

航空制造技术

2023年 第1/2期

Vol.66 No.1/2



专稿
**激光冲击强化过程监测及其
质量在线评估：现状与挑战**

封面文章
**航空复合材料结构
铆接技术综述**

论坛
航空发动机功能涂层

www.amte.net.cn

ISSN 1671-833X



ISSN 1671-833X CN 11-4387/V



航发伊萨(北京)科技发展有限公司

公司主要经营虚拟制造、虚拟测试、虚拟样机、虚拟环境等软硬件产品的销售及服务;结合新材料、新工艺、新产品的仿真软件二次开发;二次开发产品的销售推广及服务提供等。

立足航空,面向航天、电子、兵器、船舶行业等市场,以用户为中心,提供国际领先的建模仿真和虚拟现实等相关软、硬件产品的销售和咨询服务。

作为航空工业领域材料研究与数值模拟技术的高水平结合,航发伊萨致力于成为国内外知名的数字化虚拟产品解决方案及服务供应商,以期通过融合虚拟与实体技术,助推产品研发与创新,引领国防行业材料技术打造新材料产业。

— 航发伊萨产品体系 —

- 全线产品均具有良好的开放式架构,可以满足客户的二次开发及自主研发需求。

- 目前在国内拥有三个开发团队: CFD开发、VPS开发、仿真管理及增值服务开发。



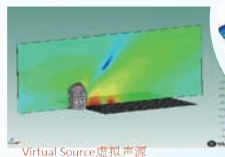
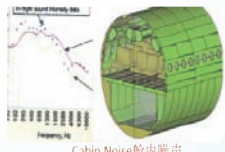
设计仿真

制造仿真

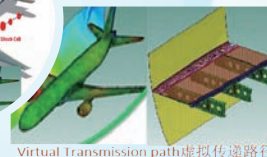
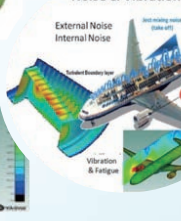
装配仿真

- ▶ 系统建模仿真
- ▶ 机匣包容性仿真
- ▶ 内流场仿真
- ▶ 全频振动噪声仿真
- ▶ 焊接过程仿真

- ▶ 钣金过程仿真
- ▶ 3D打印仿真
- ▶ 多工序全流程仿真
- ▶ 虚拟装配仿真
- ▶ 设计协调评审



Noise & Vibration



- ▶ 鸟撞仿真
- ▶ 燃烧/热固耦合仿真
- ▶ 静动力学/刚柔耦合仿真
- ▶ 铸造过程仿真
- ▶ 热处理过程仿真

- ▶ 机加过程仿真
- ▶ 复合材料成型仿真
- ▶ 虚拟装配验证
- ▶ 虚拟维修

IC.IDO虚拟工程样机解决方案

在产品装配验证、装配分析优化、评价决策等环节应用效果显著。

装配仿真

虚拟装配验证 | 虚拟装配仿真 | 虚拟维修 | 设计协调评审

- 设计评价
- 装配路径预研
- 装配顺序验证与优化
- 电缆管线验证
- 工装及工具验证
- 可操作性、可维护性验证
- 可视性、可达性分析验证
- 装配流程动画制作及虚拟培训



工业级3D打印装备制造商

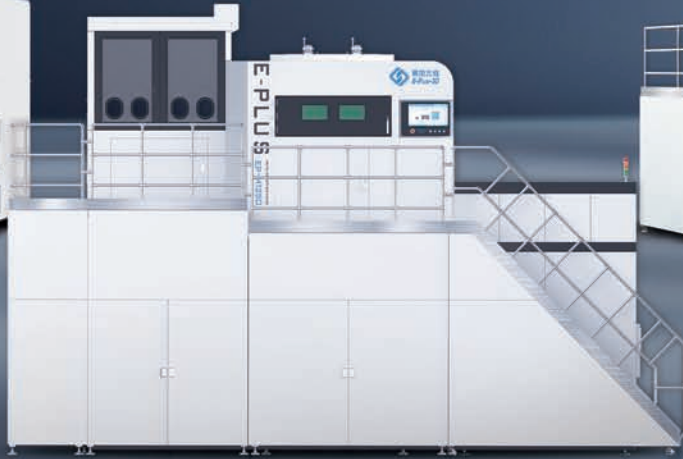
易加三维是国家和中关村高新技术企业，致力于研发和推广工业级 / 生产级 3D 打印(增材制造)系统与应用技术，以 SLM 金属 3D 打印技术为核心，为航空航天提供专业的增材制造应用解决方案。

公司金属 3D 打印设备成型室尺寸最大可达 $1258 \times 1258 \times 2000 \text{mm}^3$ ，可满足航空航天领域大尺寸高精度复杂金属结构件的直接制造。



EP-M650H

成型室： $657 \times 657 \times 1080 \text{mm}^3$
(Z向高度可至2000mm)



EP-M1250

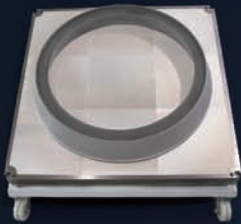
成型室： $1258 \times 1258 \times 1350 \text{mm}^3$
(Z向高度可至2000mm)



EP-M450H

成型室： $456 \times 456 \times 1080 \text{mm}^3$
(Z向高度可至2000mm)

打印案例



不锈钢火箭发动机喷管扩张段
 $\phi 1050 \times 160 \text{mm}^3$



IN718航空发动机
 $860 \times 420 \times 480 \text{mm}^3$



钛合金尾喷
 $\phi 394 \times 341 \text{mm}^3$



编委会

Editorial Board

主任 李志强
Director Li Zhiqiang

常务副主任 王向明
Executive Vice-Director Wang Xiangming

副主任 李涤尘 隋少春
Vice-Director Li Dicheng Sui Shaochun

国内编委

Domestic Members

包建文 毕运波 程普强
Bao Jianwen Bi Yunbo Cheng Puqiang
董绍明 冯 晶 高兰宁
Dong Shaoming Feng Jing Gao Lanling
郭洪波 赫晓东 晋严尊
Guo Hongbo He Xiaodong Jin Yanzun
李金山 李克明 李 黎
Li Jinshan Li Keming Li Li
李文龙 刘黎明 刘雪峰
Li Wenlong Liu Liming Liu Xuefeng
刘战强 卿新林 沈洪才
Liu Zhanqiang Qing Xinlin Shen Hongcai
师俊东 石竖鲲 史玉升
Shi Jundong Shi Shukun Shi Yusheng
宋晓国 陶 飞 王俊升
Song Xiaoguo Tao Fei Wang Junsheng
王立平 王清江 王先模
Wang Liping Wang Qingjiang Wang Xianmo
夏峥嵘 肖贵坚 肖世宏
Xia Zhengrong Xiao Guijian Xiao Shihong
邢丽英 徐九华 徐正扬
Xing Liying Xu Jiuhua Xu Zhengyang
杨宏青 杨 辉 杨树明
Yang Hongqing Yang Hui Yang Shuming
姚 为 曾元松 张文武
Yao Wei Zeng Yuansong Zhang Wenwu
张振宇 章顺虎 赵安安
Zhang Zhenyu Zhang Shunhu Zhao An'an
朱继宏 朱嘉琦 朱利民
Zhu Jihong Zhu Jiaqi Zhu Limin

国际编委

International Members

Chrsitoph Hartl (Germany) Dae-Cheol Ko (Korea)
Jim Williams (U.S.) John Dear (UK)
Lihui Wang (Sweden) Paulo Martins (Portugal)

AERONAUTICAL MANUFACTURING TECHNOLOGY

航空制造技术



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

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

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

出版人 李志强
Publisher Li Zhiqiang

总编辑 罗京华
Chief Editor Andy Luo
执行主编 孙秀云
Executive Editor-in-Chief Sharon Sun
学术编辑 崔 静/王雪坤/王燕萍
Academic Editor Jaime Cui/Shirley Wang/Emma Wang
文字编辑 张晓眉/程学平/郝 爽
Text Editor May Zhang/Linda Cheng/Seven Hao
市场总监 何 欣
Marketing Director Xin He
设计/排版 王 艳
Art Supervisor/Art Editors Yan Wang
编辑出版 《航空制造技术》编辑部
Edition Aeronautical Manufacturing Technology Magazine
广告总代理 北京贝特里科技发展有限公司
Advertising Agent Beijing BAMTRI Technology and Development Co., Ltd.
通信地址 北京市340信箱(100024)
Address P.O.Box 863, Beijing 100024 China
邮发代号 82-26
Subscription Code 82-26
国外发行 中国国际图书贸易集团有限公司
Distributor Abroad China International Book Trading Corporation
国外代号 BM6680
Code Abroad BM6680
印刷 北京博海升彩色印刷有限公司
Printing Beijing BOHS Color Printing Co., Ltd.
刊号 ISSN 1671-833X CODEN HGJIEO
CN 11-4387/V
电话 (010)85700465
传真 (010)85700466
在线投稿 <http://www.amte.net.cn>
电子信箱 zscbyjyb@amte.net.cn

