提高界面黏结强度的关键。

总之, 钛基复合材料界面黏结强度的提升需求 主要源于其在高要求领域的应用需求。通过采用 先进的增强相、优化制备工艺和改善界面结构, 可 以显著提高材料的界面黏结强度, 从而提升其整体 力学性能和应用前景。

#### 3.3 高精度、高质量加工技术的难题

钛基复合材料的变形难度较大,强度高,这使 得传统的切削加工方法难以实现高精度和高质量 的加工结果<sup>[62]</sup>。传统的机械加工方法在处理超硬 陶瓷颗粒、晶须和纤维增强相时,往往会导致加工 过程中的不平稳和表面质量差<sup>[78]</sup>。

为了解决这些问题,研究者们探索了多种先进 加工技术。其中包括复合能场加工、锻造加工和增 材制造等方法<sup>[66]</sup>。例如,激光 3D 打印技术通过原 位反应减少裂纹的产生,同时平衡了传统加工过程 中强度与断后伸长率难以兼顾的问题。此外,碳包 覆钛复合粉体的应用也为 3D 打印领域提供了新的 研究思路和技术支持<sup>[79]</sup>。

尽管如此,当前的研究仍然存在一些主要问题。高速磨削加工性研究表明,陶瓷 CBN 砂轮与 电镀 CBN 砂轮在高速磨削过程中,磨削力与力比、 磨削温度与热分配等方面仍需进一步优化<sup>[80]</sup>。此 外,增材制造技术虽然在提高材料的力学性能方面 取得了一定进展,但其认证过程中的设计、材料、 工艺和检测等环节仍需要严格控制,以确保零件的 质量<sup>[81]</sup>。

总之, 钛基复合材料的高精度、高质量加工技术尚需进一步研究和优化。未来的研究方向应侧重:1)探索更高效的切削加工方法;2)优化复合能场加工、锻造加工和增材制造等先进加工技术;3)加强对高速磨削加工性的研究;4)严格控制增材制造过程中的各个环节, 以确保零件的高质量<sup>[66,80-81]</sup>。

#### 4 未来发展趋势与展望

#### 4.1 增材制造技术在钛基复合材料中的进一步应用

随着增材制造(AM)技术工业化进程的推进, 材料-工艺-结构-性能/功能的相互关系和集成将得 到越来越多的重视。在激光增材制造(LAM)技术 制备钛基复合材料的过程中,如钛碳化物、钛硼化 物和钛氮化物等陶瓷材料越来越受到青睐<sup>[82-86]</sup>。 一方面,这些陶瓷材料因其高模量、高硬度以及与 钛合金的良好兼容性,能够显著增强和硬化钛材 料,有望拓宽高性能 TMCs 的应用场景;另一方面, LAM 技术以其高能量密度、高效、灵活性和低材料 浪费等优势,为耐火陶瓷增强复合材料的生产提供 了有效途径。这也将加速先进 LAM 技术的发展。

考虑到传统方法如大型炉设备、充足的加工时 间和精确的工艺控制会增加研发和生产成本,因此 迫切需要一种更高效且简单的方法来调和 TMCs 的综合力学性能。已有多种先进的辅助工艺成功 应用于原位合成 TMCs 或 LAM 制造的钛合金,如 超声波处理(超声振动、超声冲击、超声滚压等)、 表面处理(喷丸、激光冲击强化、超声喷丸等)、电 脉冲处理等<sup>[87-92]</sup>。目前,针对 LAM 制备 TMCs 采 用这些处理技术的研究较少。未来,尝试结合这些 领域可能会有助于发现有效方法,突破 LAM 制备 TMCs 面临的挑战。

另外,不同的辅助工艺也可引入 TMCs 的 LAM 制造中,为调整它们的微观结构和力学性 能带来更多机会。各种技术的结合意味着必须全 面考虑多物理场耦合的复杂问题,包括热场、声 场、磁场和形变场等<sup>[93]</sup>。对于 TMCs 而言,基体和 增强材料各自相演变行为及强化/增韧机制的深入 研究将进一步扩大研究范围。随着各种模拟理念、 方法论和计算工具的发展,这些深层机制和科学问 题将得到更好的阐明。

#### 4.2 表面纳米化技术与数字化仿真技术的深入研究

随着科技进步和材料科学的飞速发展, 钛基复 合材料(TMCs)作为高性能材料的代表, 其表面纳 米化技术与数字化仿真技术的结合正成为推动领 域革新与突破的关键力量。在未来趋势中, 表面纳 米化技术通过精确调控材料表面的纳米结构, 不仅 能够显著增强 TMCs 的表面硬度、耐磨性和耐腐蚀 性, 还能通过引入生物活性涂层等策略优化其生物 相容性, 为医疗器械和植入物应用开拓新的可能 性。此外, 纳米结构的可控设计还能促进特殊功能 性表面的定制, 如自清洁或增强与其他材料的界面 结合力, 进一步拓宽 TMCs 的应用场景<sup>[59]</sup>。

与此同时,数字化仿真技术,特别是多尺度模 拟和人工智能算法的融入,为 TMCs 的设计、制造 与性能预测提供了前所未有的精确度和效率。通 过构建"过程-结构-性能"之间的内在联系模型, 仿真技术能够优化 LAM(激光添加剂制造)工艺参 数,预测热物理行为,减少缺陷形成,从而在制造前 就可确保材料的高品质。此外,智能化仿真平台的 持续发展将使材料设计更加灵活,加速新材料的探 索与验证,为 TMCs 的性能优化和新型复合体系开 发提供强有力支持<sup>[94]</sup>。

总之,表面纳米化技术与数字化仿真技术的协 同演进,预示着钛基复合材料领域将迎来一个融合 高效制造、精准设计与性能优化的新时代。未来研 究将侧重于两者的深度整合,旨在实现材料性能的 极限提升,缩短研发周期,以及推动面向航空航天、 生物医疗等高精尖领域的定制化解决方案,开启 TMCs创新应用的新篇章。

#### 参考文献:

- GAO K, ZHANGY, YI J, et al. Overview of surface modification techniques for titanium alloys in modern[J]. Material Science: A, 2024, 14(1): 148.
- [2] 钟亮, 付玉, 徐永东, 等. 钛基复合材料耐磨性研究进展
  [J]. 钢铁钒钛, 2021, 42(6): 36-42.
  ZHONG L, FU Y, XU Y D, et al. Research progress on wear resistance of titanium matrix composites[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2021, 42(6): 36-42.
- [3] 杨宇承,潘宇,路新,等.粉末冶金法制备颗粒增强钛基 复合材料的研究进展[J].粉末冶金技术,2020,38(2): 150-158.
   YANG Y C, PAN Y, LU X, et al. Research progress on

particle-reinforced titanium matrix composites prepared by powder metallurgy method[J]. Powder Metallurgy Technology, 2020, 38(2): 150-158.

 [4] 高楚寒,吴文恒,张亮.高温钛合金及钛基复合材料增 材制造技术研究现状[J].粉末冶金技术,2023,41(1): 55-62.
 GAO C H, WU W H, ZHANG L. Research status of

additive manufacturing technology used for high temperature titanium alloys and titanium matrix composites[J]. Powder Metallurgy Technology, 2023, 41(1): 55-62.

- [5] MIRACLE D B, DONALDSON S L. Metal matrix composites: from science to technological advancement[J]. Composites Science and Technology, 2016, 129: 54-61.
- [6] BANERJEE R, FRASER H L. High-temperature oxidation and hot corrosion of titanium and titanium alloys[J]. International Materials Reviews, 2010, 55(3): 131-160.
- [7] GEETHA M, SINGH A K, ASOKAMANI R. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants —a review[J]. Progress in Materials Science, 2009, 54(3): 397-425.
- [8] SCULLY J R, YOUNG D J J, FRANKEL G S. Corrosion and corrosion control[M]//ASM Handbook, Volume 13B: Corrosion: Materials. Ohio: ASM International, 2003: 1-57.
- [9] CHUNG D L. Electromagnetic interference shielding effectiveness of carbon materials[J]. Carbon, 2001, 39(2):279-285.
- [ 10 ] LIU W, CHEN L. Thermal management of high-power electronic devices using phase change materials[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, 104: 1-21.
- [11] 韩远飞, 邱培坤, 孙相龙, 等. 非连续颗粒增强钛基复合 材料制备技术与研究进展[J]. 航空制造技术, 2016,

59(15): 62-74.

HAN Y F, QIU P K, SUN X L, et al. Preparation techniques and research progress of discontinuous particlereinforced titanium matrix composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(15): 62-74.

- [12] 于振涛, 佘森, 程军, 等, 新型医用合金材料的研发和应用现状[J]. 金属学报, 2017, 53(10): 1238-1264.
  YU Z T, YU S, CHENG J, et al. Development and application of novel biomedical titanium alloy materials[J].
  Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(10): 1238-1264.
- [13] 谭启明, 隋楠. 颗粒增强钛基复合材料的研究与进展
  [J]. 新材料产业, 2019(1): 59-64.
  TAN Q M, SUI N. Research and progress of particle-reinforced titanium matrix composites[J]. New Materials Industry, 2019(1): 59-64.
- [14] 谷树德. 钛基复合材料制备方法及性能研究进展[J]. 材料开发与应用, 2023, 38(1): 85-97.
  GU S D. Advances in preparation methods and performance research of titanium matrix composites[J]. Materials Development & Application, 2023, 38(1): 85-97.
- [ 15 ] PAN D, ZHANG X, HOU X D, et al. TiB nano -whiskers reinforced titanium matrix composites with novel nanoreticulated microstructure and high performance *via* composite powder by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 799: 140137.
- [16] OTTE J A, ZOU J, PATEL R, et al. TiB nanowhisker reinforced titanium matrix composite with improved hardness for biomedical applications[J]. Nano Materials(Basel, Switzerland), 2020, 10(12): E2480.
- [17] 钦兰云,门继华,赵朔,等. TiB 含量对选区激光熔化 TiB/Ti-6Al-4V 复合材料组织及力学性能的影响[J].中 国激光, 2021, 48(6): 0602102.
  QIN L Y, MEN J H, ZHAO S, et al. Effect of TiB content on microstructure and mechanical properties of TiB/Ti-6Al-4V composites formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(6): 0602102.
- [18] XIONG Y, DU M, ZHANG F, et al. Preparation and mechanical properties of titanium alloy matrix composites reinforced by Ti<sub>3</sub>AlC and TiC ceramic particulates[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 886: 161216.
- [19] MARKOVSKY A P E, SAVVAKINA D G, STASYUK O O, et al. Significant hardening effect of high-temperature aging of alloy Ti-6Al-4V composite reinforced with TiC[J]. Materials & Design, 2023, 234: 112208.
- [20] 王振玲, 于玉城, 李睿智, 等. 真空感应悬浮熔炼 (TiC+TiB)增强钛基复合材料组织及高温拉伸性能研 究[J]. 钢铁钒钛, 2021, 42(5): 54-61.

WANG Z L, YU Y C, LI R Z, et al. Microstructure and

high temperature tensile properties of (TiC+TiB) reinforced titanium matrix composites by vacuum induction suspension melting[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2021, 42(5): 54-61.

- [21] WEI L X, LIU X Y, GAO Y Z, et al. Synergistic strengthening effect of titanium matrix composites reinforced by graphene oxide and carbon nanotubes[J]. Materials & Design, 2021, 197: 109261.
- [22] HU Z, TONG G, NIAN O, et al. Laser sintered single layer graphene oxide reinforced titanium matrix nanocomposites [J]. Composites Part B, 2016, 93: 352-359.
- [23] LIU J O, HU N, LIU X Y, et al. Microstructure and mechanical properties of graphene oxide-reinforced titanium matrix composites synthesized by hot- pressed sintering[J]. Nanoscale Research Letters, 2019, 14: 114.
- [24] 神祥博. SPS 制备 TiB 增强 Ti 基复合材料的组织结构 和力学性能研究[D]. 北京: 北京理工大学, 2014.
   SHEN X B. Microstructure and mechanical properties of *in situ* TiB reinforced titanium matrix composite prepared by SPS dissertation[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2014.
- [25] HUANG L J, GENG L, PENG H X. Microstructurally inhomogeneous composites: is a homogeneous rein-forcement distribution optimal[J]. Progress in Materials Science, 2015, 71: 93-168.
- [26] HUANG L, AN O, GENG L, et al. Multiscale architecture and superior high-temperature performance of discontinuously reinforced titanium matrix composites[J]. Advanced Materials ( Deerfield Beach, Fla), 2021, 33(6): e2000688.
- [27] LIU C, HUANG L J, GENG L, et al. *In situ* synthesis of (TiC + Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> + Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>)/Ti-6Al-4V composites with tailored two-scale architecture[J]. Advanced Engineering Materials, 2015, 17(7): 933-941.
- [28] CAI C, SONG B, OIU C, et al. Hot isostatic pressing of *in-situ* TiB/T-6Al-4V composites with novel reinforcement architecture, enhanced hardness and elevated tribological properties [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 710: 364-374.
- [29] ZHANG F, DU M, FAN K, et al. Fabrication and mechanical properties of network structured titanium alloy matrix composites reinforced with Ti<sub>2</sub>AlC particulates[J]. Materials Science and Engineering, 2020, 776(3): 139065.
- [ 30 ] BAI M, MOHSEN R, XU Y, et al. *In-situ* Ti-6Al-4V/TiC composites synthesized by reactive spark plasma sintering: processing microstructure, and dry sliding wear behaviour[J]. Wear, 2019, 432/433: 202944.
- [31] GÜRBÜZ M, MUTUK T, UYAN P. Mechanical, wear and thermal behaviors of graphene reinforced titanium

composites[J]. Metals and Materials International, 2020, 118: 1-9.

- [32] 姬寿长,李京龙,李争显,等. TC21 钛合金表面处理技术的研究现状[J]. 热加工工艺, 2021(4): 17-20.
  JI S C, LI J L, LI Z X, et al. Research status surface treatment technology on TC21 titanium alloy[J]. Hot Working Process, 2021(4): 17-20.
- [33] 黄雪丽, 谭君国, 张腾飞, 等. 钛合金表面 TiN/CrN 纳米 多层薄膜的制备及耐磨、耐腐蚀性能[J]. 材料导报, 2021, 35(4): 4139-4143.

HUANG X L, TAN J G, ZHANG T F, et al. Deposition and anti-wear/corrosion properties of nano-multilayer TiN/CrN films on titanium alloy[J]. Materials Reports, 2021, 35(4): 4139-4143.

[34] 刘元才, 孙启胜, 刘志远, 等. 氮化硼对 TB8 钛合金微 弧氧化膜及其耐磨性的影响[J]. 青岛理工大学学报, 2020, 41(6): 102-107.

LIU Y C, SUN Q S, LI Z Y, et al. Effect of BN on micro arc oxidation film and wear resistance of TB8 titanium alloy[J]. Journal of Qingdao University of Technology, 2020, 41(6): 102-107.

[35] 刘世锋, 宋玺, 薛彤, 等. 钛合金及钛基复合材料在航空 航天的应用和发展[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 77-94.

LIU S F, SONG X, XUE T, et al. Application and development of titanium alloy and titanium matrix composites in aerospace field[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 77-94.

- [36] 汤海芳, 赵永庆, 洪权, 等. 稀土元素对高温钛合金组织 和性能的影响[J]. 钛工业进展, 2010, 27(1): 16-21.
  TANG H F, ZHAO Y Q, HONG Q, et al. Effects of rare earth elements on the structure and properties of hightemperature titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2010, 27(1): 16-21.
- [37] 丁超. 粉末冶金 Ti600 合金组织和性能的研究[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2019.
  DING C. Study on the microstructure and properties of powder metallurgy Ti600 alloy[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2019.
- [38] 穆啸楠,张洪梅,王宇. 石墨烯增强钛基复合材料研究 进展[J]. 中国材料进展, 2024, 43(3): 212-221.
  MU X N, ZHANG H M, WANG Y. Progress on graphene reinforced titanium matrix composites[J].
  Materials China, 2024, 43(3): 212-221.
- [39]黄陆军. 粉末冶金网状结构钛基复合材料基础与应用 探索[J]. 粉末冶金技术, 2024, 42(1): 1-10.
  HUANG L J. Exploration of the basic and application of titanium matrix composites with porous metal structure[J]. Powder Metallurgy Technology, 2024, 42(1): 1-10.

- [40] PAN U, YANG Y C, ZHOU Q J, et al. Achieving synergy of strength and ductility in powder metallurgy commercially pure titanium by a unique oxygen scavenger[J]. Acta Materialia, 2024, 263: 119845.
- [41] 刘静怡,李文辉,李秀红,等. 航空零部件的金属增材制造光整加工技术研究进展[J]. 表面技术, 2023, 52 (12): 20-41.
  LIUJY, LIWH, LIXH, et al. Advances in finishing techniques for metal additive manufactured aerospace

techniques for metal additive manufactured aerospace components[J]. Surface Technology, 2023, 52(12): 20-41.

- [42] CHEN L, HE Y, YANG Y X, et al. The research status and development trend of additive manufacturing technology[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 89(9): 3651-3660.
- [43] ALADESANMI V L, FATOBA O S, AKINLABI E T, et al. Regression analysis of hardness property of laser additive manufactured (LAM) Ti and TiB<sub>2</sub> metal matrix composite[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 44: 1249-1253.
- [44] NIU H Z, YIN B G, ZHANG H R, et al. Multiphase polymorphic nanoparticles reinforced titanium matrix composite produced by selective electron beam melting of a prealloyed composite powder[J]. Scripta Materialia, 2021, 200: 113916.
- [45] WANG Z, BAI X, QUE M, et al. Wire arc additive manufacturing of network microstructure (TiB+TiC) / Ti6Al4V composites using flux-cored wires[J]. Ceramics International, 2023, 49(3): 4168-4176.
- [46] ZHONG C, GASSER A, BACKES G, et al. Laser additive manufacturing of Inconel 718 at increased deposition rates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 844: 143196.
- [47] ELMER J W, GIBBS G, CARPENTER J S, et al. Wirebased additive manufacturing of stainless steel components[J]. Welding Journal, 2020, 99(1): 8s-24s.
- [48] LIU S, SHIN Y C. The influences of melting degree of TiC reinforcements on microstructure and mechanical properties of laser direct deposited Ti6Al4V-Ti composites[J]. Material & Design, 2017, 136: 185-195.
- [49] LIU D, ZHANG Q, LI A, et al. Microstructure and tensile properties of lasermelting deposited TiC/TA15 titanium matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 485(1): 156-162.
- [ 50 ] ZHOU S, ZHAO Y, WANG X, et al. Enhanced corrosion resistance of Ti-5 wt, % TiN composite compared to commercial pure Ti produced by selective laser melting in HCl solution[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 820; 153422.
- [51] ZHAO Y, WU C, ZHOU S, et al. Selective laser melting

of Ti-TiN composites: formation mechanism and corrosion behaviour in  $H_2SO_4/HCl$  mixed solution[J].Journal of Alloys and Compounds, 2021, 863: 158721.

- [52] LI B, HAN C, VIVEGANANTHAN P, et al. Refined microstructure and ultrahigh mechanical strength of (TiN + TiB)/Ti composites *in situ* synthesized *via* laser powder bed fusion[J].Additive Manufacturing Letters, 2022, 3: 100082.
- [53] 覃群, 王天国, 范宏训. 粉末冶金原位合成法制备钛基 复合材料的研究进展[J]. 粉末冶金工业, 2010, 20(5): 42-46.

QIN Q, WANG T G, FAN H X. Research progress in preparation of titanium matrix composites by *in-situ* synthesis *via* powder metallurgy[J]. Powder Metallurgy Industry, 2010, 20(5): 42-46.

- [54] LEE K H, YUN G J. A novel heat source model for analysis of melt pool evolution in selective laser melting process[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101497.
- [55] LI H. Micro selective laser melting of NiTi shape memory alloy: defects, microstructures and thermal/mechanicalproperties[J]. Opt Laser Technol, 2020, 131: 106374.
- [56] ZHENG Y Z, WANG J D, LIU X R, et al. Laser additive manufacturing of ceramic reinforced titanium matrix composites: a review of microstructure, properties, auxiliary processes, and simulations[J]. Composites Part A, 2024, 177: 107941.
- [57] 徐圣航, 沈凯杰, 张惠斌, 等. 钛及钛合金表面自纳米化 行为研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3141-3160.