国内定价: 40.00元 国外定价: 32.00美元

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

G160

双工位高效蜗杆砂轮磨



双工位工件
更换时间
仅需1.5秒！



G 160 是双工位高效蜗杆砂轮磨齿机。适用于大批量齿轮的高精度高效稳定生产，双工位工件更换时间仅需1.5秒！切削速度80m/s

面向工业4.0的机床软硬件配置，全面对机床各轴状态进行24小时监测并做预估性分析

广泛适用于新能源齿轮产品，各种乘用车变速箱齿轮，发动机齿轮和减速器行星轮的高精度，高效，高稳定性加工



埃马克(中国)机械有限公司
地址: 太仓市陈门泾路101号工业园区2号厂房
邮编: 215400 · 电话: 0512-53574098 · 传真: 0512-53575399
网址: www.emag.com · 邮箱: info@emag-china.com

广告索引号22-1022



新浪微博

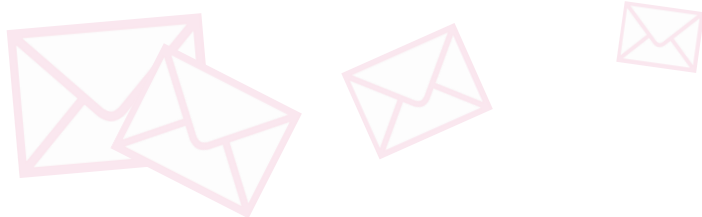


官方微信



编-读-往-来

READERS & EDITORS



随着军用和民用航空领域对发动机性能要求的不断提升,新一代航空发动机的工况条件愈发恶劣,其诸多关键零部件面临高温、高载、高速、腐蚀和冲击等一系列苛刻工况的考验。聚焦极端工况下航空发动机关键零部件的高温摩擦磨损行为、表面涂层的失效机理、涂层的改进和开发等,对于推动我国航空发动机制造水平的提高以及行业技术进步起着举足轻重的作用。

本期论坛以“航空发动机功能涂层”为主题,邀请到中国科学院金属研究所、中国科学技术大学、北京航空航天大学、内蒙古科技大学、沈阳黎明航空发动机公司等单位的科研团队阐述航空发动涂层技术的最新研究进展及发展趋势。在此对各位专家学者的支持表示衷心的感谢!

学术编辑 崔 静

《航空制造技术》自创刊以来,长期坚持跟踪和报道航空制造业所涉及的特种加工技术、数字化制造与装配技术、检测技术、表面工程技术等多领域内突出成果和最新进展,以严谨细致的工作态度、从严从优的审稿要求为相关行业的研究人员和工程技术人员提供了一批具有前瞻性、创新性和实用性的高质量论文,也为高校与相关企业的密切合作提供了契机。期刊所推出的电子版、纸质版两种样刊送达及时,为日常工作带来极大便利。

衷心希望期刊坚持优良传统,服务于国家面向未来航空航天工业发展的重大战略需求,承担作为核心期刊的学术责任,持续为提供行业技术突破、前沿动态精益求精、行健致远。

西北工业大学 薛红前



《航空制造技术》持续为广大读者提供了丰富的专业知识和工程技术和国内外动态信息,特别是为航空工业技术人员构建了重要的学术交流和沟通平台,有效推动了先进技术开发应用和行业创新发展。

以装配技术为核心的航空发动机整机制造,集中体现了技术密集型、资金密集型和高素质劳动力密集型制造领域的重要特征。近年来,《航空制造技术》陆续发表高水平发动机装配技术论文,使航空发动机整机制造领域获得了行业内的广泛关注,显著提升了装配技术影响力,促进了整机制造领域内的学术交流和成果分享。

中国航发上海商用航空发动机制造有限责任公司 李 琳





航空零部件加工 的核心所在!

HARVI™ ULTRA 8X

加工Ti6Al-4V这种航空结构件常用材料，
刀具寿命可以稳定加工一个小时以上。

HU8X玉米铣刀片有8个有效刃口，
金属去除率大于20立方英寸每分钟。

Harvi™ Ultra 8X正是航空零件加工
的核心所在!

kenametal.com/HARVI-Ultra-8X



扫码关注
肯纳金属刀具
解决方案

广告索引号22-1017

肯纳亚洲(中国)企业管理有限公司
上海市浦东新区金桥出口加工区金豫路750号
电话: 021-38608288
全国免费热线电话: 400 889 2135

 KENNAMETAL®

专稿 Feature

14 激光冲击强化过程监测及其质量在线评估：现状与挑战

张志芬 秦锐 都正尧 李耿 黄婧 温广瑞
Monitoring and On-Line Quality Evaluation in Laser Shock Peening Process: Current Status and Challenges
ZHANG Zhifen QIN Rui DU Zhengyao LI Geng HUANG Jing WEN Guangrui

封面文章 Cover Story

26 航空复合材料结构铆接技术综述

曹增强 张铭豪 谭学才 郭程翔 左都全
Overview of Riveting Technology for Aviation Composite Structure
CAO Zengqiang ZHANG Minghao TAN Xuecai GUO Chengxiang ZUO Duquan

论坛 Forum

航空发动机功能涂层 Aero-Engine Functional Coatings

40 电子束物理气相沉积叶片热障涂层工艺稳定性提升技术研究

滕晓丹 彭徽 李刘合 郭洪波 宫声凯
Investigation on Improvement of Process Stability of Thermal Barrier Coatings on Blades Prepared by Electron Beam Physical Vapour Deposition
TENG Xiaodan PENG Hui LI Liuhe GUO Hongbo GONG Shengkai

46 氧掺杂对NiCrAlYN纳米金属陶瓷涂层抗氧化性能的影响

王伟 武姣姣 沈明礼 朱圣龙
Effect of Oxygen Doping on High-Temperature Oxidation Resistance of NiCrAlYN Coatings
WANG Wei WU Jiaojiao SHEN Mingli ZHU Shenglong

53 高熵稀土钨酸盐热障/环境障涂层材料的制备与性能研究

胡万鹏 张广珩 张洁 王京阳
Synthesis and Property of High-Entropy Rare Earth Hafnate as Thermal/Environmental Barrier Coating Material
HU Wanpeng ZHANG Guangheng ZHANG Jie WANG Jingyang

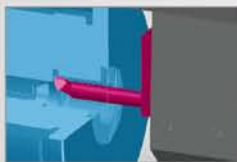
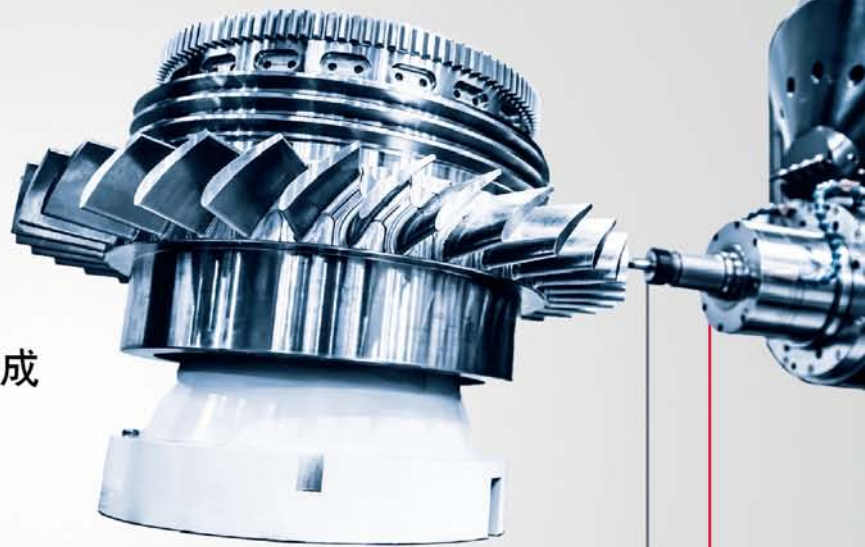
61 Yb³⁺、Er³⁺共掺杂Sm₂Zr₂O₇陶瓷导热性能研究

谢敏 崔越 张凯 王志刚 宋希文 安胜利
Analysis of Thermal Conductivity Behavior of Yb³⁺ and Er³⁺ Co-Doped Sm₂Zr₂O₇ Ceramics
XIE Min CUI Yue ZHANG Kai WANG Zhigang SONG Xiwen AN Shengli