XU S H, SHEN K J, ZHANG H B, et al. Progress in research on self-nanocrystallization behavior of titanium and titanium alloys surfaces [J]. Journal of China Nonferrous Metals Society, 2021, 31(11): 3141-3160.

[58] 于春杭, 邵红红, 许晓静. 钛基材纳米化对 TiO<sub>2</sub> 薄膜力 学性能影响研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(2): 320-323.

YU C H, SHAO H H, XU X J. Study on the influence of nanocrystallization of titanium substrate on the mechanical properties of  $TiO_2$  films[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(2): 320-323.

- [59] 任淮辉, 李旭东. 三维材料微结构设计与数值模拟[J]. 物理学报, 2009, 58(6): 4041-4052.
  REN H H, LI X D. Three-dimensional microstructural design and numerical simulation of materials[J]. Acta Physica Sinica, 2009, 58(6): 4041-4052.
- [60] 段冰冰, 王治国, 蔡晋, 等. 钛合金表面纳米化强化研究 进展[J]. 表面技术, 2021, 50(12): 202-216.
  DUAN B B, WANG Z G, CAI J, et al. Advances in nanocrystalline strengthening of titanium alloy surfaces
  [J]. Surface Technology, 2021, 50(12): 202-216.

- [61] 陶然, 贺春旺, 罗俊荣, 等. 复合材料构件设计理论及仿 真研究进展[J]. 中国工程科学, 2023, 25(1): 121-130.
  TAO R, HE C W, LUO J R, et al. Advances in design theory and simulation research of composite components[J]. China Engineering Science, 2023, 25(1): 121-130.
- [62] 韩远飞, 孙相龙, 邱培坤, 等. 颗粒增强钛基复合材料先进加工技术研究与进展[J]. 复合材料学报, 2017, 34(8): 1625-1635.
  HAN Y F, SUN X L, QIU P K, et al. Research and progress on advanced machining technologies for particle-reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Composite Materials, 2017, 34(8): 1625-1635.
- [63] 吕维洁, 韩远飞, 孙相龙, 等. 颗粒增强钛基复合材料等 温热变形与组织演化规律[J]. 精密成形工程, 2017, 9(4): 12-16.
   LV W J, HAN Y F, SUN X L, et al. Isothermal hot defor-

mation and microstructural evolution of particle-reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2017, 9(4): 12-16.

- [64] WEI S, HUANG L J, LI X, et al. Network-strengthened Ti-6Al-4V/(TiC+TiB) composites: powder metallurgy processing and enhanced tensile properties at elevated temperatures[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50(8): 3629-3645.
- [65] 王敏涓, 黄浩, 王宝, 等. 连续 SiC 纤维增强钛基复合材 料应用及研究进展[J]. 航空材料学报, 2023, 43(6): 1-19.

WANG M J, HUANG H, WANG B, et al. Application and research progress of continuous SiC fiber reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2023, 43(6): 1-19.

- [66] 汪广平, 陈涛, 徐志鹏, 等. 钛基复合材料加工技术研究 进展[J]. 金属加工(冷加工), 2023(7): 1-8.
  WANG G P, CHEN T, XU Z P, et al. Research progress in machining technologies for titanium matrix composites[J]. Metal Processing(Cold Working), 2023(7): 1-8.
- [67] 弭光宝, 陈航, 李培杰, 等. 石墨增强钛基复合材料界面 调控及强韧化机理研究进展[J]. 航空材料学报, 2023, 43(6): 20-35.

MI G B, CHEN H, LI P J, et al. Advances in interface modulation and strengthening mechanisms of graphite reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2023, 43(6): 20-35.

[68] 李德溥,姚英学,袁哲俊. 颗粒增强金属基复合材料的 特种加工研究现状[J]. 机械制造, 2006, 44(10): 65-68.
LI D P, YAO Y X, YUAN Z J. Current research status of special processing of particle-reinforced metal matrix composites[J]. Machinery Manufacturing, 2006, 44(10): 65-68.

- [69] 张珍桂. 耐热钛基复合材料(TiB+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti 的微结构 及力学性能研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2010.
  ZHANG Z G. Microstructure and mechanical properties of heat-resistant titanium matrix composites (TiB+ La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Ti[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010.
- [70] ZHANG Y, LI X, WANG C, et al. Hierarchical microstructure design for synergistically strengthening and toughening titanium matrix composites at elevated temperatures[J]. Composites Part B, 2022, 230: 109532.
- [71]高翔,鲁晓楠,李建超,等. 增材制造钛基复合材料体系 与组织结构设计[J]. 复合材料学报, 2024, 41(4): 1633-1652.

GAO X, LU X N, LI J C, et al. System and microstructure design of additively manufactured titanium matrix composite materials[J]. Journal of Composite Materials, 2024, 41(4): 1633-1652.

- [72] 成小乐, 尹君, 屈银虎, 等. 连续碳化硅纤维增强钛基 (SiC<sub>f</sub>/Ti)复合材料的制备技术及界面特性研究综述
  [J]. 材料导报, 2018, 32(5): 796-807.
  CHENG X L, YIN J, QU Y H, et al. A review on preparation techniques and interfacial characteristics of continuous silicon carbide fiber reinforced titanium matrix (SiC<sub>f</sub>/Ti) composites[J]. Materials Reports, 2018, 32(5): 796-807.
- [73] 胡满银. 原位自生制备 TiC 颗粒增强钛基复合材料的 组织与性能研究[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2021.
  HU M Y. Study on the microstructure and properties of in situ synthesized TiC particle reinforced titanium matrix composites[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2021.
- [74] 董龙龙, 王圆梦, 崔文芳, 等. 纳米碳强化钛基复合材料
   界面结构与性能优化研究进展[J]. 中国材料进展,
   2023, 42(12): 942-958.
   DONG L L, WANG Y M, CUI W F, et al. Advances in

interface structure and property optimization of nano-carbon reinforced titanium matrix composites[J]. Progress in Materials Science in China, 2023, 42(12): 942-958.

- [75] FAN R, ZHENG Q, LIU Y, et al. Insights into the interfacial bonding strength of TiB/Ti: a first principles study[J]. Journal of Applied Physics, 2019, 126(3): 035304.
- [76] 吴诚福,李新意,陈洪胜,等.激光增材制造 WC<sub>p</sub> 钛基 复合材料界面连接机理及力学性能[J].焊接学报, 2023,44(3):44-53.

WU C F, LI X Y, CHEN H S, et al. Interface bonding mechanism and mechanical properties of laser additive manufactured  $WC_p$ -titanium matrix composites[J]. Welding Journal, 2023, 44(3): 44-53.

[77] 胡满银, 欧阳德来, 崔霞, 等. 微波烧结原位合成 TiC 增

强钛复合材料的性能[J]. 材料研究学报, 2021, 35(4): 277-283.

HU M Y, OUYANG D L, CUI X, et al. Properties of microwave sintered *in situ* synthesized TiC reinforced titanium composites[J]. Journal of Materials Research, 2021, 35(4): 277-283.

- [78] 董国军, 王磊, 高胜东. TiB<sub>w</sub> 网状增强钛基复合材料旋转超声磨削的磨削力模型[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2022, 42(1): 97-103.
  DONG G J, WANG L, GAO S D. Grinding force model of rotary ultrasonic grinding of TiB<sub>w</sub> network-reinforced titanium matrix composites[J]. Diamond & Abrasives Engineering, 2022, 42(1): 97-103.
- [79] 李少夫,杨亚锋.用于制备高性能钛基复合材料的碳包 覆钛复合粉体研究进展[J].粉末冶金技术,2022, 40(5):421-430.

LI S F, YANG Y F. Research progress of carbon-coated titanium composite powder for preparing high-performance titanium matrix composites[J]. Powder Metallurgy Technology, 2022, 40(5): 421-430.

- [80] 赵彪. 钛基复合材料高速磨削加工性研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2015.
   ZHAO B. Research on high-speed grinding machinability of titanium matrix composites[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2015.
- [81] 陈玮, 李志强. 航空钛合金增材制造的机遇和挑战[J]. 航空制造技术, 2018, 61(10): 30-37.
  CHEN W, LI Z Q. Opportunities and challenges of additive manufacturing of aerospace titanium alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(10): 30-37.
- [82] WEI W, ZHANG Q, WU W, et al. Agglomeration-free nanoscale TiC reinforced titanium matrix composites achieved by *in-situ* laser additive manufacturing[J]. Scripta Mater, 2020, 187: 310-316.
- [83] WEI W, WU W, FAN S, et al. *In-situ* laser additive manufacturing of Ti6Al4V matrix composites by gas-liquid reaction in dilute nitrogen gas atmospheres[J]. Material & Design, 2021, 202: 109578.
- [84] YANG Y, ZHANG J, WEI W. Microstructure and mechanical properties of TiC/Ti6Al4V nanocomposites fabricated by gas-liquid reaction laser powder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 869: 144829.
- [85] WEI W, ZHU L, WU W, et al. TiC/Ti6Al4V functionally graded composite fabricated by *in-situ* laser additive manufacturing *via* gas-liquid reaction[J]. J Alloy Compd, 2022, 900: 163406.
- [ 86 ] ZHU L, ZHANG K, FAN S, et al. Ti6Al4V matrix composites fabricated by laser powder bed fusion in dilute

nitrogen[J]. Mater Sci Tech-Lond, 2022, 38(4): 207-214.

- [ 87 ] WEN Y, WU Y, HUA L, et al. Effects of shot peening on microstructure evolution and mechanical properties of surface nanocrystal layer on titanium matrix composite[J]. Material & Design, 2021, 206: 109760.
- [ 88 ] LV J, LUO K, LU H, et al. Achieving high strength and ductility in selective laser melting Ti-6Al-4V alloy by laser shock peening[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 899: 163335.
- [ 89 ] CHI J, CAI Z, ZHANG H, et al. Combining manufacturing of titanium alloy through direct energy deposition and laser shock peening processes[J]. Material & Design, 2021, 203: 109626.
- [90] ZHANG Q, DUAN B, ZHANG Z, et al. Effect of ultrasonic shot peening on microstructure evolution and corrosion resistance of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy[J]. J Mater Res Technol, 2021, 11: 1090-1099.
- [91] SHAO H, ZHANG H, SHAN D, et al. Evolution behavior of abnormal grain region in Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe titanium alloy under the electro pulsing treatment[J].

Mater Charact, 2021, 181: 111504.

- [92] XU X, KANG Q, LIU Y, et al. Effects of electro pulsing treatment on the microstructural evolution of hot-rolled TiB<sub>w</sub>/TA15 composite billet with a network architecture[J]. Mater Charact, 2022, 194; 112341.
- [93] TAN C, LI R, SU J, et al. Review on field assisted metal additive manufacturing[J]. Int J Mach Tool Manu, 2023, 189: 104032.
- [94] ANDREA B, YANG S. Recent findings from University of California Berkeley Provides new insights into artificial intelligence (a state-of-the-art review on machine learning-based multiscale modeling, simulation, homogenization and design of materials) [N]. Robotics & Machine Learning Daily News, 2022.

(本文责编:王俊丽)

收稿日期: 2024-06-07; 录用日期: 2024-12-26

通讯作者:杨宝(1991—),男,博士,工程师,研究方向为新 材料研发、炼钢过程工艺优化和连铸坯质量控制等,联系地 址:陕西省汉中市勉县定军山镇陕钢集团汉中钢铁有限责任 公司(724207), E-mail: ybvip1991@163.com

第131-141页

第3期

**引用格式:** 雷杨, 陈冰清, 闫泰起, 等. 激光扫描速度对选区激光熔化成形 TA15 合金宏观形貌和微观组织的影响[J]. 航空材 料学报, 2025, 45(3): 131-141.

LEI Yang, CHEN Bingqing, YAN Taiqi, et al. Effect of laser scanning speed on macroscopic morphology and microstructure of TA15 alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 131-141.

# 激光扫描速度对选区激光熔化成形 TA15 合金 宏观形貌和微观组织的影响

雷杨<sup>1,2</sup>,陈冰清<sup>1</sup>,闫泰起<sup>1</sup>,吴宇<sup>1</sup>,秦仁耀<sup>1</sup>,孙兵兵<sup>1\*</sup>

(1. 中国航发北京航空材料研究院 焊接与塑性成形研究所,北京 100095;2. 华中科技大学 武汉光电国家研究中心,武汉 430074)

**摘要:** 钛合金以其优异的强度、焊接性和良好的塑性在航空、航天和航海领域得到广泛应用。本工作采用选区激光 熔化成形制备近α钛合金 Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V(TA15),基于共聚焦激光扫描显微镜(CLSM)、金相显微镜(OM)、扫 描电子显微镜(SEM)、X射线衍射(XRD)、能量色散谱仪(EDS)等方法,研究激光扫描速度对选区激光熔化成形 TA15 合金宏观形貌和微观组织的影响。结果表明:激光扫描速度变化对 TA15 合金成形质量具有显著影响。较高 激光扫描速度会导致熔道波动不连续、表面出现不规则起伏;较低激光扫描速度会显著促进截面孔隙产生。激光 扫描速度的提高导致合金内部马氏体尺寸先增加后减小,马氏体层级逐步降低。过低或过高的激光扫描速度使合 金表面产生局部裂纹,这些裂纹处存在元素缺失及富集现象。激光扫描速度与合金成形质量之间的直接关系,可 以为优化选区激光熔化成形 TA15 合金的工艺路线及方案提供参考,有助于 TA15 合金的进一步推广及应用。 关键词:选区激光熔化; TA15 合金;激光扫描速度; 微观组织

中图分类号: V252; TG146.2 文献标识码: A

文章编号:1005-5053(2025)03-0131-11

## Effect of laser scanning speed on macroscopic morphology and microstructure of TA15 alloy fabricated by selective laser melting

LEI Yang<sup>1,2</sup>, CHEN Bingqing<sup>1</sup>, YAN Taiqi<sup>1</sup>, WU Yu<sup>1</sup>, QIN Renyao<sup>1</sup>, SUN Bingbing<sup>1\*</sup>

(1. Welding and Plastic Forming Division, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. Wuhan National Laboratory for Optoelectronics, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

**Abstract:** Titanium alloys are widely used in the fields of aviation, aerospace and marine due to their excellent strength, weldability and plasticity. This study focuses on a near- $\alpha$  titanium alloy Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V(TA15), fabricated by selective laser melting(SLM) technology. The impact of laser scanning speed on the macroscopic morphology and microstructure of the TA15 alloy is investigated using a range of analytical methods such as confocal laser scanning microscopy(CLSM), optical microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM), X-ray diffraction(XRD) and energy dispersive spectroscopy(EDS). The results show that variations in laser scanning speed significantly influence the forming quality of the alloy. Specifically, higher scanning speeds induce discontinuous fluctuations in the melt pool and irregular surface undulations, whereas lower speeds promote porosity formation at the cross-section. Initially, an increase in laser scanning speed enlarges the size of the martensite structure, followed by a decrease, accompanied by a gradual reduction in martensite hierarchy. Low or high laser scanning speeds cause local cracks on the alloy surface, where elemental depletion and enrichment are observed. These findings demonstrate a direct correlation between laser scanning speed and alloy forming quality. These results provide valuable insights for optimizing the process

parameters and strategies of SLM for TA15 alloy, thereby facilitating its further promotion and application.

料

学

报

Key words: selective laser melting; TA15 alloy; laser scanning speed; microstructure

TA15 合金作为一种典型的 α+β 型双相钛合 金<sup>[1]</sup>,具有强度高、耐热性和耐腐蚀性良好等特点, 能够承受复杂严苛载荷<sup>[2-3]</sup>,在高温环境下保持较 高的强度和硬度<sup>[4-5]</sup>,同时可以有效抵抗盐水、酸碱 等腐蚀介质侵蚀<sup>[6-7]</sup>,综合性能优越,因而在航空航 天领域应用广泛,常用于制造飞机机翼梁、隔框、 机身结构件、发动机喷嘴等关键零部件<sup>[8-10]</sup>。 由于航空航天领域高价值、高复杂性等特点,对零 部件精密设计及制造工艺提出严格要求,因此激光 粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)技术以 其在复杂构件成形方面的独特优势,成为制造航空 航天高性能复杂零部件的热门选择<sup>[11-13]</sup>。

选区激光熔化(selective laser melting, SLM)成 形技术是激光粉末床熔融技术的重要分支<sup>[14-15]</sup>。 SLM 技术采用聚焦高能量密度激光束逐层分区熔 化粉末床上预置的金属粉末,减少由于连续沉积物 再熔化作用产生的孔隙、裂纹、杂质、残余应力等 缺陷,从而有利于零部件的均匀化<sup>[16-19]</sup>。同时 SLM 技术极高的冷却速率也有助于产生细小的晶 粒和较高的过饱和度,提高合金强度<sup>[20]</sup>,因此, SLM 技术已成为航空航天领域关键零部件制造的 重要研究方向。Xu 等<sup>[21]</sup> 发现 SLM 成形 TA15 合 金比激光熔融沉积或锻造成形 TA15 合金具有更高 耐腐蚀性、耐磨性和抗摩擦腐蚀性能。Gupta等<sup>[22]</sup> 研究 SLM 成形的 Ti-6Al-4V 合金航空发动机支架, 发现其比锻造 Ti-6Al-4V 合金支架具备更优良的高 周疲劳和拉伸性能。Liu 等<sup>[23]</sup>揭示了 SLM 技术扫 描策略和残留飞溅分布与零件质量的关系。这些 研究表明 SLM 成形 TA15 合金可以从多种工艺角 度探讨不同参数对成形试样的影响。然而上述研 究集中于 SLM 成形合金组织力学性能或扫描策略 对成形质量的影响研究,选取角度集中于微米 级尺度<sup>[24]</sup>。但激光扫描速度对 SLM 成形 TA15 合金宏观形貌和微观组织的影响是涉及热-流-物理 化学多因素耦合的复杂问题,仅基于微米级尺度研 究并不能完全揭示材料机理属性。Zhong 等<sup>[25]</sup> 利 用计算机断层扫描技术对 SLM 成形 TA15 合金中 孔隙缺陷进行三维重建,通过量化孔隙率方式对不 同温度下疲劳裂纹扩展行为进行探究,跨尺度分析 造成微裂纹、孔隙等缺陷的关键因素,并通过优化 工艺参数减少缺陷形成。

本工作研究不同激光扫描速度下,SLM 成形 TA15 合金表面形貌变化和截面孔隙分布之间存在 的三维尺度联系。将宏观形貌和微观组织相结合, 脱离传统的二维视角,观察不同激光扫描速度对微 观组织的影响并分析裂纹孔隙的产生原因,进一步 揭示激光扫描速度与 TA15 合金成形质量的关系, 为优化 SLM 成形 TA15 合金的成形质量提供指导。

#### 1 实验材料与方法

#### 1.1 实验材料

本工作用到的实验材料为 TA15 合金粉末, 化 学成分详见表 1。粉末形貌为球形, 粒径范围 18~ 51 µm。SLM 成形前, 粉末在 100 ℃ 下烘干 2 h, 以 提高流动性, 防止制备过程中出现不必要的缺陷。

表 1 TA15 合金粉末化学成分(质量分数/%)

fraction/%)										
Al	Мо	Si	V	Zr	Fe	С	0	N	Н	Ti
6.6	1.7	0.02	2.2	2.1	0.03	0.01	0.12	0.01	0.003	Bal.