Tebis:工业4.0数字化智能制造云平台

航空航天智能自动化制造

- // 智能制造零代码实施
- // 智能导航CAM编程
- // 制造流程高效安全
- // CAD/CAM和MSE系统深度集成



真曲面加工



虚拟机床



2.5D智能加工



特征智能加工



5轴加工



车铣复合



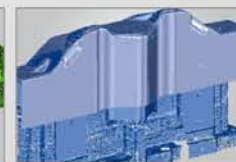
机器人加工



在机检测



回弹补偿



逆向设计

Tebis优化制造过程

Tebis中国总部

地址：上海市浦东新区科苑路88号德国中心2号楼7层726

广告索引号23-1006

电话：+86 21 2898 6980 邮箱：info-china@tebis.cn 网站：www.tebis.com



官方微信

- 67 一种爆炸喷涂NiCrAl尺寸修复涂层的工艺研制
王博 刘洋 邵建伟 彭新 袁福河
Process Development of D-Gun Sprayed NiCrAl Coating for Dimensional Build-Up
WANG Bo LIU Yang SHAO Jianwei PENG Xin YUAN Fuhe

研究论文 Research

- 74 薄壁焊接机匣橡皮囊胀形法校形研究
刘心 郭慧英 陈宇凯 马保伟 韩宾 张琦
Research on Welding Case Shell Sizing by Rubber Fluid Forming
LIU Xin GUO Huiying CHEN Yukai MA Baowei HAN Bin ZHANG Qi
- 84 复合材料热压罐固化框架式成型模具的参数化设计
海宇 周来水 安鲁陵
Parametric Design of Framed-Mold in Autoclave Processing for Composite Structures
HAI Yu ZHOU Laishui AN Luling
- 92 基于数字孪生的飞机型架可视化装配工艺设计
靳江艳 庞彩珠 方忆湘 赵亮 李景伟
Digital Twin-Based Visual Assembly Process Design for Aircraft Tools
JIN Jiangyan PANG Caizhu FANG Yixiang ZHAO Liang LI Jingwei
- 101 涡扇发动机转子系统装配过程PFMEA技术应用研究
周建华 张发平 李伊 何山
Research on Application of PFMEA Technology in Assembly Process of Turbofan Engine Rotor System
ZHOU Jianhua ZHANG Faping LI Yi HE Shan

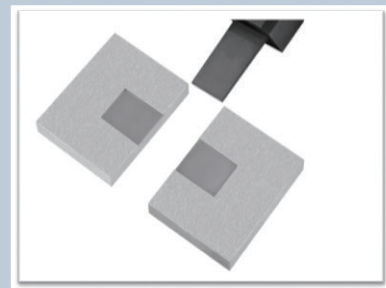
DMNC-EDM

ADV 600

精密数控电火花成形机床

PRECISION CNC SPARK MACHINE

配置 windows 系统,自动升降油槽、丰富的数据接口可兼容机械手、电极物料架等,可方便的实现自动化及无人加工,兼容柔性线,及工厂自动化系统,可配备高精度 C轴、B轴,能进行五轴五联动精密加工,并预留六轴六联动接口



www.dmnc-edm.com 北京迪蒙数控技术有限责任公司 010-60775392

广告索引号22-1011

清华大学与燕山大学团队合作在室温导电超硬材料领域取得重要进展

近日,清华大学航空学院李晓雁教授课题组与燕山大学田永君院士团队合作,选择商用热解碳作为前驱体,在高压(25 GPa)和窄温度区间(1050~1150 ℃)内对前驱体进行高温高压试验,成功制备了一种新型的碳/碳复合材料,即纳米金刚石/无序多层石墨烯自生复合材料。该复合材料是由平均粒径约4.8 nm的超细纳米金刚石相互独立并均匀地嵌入无序多层石墨

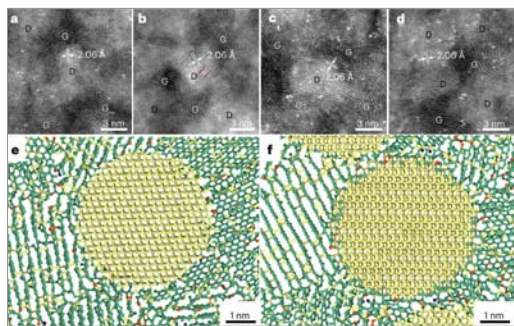
烯基体中组成的。通过调控温度,可以获得金刚石体积百分比为20%~70%的复合材料。通过原子级分辨率的高角环形暗场像表征和分子动力学模拟,可以发现纳米金刚石与多层石墨烯之间形成了非共格界面,从而揭示了一种非晶碳向金刚石晶体转变的机制,主要表现为纳米晶金刚石的形核和扩散驱动生长。这种新型的碳/碳复合材料的组织结构和界面使得该复合材料具有

优异的综合性能。这种超硬、超强且导电的全碳复合材料的综合性能优于目前已知的所有导电陶瓷和碳/碳复合材料,在航空航天、微纳米电子器件等国家重大工程领域具有潜在的应用前景。该研究同时揭示了非晶碳向金刚石相变的机制,为进一步探索通过碳材料相变过程来合成高性能新材料提供了重要的启示。

上述研究成果近日以 *Ultrastrong conductive in-situ composite composed of nanodiamond incoherently embedded in disordered multi-layer graphene* 为题发表在 *Nature Materials* 上。

左图为纳米金刚石/无序多层石墨烯复合材料的微观组织和界面结构。

(本刊记者 逸飞)



上海交大课题组提出三维可重构曲线模块化折纸结构的逆向设计

近日,上海交通大学密西根学院朱宰亨教授及其合作者在 *Nature Communications* 上发表了题为 *Inverse design of 3D reconfigurable curvilinear modular origami structures using geometric and topological reconstructions* 的科研论文。

该研究团队提出了一个可重构机械超材料的设计框架,能够在任意给定三维弯曲非周期形状内逆向设计可重构性,突破了传统三维可重构超材料必须使用恒定周期性形状单胞,导致可重构性单一的限制。通过人工构造而非自然形成的材料结构,超材料的物理特性并不依赖于材料的分子结构或晶体结构本身,而是源自于精巧设计的几何形状和拓扑结构。近年来不断探索的一个方向就是使超材料

可重构。可重构超材料的外表形状和内在排布可调节,能以被动、主动甚至智能的方式调整其物理特性,来适应甚至影响变化的外部物理环境。

朱宰亨带领研究团队探索了三维可重构折纸材料的逆向设计框架。通过体积映射(Volumetric mapping)和收缩的数学方法,提出可生成空间梯度单元来适应三维复杂曲线几何体,并对模块进行几何和拓扑重建,赋予可重构超材料给定自由度。由于适用于任意给定的曲线非周期形状,这项工作为三维可重构系统的现实应用打下基础。

该研究得到国家自然科学基金、上海市自然科学基金和上海交通大学招聘的非中国外籍教师研究激励计划的资助支持。

(本刊记者 逸飞)

北京工业大学韩晓东团队为高强韧高熵合金的设计提供新思路

近日,北京工业大学材料与制造学部韩晓东教授团队研究成果以 *Inherent and multiple strain hardening imparting synergistic ultrahigh strength and ductility in a low stacking faulted heterogeneous high-entropy alloy* 为题发表在 *Acta Materialia* 上。

高熵合金具有极高的成分可控性,通过调控可获得高强度、高硬度、高弹性极限、高耐磨性及抗腐蚀性等优异性能,展示出巨大的应用潜力。然而,与传统金属材料类似,高熵合金也存在强度-塑性倒置的矛盾关系,其室温屈服强度通常小于300 MPa。

韩晓东团队联合浙

江大学、西澳大利亚大学研究者提出“异构低堆垛层错能设计理念”,开发出高强韧新型非等摩尔比Co30Cr20Fe18Ni14Mn18面心立方高熵合金。在高熵合金塑性变形过程中,激活异构变形诱导硬化、形变孪晶、Frank-Read位错源和Lomer-Cottrell位错锁等多种协同应变硬化机制,在多种变形机制的协同作用下,产生较高的加工硬化率,使合金在高强度下兼具高韧性。其屈服强度达980 MPa,抗拉强度为1385 MPa,断裂伸长率为48%,成功地解决了面心立方高熵合金室温强度-塑性倒置矛盾关系,为高强韧高熵合金的设计提供了新思路。

(本刊记者 逸飞)

高熵氧化物陶瓷生成机理研究取得新进展

高熵陶瓷是一类新兴的多组分固溶体,通常含有等摩尔的5种或更多的组元,这些组元随机分布在陶瓷的长程有序晶体中。与大多数高熵陶瓷一样,高熵氧化物陶瓷的晶格畸变、元素分布、表面重构和氧空位等可以进一步改变氧化物陶瓷的力、热、化学和电学性能。然而,现阶段对高熵氧化物陶瓷生长机制的认识有限,使得如何通过控制其生成动力学来有效调整其形貌、