#### 1.2 表征与测试

采用尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的 SLM 成 形试块进行结构表征。测试样品采用型号为 FS421M的 SLM 设备棋盘扫描策略进行成形,激 光束逐层旋转 67°, 激光功率为 300 W, 扫描间距 为 120 µm, 铺粉层厚为 30 µm, 激光扫描速度为低 激光扫描速度(800 mm/s 和 900 mm/s)和高激光扫 描速度(1100、1200、1300 mm/s和 1400 mm/s)。由 于 SLM 组织成形过程存在各向异性,采用型号为 OLYMPUS LEXT OLS4100 的共聚焦激光扫描显 微镜和型号为 OM Leica DM2700P 的金相显微镜 对立方体试块沿扫描方向的平面进行宏观形貌表 征,采用型号为 SEM MIRA 的扫描电子显微镜对 试块沿垂直于扫描方向的平面进行微观组织表征, 观察样品的微观结构。采用型号为 XRD SmartLab 的 X 射线衍射仪和型号为 EDS Phenom XL 的能量 色散谱仪进行物相检测。每个试块表面均使用 300~2000 目碳化硅砂纸研磨至精加工状态,再使 用 SiO<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>溶液进行抛光,最后,使用 Kroll 蚀刻 剂(1%氢氟酸、1.5%盐酸、2.5%硝酸和95%水

第3期

(体积分数)的混合溶液)进行蚀刻。

#### 2 结果与分析

#### 2.1 表面形貌

图1显示不同扫描速度下,采用共聚焦激光扫 描显微镜拍摄的 SLM 成形 TA15 合金试样三维表 面形貌。如图1(a)所示,当激光扫描速度为 800 mm/s时, TA15 合金试样表面存在不规则波 动,部分区域明显隆起或凹陷,熔体边缘呈现波浪 形,熔道波动不连续。较低激光扫描速度导致激光 能量密度过大,熔池在重力和毛细管作用下整体向 下坍缩,导致凝固后的熔道向内凹陷。同时,熔池 外边缘部分熔化的粉末颗粒被熔池吸引黏附,导致 凝固后熔道隆起。粉末颗粒的随机分布导致熔道 随机隆起或沉降,从而形成波动表面。由图1(b)~ (d)可以看出,随着激光扫描速度由 900 mm/s 提高 至 1200 mm/s, TA15 合金试样表面的熔道明显趋于 连续,试样表面隆起的数量和尺寸也逐步减少。显 然,当激光扫描速度在 900~1200 mm/s 区间范围 内,会产生适中的激光能量密度。试样表面形成较 为稳定的熔池,具有更好的流动性和连续性,可以 充分润湿已沉积熔道,在冷却过程中试样表面趋于 平整。由图 1(e)和(f)可以看出,随着激光扫描速 度由 1300 mm/s 继续提高至 1400 mm/s, 试样表面 再次出现明显起伏。但相较于低激光扫描速度下 熔池坍缩以及吸附边缘熔化颗粒堆叠形成的隆起, 高激光扫描速度导致熔池内激光能量密度讨低,进 而导致熔池之间不能稳定过渡,熔液在自身张力的 作用下发生团聚并凝固,在试样表面形成不规则隆 起和凹陷, 使 TA15 合金试样表面熔道破碎不连续 并高低起伏。



图 1 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的三维表面形貌 (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s



图 2 显示不同激光扫描速度下,采用共聚焦激 光扫描显微镜拍摄的 SLM 成形 TA15 合金试样的 表面形貌。如图 2(a)所示,当激光扫描速度为 800 mm/s 时,样品表面可见少量球形孔隙分布。但 随着激光扫描速度提高至 900 mm/s, TA15 合金试 样表面出现局部裂痕(图 2(b))。随着激光扫描速 度由 900 mm/s 提高至 1300 mm/s, TA15 合金样品 表面开始附着少量未熔粉末球, 孔隙缺陷仍然存在且 有一定程度增加(图 2(c)~(e))。由于孔隙直径 普遍在 10 μm 以下, 可能是高激光扫描速度导致激 光能量密度不足从而无法完全熔化 TA15 粉末,在激 光束的冲击下产生飞溅从而导致熔体缺失,由于达 西定律的存在,金属液体的相对流动受到阻碍,SLM 成形极高的冷却速率使熔体缺失区域无法及时得 到补充,生成的孔隙无法被填充,因此随着激光扫描 速度提高,球形孔隙仍然存在且有一定程度增加。



图 2 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的表面形貌 (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

Fig. 2 Surface morphology of TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

#### 2.2 截面缺陷

采用金相显微镜拍摄不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的内部缺陷如图 3 所 示。采用 Media Cybernetics Inc 开发的 Image-Pro Plus 软件,通过去除孔隙含量后剩余尺寸面积占原 尺寸面积的百分比来测算致密度;通过逐个测量选 取到最大孔隙直径,并对其多次测量取平均值,结 果保留±5% 偏差作为误差,统计到不同激光扫描速 度下 SLM 成形 TA15 合金试样的致密度和最大孔 径如图 4 所示。随着激光扫描速度增加, TA15 合 金试样中较大直径的球形孔隙显著减少。如图 3(a)和图 4 所示,当激光扫描速度为 800 mm/s 时, TA15 合金试样的截面分布有大量球形孔隙,且 孔径较大,最大孔隙为 84.457 μm,这也导致试样整 体致密度较低,致密度为 97.38%。较低激光扫描 速度导致单位时间内粉末颗粒获得的激光能量密



图 3 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的截面内部缺陷 (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

Fig. 3 Internal cross-sectional defects of TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

度过大,TA15粉末熔化形成大而深的熔池。熔池 在重力、毛细管力及金属快速蒸发产生的反冲压力 下向下坍缩,形成较大的锁孔。同时在激光扫描过 程中,大部分入射光束照射锁孔前壁,使得锁孔整 体形貌向扫描方向(图3(a)中蓝色虚线箭头方向) 偏移,锁孔处于亚稳态,这也导致熔体在马兰格尼 效应下,表面张力使锁孔顶部熔池愈合。然而在激 光扫描过程中,扫描光束会再次熔化愈合区域并形 成同等熔化区域,使得锁孔底部形成冷热共存区。 冷区的动力学主要由表面张力主导,表面张力通过 减少表面积来降低表面能,这也导致锁孔底部形成 球形几何形状空间。继续扫描使球形空间被热区 熔液填覆或在充足时间内冷却凝固,从而形成球形 孔隙。因此较大球形孔隙一般出现在激光扫描路 径中,沿熔道方向(图 3(a)中蓝色虚线箭头方向) 分布。





由图 3(b)可以看出,当激光扫描速度提升至 900 mm/s 时,仍存在激光能量密度过大,产生的反 冲压力使熔池向下坍缩,在激光束前进过程中,处 于亚稳态的熔池底部与熔池产生脱离并在表面张 力作用下冷却形成沿扫描方向紧密排布直径较大 的球形孔隙(图 3(b)中蓝色箭头标注), 直径均为 50 µm 左右。当激光扫描速度继续提高,由 1100 mm/s 提高到 1300 mm/s, TA15 合金试样表面 直径较大的球形孔隙数量明显减少(图 3(c)~ (e)),但直径在1~10 µm 的细小孔隙仍存在增多 趋势。图 4 中可以看出 TA15 合金试样最大孔径也 呈现急剧降低趋势,从最大 95.902 µm 降低到 29.517 µm。同时发现, TA15 合金试样的致密度从 98.58%(激光扫描速度为 900 mm/s)跃升至 99.69% (激光扫描速度为 1100 mm/s),并逐步提升至 99.85% (激光扫描速度为 1300 mm/s)。当激光扫 描速度进一步提高至1400 mm/s 时,由图3(f)可以 看出,试样表面几乎完全致密,未见直径较大的球形 孔隙,最大孔隙尺寸仅为 9.606 µm, 表面致密度为 99.87%。这意味着在激光功率恒定时,合适的激光扫 描速度可使 TA15 粉末充分熔化并形成致密样品。

#### 2.3 物相分析

不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试 样的 X 射线衍射(XRD)图谱如图 5 所示。晶体在 20° ~ 100°范围内 XRD 图谱与 Ti 的密排六方结构 (100)、(002)、(101)、(102)、(110)、(103)和 (112)衍射峰一致,未见β相衍射峰。在 SLM 过程中,极高的冷却速率使温度降至马氏体相变温 度时,体心立方β相通过非剪切扩散转变为密排六 方的  $\alpha/\alpha'$ 相。通过 XRD 图谱计算晶格常数发现, 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的 晶格常数均集中在 0.29395 nm ± 0.00015 nm 范围内,可以确定试样内几乎全部为 $\alpha'$ 相。

XRD图谱底部红线是标准 α-Ti 峰线所在位置, SLM 成形 TA15 合金试样的峰线相较标准



#### 图 5 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样 XRD 图谱

Fig. 5 XRD patterns of SLM-ed TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds

α-Ti峰整体右移,这主要是由于 SLM 成形 TA15 合金试样内稳定元素矾(原子半径为 0.134 nm)和 钼(原子半径为 0.139 nm)的原子半径小于钛(原子 半径为 0.145 nm)。稳定元素的掺杂导致 α'相的晶 格常数变小,根据布拉格方程,晶格常数的减小会 增加衍射角度。因此 SLM 成形 TA15 合金试样的 峰线整体向更大角度移动。此外,在 SLM 成形 TA15 合金部分试样中可见少量铌铬氧化物峰线, 不规律出现的氧化物主要由 SLM 制备过程中氧元 素与 TA15 粉末内的微量稳定元素反应生成。

#### 2.4 微观组织

采用金相显微镜和扫描电子显微镜拍摄的 SLM 成形 TA15 合金试样截面组织及局部放大图 如图 6 所示。激光扫描速度对 TA15 合金试样截面 微观组织的影响一致,因此对图 6 中激光扫描速 度为 1200 mm/s 的 TA15 合金试样进行描述。由 图 6(a)可见,在 SLM 成形 TA15 合金中形成典型 不规则条状 β 相。白色基底上分布大量与扫描方 向相互平行的暗带(图 6(b)),即热影响区(heataffected zone, HAZ)。HAZ带一般出现在冷却速率 低于激光熔融沉积或电弧增材制造钛合金工艺 中。高能量激光穿透基体材料,产生极高温度梯 度,从而使基体材料再加热温度达到β相重熔温 度,导致β相再生,形成HAZ带。

从图 6(c)中可以发现, SLM 成形 TA15 合金 试样内部组织非均匀, β 相跨越 HAZ 带和非 HAZ 带区域。β 相内析出大量针状 α'-马氏体相。图 6 (d)和(e)分别是图 6(c)中 HAZ 带和非 HAZ 带的 扫描电子显微镜放大图。HAZ 带的 α'-马氏体相互 紧密交叉编织,呈现典型的篮式编织结构(图 6(d))。在非 HAZ 带区域,出现了 3 种不同尺寸 的 α'-马氏体,分别为长度较长的初级 α'-马氏体、 长度中等的次级 α'-马氏体和长度较短的三级 α'-马 氏体(图 6(e))。初级 α'-马氏体与次级 α'-马氏体 相互平行或垂直,大量三级 α'-马氏体也呈现相互 平行或垂直,它们位于相对较粗的二级 α'-马氏体



图 6 激光扫描速度为 1200 mm/s 时 SLM 成形 TA15 合金试样截面的典型微观组织 (a)不规则条状 β相; (b)HAZ带; (c)β相和 α'-马氏体相; (d)图(c)中 HAZ 带放大图; (e)图(c)中非 HAZ 带放大图

Fig. 6 Typical microstructure of the cross-section in TA15 alloy samples fabricated by SLM at laser scanning speed of 1200 mm/s
 (a)irregular strip-like β phase; (b)HAZ; (c)β phase and α'-martensite phase; (d)magnified view of HAZ in Fig. (c);
 (e)magnified view of non-HAZ in Fig. (c)

之间。三级 α'-马氏体大多与相对较粗的次级 α'-马 氏体之间呈现平行或垂直排列,它们尺寸较小,长 轴在数百纳米,短轴在十几纳米甚至更小。通过比 较发现, HAZ 带中 α'-马氏体明显粗化(图 6(d)), 这是由于基体内部冷却速率相较于制备层显著降 低,高温和低冷却速率相互作用导致的。

进一步分析β相内部结构特征,从图7(a)看

出 β 相内析出大量马氏体。大量初级、次级和三级 α'-马氏体互相平行或垂直交错重叠排布, HAZ 带区域中 α'-马氏体交错排布更加密集。从图 7(b) 可以观察到 β 相的明显晶界, β 相呈现不规则形状。放大 β 相晶界(图 7(c)), 可以清晰观察到 β 相晶界周围有大量针状 α'-马氏体, 且生长方向与 β 相的晶界夹角呈±45°, α'-马氏体生长延伸至 β 相内部。



图 7 β相晶粒内部和晶界的典型微观组织 (a)β相晶粒内部马氏体分布; (b)β相晶界; (c)β相晶界马氏体分布 Fig. 7 Typical microstructure within the grains and at β phase grain boundaries (a)martensite distribution within β phase grains; (b)β phase grain boundaries; (c)martensite distribution at β phase grain boundaries

图 8 显示了不同激光扫描速度对 SLM 成形 TA15 合金试样内部 α'-马氏体形貌的影响。采用 Image J 软件对 TA15 合金试样内部次级 α'-马氏体 最大尺寸进行测量,统计结果如图 9。如图 8(a)所 示,当激光扫描速度为 800 mm/s 时, TA15 合金试 样内部可见大量三级及四级 α'-马氏体交错分布在 次级 α'-马氏体之间。马氏体之间可观察到呈条带 状分布的颗粒 β 相,较低的激光扫描速度导致激光 能量密度过大,初级 α'-马氏体已发生分解。经测 量统计得到, α'-马氏体长轴和短轴最大尺寸分别 为 53 μm 和 0.68 μm(图 9)。当激光扫描速度提升 至 900 mm/s 时(图 8(b)), TA15 合金试样内部次 级 α'-马氏体互相平行排布,大量三级 α'-马氏体垂 直或水平填充在次级 α'-马氏体之间,部分更细小 的四级 α'-马氏体出现等轴粗化现象,在部分 α'-马 氏体之间可见闪亮的颗粒 β 相。此时, α'-马氏体长 轴和短轴的最大尺寸分别增加至 61 μm 和 0.77 μm (图 9), 纵横比由 77 略微升高至 79。当激光扫描 速度增大至 1100 mm/s 时(图 8(c)), TA15 合金试 样内部可见大量篮式编织结构的次级 α'-马氏体以



图 8 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样 α'-马氏体显微组织 (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c) 1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

Fig. 8 Microstructure of α'-martensite in TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

及部分呈条带状分布的颗粒β相。这是由于该激 光扫描速度仍会导致激光能量密度过大,使初级 α'-马氏体分解为颗粒β相。马氏体层级的存在,低 一级马氏体无法跨越高等级马氏体生长,因此颗粒 β相呈现相对完整的条带状。α'-马氏体的长轴最大尺 寸降低为 57 μm, 短轴最大尺寸上升为 1.3 μm(图 9), 纵横比降低至44。随着激光扫描速度继续增加, TA15 合金试样内部颗粒β相消失,次级 α'-马 氏体长轴最大尺寸和纵横比持续降低,三级及更细 小的四级 α'-马氏体数量持续减少,并在激光扫描 速度为 1400 mm/s 时达到最低(图 9)。此时 TA15 试样内部仅可见大量篮式编织结构分布的次 级 α'-马氏体和在次级 α'-马氏体之间等轴分布的极 少量三级 α'-马氏体,这是由于较高激光扫描速度 导致激光能量密度过小, HAZ 无法使次级 α'-马氏 体发生重熔并转化为更细小的三级和四级 α'-马氏 体。此时,次级 α'-马氏体的长轴最大尺寸为 51 µm, 短轴最大尺寸为 1.5 µm, 纵横比降低至 34。从图 9 可以发现,尽管次级 α'-马氏体长轴长 度变化很大,但仍呈现相对集中的正态分布,绝大

多数集中在 10~60 μm 范围内, 短轴主要集中在 0.5~1.5 μm 范围内。这导致 α'-马氏体长轴和短轴 的纵横比达到几十, 也表明相比传统的铸造和锻造 合金组织, SLM 成形 TA15 合金试样中 α'-马氏体 更细。

#### 2.5 裂纹附近显微组织特征

过低的激光扫描速度会导致激光能量过于集中,过高的激光扫描速度会导致激光能量不足,它们都会使试样表面产生裂纹。图 10 和图 11 分别为激光扫描速度为 800 mm/s 时 SLM 成形 TA15 合金试样表面裂纹的扫描电镜图像和各元素的分布。图 10(a)和(b)分别为裂纹的扫描电镜形貌和标记区域的局部放大图。可以观察到,裂纹由一串逐渐向扫描方向偏转的不规则裂纹和球形微孔组成,整体尺寸由小到大,形貌由连续到分散再消失。在高倍扫描电镜下可以观察到裂纹内部存在C和O元素(图 11(e)和(f)),这些元素形成的碳化物和氧化物可能是 SLM 成形 TA15 合金试样开裂的原因。



如图 11 所示,对 TA15 合金试样裂纹及微孔

图 9 不同激光扫描速度下次级 α'-马氏体长轴(a)和短轴(b)最大尺寸分布 Fig. 9 Distribution of maximum size of the long axis(a) and the short axis(b) in secondary α'-martensite at different laser scanning speeds



图 10 激光扫描速度为 800 mm/s 时, SLM 成形 TA15 合金裂纹的微观形貌 (a)裂纹的背散射电子图像; (b)图(a)中标记区域的局部放大图

Fig. 10 Microstructure of crack in TA15 alloy samples fabricated by SLM at laser scanning speed of 800 mm/s (a)backscattered electron image of the crack; (b)magnified view of the marked area in Fig. (a)



图 11 裂纹处 Ti(a)、Al(b)、Zr(c)、Mo(d)、C(e)、O(f)和 V(g)能量色散谱仪(EDS)分析 Fig. 11 Energy dispersive spectroscopy(EDS) analysis of Ti(a), Al(b), Zr(c), Mo(d), C(e), O(f) and V(g) in crack area

处进行 EDS 分析, 试样的主要组成元素 Ti 和 Al 的 EDS 谱图与裂纹和球形微孔轮廓几乎一致 (图 11(a)和(b))。以 Ti 和 Al 元素为代表的像素 点均匀分布在裂纹和球形微孔外,在裂纹和球形微 孔内散布少量像素点,这表明在裂纹处,TA15 合金 试样存在元素缺失。但对比主要元素与次要元素 的谱图发现,尽管 Zr、Mo 和 V 元素分布也沿裂纹 方向表现出一致性,含量较少的Zr、Mo和V元素 谱图与裂纹及微孔轮廓却并未高度重合,在部分裂 纹处仍能检出相应元素存在。考虑到 Ti 和 Al 元 素的活跃度大于 Zr 和 Mo 元素,因此可以排除制 备过程中元素扩散的影响,由于 Zr、Mo 和 V 元素 在 TA15 合金中含量较低(质量分数均约 1%),在 检测过程中凹陷处与致密处的元素分布并未表现 出明显差异。且 Al、Ti、V、Zr 和 Mo 元素的原子序 数分别为13、22、23、40和42。一般情况下,原子 序数越高,元素在 EDS 中产生的特征 X 射线能量 越高,信号也越容易被检测到。因此,原子序数更 高的 Zr 和 Mo 元素在裂纹及微孔处更容易被检测 到, EDS 谱图相较 Ti、Al 和 V 元素更加致密。

值得注意的是,图 11(e)和(f)中代表 C和 O元素的粉色及红色像素点分布表现出与 TA15 合 金试样组成元素像素点截然相反的分布规律,粉色 和红色像素点遍布裂纹区域,表明裂纹内部及边缘 检测到大量 C和O元素富集。但两种元素的主要 分布位置有所区别,C元素主要分布于裂纹周围, 沿激光扫描方向逐渐增加(图 11(e))。碳化物主 要来源于:一方面,在 SLM 成形 TA15 合金试样过 程中,钛金属粉末中含有的微量碳在高温条件下与 钛反应生成碳化钛;另一方面,保护气体中含有的 微量碳氢化合物等含碳物质在激光照射下发生分 解并在高温条件下与金属反应生成碳化物。O元 素主要分布于裂纹内部,在裂纹轮廓及试样表面几 乎不存在(图 11(f))。由于裂纹主要由成形过程中 震荡脱离产生,因此氧化物主要生成于制备过程 中,震荡脱离的熔体快速冷却,使金属和球形孔隙 中的氧无法及时扩散,从而被固定在金属晶格中, O元素在高温状态下与试样中的 Ti 及 Al 元素结 合生成氧化钛、氧化铝等氧化物。这也是 Ti 与 Al 元素在 EDS 图像中元素分布部分侵占裂纹及孔 隙区域的原因。