结构和性能仍然是一个挑战。

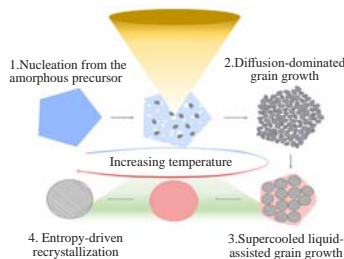
针对这一问题,西安交通大学材料科学与工程学院王红洁教授课题组和美国北卡罗莱纳州立大学、上海交通大学高文旆教授课题组合作,以自制高熵萤石型氧化物前驱体为研究对象,运用气相高分辨原位扫描透射电子显微技术,发现了聚合物前驱体形成高熵萤石氧化物的4个阶段,包括低温段聚合物前驱体的氧化和形核(1→2)、扩散控制晶粒生长(1→3→8)、自生液相过冷度控制的晶粒生长(1→4→9/1→6→10),以及液相辅助

成分均匀化后更高温下的熵驱动重结晶和稳定化(1→7→11)。该研究从原子尺度揭示了高熵氧化物的形成机制,为进一步设计和制备具有可控形态、结构和性能的高熵氧化物陶瓷奠定了基础。

相关研究成果以 *Visualizing the formation of high-entropy fluorite oxides from an amorphous precursor at atomic resolution* 为题在线发表在 *ACS Nano* 上。西安交通大学金属材料强度国家重点实验室为论文第一通讯单位。该研究得到了国家自然科学基金、中国博士后科学基金和北卡罗莱纳州立大学的共同支持。

左图为高熵氧化物形成的4个阶段。

(本刊记者 逸飞)





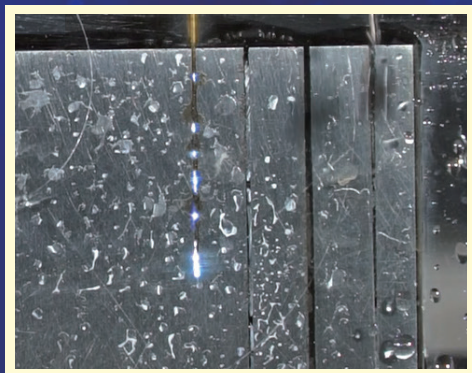
DIC[®]-305

电火花钻孔液

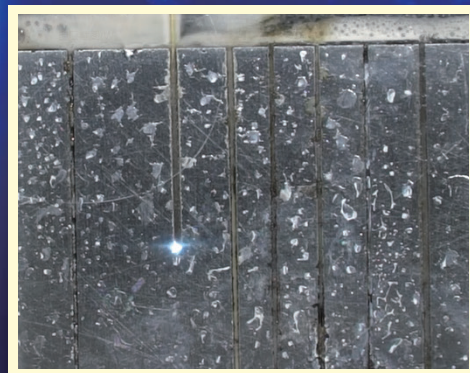
EDM drilling fluid

无锥度 电极损耗小

加工中电极不产生锥度 加工所得孔腔无锥度



采用水穿孔



采用 DIC[®]-305 钻孔液穿孔

北京东兴润滑剂有限公司

电话: 010-64368739 13901051209 传真: 010-64343485 邮编: 100102 广告索引号22-1004

地址: 北京市东直门外东辛店 网址: www.dic.cn/www.bjdxr.com E-mail: rh6816@163.com

产品执行标准: Q/CY DSR 004-2012

环境体系证书编号: 00119E30065R3S/1100
质量体系证书编号: 00119Q30178R4S/1100

中科院力学所研发出一种超强共晶高熵合金丝材

近日,中国科学院力学所戴兰宏研究团队选择具有片层结构的AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金,通过精心设计多道次拉拔工艺,成功制备出一种具有独特梯度片层结构的共晶高熵合金毫米丝材。丝材内硬相B₂片层与软相FCC片层交替相间分布,从丝材外表面到芯部,B₂片层几何特征呈现梯度变化。为了进一步提高丝材的强塑性协同能力,研究人员精细控制了热处理的温度和时间,以促进丝材部分回复而抑制动态再结晶的出现。所

研制的共晶高熵合金丝材不仅具有非常优异的室温强塑性(断裂强度1.85 GPa,均匀延伸率12.1%),同时表现出更为突出的低温(77 K)强塑性(断裂强度2.52 GPa,均匀延伸率14.3%)。通过对变形前后的丝材进行EBSD扫描和KAM分析,研究人员发现介观尺度梯度非均质片层结构促使丝材内的几何必须位错(GND)在变形过程中沿径向呈现梯度分布,即几何必须位错密度从表面区域向中心区域逐渐减小。这种梯度分布的几何必须位错密度可以

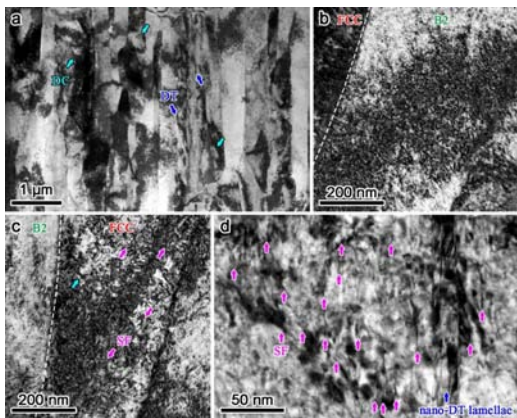
产生显著的应变梯度强化效应,从而大幅提高丝材的力学性能。对比分析室温和液氮低温下丝材微观变形特征发现,室温下丝材内B₂相变形以位错主导,FCC相变形则以位错和层错共同主导;低温下丝材内B₂相在变形过程中开启了大量位错交滑移网格,而FCC相则激活了细密的三维层错-孪晶网格,多种位错变形机制的协同激活实现了丝材强塑性的同步提升。

该研究成果以 *Ultra-strong heavy-drawn eutectic high entropy alloy wire* 为题发表在 *Acta Materialia* 上。

该项研究得到了国家自然科学基金重大项目、基础科学中心项目、中科院B类战略性先导科技专项等项目资助。

左图为室温下共晶高熵合金丝材内以位错为主导的B₂相变形,由位错和层错共同主导的FCC相变形。

(本刊记者 逸飞)



中科院宁波材料所在AI+材料计算模拟领域取得系列进展

基于量子力学的原子层级模拟计算是材料学中一种直观有效且常用的研究方法,该方法可以研究材料的空间原子结构、电子结构,以及由此带来的各种宏观物理、化学性质。长期以来,材料计算模拟的发展受到计算尺度的严重制约。基于传统物理“规则驱动”的计算技术已难以从理论框架突破尺度限制。

针对这一问题,中国科学院宁波材料技术与工程研究所柔性磁电功能材料与器件团队利用并发展了AI+材料计算模拟方

法。基于“数据驱动”的AI是从数据和观测值出发,寻找数据之间的特征和关系,从而发现一些定理和规律。AI与科学的结合带来了新的科研范式,给材料计算模拟带来全新的思路和视角。Deep-Potential (DP)是一种具有代表性的AI技术,运用深度神经网络技术,采用大量小原胞(数十个原子)的密度泛函理论计算数据作为训练集,训练完成的网络可以高效准确地预测出大原胞(最高可计算百万个原子)的总能以及原子受力,从而实现大时

间空间尺度(μm/ns)的分子动力学模拟。

相关工作作为未来材料计算模拟研究提供了全新范式,为复杂材料体系的高精度大尺度模拟提供了具体思路。此外,结合AI+材料计算模拟进行大尺度及复杂效应的计算,有望解决一系列复杂材料体系中的微观机制、宏观性能等问题。

该研究得到了国家重点研发计划、国家自然科学基金、中国科学院前沿科学重点研究计划以及王宽诚教育基金的支持。

(本刊记者 逸飞)

西工大扑翼式无人机单次充电飞行时间创吉尼斯世界纪录

近日,吉尼斯世界纪录官方宣布,西北工业大学申请的扑翼式无人机单次充电飞行时间吉尼斯世界纪录称号挑战成功,认定的纪录时间为2:34:38(突破154 min)。

2022年11月15日14:03:04,在吉尼斯世界纪录官方认证官和专业计时员现场见证下,挑战正式开始,西北工业大学自主研发的“云鸢”扑翼式无人机腾空而起。在整个飞行过程,“云鸢”采用自主航线飞行。16:37:42,无人机平稳降落。经过吉尼斯世界纪录严格认证,挑战通过,超过原纪录63 min。本次刷新世界纪录的“云鸢”扑翼式无人机采用了高升力大推力柔性扑动翼设计、高效仿生

驱动系统设计和微型飞控导航一体化集成等关键技术,翼展1.82 m,空载起飞重量为1 kg,手抛起飞,滑翔降落,能够按设定航线自主飞行,飞行过程中能实时变更航线。

西北工业大学航空学院宋笔锋教授团队深耕仿鸟飞行器研究20余年,在鸟类飞行机理研究、仿生飞行器设计等方面取得了丰硕的研究成果。该团队青年教师薛栋副教授表示,扑动翼的设计先后迭代了近20轮,经过多轮测试后,最终得到推力、升力和功耗等多项指标综合性最佳的版本,使得此次参加挑战的飞行器的扑动翼具有非常优越的气动特性。

(本刊记者 逸飞)

新型超耐磨合金涂层研究取得新进展

近日,南方科技大学材料与科学工程系副教授任富增课题组在新型超耐磨合金涂层领域取得研究进展,研究成果发表在 *Acta Materialia* 上。该研究提出了一种通过合金在高温摩擦磨损过程中原位形成非晶-纳米晶复合层耦合梯度纳米结构实现超耐磨涂层的新策略,为服役于极端热力耦合环境下的自适应耐磨合金涂层设计提供了新思路。

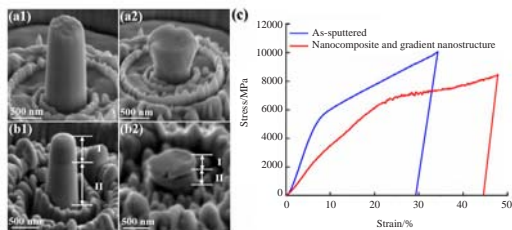
前期研究表明,非晶-纳米晶复合结构或纳米梯度结构的引入可促进应力在不同区域中的分配,促进合金的均匀塑性变形,减少应力集中,进而提高

合金塑性及抗磨损性能。基于此,任富增课题组提出一种设计超耐磨合金涂层的新策略,在高温摩擦磨损过程中原位形成非晶-纳米晶复合层耦合梯度纳米结构,从而实现优异的耐磨性能。

该研究得到了国家自然科学基金优秀青年科学基金等项目的资助以及南方科技大学分析测试中心的技术支持。

下图为滑动磨损诱导的非晶-纳米晶体复合层耦合梯度纳米结构与初始(溅射态)TaMoNb合金薄膜纳米柱($\Phi=500$ nm)的力学性能比较。

(本刊记者 逸飞)





航空工业认证合作伙伴。

明智投资，显著提效。
巴索为您展示：选对金属加工液不仅是降低综合成本
的强大杠杆，更能积极影响：刀具寿命、加工效率、
工件质量及操作者满意度。

巴索瑞士，值得一试。
blaser.com/aerospace

关注我们的微信公众号，了解更多信息。



广告索引号23-1007



巴索液体切削工具，助您成功！

引文格式: 张志芬, 秦锐, 都正尧, 等. 激光冲击强化过程监测及其质量在线评估: 现状与挑战[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 14-25.

ZHANG Zhifen, QIN Rui, DU Zhengyao, et al. Monitoring and on-line quality evaluation in laser shock peening process: Current status and challenges[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 14-25.

激光冲击强化过程监测及其质量在线评估: 现状与挑战*

张志芬, 秦锐, 都正尧, 李耿, 黄婧, 温广瑞

(西安交通大学, 西安 710049)

[摘要] 激光冲击强化(Laser shock peening, LSP)是一种新型抗疲劳延寿制造技术,可应用于航空发动机关键零部件。现有LSP离线检测方法存在“质量盲区”的问题,为提高LSP加工质量的一致性、可靠性和稳定性,有必要开展LSP过程多源信息的精确感知和靶材表面完整性在线评估研究。从LSP瞬态高能过程所释放的两类重要物理信息入手,即激光诱导等离子体冲击波(Laser induced plasma shock wave, LIPSW)和激光诱导等离子体光谱(Laser induced plasma spectroscopy, LIPS),分别综述了LSP动态过程两类信息监测感知的研究现状,以及多源信息融合(Multi-source information fusion, MSIF)技术在LSP领域的研究进展。最后探讨了亟待解决的科学问题和现存挑战。

关键词: 激光冲击强化; 过程监测; 激光诱导等离子体冲击波; 激光诱导等离子光谱; 多源信息融合; 在线评估

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.014



张志芬

副教授, 博士, 研究方向为激光冲击强化智能制造、在线监测和多源信息融合。

激光冲击强化(Laser shock peening, LSP)是一种新型表面强化技术^[1-2],通过将高功率密度(GW/cm²级)和短脉冲(ns级)的激光作用于金属材料表面,使其表层发生塑性变形,进而引入具有一定深度的数百MPa残余压应力,可有效提升其力学性能、耐腐蚀性和疲劳性能,延长其服役寿命,为攻克极端服役环境下高端装备关键构件的疲劳难题提供了一种有效解决途径^[3-5]。美国将该技术列入第4代战机发动机关键技术,并将其应用在F119发动机钛合金损伤叶片的楔形根部、F-22飞机机身孔结构及T-45舰载机拦阻杆上,有效延长了检修周期。日本对核反应堆压力容器焊缝采用激光冲击强化^[6],极大提高了焊缝抗应力腐蚀性能。在我国十四五规划中,航空航天

技术被列为集中攻克的“卡脖子”技术之一。LSP作为航空航天领域的关键延寿技术,研究掌握LSP新技术的基础与关键问题具有重大的军事战略意义和长远的国民经济效益。

LSP的加工质量通过借鉴金属材料“表面完整性”的评价方法来进行无损评判^[7]。“表面完整性”包括金属材料表面的残余应力、表面硬度、表面轮廓和粗糙度、显微结构变化及塑性变形等。通过LSP使工件表层材料产生塑性形变,能够显著提高工件的疲劳寿命。同时,应从表面完整性的角度出发,通过检测LSP加工件表面的残余压应力和表面轮廓等来评估LSP加工质量。根据美国SAE标准技术委员会于2004年发布的航空材料标准AMS2546,推荐用X射线衍射仪检测被加工工

* 基金项目: 国家自然科学基金(52175433); 国家科技重大专项(2019-VII-0019-0161)。

件梯度方向的残余应力,以人工目视检查材料表面胶带保护层是否烧蚀。另外,在不同批次生产间隔,采用 Almen C 试片测量弧高值间接反映强化效果,并结合工艺试验中的破损检测方式进行抽样检查。归纳起来,LSP 加工质量主要依靠加工前的工艺、加工中的抽检、加工后的目测这 3 方面来保证。

目前 LSP 加工质量的一致性、稳定性和可靠性难以保障,体现在以下 3 点:(1)并未对每一个冲击点质量进行检测,存在“质量盲区”;(2)目视检查受人为主观影响较大,检测精度和效率无法保证;(3)受激光能量浮动、材料内部非均匀性等因素影响,LSP 的高能瞬态过程具有强随机性,层裂及烧蚀等宏观缺陷时有发生,而未检测出的内部缺陷也给航空装备在日益严苛的环境下服役埋下了极大的“安全隐患”。因此,开展 LSP 加工过程的实时监测和在线检测研究,对提高加工质量可靠性和制造效率、实现航空关键结构件的精密制造和智能制造具有重要意义。

1 激光诱导等离子体冲击波

激光诱导等离子体冲击波,是在 LSP 高能(GW 量级)、高压(GPa 量级)及超高应变率($>10^{-6}/s$)的瞬态过程中,激光作用于金属材料表面的吸收层使其发生爆炸汽化,产生的高能高压等离子体受到约束层的限制,膨胀压缩向材料内部传播引起塑性变形的冲击波。

根据靶材和介质的不同,在激光束照射靶材表面时会有一定比例的能量被反射和吸收,从材料表面向内距离为 x 处接收到的激光功率密度为^[8]

$$I(x) = I_0 A e^{-\int_0^x \beta(x) dx} \quad (1)$$

式中, I_0 为入射激光功率密度(GW/cm^2); A 为靶材的吸收率(%); $\beta(x)$ 为激光在介质中的吸收系数。

由于激光冲击的功率密度达到

了 GW/cm^2 量级,巨大的能量穿过透明约束层后会使得吸收层瞬间汽化,蒸汽粒子继续吸收激光能量可形成高温等离子体^[8]。等离子体是物质的第 4 态,它将与后续激光继续作用,被加热膨胀并以超音速逆激光方向传播,形成离子体冲击波。等离子体冲击波是激光能量的载体,其中蕴含 LSP 工艺参数的丰富信息^[9]。同时,冲击波对材料表面的改性是靶材得到强化的直接原因^[10]。