#### 3 结论

(1)激光扫描速度对试样宏观形貌和致密度有显著性影响。较低(800 mm/s 和 900 mm/s)和较高(1300 mm/s 和 1400 mm/s)的激光扫描速度均会导致 SLM 成形 TA15 合金表面裂纹增加,激光扫描速度为 1200 mm/s 时,试样表面趋于平整。致密度随着激光扫描速度增加逐渐增加,激光扫描速度为1100 mm/s 时趋于稳定,合金致密度为 99.69%。激光扫描速度为 1400 mm/s 时达到最大,合金致密度达到 99.87%。

(2) 当激光扫描速度为 800 mm/s 和 900 mm/s 时, SLM 成形 TA15 合金中初级 α'-马氏体分解, 针 状 α'-马氏体尺寸增加, 长轴最大尺寸由 53 μm 增 加至 61 μm; 当激光扫描速度为 1100~1400 mm/s 时, SLM 成形 TA15 合金针状 α'-马氏体尺寸减小, 长轴最大尺寸由 57 μm 递减至 51 μm, 低层级 α'-马 氏体逐渐消失。

(3)TA15 合金表面裂纹处存在 Ti、Al 和 V 元 素缺失及 C 和 O 元素富集现象。其中, C 元素主 要分布于裂纹周围, 碳化物主要来源于碳化钛和含 碳物质分解并在高温下与金属反应生成的碳化物; O 元素主要分布于裂纹内部, 在高温状态下与试样 中的 Ti 和 Al 元素结合生成氧化钛、氧化铝等氧 化物。

#### 参考文献:

- [1] ARAB A, CHEN P, GUO Y. Effects of microstructure on the dynamic properties of TA15 titanium alloy[J]. Mechanics of Materials, 2019, 137: 103121.
- [2] HUANG S, SUN B, GUO S. Microstructure and property evaluation of TA15 titanium alloy fabricated by selective laser melting after heat treatment[J]. Optics and Laser Technology, 2021, 144: 107422.
- [3] GAO P F, QIN G, WANG X X, et al. Dependence of mechanical properties on the microstructural parameters of TA15 titanium alloy with tri-modal microstructure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 739: 203-213.
- [4] WEI M, CHEN S, SUN M, et al. Preparation of TA15 powder reinforced 45CrNiMoY alloy steel with high mechanical property by pre-laid laser cladding technology[J]. Materials Characterization, 2020, 160: 110097.
- [5] JIANG J, REN Z, MA Z, et al. Mechanical properties and microstructural evolution of TA15 Ti alloy processed by selective laser melting before and after annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138742.
- [6] KANG Q, XU X, WANG G, et al. Hot corrosion behavior of network structured TiB<sub>w</sub>/TA15 composite with Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> film at 800 °C [J]. Materials Characterization, 2023, 195: 1121499.
- [7] FAZEL M, SHAMANIAN M, SALIMIJAZI H R. Enhanced corrosion and tribocorrosion behavior of Ti6Al4V alloy by auto-sealed micro-arc oxidation layers[J]. Biotribology, 2020, 23: 100131.
- [8] ZHAO B, DING W, SHAN Z, et al. Collaborative manufacturing technologies of structure shape and surface integrity for complex thin-walled components of aeroengine: status, challenge and tendency[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2023, 36(7): 1-24.
- [9] KOBER M, BEIROW B, MEYER M, et al. Towards the isogeometric aero-engine[J]. Results in Engineering, 2023, 18: 101135.
- [10] HAN P. Additive design and manufacturing of jet engine parts[J]. Engineering, 2017, 3(5): 648-652.
- [11] SHRIVASTAVA A, RAO S, BARAD S, et al. Remanufacturing of nickel-based aero-engine components using metal additive manufacturing technology[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 45: 4893-4897.
- [12] DHANSAY N M, TAIT R, BECKER T. Fatigue and fracture toughness of Ti-6Al-4V titanium alloy manufactured by selective laser melting[J]. Advanced Materials

Research, 2014, 1019: 248-253.

- [13] XIANG H, ZHOU Y, ZHANG X, et al. Supportfree printing in laser powder bed fusion: formation mechanisms of discontinuity, dross and surface roughness[J]. Optics & Laser Technology, 2024, 177: 111201.
- [14] NANDHAKUMAR R, VENKATESAN K. A process parameters review on selective laser melting-based additive manufacturing of single and multi-material: microstructure, physical properties, tribological, and surface roughness[J]. Materials Today Communications, 2023, 35: 105538.
- [15] 王天元,黄帅,周标,等.航空装备激光增材制造技术发展及路线图[J].航空材料学报,2023,43(1):1-17.
  WANG T Y, HUANG S, ZHOU B, et al. Development and roadmap of laser additive manufacturing technology for aviation equipment[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2023, 43(1):1-17.
- [16] CHEN Z, SHEN S, YANG L, et al. A novel laser continuous powder bed fusion of TA15 titanium alloy: microstructure and properties[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 3676-3686.
- [17] ZHOU J, SU B, ZHU G, et al. High-temperature tensile properties of laser powder bed fusion Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V alloy after annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 923: 147700.
- [18] LI Y, LIU C, GU J, et al. Recent advances on defects, microstructures and mechanical properties of additively manufactured titanium alloys[J]. Materials Today Communications, 2024: 111312.
- [19] 刘记,张云龙,朱彬,等.激光选区熔化 GH3536 高温合金的静态再结晶行为及力学性能[J].材料工程,2025,53(2):142-151.
  LIU J, ZHANG Y L, ZHU B, et al. Static recrystallization behavior and mechanical properties of GH3536 superalloy by selective laser melting[J]. Journal of Mate-
- superanoy by selective laser mening[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(2): 142-151.
  [20] ZHANG W, WANG L, FENG Z, et al. Research progress on selective laser melting(SLM) of magnesium alloys; a
- on selective laser melting(SLM) of magnesium alloys: a review[J]. Optik, 2020, 207: 163842.
- [21] XU W, DU Z, WANG Z, et al. A comparative study on the corrosion, wear, and tribocorrosion performances of Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V (TA15) alloy fabricated by selective laser melting and laser metal deposition[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 6245-6253.
- [22] GUPTA A, BENNETT C J, SUN W. High cycle fatigue performance evaluation of a laser powder bed fusion manufactured Ti-6Al-4V bracket for aero-engine applications[J]. Engineering Failure Analysis, 2022, 140: 106494.
- [23] LIU Z, YANG Y, WANG D, et al. Correlation between the scan strategy, residing spatter distribution, and parts quality in laser powder bed fusion[J]. Materials & Design, 2023, 234: 112317.
- [24] YANG S, SUN Q, ZHOU S, et al. Mechanical properties and microstructural evolution of near α titanium alloy TA15 manufactured *via* laser powder bed fusion before and after heat treatment[J]. Materials Today Communications, 2025, 46: 112616.
- [25] ZHONG W, YU K, SHI J. High-temperature oxidation behavior of TA15 aerospace titanium alloy at 500 °C and

800 °C [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 3355-3366.

基金项目:国家重大科技项目(J2022-WI-0002-0044-0507) 通讯作者:孙兵兵(1986—),男,硕士,研究员,研究方向 为航空材料及结构增材制造技术研究与应用,联系地址:北 京市海淀区温泉镇环山村 8号(100095), E-mail: sunbingbing2005@163.com

(本文责编:陈 卉)

收稿日期:2025-02-03;录用日期:2025-04-07

第142-154页

第3期

**引用格式:** 彭勃, 陈银萍, 王彧, 等. 镍基单晶高温合金元素掺杂对力学性能影响的第一性原理研究[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 142-154.

PENG Bo, CHEN Yinping, WANG Yu, et al. A first-principles study on influence of elemental doping on mechanical properties in nickel-based single-crystal superalloys [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 142-154.

# 镍基单晶高温合金元素掺杂对力学性能影响 的第一性原理研究

彭 勃<sup>1</sup>, 陈银萍<sup>2</sup>, 王 彧<sup>1</sup>, 陈 卉<sup>1</sup>, 史振学<sup>1</sup>, 宋 洋<sup>3</sup>, 张逢洋<sup>4</sup>, MATEO Carlos Garcia<sup>5</sup>, CARABALLO Isaac Toda<sup>5</sup>, 杨泽南<sup>1</sup>, 于 皓<sup>2\*</sup>

(1. 中国航发北京航空材料研究院,北京 100095;2. 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室,沈阳 110819;3. 中国 人民解放军 61905 部队,沈阳 110000;4. 沈阳芯源微电子设备股份有限公司,沈阳 110168;5. 西班牙国家冶金研究中心物 理冶金系,马德里 28040)

摘要: 镍基单晶高温合金的力学性能和热稳定性在很大程度上取决于基体与强化相之间的界面。本工作采用密度 泛函理论研究 Co、Cr、Mo、W、Re 和 Ta 合金元素对 γ-Ni/γ'-Ni<sub>3</sub>Al 界面力学性能的影响规律。通过界面结构的收敛 性分析,确定合理的计算模型层数。通过合金弹性性能的研究,发现 Re 和 W 元素在 γ 和 γ'相中表现出最为显著的 强化效果,其中 Re 元素使 γ 相杨氏模量和剪切模量分别提升 27 GPa 和 11 GPa,使 γ'相杨氏模量和剪切模量分别 提升 16 GPa 和 6 GPa; 而 Ta 元素分别使 γ 和 γ'相体模量增加 21 GPa 和 14 GPa。界面拉伸性能的研究表明, Re 元 素掺杂体系具有最高的理想抗拉强度(约 25 GPa)和变形能(约 1.84 J·m<sup>-2</sup>),合金元素对界面抗拉强度的强化效果 由强到弱依次为 Re > W > Cr > Mo > Ta > Co > 未掺杂界面。通过对差分电荷密度和电子态密度分析,得到合金元 素的强化作用归因于掺杂原子与最近邻主原子之间化学键强度的增加。电子轨道分布特征表明,合金元素通过维 持局部结构稳定性来延缓界面断裂。这些研究结果为开发新型镍基单晶高温合金提供思路。 关键词: 镍基单晶高温合金;γ/γ'界面;力学性能;电子结构;第一性原理计算 doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000004 中图分类号: V252.2; O469 文献标识码: A 文章编号: 1005-5053(2025)03-0142-13

# A first-principles study on influence of elemental doping on mechanical properties in nickel-based single-crystal superalloys

PENG Bo<sup>1</sup>, CHEN Yinping<sup>2</sup>, WANG Yu<sup>1</sup>, CHEN Hui<sup>1</sup>, SHI Zhenxue<sup>1</sup>, SONG Yang<sup>3</sup>, ZHANG Fengyang<sup>4</sup>, MATEO Carlos Garcia<sup>5</sup>, CARABALLO Isaac Toda<sup>5</sup>, YANG Zenan<sup>1</sup>, YU Hao<sup>2\*</sup>

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 3. Troop 61905 People's Liberation Army, Shenyang 110000, China; 4. Shenyang Sincere Microelectronics Equipment Co., Ltd., Shenyang 110168, China; 5. Department of Physical Metallurgy, National Center for Metallurgical Research, Madrid 28040, Spain)

Abstract: The mechanical properties and thermodynamic stability of nickel-based single-crystal superalloys are largely dependent on the charateristics of the precipitated phase interface. In this work, density functional theory(DFT) is utilized to investigate the influence of alloying elements, specially Co, Cr, Mo, W, Re and Ta, on the mechanical properties of  $\gamma$ -Ni/ $\gamma$ '-Ni<sub>3</sub>Al interface. Following a convergence analysis to the optimal computational model, our findings reveal that Re and W exhibit the most significant strengthening effects within both the  $\gamma$  and  $\gamma'$  phases. Notably, Re stands out for its substantial enhancement of Young's modulus(27 GPa and 11 GPa) and shear modulus(16 GPa and 6 GPa) in the  $\gamma$  and  $\gamma'$  phases, respectively, while Ta

demonstrates a unique proficiency in augmenting the bulk modulus of 21 GPa and 14 GPa in the  $\gamma$  and  $\gamma'$  phases, respectively. Analysis of interfacial tensile properties indicates that the Re-doped system exhibit the highest ideal tensile strength(approximately 25 GPa) and deformation energy(approximately 1.84 J · m<sup>-2</sup>). Furthermore, the strengthening impact of alloying elements on interface tensile properties diminishes in the order: Re > W > Cr > Mo > Ta > Co > undoped. Analyses of differential charge density and density of states reveal that the strengthening mechanisms of theses alloying elements are attributable to the augmentation in the chemical bonding strength between doped atoms and their nearest-neighbouring host atoms. Electron orbital characteristics indicate that these alloying elements contribute to retarding interfacial fracture by maintaining local structural stability. A series of results provide ideas for the development of novel nickel-based single-crystal superalloys.

Key words: nickel-based single-crystal superalloys;  $\gamma/\gamma'$  interface; mechanical properties; electronic structure; first-principles calculations

镍基单晶高温合金因其优异的高温力学性能、 良好的抗氧化和抗腐蚀性能,在航空发动机涡轮叶 片等苛刻服役环境下的关键部件中得到广泛应 用<sup>[1-2]</sup>。这类合金的突出性能主要源于特殊的微观 结构:面心立方  $\gamma$ -Ni基体和规则 L1<sub>2</sub>结构的  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al强化相。其中  $\gamma'$ 相作为主要强化相,通常为 60%~70%(体积分数),呈立方体形态均匀分布在  $\gamma$ 基体中,形成特殊的  $\gamma/\gamma'$ 双相组织结构<sup>[3]</sup>, $\gamma'$ 相的 体积分数、尺寸、形貌和分布对合金性能具有重要 影响。

随着航空发动机推重比要求不断提高以及涡 轮叶片服役温度逐渐升高,材料的高温性能面临更 严峻的挑战。γ/γ′相界面作为两相之间的过渡区 域,其结构特征和性能直接影响着位错运动、γ′相 粗化和界面稳定性<sup>[3-4]</sup>。目前,γ/γ′界面的研究主要 集中在界面能、错配度、界面性质等方面<sup>[5-7]</sup>。此 外,合金化调控也是提高镍基单晶高温合金性能的 重要手段,不同元素在界面区域的分布和偏聚行为 会显著影响界面微观形貌和性能。已有研究报道, 通过调节 Al、Ti、Nb、Co、W、Cr等元素含量,可以 改变 γ/γ′界面的形貌和析出相的粗化率,从而改善 镍基单晶高温合金的高温力学性能<sup>[8-10]</sup>。显然,通 过成分设计可以调控 γ 基体与 γ′强化相的界面 性质。

近年来,第一性原理计算作为一种强有力的理 论研究工具,已广泛应用于研究界面的电子结构 和热力学性质<sup>[11-13]</sup>。通过密度泛函理论(density functional theory, DFT)可以获得界面合金元素的偏 析倾向、界面能、分离功等关键力学参数,阐明合 金元素对热力学稳定性和界面结合强度的影 响<sup>[14-16]</sup>。然而,合金元素在界面区域的原子尺度结 构演变与其宏观力学性能间的作用机制还未完全 阐明。在服役过程中界面结构的稳定性对合金的 长期服役性能有决定性作用,因此深入理解界面特性尤为重要。

本工作基于 DFT 系统研究 Co、Cr、Mo、W、Re 和 Ta 这 6 种典型合金元素对 γ/γ'界面结构稳定性 和力学性能的影响。通过分析界面稳定性和元素 分配对界面拉伸性能以及电子结构的影响, 深入探 讨合金元素在界面原子间的化学键合作用, 从而阐 明界面强化机制, 为新型镍基单晶高温合金的定向 设计提供理论指导。

# 1 模型构建和计算方法

#### 1.1 界面结构模型的建立

 $\gamma'$ 相为面心立方(face-centered cubic, FCC)结构,空间群为 *Pm3m*, Ni 和 Al 分别占据面心和角点位置,如图 1(a)所示。结构弛豫后  $\gamma$  和  $\gamma'$ 相单胞晶格常数分别为 0.3523 nm 和 0.3565 nm,与文献报道吻合<sup>[15,17]</sup>。 $\gamma$  和  $\gamma'$ 相表面结构,如图 1(b)所示,其中沿 [001] 方向设置厚度为 1 nm 真空层。由于(002) 面被认为是  $\gamma/\gamma'$ 相界面的共格层<sup>[16]</sup>,由此建立  $\gamma/\gamma'$ 相界面超胞模型,如图 1(c)所示,其中包含64 个原子(56 个 Ni 原子和 8 个 Al 原子)。假设两相在界面共格,且在 *ab* 平面晶格常数相等。原子位置发生弛豫时,界面附近的 4 个原子层中原子可以弛豫,而其他层原子位置固定。

#### 1.2 计算方法

本工作所有第一性原理计算均采用基于 DFT 开发的 Vienna *Ab-initio* Simulation Package (VASP) 软件进行<sup>[18-19]</sup>。计算采用广义梯度近似(generalized gradient approximation, GGA)中的 Perdew-Burke-Ernzerhof(PBE)交换关联泛函<sup>[20-21]</sup>,平面波截断能 量选取为 400 eV。电子和离子弛豫的收敛标准分 别设定为能量变化小于 1×10<sup>-5</sup> eV 以及每个离子的



图 1 γ-Ni 基体和 γ'-Ni<sub>3</sub>Al 强化相的晶体结构(a)、表面结构(b)以及 γ/γ'界面模型(c) Fig. 1 Crystal structures(a), surface structure(b) and γ/γ' interface model(c) of γ-Ni matrix and γ'-Ni<sub>3</sub>Al reinforcing phase

作用力小于 0.5 eV/nm, 从而使作用在原子上的总 能量和力达到收敛。对所有结构进行弛豫并计算 体系总能量, 对 Monkhorst-Pack k 点网格进行布里 渊区划分, 界面模型 k 点网格划分为 5×5×1, γ-Ni 基 体 和 γ'-Ni<sub>3</sub>Al 强 化 相 的 k 网 格 划 分 为 6×6×6。在计算体系能量前, 应首先对 γ 基体和 γ'强化相的单胞和界面结构模型进行几何优化, 得 到稳定态结构和相应计算参数。

# 2 结果分析与讨论

### 2.1 界面厚度收敛性测试和结构稳定性

计算 γ/γ'相界面性能时,应首先确保 γ 和 γ'相 的表面结构具有足够的厚度表征材料性能。采用 文献 [22] 的方法测试不同原子层厚度的表面能收 敛性。γ 和 γ'相的表面结构模型如图 1(b)所示,表 面能 γ<sub>surf</sub> 通过式(1)计算得到:

$$\gamma_{\text{surf}} = \frac{1}{2A_{\text{s}}} (E_{\text{slab}} - N_i E_{\text{bulk}}) \tag{1}$$

式中:  $A_s$  为表面积;  $E_{slab}$  是经过弛豫收敛后表面结构的总能量;  $N_i$  为组成表面结构的 i 层原子个数;  $E_{bulk}$  为相应相结构单胞的能量。采用 i 层原子的表面能  $E_{slab}$  对 i 拟合得到。表面能是表征合金析出相表面稳定性的重要参量,图 2(a)为 3~12 层  $\gamma$  和  $\gamma'$ 相(001)面的表面能计算结果。随层数增加,两相的表面能呈下降趋势,在 8 层以上趋于稳定,其中  $\gamma$  相(001)表面能稳定在 2.15 J·m<sup>-2</sup> 左右。

为了探讨 γ/γ'层状模型的厚度与理想抗拉强度 关系,通过界面黏附功 *W*<sub>ad</sub> 表征两相界面的理想抗 拉强度<sup>[23]</sup>。改变原子层数但保持原子位置和晶胞 形状不变,两相结合程度通过式(2)计算得到:





Fig. 2 Surface energy and interfacial adhesion work of different atomic layers at  $\gamma$  phase (001) and  $\gamma'$  phase (001) surfaces

第3期

$$W_{\rm ad} = \frac{E_{\rm slab\alpha} + E_{\rm slab\beta} - E_{\alpha/\beta}}{A_{\rm s}}$$
(2)

式中: A<sub>s</sub> 为界面面积; E<sub>slaba</sub>和 E<sub>slabβ</sub>分别为经过弛 豫收敛后 α和 β相表面结构的总能量; E<sub>α/β</sub>为 α/β界面体系总能量。本工作中, α和 β相分别 表示 γ和 γ'相。图 2(b)显示界面模型黏附功随 层数的变化关系。随界面层数增加, 黏附功先 快速上升,直至层数增加到8层以上趋于稳定。表 1统计显示,随层数从6层增至12层,晶格常数 *a*和*b*趋于稳定,*c*略有变化,晶轴角度保持接近 90°。由于γ基体相与γ'强化相晶格常数相近,界面 失配度较小,晶格畸变有限,因此选择8层的 γ(001)和γ′(001)表面结构作为合金元素掺杂的计算研究 模型。

表 1 不同原子层数界面体系的晶格常数和晶轴角度 Table 1 Lattice constants and interaxial angles of interfacial systems with different number of atomic layers

	Lattice con	Lattice contants/nm			Interaxial angles/ (°)		
Number of atomic layers	a	b	С	α	β	γ	
6	0.5011	0.5014	2.9525	89.9	90.0	90.1	
7	0.5012	0.5013	3.3070	90.0	90.1	89.9	
8	0.5014	0.5013	3.6615	90.0	90.1	89.9	
9	0.5012	0.5013	4.0160	90.0	90.0	89.9	
10	0.5013	0.5012	4.3705	90.0	90.0	89.8	
11	0.5012	0.5013	4.7250	90.1	89.9	90.0	
12	0.5014	0.5013	5.0796	90.0	90.0	89.9	

### 2.2 弹性性能的计算

材料的弹性性能(包括脆性、延展性、强度、硬 度等)能够表征其力学性能。为研究合金元素对  $\gamma \pi \gamma' 相弹性性能的影响,本工作计算掺杂合金元$  $素前后的弹性常数 <math>C_{ij}$ 、体模量 B、杨氏模量 E、剪 切模量 G、泊松比 v、B/G等弹性模量。根据文献 [17]的研究结果,优先选取  $\gamma'$ 相最稳定的 Al 位置 进行合金元素掺杂。表 2 列出掺杂前后两相的弹 性常数  $C_{ij}$ ,其中, clean- $\gamma$  和 clean- $\gamma'$ 分别为掺杂前  $\gamma \pi \gamma'$ 相体系; M- $\gamma(M$ =Co、Cr、Mo、W、Re  $\pi$  Ta)  $\pi M$ - $\gamma'$ 分别为 M合金元素掺杂  $\gamma \pi \gamma'$ 相体系。由 于计算模型是立方晶系,仅有  $C_{11}$ 、 $C_{12}$  和  $C_{44}$  3 个 独立弹性常数。根据式(3)中立方晶系机械稳 定性判断标准<sup>[24]</sup>,所有模型均应满足力学稳定条件:

 $C_{11} + 2C_{12} > 0$ ,  $C_{11} - C_{44} > 0$ ,  $C_{11} > 0$ ,  $C_{44} > 0$  (3)

表 2 显示掺杂前后体系的弹性常数均为正值 且符合式(3)的条件,表明体系机械稳定性良好。 通过 Voigt-Reuss-Hill 经验公式<sup>[25-27]</sup> 对掺杂前后体 系的弹性模量 B、G、E和 B/G进行估算。体模量 B 表征材料抵抗体积变形的能力, B 值越大表明原 子间结合力越强,计算公式如下:

$$B = \frac{1}{2}(B_{\rm V} + B_{\rm R}) \tag{4}$$

$$B_{\rm V} = B_{\rm R} = \frac{1}{3} (2C_{12} + C_{11}) \tag{5}$$

式中: Bv 和 BR 分别为等应变和等应力体模量。剪

表 2 合金元素掺杂前后体系的弹性常数  $C_{ij}$ Table 2 Elastic constants  $C_{ij}$  of the systems before and after

	doping with alloy elements					
System	C <sub>11</sub> /GPa	C <sub>12</sub> /GPa	C <sub>44</sub> /GPa			
Clean-y	250.91	173.64	114.49			
Со-ү	252.80	172.63	115.85			
Cr-γ	260.60	172.97	122.31			
Мо-ү	274.41	186.57	124.61			
W-γ	277.83	187.89	126.61			
Re-y	276.90	185.17	127.98			
Та-ү	277.56	191.09	125.06			
Clean-γ'	244.85	147.37	125.97			
Co-γ′	217.72	158.70	119.28			
Cr-γ′	232.93	153.07	127.92			
Μο-γ΄	237.39	167.49	131.52			
W-γ′	247.23	163.50	133.87			
Re-γ′	259.72	154.69	134.65			
Та-ү′	228.39	174.49	132.77			

切模量 G 反映材料抵抗切应变的能力, G 值越大说 明原子间定向键越显著。材料的韧性可通过 Pugh 判据<sup>[28]</sup> B/G 的比值进行表征, 比值高于 1.75 为韧 性材料。剪切模量 G 计算如下:

$$G = \frac{1}{2} \left( G_{\rm V} + G_{\rm R} \right) \tag{6}$$

$$G_{\rm V} = \frac{1}{5} \left( C_{11} - C_{12} + 3C_{44} \right) \tag{7}$$

$$G_{\rm R} = \frac{5C_{44} \ (\ C_{11} - C_{12} \ )}{3C_{11} + 4C_{44} - 3C_{12}} \tag{8}$$

式中: G<sub>V</sub>和 G<sub>R</sub>分别为等应变和等应力剪切模量。 杨氏模量 E 衡量材料硬度, E 值越大表明材料硬度 越高<sup>[29]</sup>。杨氏模量 E 和泊松比v分别通过式(9) 和式(10)计算得到:

$$E = \frac{9GB}{3B+G} \tag{9}$$

$$v = \frac{3B - 2G}{2(3B + G)}$$
(10)

不同合金元素掺杂 γ 和 γ'相前后的弹性模量 计算结果如表 3 和图 3 所示,可以看出不同合金元 素对 γ 和 γ'相弹性性能影响差异明显。在 γ 相中, 所有合金元素均提高弹性模量,其中 Ta 元素的添 加使体模量达到最大值 219.91 GPa,与未掺杂相比

System	B/GPa	E/GPa	G/GPa
clean-γ	199.37	197.91	74.14
Со-ү	199.38	201.83	75.81
Cr-γ	202.13	214.69	81.14
Мо-ү	215.68	218.81	82.20
W-γ	217.80	222.15	83.51
Re-γ	216.43	225.40	84.96
Τα-γ	219.91	218.25	81.76
clean-γ'	179.56	222.90	86.19
Co-γ′	178.28	182.85	68.79
Cr-γ′	180.05	209.82	80.34
Μο-γ′	190.21	203.34	76.91
W-γ′	192.98	220.37	84.13
Re-y'	190.04	238.83	92.53
Τα-γ′	193.33	191.19	71.59

表 3 合金元素掺杂前后体系体模量、杨氏模量和剪切模量 Table 3 Bulk modulus, Young's modulus and shear modulus

of the systems before and after doping with alloy elements

提高 21 GPa, 最大程度地提高材料抗体积变形能力。Re 元素在提高杨氏模量和剪切模量方面表现



图 3 不同合金元素掺杂前后 γ 和 γ'相体系的弹性模量、泊松比和 B/G 比值 (a)γ 相弹性模量;(b)γ 相泊松比和 B/G 比值; (c)γ'相弹性模量;(d)γ'相泊松比和 B/G 比值

Fig. 3 Elastic modulus, Poisson's ratio and B/G of the  $\gamma$  and  $\gamma'$  phase systems before and after doping with alloy elements (a)elastic modulus of  $\gamma$  phase; (b)Poisson's ratio and B/G of  $\gamma$  phase; (c)elastic modulus of  $\gamma'$  phase; (d)Poisson's ratio and B/G of  $\gamma'$  phase

最优异,分别为 225.40 GPa 和 84.96 GPa,相比于未 掺杂 γ 相分别提高 27 GPa 和 11 GPa, W 元素次 之。在 y 相中, 合金元素强化程度强弱顺序依次为 Re>W>Mo>Ta>Cr>Co>未掺杂γ相。在γ'相中, Ta 元素的加入使体模量达到最大值 193.33 GPa, 与 未掺杂 γ′相相比增加 14 GPa, 提高材料抗体积变形 能力。Re元素的强化效果更为突出,杨氏模量和 剪切模量分别达到 238.83 GPa 和 92.53 GPa, 相比 未掺杂 y'相分别提高 16 GPa 和 6 GPa, 甚至超过 在 γ 相的强化程度, 这与实验结果相符<sup>[30]</sup>。在 γ'相 中,合金元素强化程度强弱顺序依次为 Re>未掺杂 γ′相>W>Cr>Mo>Ta>Co。利用原子探针断层扫描 (atom probe tomography, APT)观察, Re 元素除了 分布在基体和 γ'相中, 在 γ/γ'界面处也发现明显的 Re 偏聚, Re 元素添加可以显著提高合金强度和抗 蠕变性,称为 Re 强化效应<sup>[31-33]</sup>。Ta 元素的添加使 B/G比值达到 2.7, 说明材料具有良好的韧性。由 图 3 得到,所有体系的泊松比变化较小,均在 0.29~ 0.33 范围内, 表明合金化对横向变形能力影响有 限。综合来看,合金元素掺杂 y 相中, Re 和 W 元素 强化效果最显著, Ta 元素在提高体模量方面表现 突出, 而 Co 元素的强化效果最弱; 对于 γ'相, Re 强 化效果最显著,其他元素未表现出明显的强化作 用,Ta元素表现出较好的抗体积变形能力。

### 2.3 界面结构的拉伸性能

采用 DFT 模拟拉伸实验, 研究 Co、Cr、Mo、 W、Re 和 Ta 6 种合金元素对 γ/γ/界面力学性能的影 响。根据文献 [14] 报道, 合金元素添加在界面 γ'-Ni<sub>3</sub>Al 相一侧的 Al 位置最有利于提高合金的界面 断裂强度。拉伸实验忽略横向泊松收缩, 只弛豫原 子位置。计算采用准静态方式进行弛豫, 即以前一 步变形后结构作为下一步初始结构, 直至发生力学 断裂。图 4(a)显示界面结构在不同荷载的类解理 过程, 变形能 E<sub>Def</sub> 由式(11)计算得到<sup>[22,34]</sup>:

$$E_{\rm Def} = \frac{E_{\rm system}^M - E_{\rm system}^0}{A_{\rm s}} \tag{11}$$

式中: *E<sup>M</sup>*<sub>system</sub>为不同应变体系能量; *E<sup>0</sup>*<sub>system</sub>为未发生 变形时体系能量。同时,为了得到合金最大理想抗 拉强度和临界应变,计算拉伸过程中界面的应力-应变曲线由式(12)得到<sup>[22,35]</sup>:

$$\sigma(\varepsilon) = \frac{1+\varepsilon}{V(\varepsilon)} \cdot \frac{\partial E_{\text{total}}(\varepsilon)}{\partial \varepsilon}$$
(12)

式中: $\sigma(\varepsilon)$ 为应变为 $\varepsilon$ 下的应力; $V(\varepsilon)$ 和 $E_{total}(\varepsilon)$ 分 别表示应变 $\varepsilon$ 下超单胞的体积和总能量。图 4(b) 为各合金元素掺杂界面的变形能随应变的变化关



图 4 γ/γ′界面结构拉伸过程的断裂示意图(a)及不同合金元素掺杂前后 γ/γ′界面体系的变形能(b)和拉伸应力 (c)随应变的关系

Fig. 4 Fracture schematic of the tensile process in  $\gamma/\gamma'$  interfacial structure(a) and deformation energy(b) and tensile stress (c) *versus* strain in  $\gamma/\gamma'$  interfacial system before and after doping with alloy elements

系。当应变小于临界应变 5.4% 时,变形能随应变 线性增加;当应变超过临界应变后,界面发生断 裂。Re 和 W 元素掺杂后临界应变变形能最高,分 别约为 1.84 J·m<sup>-2</sup> 和 1.75 J·m<sup>-2</sup>, Ta 元素掺杂后临 界应变变形能最低,为 1.59 J·m<sup>-2</sup>。

掺杂前后界面结构的理论应力-应变曲线如 图 4(c)所示。加入合金元素后应力随应变先增加 后迅速减小,可以看出,合金变形经历从弹性变形 (应力随应变线性增加)到塑性变形(之后应力随应 变增加直至应力达到最大值)再到失稳(应力随应 变退速减小)的过程。Re 元素使合金表现出最大 理想抗拉强度,其值接近 25 GPa;而 Co 元素使合 金表现出最低拉伸性能,拉伸应力最大仅为 17 GPa。Mo、Cr 和 Ta 元素对合金强度和延展性影 响表现较为平衡。合金元素对界面拉伸性能的影 响从强到弱的顺序为: Re>W>Cr>Mo> Ta> Co>未掺杂界面(clean),这与报道的合金元素对 强化效果影响顺序保持一致<sup>[14]</sup>。

#### 2.4 差分电荷密度分析

差分电荷密度可以直观表征界面电荷的空间 分布,反映原子之间成键能力强弱。为揭示理想拉 伸后不同合金元素与近邻 Ni 和 Al 原子间的成键 特性,将 Co、Cr、Mo、W、Re 和 Ta 原子替换 Al 原 子位置进行拉伸,计算在(110)面上 γ/γ'界面的差分 电荷密度。图 5~图 7 为 γ/γ'界面在不同拉伸应变 条件下(110)面的差分电荷密度。图中上半部分是 差分电荷密度分布二维图,下半部分是相应的三维 图,红色区域代表电荷富集,蓝色区域代表电荷耗 竭,绿色区域为接近中性。图 5 为在未经过拉伸 (*e*=0%)条件下界面差分电荷密度分布。由图 5(a) 可以看出,在未掺杂界面(clean)中,Ni和 Al 原子 间存在明显的电荷转移,呈现红蓝相间的分布特 征,表明形成较强的共价键。引入合金元素后,因 Co、Cr 与 Ni 原子具有相近电负性,对电荷分布影 响较小;而 Mo、W、Re 和 Ta 元素的掺杂导致明显 的电荷重新分布,在掺杂原子周围形成强电荷富集 区。其中 Re 和 W 元素的影响范围最大,不仅改变 近邻原子的电子结构,而且显著影响次近邻原子。 差分电荷密度三维分布图表明,Re 和 W 原子与基 体 Ni2 和 Ni3 原子间的电荷转移增强界面原子间 的电子共用,从而提高界面结合稳定性。

图 6 为在 *ε*=5% 条件下,合金元素掺杂对 γ/γ'界面(110)面差分电荷密度分布的影响。与未 拉伸状态相比,拉伸应变导致界面电荷分布发生明 显重排,特别是在 Ni1~Ni4 原子周围区域,电荷富 集和耗竭显著增加。Co和 Cr 原子周围电荷分布 变化相对不明显,影响范围较小(图 6(b)和(c))。 值得注意的是, Re 和 W 元素表现出最强的电荷重 新分布效应,表明这些元素通过调整电子结构来适 应应变,从而提高界面变形能力(图 6(e)和(f))。 差分电荷密度三维分布图清晰显示应变导致电子 云明显变形和重排。差分电荷密度分布随应变的 变化揭示了合金元素对界面强化的作用,特别是 Re 和 W 元素通过形成更强键合,提供更好的应变 适应能力,维持界面结构完整性。

为了更直观地反映界面拉伸断裂后差分电荷



图 5 未掺杂(a),掺杂 Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f)和 Ta(g)合金元素 γ/γ'界面 在未拉伸条件下(110)面的差分电荷密度图

Fig. 5 Differential charge density of (110) plane in  $\gamma/\gamma'$  interface before(a) and after doping with Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f) and Ta(g) alloy elements in the unstreched state



图 6 未掺杂(a), 掺杂 Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f)和 Ta(g)合金元素 γ/γ'界面在拉伸应变为 5% 条件下 (110)面的差分电荷密度图

Fig. 6 Differential charge density of (110) plane in  $\gamma/\gamma'$  interface before(a) and after doping with Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f) and Ta(g) alloy elements with tensile strain of 5%



图 7 未掺杂(a),掺杂 Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f)和 Ta(g)合金元素 γ/γ/界面在拉伸应变为 10% 条件下 (110)面的差分电荷密度图

Fig. 7 Differential charge density of (110) plane in  $\gamma/\gamma'$  interface before(a) and after doping with Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f) and Ta(g) alloy elements with tensile strain of 10%

密度的分布状态, 计算在应变达到 10% 时, γ/γ'界面 断裂后(110)面的差分电荷密度特征, 如图 7 所 示。在大应变条件下, 界面的电子结构呈现出显著 的变化特征。在未掺杂界面状态下, 与未拉伸和应 变为 5% 条件相比, 界面处的差分电荷密度分布已 经完全偏离初始未拉伸的有序状态。Ni1~Ni4 原 子周围区域的电荷极化进一步增强, 表明界面断裂 前键合经历了剧烈的重构过程。与此同时, 差分电 荷密度三维分布图显示电子云严重变形, 说明化学 键已经处于断裂状态。因此, 界面差分电荷密度分 布的差异直接反映不同合金元素对界面结合强度 和稳定性的影响。Re 和 W 元素通过形成更强的局 部键合作用,提高界面结合强度,这与上述弹性常 数和变形能的计算结果一致。

### 2.5 界面间电子态密度分析

合金体系的电子结构也可以通过近邻原子间 的电子态密度(density of states, DOS)来反映, 有分 波态密度(partial density of states, PDOS)和总态密 度(total density of states, TDOS)两种形式。为了从 电子层面深层剖析电子态能级的运动趋势、成键电 子分布和轨道杂化作用,讨论不同合金元素掺杂的 γ/γ'界面电子态分布特征,分析体系中近邻原子间 成键电子的相互作用。

图 8~图 10 为不同应变条件下 γ/γ/界面的 DOS 分布,图中虚线表示费米能级对应位置,这里 将费米能级移至 0 eV,作为参考能级。图 8 为未拉 伸状态下不同合金元素掺杂界面的 DOS 分布,在 未掺杂界面中(图 8(a)),Ni 原子主要表现为 3d 轨 道电子特征,在费米能级附近形成局域态;Al 原子 的 3s 和 3p 态在低能区形成杂化,与 Ni 原子形成 共价键合。费米能级处的较低能隙表明界面处原 子成键具有金属性质。Co 元素掺杂后(图 8(b)), Co 与 Ni 原子的 3d 电子能量位置接近,Al 原子的 3p 轨道电子峰值减弱,对界面电子结构影响较小。 Cr 和 Mo 与 Al 原子的 3p 轨道电子存在重叠,表明 形成新的键合。W和 Re 原子在深能级区域 (-40 eV 附近)表现强烈的 f电子特征峰,且费米 能级附近呈现多轨道局域化特征。Ta 原子的 d 轨 道电子杂化峰较弱,与上述变形能和拉伸应力计算 结果趋势一致。这表明 Co和 Cr 原子主要通过 d 电子态与基体相互作用, 而 Mo、W、Re 和 Ta 原 子则通过多轨道提供更复杂的电子相互作用。

图 9 为在应变为 ε=5% 条件下,掺杂合金元素 对界面电子结构的影响。与未拉伸状态相比,未掺 杂界面中 Ni 原子的 3d 态在费米能级附近分布更 尖锐, Al 原子的 3s 和 3p 态更分散,表明键合状态 发生显著改变。Co 掺杂体系中, Co 和 Ni 原子的 3d 态杂化减弱; Cr 原子的 3d 态和 Mo 原子的 4d 态能级明显分裂; W 和 Re 原子在深能级区域 (-40 eV 附近)f 电子态密度基本保持不变,而