LSP 过程中产生的等离子体冲击波带动材料内质点运动,当冲击波压力大于材料动态屈服极限时,波后质点无法回到原位置,会形成微观组织改变并引入残余应力,改善材料性能^[11]。因此,只有激光冲击波峰值压力大于 σ_{HEL} (Hugoniot 弹性极限)时,材料才能屈服并产生塑性变形。图 1 所示为激光诱导等离子体冲击波峰值压力与材料弹-塑性变形的关系,其中 P 为冲击波峰值压力; ε_p 为变形量, $-\frac{2\sigma_{\text{HEL}}}{3\lambda+2\mu}$ 为计算所得的边界量。以 7075 铝合金为例,其材料 $\sigma_{\text{HEL}}=1.1$,则参数设定后的冲击波峰值压力应大于 1.1 GPa,最佳参数范围在 $2\sim 2.5\sigma_{\text{HEL}}$ 之间。

冲击波峰值压力(P , GPa)的计算公式为

$$P = 0.01 \sqrt{\frac{\alpha}{2\alpha+3}} \sqrt{Z} \sqrt{I_0} \quad (2)$$

式中, α 为等离子体中热能占其内能的分量; Z 为约束层与金属靶材的折合声阻抗($\text{g} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$); I_0 为激光功率密度(GW/cm^2)。其中 Z 与 I_0 的计算公式为

$$\frac{2}{Z} = \frac{1}{Z_{\text{约束层}}} + \frac{1}{Z_{\text{靶材}}} \quad (3)$$

$$I_0 = \frac{4E}{\pi\tau d^2} \quad (4)$$

式中, τ 为激光脉宽, ns; E 为激光束能量, J; d 为光斑直径, mm。

在冲击波向内传播作用于材料的同时,部分冲击波穿过约束层向空气传播,其与材料内部的冲击波具有

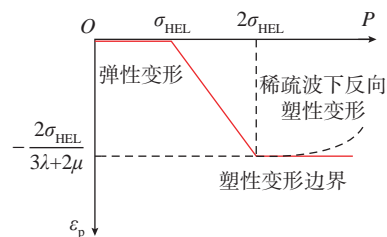


图 1 冲击波峰值压力与材料变形之间的关系
Fig.1 Relationship between peak pressure of shock wave and material deformation

一定的关系。这部分冲击波发生迅速衰减,产生可听声波。因此,根据冲击波类型的不同,可将激光冲击强化过程中的冲击波分为两种,第 1 种是向空气中传播的可听声波,携带着材料内部冲击波相关的特征信息,频率在 20 kHz 左右,人耳可听;第 2 种是向材料内部传播的声发射弹性波,与材料内部的塑性变形和位错运动直接相关。针对两种类型的声波感知监测,国内外学者均开展了一定程度的研究。

1.1 空气声波感知

张永康等^[12]发明了一种基于冲击波波形特征的激光冲击强化在线检测方法和装置,包括 3 个声传感器和声波吸收装置,基于声波的振幅和脉冲宽度对激光冲击强化效果进行在线检测,可有效提高关键零部件的激光冲击强化自动化程度和工艺水平。中国科学院沈阳自动化研究所的学者建立了空气中冲击声波信号能量特征参数与 TC16 钛合金试件表面残余应力的经验公式,开发了一套激光诱导等离子体声波信号实时采集分析软件系统,使相关技术逐渐成熟化并推向工业应用^[13-14]。典型的空气声波感知监测试验方案如图 2(a)所示^[14]。图 2(b)所示^[14]为传感器所采集的空气声波信号,在 LSP 加工过程中,每冲击 1 次,将产生 1 个呈“三角”形状的波形信号,具有快速衰减的特征。基于信号波形特征得到信号的能量特征,最终得出激光能量与工件残余应力之间的

经验公式如图 2 (c) 所示^[14]。

空军工程大学邱晨霖等^[15-18]针对激光冲击强化过程的声学监测技术开展了深入研究,基于小波包时频分析方法得到了等离子体声波信号的频域特征以及约束层对于声波信号的影响;研究发现,当激光能量发生改变,约束层和保护层出现异常时,声波信号的主要频段峰值频率发生明显变化,主要频段的能量也随着变化,并且依据能量特征能够清晰区分故障状态;研究者随后基于小波包频域能量特征集合建立了 BP 神经网络模型,可较好地识别出加工过程中的异常情况;图 3 所示^[15,18]为上述文献中采用的声学监测方案,通过空气声波信号波形可以看出对于不同的声学传感器接收的声波信号差别较大,但均呈现出快速衰减的特点。江苏大学鲁金忠等^[19]发明了一种基于声波频率特性的激光冲击在线检测方法和装置,利用声波信号的离散傅里叶变换的频率幅值实

时监测激光器出光不稳定、吸收层破坏、工件烧蚀及流水约束层覆盖不足等异常状态。

1.2 内部冲击波感知

利用压电传感技术可以有效感知金属靶材内部激光诱导冲击波的动态变化。目前,基于压电技术的 LSP 冲击波动态测量方法主要有两种,分别采用聚偏二氟乙烯(PVDF)薄膜压电传感器^[20-21]和声发射 AE (Acoustic emission) 传感器,如图 4 所示。张永康等^[22]报道了将 PVDF 薄膜压电传感器粘贴在镁合金靶材背面,探究了 LSP 过程冲击波在镁合金内部的动态传播规律。冯爱新等^[21]利用 PVDF 压电波形图的微观趋势变化,分析了镁合金材料内弹塑性双波的动态传播衰减规律,如图 5 所示。但是, PVDF 传感器提供的实时信息量有限,未见 PVDF 传感技术用于 LSP 质量实时评估的研究报道。相比之下, AE 声发射是一种能捕获材料内部瞬态弹性波的压电传感技

术^[23],声发射监测技术的原理,包括弹性波的产生、传播和收集过程如图 6 (a) 所示。在这个过程中,材料内部的位错及微观断裂均可被感知,其信息的粒度(采样率 1~10 MHz)和尺度(微观位错)足够精细,所感知的频带更宽,软硬件采集系统集成性好,易于实现工程应用。图 6 (b) 展示了本课题组开发的基于声发射的 LSP 实时监控系統,该系统可以实时采集 LSP 加工过程中产生的 AE 信号;随后通过图 6 (c) 所示的微观硬度测试设备可完成材料表面、横截面硬度的测量;通过对 LSP 的实时 AE 信号进行处理,提取特征与材料表面硬度缺陷的关联,实现 LSP 质量实时评估。

目前, AE 声发射已被应用于机械设备关键部件的健康监测^[24]和裂纹损伤识别^[25]等。美国通用电气公司(GE)的 Deaton 等^[26]公开了一种基于声发射总能量实时判断激光脉冲能量及强化程度的专利技术。童

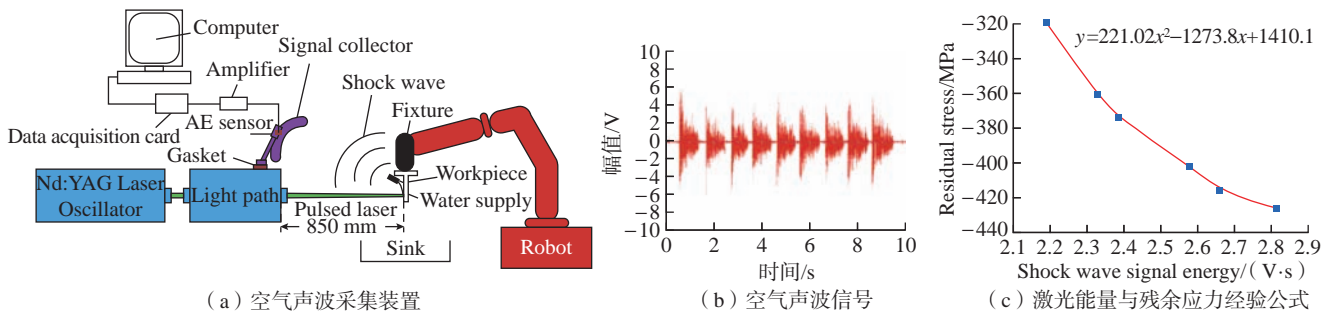


图 2 基于空气声波的激光冲击强化过程监测^[14]

Fig.2 Monitoring of LSP process based on air acoustic wave^[14]

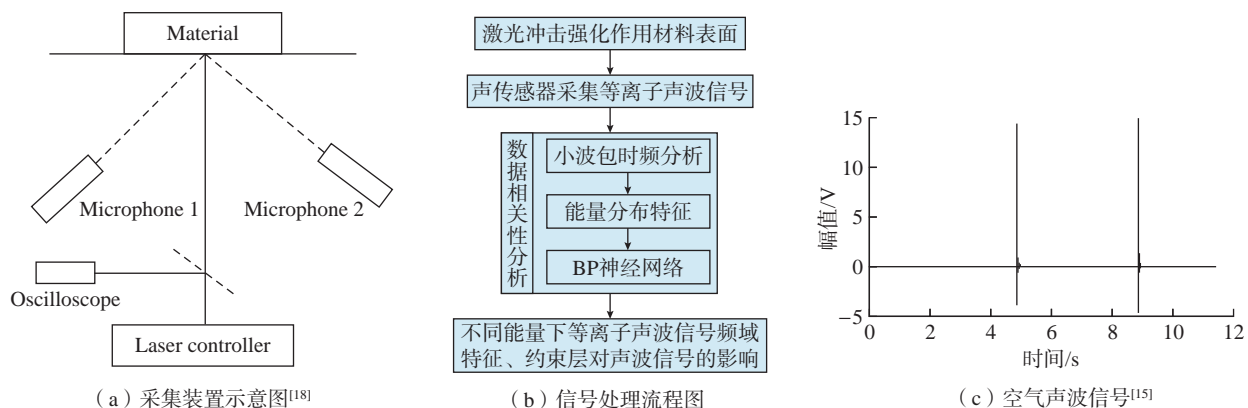


图 3 激光冲击强化的声学监测

Fig.3 Acoustic monitoring of LSP

杏林等^[27]利用6路光纤F-P声发射传感探针以及FBG光纤光栅应力计,发明了一种多点立体式测量冲击波空间分布及力学效应的装置;但未见基于该装置的LSP过程监测研究报道。WU等^[28]将3个AE探头呈三角状布置于材料表面,基于AE信号能量平均值实现了LSP激光能量的在线监测;但未见应用于LSP

残余应力在线预测的相关报道。日本东京大学的Takata等^[6]提出了一种针对水下微小(mJ)激光能量的LSP声发射监测技术,结合高速摄像和激光诱导等离子体冲击波传播原理,分析了声发射信号的响应规律和产生机理,如图7所示。此外,美国激光冲击技术公司(LSPT)等也公开报道了多项发明专利,具体情况如表1所示^[26,29-39]。

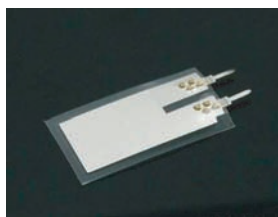
由于上述检测方案原理、评估方式均有差异,无法根据目前部分研究中提供的监测精度来判断监测方案的优劣。部分检测方案,例如经验公式拟合法,在目前研究中大多缺少监测精度相关的信息。因此,统一监测评估标准,建立LSP公开数据集,在未来具有重要的意义。

2 激光诱导等离子体光谱

激光与靶物质相互作用过程中,靶材表面迅速接受到大量的激光能量,当这些能量大于靶材材料的

阈值时,靶材就会熔化、电离。由于靶材表面的温度很高,此时熔化、电离的粒子就会迅速向外扩散,在扩散过程中这些粒子会持续吸收能量,那些未电离的分子或原子会继续电离,因此就形成了一个原子、离子和电子共存的状态,称为等离子体,这就是激光诱导产生等离子体的原理^[40-41]。

光谱强度是衡量激光等离子体发射光谱质量的重要指标,与物质浓度成比例关系,可直观反映不同元素的等离子体特征谱线强弱。Stark展宽是由辐射粒子与带电粒子(离子或电子)相互作用产生扰动而引起的,LSP过程中瞬态压力较高,诱导产生的等离子体中至少有总密度百分之一为带电粒子,因此Stark展宽效应非常明显^[42]。但是光谱仪测得的光谱并不是只有Stark展宽,而是由多种展宽机制复合而成,主要包含自然展宽、仪器展宽、Doppler展宽及Stark展宽,因此必须考虑这些不同展宽机制的耦合作用^[43]。自然展宽

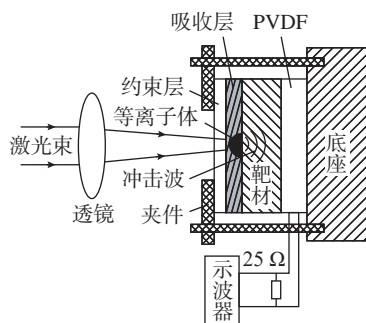


(a) PVDF薄膜压电传感器

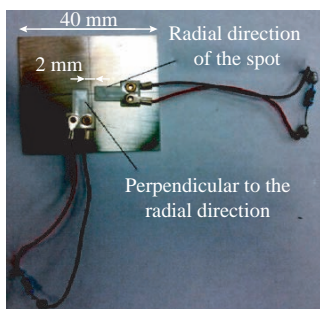


(b) 声发射传感器

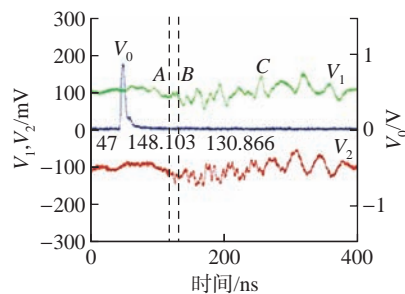
图4 基于压电传感技术的测量设备
Fig.4 Measuring equipment based on piezoelectric sensing technology



(a) 试验方案图



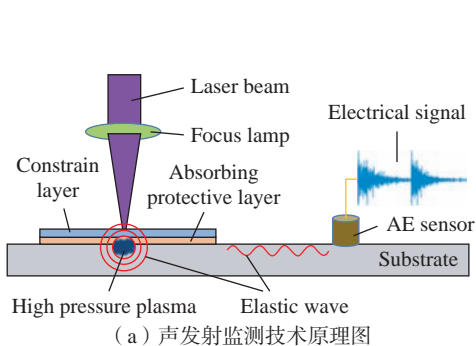
(b) PVDF传感器布置图



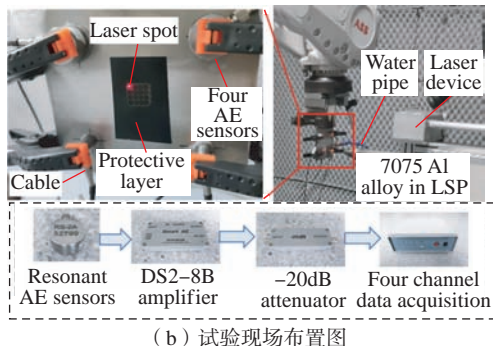
(c) 冲击波电压信号波形图

图5 基于PVDF压电法的LSP冲击波动态测量试验^[21]

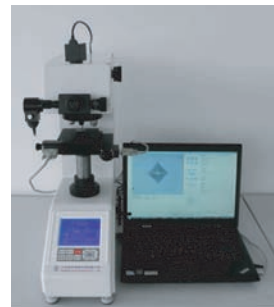
Fig.5 Dynamic measurement experiment of LSP based on PVDF method^[21]



(a) 声发射监测技术原理图



(b) 试验现场布置图



(c) 微观硬度测量

图6 基于声发射的LSP实时监测系统

Fig.6 LSP real-time monitoring system based on acoustic emission

一般相对其他展宽较小,可以忽略,剩余3种展宽中仪器展宽和 Doppler 展宽的线型呈 Gauss 分布,而 Stark 展宽线型呈 Lorentz 分布,一般通过光谱仪测得的谱线是二者的卷积,呈 Voigt 分布^[44]。其具体形式为

Gauss 线型:

$$G(\lambda) = G_{\max} \exp\left(-\frac{2(\lambda - \lambda_0)^2}{W_G^2}\right) \quad (5)$$

Lorentz 线型:

$$L(\lambda) = L_{\max} \frac{W_L}{4(\lambda - \lambda_0)^2 + W_L^2} \quad (6)$$

Voigt 线型:

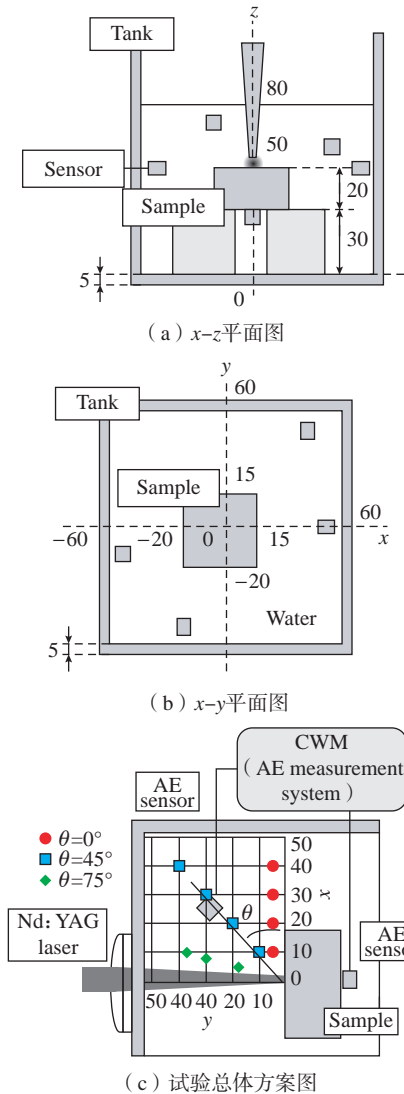


图7 水中 LSP 声发射监测技术试验^[6]
Fig.7 Experiment on acoustic emission monitoring technology of LSP in water^[6]

$$V(\lambda) = \int_{-\infty}^{\infty} G(\lambda - \lambda') L(\lambda') d\lambda' \quad (7)$$