图 8 未掺杂(a), 掺杂 Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f)和 Ta(g)合金元素 γ/γ'界面在未拉伸条件下的态密度 Fig. 8 DOS of γ/γ' interface before(a) and after doping with Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f) and Ta(g) alloy elements in the unstreched state



图 9 未掺杂(a),掺杂 Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f)和 Ta(g)合金元素 γ/γ'界面在应变为 5% 条件下的态密度 Fig. 9 DOS of γ/γ' interface before(a) and after doping with Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f) and Ta(g) alloy elements with tensile strain of 5%

d电子态在费米能级附近表现明显重新分布。 Ta原子掺杂后,其f电子表现出较强稳定性,但费 米能级附近的d和p轨道杂化峰减少。电子结构 的变化表明,Co、Cr和Mo原子主要通过d和p电 子态重排适应应变,而W和Re原子则通过多轨道 协同效应响应变形,其中f电子表现出稳定性,这 也解释它们显著的强化效果。

在应变为 ε=10% 合金拉伸断裂后,掺杂合金元 素对界面电子结构的影响见图 10。未掺杂界面中 Ni 原子的 3d 态在费米能级处由低能价带向高能导 带发生右移, Al 原子的 s 和 p 态变得离散,表明化 学键断裂。Co 掺杂体系失去原有杂化特征; Cr 和 Mo 原子的深能级特征峰强度降低; W 和 Re 原子 的 f 电子态(分别对应 – 30 eV 和 37 eV 能量附近) 的特征峰仍存在, d 电子在费米能级附近发生右 移,多轨道之间的杂化作用减弱,表明化学键断裂; Ta 原子的 f 电子相对稳定,但 Ni 原子的 d 电子右 移导致价带和导带间电子减少。合金 γ/γ'界面电子 结构整体表现为电子轨道峰向右移向高能级,最终 导致界面原子间键合减弱,发生断裂。

前人的研究结果验证了本工作的有效性, γ/γ'高温合金的性能优化和相稳定性与合金成分的 调控密切相关。此外,研究表明 W、Mo 和 Cr 元素 加入使合金发生明显硬化,并提高了抗氧化性<sup>[36]</sup>。 同时,少量 Ta 元素添加有利于发生局部相变(γ'到 η相)诱导强化<sup>[37]</sup>。上述实验分析与本工作计算合 金元素对合金弹性模量和拉伸性能结果一致。事 实上,过量 Cr、Mo、W等难熔元素的存在促进 TCP 相析出,因此必须严格控制元素含量,确保微 观结构的稳定性。DFT 计算基于理想界面结构揭



图 10 未掺杂(a), 掺杂 Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f)和 Ta(g)合金元素 γ/γ'界面在应变为 10% 条件下的态密度 Fig. 10 DOS of γ/γ' interface before(a) and after doping with Co(b), Cr(c), Mo(d), W(e), Re(f) and Ta(g) alloy elements with tensile strain of 10%

示体系的能量变化与断裂机制的关系,无法完全考虑实际界面存在的位错等复杂缺陷,因此存在一定局限性。

# 3 结论

(1)根据弹性性能计算, Re 和 W 元素在 γ 和 γ'相中表现出最为显著的强化效果, Re 元素对杨氏 模量和剪切模量的提升最为明显, 分别提升了 16 GPa 和 6 GPa, 而 Ta 元素显著提高 γ 相体模量, 其值增加了 14 GPa 左右。所有合金体系的 *B/G* 比 值均大于 1.75, 表明合金具有良好韧性。

(2)通过计算 γ/γ'界面拉伸性能,不同合金元素 均提高 γ/γ'界面变形能和理想抗拉强度。其中, Re元素掺杂体系具有最高变形能(约1.84 J·m<sup>-2</sup>) 和理想抗拉强度(约 25 GPa)。合金元素对界面拉 伸性能的强化效果由强到弱依次为 Re>W>Cr> Mo>Ta>Co>未掺杂界面。

(3)通过分析 γ/γ'界面电子结构, Mo、W、 Re和Ta元素掺杂导致电荷在界面处明显重新分 布,形成强键合作用; Co和Cr原子与Ni原子具有 相近电负性,因此电荷分布影响较小。此外, W和 Re原子通过多轨道协同作用适应应变, f电子表 现出稳定性,这是显著提高界面抗拉强度的根本 原因。

### 参考文献:

[1] 赵云松,杨昭,陈瑞志,等. Ru 对第四代镍基单晶高温 合金 DD22 长期时效组织演化的影响[J]. 材料工程, 2022, 50(9): 127-136. ZHAO Y S, YANG Z, CHEN R Z, et al. Effect of Ru on microstructure evolution of the fourth generation nickelbased single crystal superalloy DD22 during long-term aging[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(9): 127-136.

[2] 李可馨,侯星宇,王诗洋,等.第三代镍基单晶高温合金 大间隙钎焊接头的微观组织和力学性能[J]. 航空材料 学报,2021,41(5):78-85.

LI K X, HOU X Y, WANG S Y, et al. Microstructure and mechanical properties of wide gap brazing joint of the third-generation nickel-based single crystal superalloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2021, 41(5): 78-85.

- [3] BAGOT P A, SILK O B W, DOUGLAS J O, et al. An atom probe tomography study of site preference and partitioning in a nickel-based superalloy[J]. Acta Materialia, 2017, 125: 156-165.
- [4] 张金虎, 许海生, 郭辉, 等. 外加应力下单晶高温合金
   中 γ'相筏化的相场模拟研究[J]. 金属学报, 2024, 12(30): 1-19.
   ZHANG J H, XU H S, GUO H, et al. A phase field simu-

lation of  $\gamma'$  phase rafting in single crystal superalloys under applied stress[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 12(30): 1-19.

- [5] AMOUYAL Y, MAO Z G, SEIDMAN D N. Effects of tantalum on the partitioning of tungsten between the  $\gamma$  and  $\gamma'$ -phases in nickel-based superalloys: linking experimental and computational approaches[J]. Acta Materialia, 2010, 58(18): 5898-5911.
- [6] HUANG Y, MAO Z, NOEBE R D, et al. The effects of refractory elements on Ni-excesses and Ni-depletions at  $\gamma(\text{fcc}) / \gamma'(\text{L1}_2)$  interfaces in model Ni-based superalloys: atom-probe tomographic experiments and first-principles calculations[J]. Acta Materialia, 2016, 121: 288-298.
- [7] DIRAND L, CORMIER J, JACQUES A, et al. Measurement of the effective  $\gamma/\gamma'$  lattice mismatch during high temperature creep of Ni-based single crystal superalloy[J]. Materials Characterization, 2013, 77: 32-46.
- [8] LONG H B, MAO S C, LIU Y N, et al. Microstructural and compositional design of Ni-based single crystalline superalloys—a review[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 743(30): 203-220.
- [9] FAN H, LONG H B, ZHAO J B, et al. Effect of γ' size on the high-temperature low-stress creep of nickel-based single-crystal superalloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 921: 147603.
- [10] 张宇, 王清, 董红刚, 等. 基于团簇模型设计的镍基单晶 高温合金(Ni, Co)-Al-(Ta, Ti)-(Cr, Mo, W)及其在 900 ℃下 1000 h 的长期时效行为[J]. 金属学报, 2018,

54(4): 591-602.

ZHANG Y, WANG Q, DONG H G, et al. Nikel-based single-crystal superalloys (Ni, Co) -Al-(Ta, Ti) -(Cr, Mo, W) designed by cluster-plus-glue-atom model and their 1000 h long-term behavior at 900 C[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(4); 591-602.

- [11] YU X X, WANG C Y. The effect of alloying elements on the dislocation climbing velocity in Ni: a first-principles study[J]. Acta Materialia, 2009, 57(19): 5914-5920.
- [12] 廖飞,范世通,邓运来,等. 高强铝合金中间相 Al<sub>2</sub>Cu, Al<sub>2</sub>CuMg 和 MgZn<sub>2</sub> 性能的第一性原理计算 [J]. 航空 材料学报, 2016, 36(6): 1-8.
  LIAO F, FAN S T, DENG Y L, et al. First-principle calculations of mechanical properties of Al<sub>2</sub>Cu, Al<sub>2</sub>CuMg and MgZn<sub>2</sub> intermetallics in high strength aluminum alloys [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2016, 36(6): 1-8.
- [13] WU X X, WANG C Y. Influence of alloying elements upon the theoretical tensile strength of Ni-based model superalloy: γ-Ni/γ'-Ni<sub>3</sub>Al multilayer[J]. Computational Materials Science, 2016, 119: 120-129.
- [14] GONG X F, YANG G X, FU Y H, et al. First-principles study of Ni/Ni<sub>3</sub>Al interface strengthening by alloying elements[J]. Computational Materials Science, 2009, 47(2): 320-325.
- [15] ZHAO W Y, SUN Z M, GONG S K. Vacancy mediated alloying strengthening effects on  $\gamma/\gamma'$  interface of Nibased single crystal superalloys: a first-principles study[J]. Acta Materialia, 2017, 135: 25-34.
- [16] XUE H T, LI J Z, TANG F L, et al. Unraveling the formation mechanism of hydrogenated vacancy at  $\gamma$ -Ni/ $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al phase interface and its roles in interfacial stability and strength[J]. Computational Materials Science, 2021, 194: 110449.
- [17] 文志勤, 赵宇宏, 侯华, 等. 5d 过渡金属在 Ni<sub>3</sub>Al 中掺杂 效应的第一性原理研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(6): 1381-1386.
  WEN Z Q, ZHAO Y H, HOU H, et al. First-principles study of doping effects of 5d transition metals in Ni<sub>3</sub>Al[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(6): 1381-1386.
- [18] KRESSE G, FURTHMÜLLER J. Efficient iterative schemes for ab initio total-energy calculations using a plane-wave basis set[J]. Physical Review B, 1996, 54(16):11169.
- [19] KRESSE G, FURTHMÜLLER J. Efficiency of ab-initio total energy calculations for metals and semiconductors using a plane-wave basis set[J]. Computational Materials Science, 1996, 6(1): 15-50.
- [20] PERDEW J P, BURKE K, ERNZERHOF M. General-

ized gradient approximation made simple[J]. Physical Review Letters, 1996, 77(18): 3865-3868.

- [21] KRESSE G, JOUBERT D. From ultrasoft pseudopotentials to the projector augmented-wave method[J]. Physical Review B, 1999, 59(3): 1758-1775.
- [22] YUAN X H, XIAO Y Y, WANG G C, et al. TiN inducing ferrite nucleation based on the bcc-Fe/TiN interfaces formation at atomic scale by first-principles calculation[J]. Computational Materials Science, 2021, 197: 110570.
- [23] CHEN L, LI Y F, XIAO B, et al. A hierarchical high-throughput first principles investigation on the adhesion work, interfacial energy and tensile strength of NiTi<sub>2</sub>(100) / $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001) interfaces[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 14: 2932-2944.
- [24] NYE J F. Physical properties of crystals: their representation by tensors and matrices [M]. New York: Oxford University Press, 1985.
- [25] VOIGT W. Lehrbuch der Kristallphysik: (mit ausschluss der kristalloptik)[M]. Leipzig: BG Teubner, 1910.
- [26] REUSS A, ANGEW Z. Calculation of flow limits of mixed crystals on the basis of plasticity of single crystals[J]. Journal of Mathematics and Mechanics, 1929, 9: 49-57.
- [27] HILL R. The elastic behaviour of a crystalline aggregate[J]. Proceedings of the physical society: section A, 1952, 65(5): 349-354.
- [28] PALMER S B, LEE E W. The elastic constants of chromium[J]. The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experiment and Applied Physics, 1971, 24(188): 311-318.
- [29] CHEN Q, HUANG Z, ZHAO Z, et al. Thermal stabilities, elastic properties and electronic structures of B2-MgRE(RE=Sc, Y, La)by first-principles calculations[J].
   Computational Materials Science, 2013, 67: 196-202.
- [ 30 ] LUO L, AI C, MA Y, et al. Influence of temperature on

the lattice misfit and elastic moduli of a Ni based single

- crystal superalloy with high volume fraction of  $\gamma'$  phase[J]. Materials Characterization, 2018, 142: 27-38.
- [31] WU X, MAKINENI S K, LIEBSCHER C H, et al. Unveiling the Re effect in Ni-based single crystal superalloys[J]. Nature Communications, 2020, 11(1): 389.
- [32] WU X, MAKINENI S K, KONTIS P, et al. On the segregation of Re at dislocations in the  $\gamma'$  phase of Ni-based single crystal superalloys[J]. Materialia, 2018, 4: 109-114.
- [ 33 ] ZHANG J, HUANG T, LU F, et al. Unveiling the Re segregation at  $\gamma/\gamma'$  interface in Ni-based superalloy[J]. Scripta Materialia, 2021, 204: 114131.
- [ 34 ] HU J W, XIAO Z B, HUANG Y C. Segregation of solute elements and their effects on the strength of Al Σ5 (210)
  [001] symmetrical tilt grain boundary in 2219 alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 800: 140261.
- [35] LUO W D, ROUNDY D, COHEN M L, et al. Ideal strength of bcc molybdenum and niobium[J]. Physical Review B, 2002, 66(9): 094110.
- [ 36 ] SUN X Y, ZHANG L F, PAN Y M, et al. Tuning Mo/W ratio to improve high temperature oxidation resistance of single crystal nickel base superalloys[J]. Materials Today Communications, 2024, 38: 107826.
- [37] SMITH T M, ESSER B D, ANTOLIN N, et al. Phase transformation strengthening of high-temperature superal-loys[J]. Nature Communications, 2016, 7(1): 13434.

收稿日期: 2025-01-10; 录用日期: 2025-03-13

通讯作者:于皓(1991—),男,博士,副教授,研究方向为增 材制造用镍基合金计算设计,联系地址:辽宁省沈阳市和平 区南湖街道文化路3巷11号东北大学(南湖校区) (110819), E-mail: yuhao@ral.neu.edu.cn

(本文责编:王俊丽)

基金项目:装备预研技术项目(3020402080402)

第155-166页

第3期

**引用格式:** 朱巧思. 石墨烯对填充改性聚四氟乙烯及其复合材料的摩擦磨损影响[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 155-166. ZHU Qiaosi. Effect of graphene on friction and wear of filled modified PTFE and its composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 155-166.

# 石墨烯对填充改性聚四氟乙烯及其复合材料 的摩擦磨损影响

# 朱巧思\*

(中国航发北京航空材料研究院,北京100095)

**摘要:**研究石墨烯含量为 0.5%、1%、3%、5%、7%(质量分数,下同)时对聚四氟乙烯(PTFE)填充改性的摩擦学效果 及摩擦磨损机制,同时对比分析传统改性填料二硫化钼(MoS<sub>2</sub>)在 5%、10%、15%、20%、25% 含量时对 PTFE 填充 改性的摩擦学效果及摩擦磨损机制;进一步进行"石墨烯+MoS<sub>2</sub>"对 PTFE 的协同改性,深入探讨当 MoS<sub>2</sub> 含量为 15% 时,石墨烯含量为 1%、3%、5% 时对 PTFE 的协同改性效果,以及石墨烯对复合材料摩擦磨损机制的影响。结 果表明:石墨烯的填充可以有效提升 PTFE 及其复合材料的摩擦学性能,填充 5% 的石墨烯时,摩擦学性能最优,平 均摩擦因数降低至 0.0763,摩擦曲线平稳;体积磨损率降低至 230.34×10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>,主要磨损形式由黏着磨 损转变为疲劳磨损;石墨烯用于协同改性时,可以有效改善 MoS<sub>2</sub> 与 PTFE 相容性差以及对磨过程中易磨出形成磨 粒磨损的问题。

关键词:石墨烯;聚四氟乙烯;二硫化钼;摩擦磨损 doi:10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000206 中图分类号:V258 文献标识码:A

文章编号:1005-5053(2025)03-0155-12

# Effect of graphene on friction and wear of filled modified PTFE and its composites

ZHU Qiaosi<sup>\*</sup>

(AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** The tribological properties and wear mechanisms of PTFE filled with graphene at mass fractions of 0.5%, 1%, 3%, 5%, and 7% are investigated, and these are compared with those of PTFE filled with the traditional modifier MoS<sub>2</sub> at mass fractions ranging from 5% to 25%(in increments of 5%). Additionally, a synergistic modification of PTFE with a combination of "graphene+MoS<sub>2</sub>" is conducted, focusing specifically on the tribological properties and wear mechanisms of composites containing MoS<sub>2</sub> at a mass fraction of 15% combined with graphene at mass fractions of 1%, 3%, and 5%. The findings reveal that the incorporation of graphene significantly enhances the tribological performance of PTFE and its composites. Notably, the optimal tribological properties are observed when graphene is present at a mass fraction of 5%, exhibiting an average friction coefficient of 0.0763 and a volumetric wear rate of  $230.34 \times 10^{-9} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ . The predominant wear mode shifts from adhesive wear to fatigue wear under these conditions. When graphene is used in conjunction with MoS<sub>2</sub> for synergistic modification, it effectively addresses the issue of poor compatibility between MoS<sub>2</sub> and PTFE, mitigating the tendency of MoS<sub>2</sub> to be worn away and causing abrasive wear during friction.

Key words: graphene; polytetrafluoroethylene (PTFE); molybdenum disulfide (MoS<sub>2</sub>); friction and wear

聚四氟乙烯(PTFE)作为一种特种工程塑料具 有抗酸碱、耐腐蚀、抗氧化等突出优点, 广泛应用 于航空航天、石油化工、车辆机械等领域,尽管 PTFE 具有众多良好的物化性能,但也存在一些缺 陷,例如线膨胀系数较大、易蠕变、易冷流、成型困 难、机械加工和二次加工困难等,使得 PTFE 在工 程应用中存在较大的局限性。PTFE 最为显著的优 势在于其优异的自润滑性,因此广泛应用于各类密 封领域,常用于各类航空作动器、计量器用密封件, 主要包括静密封形式中的O型圈、异形圈等非金 属密封垫;对于静密封件, PTFE 因硬度低、易冷流 的缺点不适合在高载荷或长期受力的环境下使 用。动密封形式中包括常用于往复密封的唇形密 封件、挤压密封件和常用于旋转密封的油封,以及 常用于绝缘密封的膜片密封和波纹管;对于工况复 杂多变的动密封形式, PTFE 耐磨性差的短板成为 核心问题,由于 PTFE 硬度较低、内聚能低,当载荷 (P)和滑动速度(V)超过一定条件时,其磨耗会急 剧增大,因此在应用中对载荷、滑动速度及使用寿 命都有一定限制。

针对以上问题,在工程应用时需对 PTFE 进行 改性,常用的改性方式主要包括填充改性、共混改 性及表面改性,而填充改性可以在保留 PTFE 最具 优势的自润滑性的同时,解决其硬度低、耐磨性 差、易冷流、易蠕变的问题,因而采用填充改性制 备的 PTFE 复合材料,广泛应用于无润滑介质的动 密封领域。工程领域常用的传统填充改性填料主 要为微米级填料,如二硫化钼等,传统改性填料普 遍存在与 PTFE 基体相容性差、对磨时有填料磨出 损伤精密轴承等共性问题<sup>[1-3]</sup>。

石墨烯作为一种二维纳米材料,拥有超高强度 和超大理论比表面积,是碳质固体润滑材料的基本 结构单元<sup>[4-5]</sup>,其在摩擦学领域的优秀表现已被证 实<sup>[6-7]</sup>,且在聚合物改性方面也有突出表现,这主要 是因为聚合物内部的填料可能会通过改变聚合物 的结构和性质影响周围的基体,界面区域的厚度被 认为在 10 nm 左右<sup>[8]</sup>,与相同含量的传统填料相 比,纳米填料的小尺寸性可以显著增加界面面积。 对于石墨烯/PTFE 复合材料,由于石墨烯在聚合物 中的分布密度很高,因此基体及暴露在滑动表面的 大量石墨烯能够阻碍、改变和反射微裂纹的扩展, 从而有效地减缓 PTFE 磨削的形成,并减小磨削的 尺寸。本工作主要研究石墨烯对填充改性 PTFE 的摩擦学作用及机理分析,关注不同质量分数石墨 烯对复合材料摩擦磨损的影响,以及石墨烯与石墨 对填充改性 PTFE 摩擦学影响的机理对比;同时研 究石墨烯对填充改性 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的摩 擦学作用。

# 1 实验材料与方法

#### 1.1 原材料

悬浮聚四氟乙烯(PTFE),见图 1(a),牌号 TFM1700型,平均粒径 25 μm,美国 3M 有限公司 生产;二硫化钼(MoS<sub>2</sub>),如图 1(b)所示,激光粒度 D<sub>50</sub>=4.36 μm,成分含量 98%,上海阿拉丁生化科技 股份有限公司生产;鳞片石墨,325 目,碳含量为 99.5%,青岛腾盛达碳素机械有限公司生产。

### 1.2 石墨烯的制备

石墨烯(Gr)制备方法如下:将鳞片石墨与浓硫酸、高锰酸钾混合均匀,反应结束后经过滤、干燥、加热后制得膨胀石墨;将制得的膨胀石墨与浓硫酸、硝酸钠混合均匀,按顺序加入高锰酸钾、去离子水、过氧化氢溶液并持续搅拌,洗涤至近中性制得氧化石墨。将氧化石墨在去离子水中进行超声剥离,使用氨水调节氧化石墨烯分散液的pH 值至



图 1 原材料的扫描电镜图 (a)PTFE; (b)MoS<sub>2</sub> Fig. 1 SEM images of raw material (a)PTFE; (b)MoS<sub>2</sub>

近中性,随后使用水合肼还原,干燥后得到石墨烯粉末。制备得到的石墨烯的BET比表面积为466.78 m<sup>2</sup>·g<sup>-1</sup>,图2为其形貌表征。

## 1.3 复合材料的制备

将 PTFE 粉末平铺置于恒温烘箱中,(25±1)℃ 预处理 24 h;将已完成预处理的 PTFE 粉末与改性 填料石墨烯(或石墨烯+MoS<sub>2</sub>)进行高速间歇混 合。为了研究不同含量石墨烯对复合材料摩擦学 性能的影响,制备 0.5%、1%、3%、5%、7%(质量分 数,下同)的 Gr/PTFE 复合材料,然后针对石墨烯应 用于干摩擦领域的优异性能,利用石墨烯+MoS<sub>2</sub>协 同对 PTFE 进行复合改性,填充质量分数为 1%、 3%、5% 石墨烯和 5%、10%、15%、20%、25% 的 MoS<sub>2</sub>,制备 Gr+MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料。

在已准备好的模具中进行混合粉料的冷压成型,脱模后获得 PTFE 复合材料预制坯体;在烧结炉内进行预制坯体的高温烧结,在 365 ℃ 下烧结

4h,冷却至室温后获得复合材料制件。

#### 1.4 表征及测试方法

采用扫描电子显微镜(SEM, JSM-7610F Plus 场发射型)表征 PTFE 粉末原料、MoS<sub>2</sub> 粉末原料及 石墨烯的表面形貌及平均粒径;采用物理吸附仪 (ASAP 2460 型)表征石墨烯的 BET 比表面积。

采用可控环境摩擦磨损仪(UMT-3型)测试 PTFE及其复合材料的摩擦因数,摩擦磨损测试装 置采用球盘旋转式;对磨材料选用直径为4mm,表 面粗糙度为0.04µm的GCr15轴承钢球,测试试样 黏结于测试盘上。对磨旋转线速度为200r/min,旋 转半径3mm,加载载荷2N,测试时间为1200s,实 时摩擦因数由仪器自动读取记录。

采用 NexView 型三维白光干涉形貌仪表征 PTFE 及其复合材料的磨痕形貌及磨痕参数, 对提 取得到的磨痕参数进行积分计算获得磨损体积, 通 过换算得到体积磨损率。



图 2 石墨烯形貌表征 (a)、(b)、(c)扫描电镜图;(d)、(e)、(f)透射电镜图 Fig. 2 Morphology characterization of graphene(Gr) (a),(b),(c)SEM images;(d),(e),(f)TEM images

# 2 结果与讨论

### 2.1 石墨烯对填充改性 PTFE 的摩擦学作用分析

2.1.1 石墨烯对复合材料摩擦因数及摩擦稳定性 的影响分析

利用制备得到的石墨烯对 PTFE 进行填充改性,分别制备含量为 0.5%、1%、3%、5%、7% 的

Gr/PTFE 复合材料,并进行摩擦磨损测试。每个含量实验组包括3个试样,每组选取测试曲线稳定阶段(300~1200s)的摩擦因数求取平均值,得到平均摩擦因数,计算每组3个试样的体积磨损率后,求取平均值,得到平均体积磨损率。图3为不同含量石墨烯改性PTFE 复合材料的平均摩擦因数和平均体积磨损率,结果表明,石墨烯的填充可以有效提

升 PTFE 的摩擦学性能,梯度填充不同含量的石墨 烯,平均摩擦因数及平均体积磨损率均有不同程度 的降低。对于摩擦性能,填充 0.5%~5% 的石墨 烯,摩擦因数持续降低,在填充 1% 的石墨烯时摩 擦因数已出现大幅度降低,较纯 PTFE 降低 21.79%; 填充 5% 时对摩擦性能的改性效果最好,摩擦因数 降至最低值 0.0763,较纯 PTFE 降低 51.68%;继续 增加填充量至 7%,摩擦因数反增至 0.0982,但仍远 低于纯 PTFE 的摩擦因数值 0.1579。

图 4 为不同石墨烯含量的 Gr/PTFE 复合材料 的摩擦因数随时间变化的曲线。从图 4 可以发现, 纯 PTFE 的摩擦因数曲线在测试的 1200 s 内存在 0.15~0.2 之间高达 0.05 的明显波动。这主要是由 于纯 PTFE 的内聚能低,易在磨合期(0~300 s)被 对磨钢球表面尖锐的粗糙峰成片剥离,造成黏着磨 损,此时摩擦转移膜尚未形成,摩擦稳定性差,表现 为测试曲线波动剧烈;然而在进入稳定期(300~



图 3 石墨烯含量对 Gr/PTFE 复合材料的平均摩擦因数及 体积磨损率的影响

Fig. 3 Effect of graphene content on average friction coefficient and volume wear rate of Gr/PTFE composites

1200 s) 后,测试曲线依然波动明显,这是因为 PTFE 表面能低,转移膜难以稳定附着,转移膜的反 复循环"形成-脱落"导致纯 PTFE 摩擦稳定性差, 摩擦曲线持续波动。



图 4 不同石墨烯含量时 Gr/PTFE 复合材料的摩擦因数测试曲线 Fig. 4 Friction coefficient test curve of Gr/PTFE composites with different graphene content

填充 0.5% 石墨烯时, 摩擦因数降低, 摩擦稳定 性明显增加, 但在 1200 s内仍存在 0.02 的小范围 波动; 填充 1% 石墨烯时, 摩擦因数进一步降低, 且只在 0~300 s的磨合期内存在尖峰型波动, 300 s后波动基本趋于平稳; 填充 3% 石墨烯时, 在 1200 s内摩擦曲线整体非常平稳; 填充 5% 石墨烯 时, 优异的摩擦稳定性得以保持, 且平均摩擦因数 进一步降低至 0.0763。而当石墨烯含量增加至 7% 时, 摩擦曲线的稳定性仍较好, 但摩擦因数随时 间逐渐增大, 由 0.07 逐渐升至 0.12, 这主要是因为 石墨烯的过量填充会影响 PTFE 基体的连续性, 降 低了基体强度, 从而使得对磨过程逐渐失稳, 摩擦 因数逐渐增大。

2.1.2 不同含量石墨烯对复合材料耐磨性能的影响分析

对纯 PTFE 及 5 种不同石墨烯含量的 Gr/PTFE

复合材料磨痕进行白光干涉三维形貌测试(图 5 (a)~(f)),对磨痕的轮廓进行位置坐标提取,绘制 磨痕截面对比图 5(g)。结合图 5 的磨痕形貌及 表1的磨痕参数分析得到,纯 PTFE 的磨痕深、宽 且磨痕表面光滑, Gr/PTFE 复合材料的磨痕相对 浅、窄且磨痕表面粗糙、坑洼。这是由于纯 PTFE 发生的主要是黏着磨损,在对磨过程中易产生带状 结构的大面积破坏,图 5(a)中可以明显观察到被 成片剥离的 PTFE 磨屑; 而对于 Gr/PTFE 复合材 料,填充 0.5%~5% 的石墨烯,体积磨损率持续降 低,在填充 0.5% 的石墨烯时体积磨损率已出现大 幅度降低, 较纯 PTFE 降低 56.44%, 这是由于石墨 烯的低含量填充就能显著起到增强基体的作用<sup>[9]</sup>, 石墨烯与多种全氟羧酸结合<sup>[10]</sup>,在摩擦化学反应的 作用下生产螯合物,螯合物作为交联剂可使周围的 聚合物基体变硬,进而增强亚表面<sup>[11]</sup>。填充 5% 时



图 5 不同石墨烯含量的 Gr/PTFE 复合材料磨痕形貌对比图 (a)纯 PTFE; (b)0.5%Gr/PTFE; (c)1%Gr/PTFE; (d)3%Gr/PTFE; (e)5%Gr/PTFE; (f)7%Gr/PTFE; (g)磨痕截面对比图

Fig. 5 Comparison of wear trace morphology of Gr/PTFE composites with different graphene content (a)pure PTFE; (b)0.5%Gr/PTFE; (c)1%Gr/PTFE; (d)3%Gr/PTFE; (e)5%Gr/PTFE; (f)7%Gr/PTFE; (g)comparison of wear trace cross section

Table 1 wear trace parameters of Gr/PTFE composites with different graphene content				
Sample	Depth of wear trace/µm	Width of wear trace/ $\mu m$	Volume wear rate/ $(10^{-9} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1})$	
Pure PTFE	26.89	686.97	1532.96	
0.5%Gr/PTFE	15.06	561.09	667.77	
1%Gr/PTFE	9.98	464.73	360.82	
3%Gr/PTFE	8.99	447.18	311.23	
5%Gr/PTFE	7.19	411.51	230.34	
7%Gr/PTFE	10.89	494.93	412.75	

表 1 不同石墨烯含量的 Gr/PTFE 复合材料的磨痕参数 able 1 Wear trace parameters of Gr/PTFE composites with different graphene content

改性效果最好,体积磨损率降至最低值 230.34×10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>,较纯 PTFE 降低 84.97%;继续增加 填充量至 7%,体积磨损率反增至 412.75× 10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>,但仍远低于纯 PTFE 体积磨损 率 1532.96×10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>。

2.1.3 石墨烯与石墨对填充改性 PTFE 的摩擦学影 响的对比分析

通过对比石墨烯与石墨的理化参数(表 2)以 及二者对填充改性 PTFE 摩擦磨损性能的影响 (表 3),可以发现石墨烯的碳含量为 97.66%,石墨 的碳含量为 96.08%,两者的碳含量相近; 1%Gr/PTFE 的摩擦因数为 0.1235,1% FG/PTFE 的 摩擦因数为 0.1477,后者比前者高出 19.6%。石墨 烯的比表面积高达 466.78 m<sup>2</sup>·g<sup>-1</sup>,石墨的比表面积 仅为 17.38 m<sup>2</sup>·g<sup>-1</sup>,二者的比表面积相差极大,石墨 烯 的 比 表 面 积 是 石 墨 的 26.9 倍;但 是 1%Gr/PTFE 的 体 积 磨 损 率 为 360.82×10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>, 1% FG/PTFE 的 体 积 磨 损 率 为 1359.21×10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>, 石墨改性后的体积磨 损率比石墨烯改性的高出 277%。

这是由于同为碳系二维填料的石墨烯与石墨 在填充改性 PTFE 时,摩擦学的改性能力受其理化 参数的影响。当填充量相同时(以含量 1% 为例), 石墨烯及石墨的碳氧比和碳含量是影响复合材料 摩擦因数的主要因素,碳含量越高、氧含量越低,其 表面摩擦力也越低<sup>[4,12]</sup>,制备得到的复合材料摩擦 因数越低;石墨烯及石墨的比表面积是影响复合材 料体积磨损率的主要因素,比表面积越大,在 PTFE 基体中分散的越好、对大分子链的吸附也越 好,对应的复合材料耐磨性越好<sup>[9]</sup>。这是因为聚合

	表 2	石墨烯与石墨的理化参数对比
Table 2	Comparison of phy	reical and chamical parameters of graphene and graphite

	Tuble 2 Company	on or physica		ear parameters of graph	ene and graphice	
Filler	Specific surface area/ $(m^2 \cdot g^{-1})$	Average size/um	Mesh number	Carbon content ( atom fraction/% )	Oxygen content ( atom fraction/% )	Carbon/oxygen ratio
Graphene (Gr)	466.78	8.25		97.66	2.14	45.64
Flake graphite (FG)	17.38	8	12000	96.08	3.25	29.56

石墨烯/PTFE 与石墨/PTFE 复合材料的摩擦学性能对比

Table 3	Comparison	of tribological	properties of C	Fr/PTFE and F	G/PTFE

Sample	Mass fraction of filler/%	Friction coefficient	Volume wear rate/ $(10^{-9} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1})$
Gr/PTFE	1	0.1235	360.82
FG/PTFE	1	0.1477	1359.21

物内部的填料可能会通过改变聚合物的结构和性质影响周围的基体,界面区域的厚度被认为在 10 nm 左右<sup>[8]</sup>,与相同含量的传统填料相比,纳米填 料的小尺寸可以显著增加界面面积,而影响界面面 积的参数即为纳米填料的比表面积。

表 3

# 2.2 石墨烯对填充改性 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的 摩擦学作用分析

2.2.1 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的摩擦磨损特点分析

MoS<sub>2</sub>的晶体属六方晶系,晶体结构呈层状, MoS<sub>2</sub>层内的 Mo—S 键是强共价键,层与层之间通 过弱范德瓦耳斯力连接,在外力作用下层间易产生 滑移,因而常作为固体润滑材料使用。MoS<sub>2</sub>填充 PTFE 可以起到提升耐磨性的作用,但会使摩擦因 数增加,降低 PTFE 的自润滑性,文献 [13] 已报道 该现象。为对比 PTFE 及其复合材料的磨损机理, 本工作进行 MoS<sub>2</sub>含量为 5%、10%、15%、20%、 25%的 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的相关摩擦学实验, 结果见图 6 和图 7。



图 6 MoS<sub>2</sub>含量对 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的平均摩擦因数 及体积磨损率的影响

Fig. 6 Effect of  $MoS_2$  content on average friction coefficient and volume wear rate of  $MoS_2/PTFE$  composites



图 7 不同 MoS<sub>2</sub> 含量时 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的摩擦因数测试曲线(a)和测试曲线展开图(b) Fig. 7 Friction coefficient test curve of MoS<sub>2</sub>/PTFE composites with different MoS<sub>2</sub> content(a) and test curve expansion diagram(b)

图 6 为不同 MoS<sub>2</sub> 含量 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料 的平均摩擦因数及体积磨损率。分析图 6 可以发 现,随着 MoS<sub>2</sub> 含量的增加,平均摩擦因数逐渐增 大,当填充量为 25% 时,摩擦因数达 0.1751, 是纯 PTFE 平均摩擦因数的 1.1 倍;对比观察摩擦 因数测试曲线图 7 可以发现,相比平均摩擦因数增 大,更为严重的现象是, MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的摩 擦稳定性急剧恶化,在对磨 300 s 后出现了严重的 失稳现象,填充 5%MoS<sub>2</sub> 时摩擦因数波动范围为 0.034,填充 10% 时波动范围为 0.048,填充 15% 时 波动范围出现急剧恶化,为 0.071;填充 20%、 25% 时波动范围分别为 0.067、 0.065。由此可见, MoS<sub>2</sub> 的填充对 PTFE 的摩擦性能产生不利影响, 且随着 MoS<sub>2</sub> 含量的增加而进一步恶化。

2.2.2 石墨烯对复合材料摩擦因数、摩擦稳定性及 耐磨性能的影响分析

利用石墨烯+MoS<sub>2</sub>协同对 PTFE 进行复合改性,改性结果见图 8,可以发现针对含量为 5%、10%、15%、20%、25%的 MoS<sub>2</sub>/PTFE 分别填充 1%、3%、5%的石墨烯,复合材料平均摩擦因数较





填充前均有降低,且随着石墨烯含量的增加而进一步降低(图 8(a))。

观察图 8(b)黑色折线可以发现, MoS<sub>2</sub> 的填充 可以增强复合材料的耐磨性, 填充 5% 时即可起到 良好效果,体积磨损率为 812.98×10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>, 较纯 PTFE 的体积磨损率 1532.96×10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup> 降低 46.97%;填充 10% 时耐磨效果最佳,体积磨损 率降至 621.92×10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>,此后继续填充 MoS<sub>2</sub>体积磨损率略有增加。进一步,分别填充 1%、3%、5% 的石墨烯和 5%、10%、15% 的 MoS<sub>2</sub> 时,复合材料平均体积磨损率较填充前均有不同程 度的降低,且随着石墨烯含量的增加而进一步降 低。但当 MoS<sub>2</sub>含量为 20% 和 25% 时,进一步增 加石墨烯含量也会增加体积磨损率,这是因为过量 填充改性填料会破坏 PTFE 基体的连续性,从而影 响复合材料的耐磨性。

由于 MoS<sub>2</sub>含量为 15% 的 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材 料的摩擦因数波动曲线最具代表性,故分析该含量 实验组的摩擦因数曲线,如图 9 所示。复合材料的 摩擦稳定性随着石墨烯的填充得到好转,且摩擦因 数也进一步降低,15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 实验组的摩擦因 数波动范围为 0.071, 1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 实验组 的摩擦因数波动范围降至 0.058, 3%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/ PTFE 实验组的摩擦因数波动范围降至 0.033, 5%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 实验组的摩擦稳定性最佳, 波动范围降至 0.004。

# 2.3 石墨烯改性 PTFE 及其复合材料的摩擦磨损 机理分析

2.3.1 石墨烯改性 PTFE 摩擦磨损的机理分析

石墨烯的填充有效提升了 PTFE 的耐磨性,这 是因为聚合物内部的填料可能会通过改变聚合物 的结构和性质来影响周围的基体<sup>[9,12]</sup>,石墨烯的存 在提升了 PTFE 的结晶度<sup>[10]</sup>,对基体起到很好的弥 散增强作用;同时石墨烯的存在有利于转移膜的形 成并且能够增加转移膜与对磨面之间的黏结力<sup>[14]</sup>, 这主要得益于螯合物的有效形成<sup>[10]</sup>。图 10 是纯 PTFE 与 PTFE 复合材料的磨痕扫描电镜对比图,从 图 10(b-1)及(b-2)中可以发现,Gr/PTFE 复合材 料的磨痕表面聚集且牢固附着岛状螯合物,这一方 面阻止了 PTFE 黏着磨损的发生,从而减少带状剥 离(图 10(a-1)、(a-2)),另一方面有利于转移膜稳 定附着在对磨钢球表面<sup>[15]</sup>,进入摩擦稳定期后(300~



图 9 15%MoS<sub>2</sub>含量时不同石墨烯含量对复合材料的摩擦因数测试曲线 Fig. 9 Friction coefficient test curve of composites with different graphene content at 15%MoS<sub>2</sub> content



图 10 纯 PTFE 及 PTFE 复合材料的磨痕扫描电镜对比图 (a)纯 PTFE 磨痕;(b)1%Gr/PTFE 磨痕;(c)15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 磨 痕;(d)1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 磨痕;(e)3%Gr +15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 磨痕;(f)5%Gr +15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 磨痕; (1)低倍;(2)高倍

Fig. 10 Comparison of wear trace between pure PTFE and PTFE composites by SEM (a)pure PTFE sample; (b)1%Gr/PTFE sample; (c)15%MoS<sub>2</sub>/PTFE sample; (d)1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE sample; (e)3%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE sample; (f)5%Gr +15%MoS<sub>2</sub>/PTFE sample; (l)low magnification; (2)high magnification

1200 s)发生的是复合材料与稳定存在的转移膜之间的对磨,从而使得摩擦稳定性优异,摩擦曲线平滑。 2.3.2 石墨烯对协同改性 PTFE 摩擦磨损的机理 分析

图 10(c)为 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的磨痕 SEM 图,由图 10(c-1)、(c-2)及图 11 能谱图可知, MoS<sub>2</sub> 的填充将磨损形式由 PTFE 典型的黏着磨损 转为磨粒磨损,这主要是因为 MoS<sub>2</sub> 与 PTFE 的相 容性差,在对磨过程中 MoS<sub>2</sub>极易被磨出,脱出 的 MoS<sub>2</sub> 作为磨粒存在于复合材料与对磨钢球之 间,严重降低了摩擦稳定性,增加了摩擦因数。 MoS<sub>2</sub> 在单独添加时对 PTFE 的自润滑性影响较 大,但可以通过增强 PTFE 基体起到一定提升耐磨 性作用。

对 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE、 1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE、 3%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE、 5%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE复 合材料的磨痕 SEM 图(图 10(c)~(f))及磨痕三 维形貌(图 12)进行分析,发现 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的磨痕存在明显的犁耕痕迹,属于典型的 硬物磨粒磨损;梯度填充不同含量石墨烯后,犁耕 痕迹随石墨烯含量的增加而明显减淡。这是因为 石墨烯的存在可以解决 MoS<sub>2</sub>在对磨中容易磨出的 问题,石墨烯在摩擦化学反应中形成的螯合物对 MoS<sub>2</sub>起到良好的黏附作用,随着石墨烯含量的增 加,磨痕表面的 MoS<sub>2</sub>逐渐被螯合物包裹,从而形 成稳定的附着;并且随着对磨的进行,螯合物的持 续生成及表面沉积<sup>[10,16]</sup>在增强转移膜的同时还强 化了复合材料的亚表面,将主要磨损形式由磨粒磨 损转为疲劳磨损<sup>[17]</sup>。





图 12 Gr+MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的磨痕三维形貌对比图 (a)纯 PTFE 磨痕形貌; (b)1%Gr/PTFE 磨痕形貌; (c)15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 磨痕形貌; (d)1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 磨痕形貌; (e)3%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 磨痕形貌; (f)5%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 磨痕形貌

Fig. 12 Comparison of wear trace three-dimensional morphology of Gr+MoS<sub>2</sub>/PTFE composites (a)pure PTFE sample; (b)1%Gr/PTFE sample; (c)15%MoS<sub>2</sub>/PTFE sample; (d)1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE sample; (e)3%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE sample; (f)5%Gr +15%MoS<sub>2</sub>/PTFE sample

为了在尽量大的视场范围内观察石墨烯协 同改性前后的填料分散状态及界面相容性,对 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE及 1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE复合材 料进行厚度为 1 µm 左右的切片。通过对图 13 的 分析可以发现,仅填充 MoS<sub>2</sub>时, MoS<sub>2</sub>易聚集、堆 叠,未能形成弥散型分散,在图 13(a-1)中,黄色框 区域内为 MoS<sub>2</sub> 富集区,红色框区域内为贫 MoS<sub>2</sub> 区,贫填料区表现为较大面积的白色基体(该视场 受入射光影响背底呈现砖红色);在图 13(a-2)中, 黄色框内的亮点为聚集的 MoS<sub>2</sub>,在入射光的照射 下反射出金属光泽。

第3期

向 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 中填充 1%的石墨烯后, MoS<sub>2</sub>的聚集和堆叠情况得到改善,观察图 13(b-1) 可以发现,填料的均匀分散性较图 13(a-1)有较大 提升;同时在图 13(b-2)中,聚集的 MoS<sub>2</sub>亮点显著 减少,这说明石墨烯的存在有效地引导了 MoS<sub>2</sub>形 成弥散型分散,而非大量的聚集和堆叠。

透射电子显微镜照片(图 14)也进一步印证了 该现象。图 14 中灰色膜状物即为超薄切片中的 PTFE 基体,在仅填充 MoS<sub>2</sub>时, MoS<sub>2</sub>倾向于聚集 成团,堆叠分散在 PTFE 基体中(图 14(a)),这也 与图 10(c-2)15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 磨痕表面形貌互相 印证。而当有石墨烯存在时,大比表面积 (466.78 m<sup>2</sup>/g)且柔软卷曲的石墨烯对 MoS<sub>2</sub>起到引 导分散的作用,使 MoS<sub>2</sub>由聚集成团(图 14(b))向 弥散型分散转变(图 14(d)),也在一定程度上改善 了 MoS<sub>2</sub>与 PTFE 基体的界面相容性,极大地减少 了 MoS<sub>2</sub> 聚集的概率(图 14(c))。

表 4 是本工作中典型复合材料的力学性能。通过分析表 4 中复合材料的力学性能数据可以发现,填充不同含量的石墨烯和 MoS<sub>2</sub> 均会增加复合材料的硬度,且填料含量对硬度的影响关系不大;填充不同含量的石墨烯和 MoS<sub>2</sub> 均会增加复合材料的弯曲强度,且弯曲强度随着石墨烯含量的增加而增加;填料的加入对于拉伸强度则会产生不利影响,且拉伸强度随着石墨烯含量的增加

这主要是因为填料的加入增加对 PTFE 大分子 链的束缚,起到了"钉扎"的效果,使得复合材料 在受到外力的作用下,大分子链不易发生运动,因 此复合材料的硬度和弯曲强度都较纯 PTFE 有较大 程度的增加。石墨烯对 PTFE 大分子链进行包覆和 束缚<sup>[9]</sup>,石墨烯与 PTFE 基体之间的界面作用力主 要依靠石墨烯本身的褶皱与 PTFE 分子网络之间的 包覆和缠结产生相互作用<sup>[18]</sup>,因而比较弱。当复合 材料受外力作用时,应力无法有效地传递到石墨烯 上。随着石墨烯添加量的增加,其与 PTFE 基体的 连接处逐渐成为应力集中点,从而导致拉伸强度的 下降。与 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料相比,由于 MoS<sub>2</sub> 在复合材料中的分散性差(图 13(a-1)、(a-2)及图 14(a-1)、(a-2)),因而随着 MoS2含量的增加, MoS2与 PTFE 基体连接处成为应力集中点而导致 拉伸强度下降更加明显。

复合材料的力学性能对于其摩擦学性能有一



- 图 13 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 及 1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 的光学显微镜对比图 (a)15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 的光镜图; (b)1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 的光镜图;(1)低倍;(2)高倍
- $\label{eq:Fig.13} \begin{array}{c} \mbox{Optical microscope comparison of } 15\% MoS_2/PTFE \ and \\ \mbox{MoS}_2/PTFE \ (a) 15\% MoS_2/PTFE; \\ \mbox{(b) } 1\% Gr + 15\% MoS_2/PTFE; \ (1) \mbox{low magnification}; \ (2) \mbox{high magnification} \end{array}$



图 14 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 及 1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 的透射电镜对比图 (a)、(b)15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 的透射电镜图; (c)、(d)1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 的透射电镜图

Fig. 14 TEM images of 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE and 1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE (a), (b)TEM of 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE; (c), (d)TEM 1%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE

定影响,但摩擦学性能主要受材料亚表面情况的影响,特别是在载荷较小的工况下,复合材料的力学性能与摩擦学性能的变化规律不完全一致。

## 3 结论

(1)石墨烯的填充可以有效提升 PTFE 的摩擦

12	Table 4 Comparison of mechanical properties of typical composite materials				
Sample	Hardness (Shore D)	Tensile strength/MPa	Bending strength/MPa		
Pure PTFE	58.2	26.7	15.5		
1%Gr/PTFE	60.2	24.8	19.9		
3%Gr/PTFE	60.3	19.2	26.4		
5%Gr/PTFE	60.3	18.9	27.0		
15%MoS <sub>2</sub> /PTFE	60.4	20.4	18.9		
$1\%Gr{+}15\%MoS_2/PTFE$	60.8	19.7	21.6		
$3\% Gr{+}15\% MoS_2/PTFE$	60.9	18.8	22.2		
5%Gr+15%MoS <sub>2</sub> /PTFE	60.9	17.3	22.8		

表 4 典型复合材料的力学性能对比表 Table 4 Comparison of mechanical properties of typical composite materia

学性能,填充 5% 石墨烯时,摩擦学性能最优,平均 摩擦因数降低至 0.0763,较纯 PTFE 降低 51.68%, 摩擦曲线平稳;将主要磨损形式由大规模黏着磨损 转变为小范围疲劳磨损,体积磨损率降低至 230.34× 10<sup>-9</sup> mm<sup>3</sup>·N<sup>-1</sup>·m<sup>-1</sup>,较纯 PTFE 降低 84.97%。

(2) 石墨烯的填充可以有效提升 MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料的摩擦学性能, 解决 MoS<sub>2</sub> 与 PTFE 的相 容性差以及在对磨过程中 MoS<sub>2</sub> 极易被磨出的问 题。5%Gr+15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 复合材料平均摩擦因 数较 15%MoS<sub>2</sub>/PTFE 降低 11.7%, 摩擦曲线回归平 稳; 主要磨损形式由磨粒磨损转变为疲劳磨损, 体 积磨损率较填充石墨烯前降低 36.8%。

(3)石墨烯在填充改性 PTFE 及其复合材料的 摩擦学性能方面具有独特优势,石墨烯在摩擦化学 反应中形成的螯合物可以对 MoS<sub>2</sub>起到良好的黏附 作用,协助 MoS<sub>2</sub>稳定附着,避免形成磨粒磨损被 磨出;并且随着对磨的进行,螯合物的持续生成及 表面沉积,在增强转移膜的同时还强化了复合材料 的亚表面,将主要磨损形式转为疲劳磨损。石墨烯 的大比表面积可以显著增加其与 PTFE 的界面面 积,并通过改变 PTFE 的结构和性质来影响周围的 基体,这正是石墨烯区别于传统石墨填料填充改性 效果的重要机理。

### 参考文献:

[1] 程先华,薛玉君,谢超英.稀土处理玻璃纤维填充
 PTFE复合材料的滑动磨损性能[J].复合材料学报,2003,20(3):108-112.
 CHENG X H, XUE Y J, XIE C Y. Sliding wear behav-

iors of PTFE composite filled with glass fiber ireated with rare earths[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2003, 20(3): 108-112.

- [2] 禹权,叶素娟. 硅灰石纤维改性 PTFE 材料摩擦性研究
  [J]. 工程塑料应用, 2012, 40(4): 73-75.
  YU Q, YE S J. Research of the tribological properties of mineral fiber filled PTFE composites[J]. Engineering Plastics Application, 2012, 40(4): 73-75.
- [3] LIN Z, GAO B, LI X, et al. Effect of abrasive grain size on surface particle deposition behaviour of PTFE/bronze composites during abrasive wear[J]. Tribology International, 2019, 139: 12-21.
- [4] 蒲吉斌, 王立平, 薛群基. 石墨烯摩擦学及石墨烯基复 合润滑材料的研究进展[J]. 摩擦学学报, 2014, 34(1): 93-111.

PU J B, WANG L P, XUE Q J. Progress of tribology of graphene and graphene-based composite lubricating materials[J]. Tribology, 2014, 34(1): 93-111.

- [5] MEYER J C, GEIM A K, KATSNELSON M I, et al. The structure of suspended graphene sheets [J]. Nature, 2007, 446: 60-63.
- [6] KANDANUR S S, RAFIEE M A, YAVARI F, et al. Suppression of wear in graphene polymer composites[J]. Carbon, 2012, 50(9): 3178-3183.
- [7] BHARGAVA S, KORATKAR N, BLANCHET T A. Effect of platelet thickness on wear of graphene-polytetrafluoroethylene (PTFE) composites[J]. Tribology Letters, 2015, 59(17): 1-12.
- [8] SCHADLER L S, BRINSON L C, SAWYER W G. Polymer nanocomposites: a small part of the story [J]. JOM, 2007, 59: 53-60.
- [9] 朱巧思,李炯利,郭建强,等. 石墨烯理化参数对低含量 石墨烯填充聚四氟乙烯摩擦磨损的影响[J]. 航空材料 学报, 2020, 40(4): 9-18.
  ZHU Q S, LI J L, GUO J Q, et al. Effect of physical and chemical parameters of graphene on friction and wear properties of PTFE filled with low content graphene[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(4): 9-18.

- [10] BHARGAVA S, MARY E M, BLANCHET T A. Wear reduction mechanisms within highly wear-resistant graphene- and other carbon-filled PTFE nanocomposites[J]. Wear, 2020, 444/445; 203163.
- [11] TAI Z, CHEN Y, AN Y, et al. Tribological behavior of UHMWPE reinforced with graphene oxide nanosheets[J]. Tribology Letters, 2012, 46(1): 55-63.
- [12] SUN J L, DU S N. Application of graphene derivatives and their nanocomposites in tribology and lubrication: a review[J]. RSC Advances, 2019, 9: 40642–40661.
- [13] 林启权, 毛波, 董文正, 等. 二硫化钼与二硫化钨填充改 性聚四氟乙烯的摩擦学性能[J]. 高分子材料与工程, 2016, 32(11): 51-57.

LIN Q Q, MAO B, DONG W Z, et al. Tribological behaviour of polytetrafluoroethylene composites modified with molybdenum disulfide and tungsten disulfide [J]. Polymer Materials Science and Engineering, 2016, 32(11): 51-57.

[14] 豆立新, 龚烈航, 沈健, 等. 复合材料添加剂对改性 PTFE 的摩擦转移膜的形成和稳定作用[J]. 复合材料 学报, 2004, 21(2): 65-69.

DOU L X, GONG L H, SHEN J, et al. Effect of composite additives on the forming and stability of transfer films of modified PTFEs[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2004, 21(2): 65-69.

- [15] BAHADUR S. The development of transfer layers and their role in polymer tribology[J]. Wear, 2000, 245: 92-99.
- [16] BRISCOE B J, SINHA S K. Wear of polymers[J]. Engineering Tribology, 2002, 216(6): 401-413.
- [17] BLANCHET T A, KANDANUR S S, SCHADLER L S.
   Coupled effect of filler content and counter surface roughness on PTFE nanocomposite wear resistance[J].
   Tribology Letters, 2009, 40(1): 11-21.
- [18] 王学宝,李晋庆,罗运军.石墨烯/环氧树脂复合材料的 制备及力学性能[J].高分子材料科学与工程,2013, 29(7):161-165.

WANG X B, LI J Q, LUO Y J. Preparation and mechanical properties of graphene/epoxy composites by in situ reduction of graphene oxide[J]. Polymer Materials Science and Engineering, 2013, 29(7): 161-165.

通讯作者:朱巧思(1991—),女,硕士,工程师,研究方向为 先进复合材料及其摩擦学,联系地址:北京市 81 信箱 5 分箱 (100095), E-mail: zqs\_aecc621@126.com

(本文责编:张琴)

收稿日期: 2024-12-31; 录用日期: 2025-04-18

基金项目:国家自然科学基金项目 (51802296)



中国航发北京航空材料研究院(中国航发航材院)成立于1956年,是我国"一五"计划156个重点建设项目之一,是我 国大型的材料工程研究中心,是全额拨款中央科研事业单位。

中国航发航材院是国内面向航空,从事航空先进材料应用基础研究、材料研制与应用技术研究、关键件研制交付以 及型号应用的综合性科研机构,是我国国防科技工业领域高水平材料研究发展中心,是国家科技创新体系和国防科技创 新体系的重要组成部分。



经过60多年的发展,中国航发航材院已形成涉及17个 领域近70个专业,覆盖金属材料、非金属材料、复合材料 和前沿新材料、智能制造、材料性能检测、表征与评价, 以及提供标准化、失效分析和材料数据库等行业服务的综 合性科研机构,拥有9个国家级和14个省部级重点实验室 和中心、4条国家级生产示范线、6个海外联合研究中心、 7个行业服务平台和多家控股公司,培养产生了4位院士。 中国航发航材院致力于为客户提供从材料设计、选材、制 造到检测、维修的一体化材料解决方案。

AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials (AECC BIAM) was founded in 1956, is one of 156 key construction projects during "the First Five-year Plan" in China. AECC BIAM is one of the largest materials and engineering research center, and is a central scientific and technical research institution fully funded by the State.

AECC BIAM is a comprehensive scientific research institution in China, facing aviation, engaged in application fundamental research of aeronautical advanced materials, development and application technology research of materials, development and delivery of key components and the application in aircrafts. It is a high level materials research and development center serving science and technology industry of national defense, and is the important component of national science technology innovation system and national defense science and technology innovation system.

After more than 60 years of development, AECC BIAM now grows into a comprehensive scientific research institution, which covers 17 fields with nearly 70 majors, including metallic materials, non-metallic materials, composites and other frontier materials, intelligent manufacturing, material properties inspection, characterization and evaluation, and can provide professional services such as standardization, failure analysis and materials database. AECC BIAM owns 9 national level and 14 provincial and ministerial level laboratories and centers, 4 national production demonstration lines, 6 overseas joint research centers, 7 industry service platforms, several holding companies, and has trained 4 academicians.AECC BIAM is dedicated to providing customers with an integrated material solution from materials design, selection and manufacturing to inspection and maintenance.

# 《航空材料学报》编辑委员会

主 任	戴圣龙			
副 主 任	陈祥宝 吴文生 李	兴无 刘晓光		
顾问委员	(以姓氏笔画为序)			
	丁文江 才鸿年	王华明 卢秉恒	叶恒强	李贺军
	张立同 张立群	周玉 周济	柯 伟	柳百新
	宮声凯 聂祚仁	黄伯云 崔 崑	屠海令	董绍明
	傅正义 傅恒志			
国内委员	(以姓氏笔画为序)			
	丁鹤雁 介万奇	孔凡涛 卢少微	曲选辉	朱知寿
	汤海波 杜 勇	李 勇 李晓红	李嘉荣	杨冠军
	何利民 张永安	张雨雷 国为民	郑海忠	秦发祥
	栗付平 贾德昌	郭洪波 黄陆军	梁 波	焦 健
	曾小勤 曾荣昌	雷力明 熊艳才	颜 悦	潘峰
	薛文斌			
国际委员	(以字母顺序为序)			
	Jianguo Lin (UK)	Sam Zhang (Singap	ore)	Steve Shi (UK)
	Xiaorong Zhou (UK)	Yip-Wah Chung (U	(SA)	
主 编	戴圣龙			
副 主 编	陶春虎 陆 峰	李 岩		
执行副主编	赵 淼 王俊丽			
编辑部成员	高磊张琴	陈 卉 辛玉婷	齐书涵	
	解 宏 寇凤梅	王 晶 张宝玲	齐 新	

## 航空材料学报

JOURNAL OF AERONAUTICAL MATERIALS

(双)	マ月1	1941年3月後	(Bimonthly) (Started in 1981)
第 45	卷	第3期 2025年6月	Vol.45, No.3 June, 2025
主	管	中国科学技术协会	Superintended by China Association for
主	办	中国航空学会	Science and Technology
		中国航发北京航空材料研究院	Sponsored by Chinese Society of Aeronautics
编辑出	版	《航空材料学报》编辑部	and Astronautics & AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials
主	编	戴圣龙	Edited and Published by Editorial Board of
发	行	《航空材料学报》编辑部	Journal of Aeronautical Materials
ць	њ.		Edited-in-Chief: Professor DAI Shenglong
HU.	虹	北京 81 信相 44 万相,100095	Address: P. O. Box 81-44, Beijing 100095, China
电	话	(010) 62496277	Tel: +8610-62496277
传	真	(010) 62496289	Fax: +8610-62496289
1 V	4L	http://jam.hiam.ac.or	<b>E-mail:</b> hkclxb@biam. ac. cn
Lui .	业.	nup: // jam. biam. ac. ch	Website: http://jam. biam. ac. cn
印	刷	北京科信印刷有限公司	Printery: Beijing Kexin Printing Co., Ltd.

公开发行 ISSN 1005-5053 CN 11-3159/V

本期 2025 年 6 月 1 日出版