式中, G_{\max} 和 L_{\max} 分别表示 Gauss 线型和 Lorentz 线型的最大值; W_G 和 W_L 分别为 Gauss 线型和 Lorentz 线型的半高宽(FWHM)。光谱谱线的展宽特性是一类物理意义明确的监测参数,与等离子体动态过程高度相关。美国 GE 公司的 Wu 等^[29] 通过谱线展宽与 Lorentz 线型和 Gauss 线型的接近程度,监测 LSP 过程中可能存在的无水约束等不适当的工艺操作。此外,基于激光诱导等离子体光谱的监测技术也被广泛应用于具有高精度和高质量的激光加工制造领域中,以实时优化加工参数、控制加工质量和提升加工效率,进而形成完整的闭环质量反馈回路。李菲菲^[45] 成功利用等离子体电子温度和电子密度来实时评估飞秒激光加工热效

应。电子温度和电子密度对激光加工的成形质量和组织性能十分敏感,因此被用于激光增材制造过程中的工艺参数控制^[46]、元素分析^[47] 和熔池温度监测^[48]。Lednev 等^[49] 使用激光诱导击穿光谱(LIBS)首次证明了在增材制造过程中进行原位定量多元素分析的可行性。而针对激光焊接,Zhang 等^[50] 研究了光谱强度与焊缝强度系数之间的相关性,并基于此实时预测焊缝的抗拉性能。此外,基于等离子体光谱信号的在线监测手段已经在其他基于激光加工的科学研究中得到了验证,包括激光清洗^[51]、激光切割^[52] 和激光钻孔^[53]。

LSP 动态过程中高能量激光束诱导产生的等离子体辐射光谱信号,是 LSP 过程监测的重要信息源之一。该信息源是高功率密度的脉冲激光

表1 国内外主要机构 LSP 在线监测

Table 1 LSP on-line monitoring of major institutions in China and abroad

机构	监测信号	特征	监测目的	专利时间	文献
美国 GE	等离子体光谱	线谱展宽	评估 LSP 工艺参数及操作的稳定性,保护层烧穿	2007	[29]
	等离子体光谱	455.38 nm 线谱谱峰强度	保护层烧穿	2011	[30]
	光电二极管主动连续激光	水约束层厚度	水约束层厚度一致性	2008	[31]
	声发射	声发射总能量	激光脉冲能量及强化程度	2010	[26]
美国 LSPT	激光能量、光谱、声波	—	残余应力及疲劳寿命	2001	[32-34]
中国科学院沈阳自动化所	能量计、光束质量分析仪	残余应力分布模型	预测残余应力	2019	[35-36]
中国航空制造技术研究院	声压、等离子体羽图像	—	评估强化效果	2013	[37]
北京航空材料研究院	激光干涉仪探测材料表面振动	应力波强度	激光冲击强化评估,内部缺陷检测	2019	[38]
中国科学院力学研究所	能量计、光电探头	激光能量、脉宽	激光工艺参数监测	2012	[39]

与金属材料相互作用,在样品材料表面附近形成高能、高压、致密、明亮的等离子体。该过程存在“快”和“弱”两个特点,“快”是由于LSP激光脉冲持续时间约为10~20 ns,一次冲击过程可能只需几百ms,这期间等离子体中处于激发态的原子和离子从高能级跃迁到低能级或基态,释放出特征频率的光子,即为相应原子和离子的特征发射谱线,整个过程持续仅有几十μs。而由于热电子的韧致辐射和电子-离子复合辐射,出现强的连续谱,一般仅持续几μs;如果想深入分析LSP过程激光诱导等离子体的动态特性,其采样率至少要达到ns量级,对光谱半高宽分辨率要求也很高;但是市场上较为成熟的轻量化光谱仪,包括海洋Ocean Optic光谱仪和Aventis光谱仪,其采样率最快只能到ms级。只有中阶梯光栅光谱仪配合ICCD或者条纹相机,才能同时满足时间分辨和光谱分辨的要求。但前者设备昂贵且笨重,不易实现工程化应用;后者依旧是国际国内的研究难点,国内只有中国科学院西安光学精密机械研究所等少数几家单位有能力自行研制。“弱”是由于LSP加工中在靶材表面增加了约束层,介质一般为水或玻璃,作用是抑制等离子体的膨胀,增强反射冲击波强度,提高强化效果。等离子体光谱通过介质水再向外辐射,受水及杂质对光谱的散射、折射和吸收作用影响,其连续背景谱和谱峰强度极大减弱。这一现象也被很多学者通过试验研究证实,而且流水层越厚,光谱特征谱线越弱。这一特点则对光谱仪的灵敏度、探测面积及增益等方面提出了更高的要求。

基于激光诱导等离子体光谱技术的监测研究仍以专利为主,具体信息见表2^[29-30,32-34,54-59]。美国GE、LSPT公司公开发表了基于等离子体光谱辐射的LSP过程监测专利技术^[32-34,54],但仅检索到GE公司在

损伤叶片LSP修复中进行了光谱监测的实际应用研究。江苏大学姚红兵等^[55-56]通过Andor公司中阶梯Mechelle光谱仪、DG465延时器在采集门宽80μs设置下实现了对强激光诱导Al等离子体光谱辐射的快速、高精度采集,得到了等离子体电子密度随多脉冲强激光诱导次数增加而逐渐下降的演化规律,其试验仅在空气环境下进行,未添加水约束,不存在光谱“弱”的难题。

美国GE公司在LSP光谱监测方面申请了多项专利。Trantow等^[54]基于LSP过程的背景谱黑体辐射,集成光谱强度与光谱温度特征对连续LSP加工过程进行监测,并在带缺口的损伤叶片LSP修复中开展了实际应用验证研究;Wu等^[29]通过监测计算线谱展宽与特定谱线宽度的拟合程度方法,可实时评估LSP工艺参数及操作的适当性与稳定性。以上专利方法结合了等离子体自身的物理特性,计算简便,但未查到针

对LSP表面质量预测的进一步研究报道。国内针对激光诱导等离子体光谱监测技术也有初步的研究报道。江苏大学孟春梅^[59]开展了激光诱导等离子体发射光谱在激光冲击与清洗过程中的基础研究,搭建了激光冲击试验平台,针对激光冲击过程等离子体光谱信息,初步得到了诱导次数以及激光能量与光谱参数之间的相关规律;但未考虑实际加工中的水约束层,以及吸收保护层对光谱信号的影响及辐射规律。本课题组前期综合运用两种不同类型和性能的光谱仪,包括Ocean Optics-HR4000光纤光谱仪和Princeton SP2750高分辨光谱仪,同步实时采集LSP过程光谱信息,并开展了LSP过程异常监测试验,图8为试验设备,图9为所得到的光谱信号。

3 多源信息融合

多源信息融合技术(Multi-source information fusion, MSIF)是一种对

表2 基于激光诱导等离子体光谱技术的LSP监测
Table 2 LSP monitoring based on laser induced plasma spectroscopy

作者或机构	光谱特征	特征描述	监测目的	时间	文献
美国 GE	光谱强度	表征光谱线能量的物理量	评估测试工件的强化效果和高周疲劳寿命	2000	[54]
	455.38 nm 线谱谱峰强度	谱线的能量	保护层烧穿	2005	[30]
	线谱展宽	光谱曲线最大强度的一半处所对应的两个波长之差	评估 LSP 工艺参数及操作的稳定性; 保护层烧穿	2009	[29]
美国 LSPT	光谱强度	表征光谱线能量的物理量	残余应力及疲劳寿命	2001	[32-34]
姚红兵	展宽线型	光谱曲线最大强度的一半处所对应的两个波长之差	评估强化效果	2012	[58]
	谱线相对强度、半高全宽	光谱线能量	材料表面强化效果	2013	[57]
	电子温度	等离子体运动产生动能时的温度	工艺参数稳定性	2016	[55-56]
孟春梅	Al 和 Cu 谱线强度	表征光谱线能量的物理量	材料表面强化效果	2011	[59]

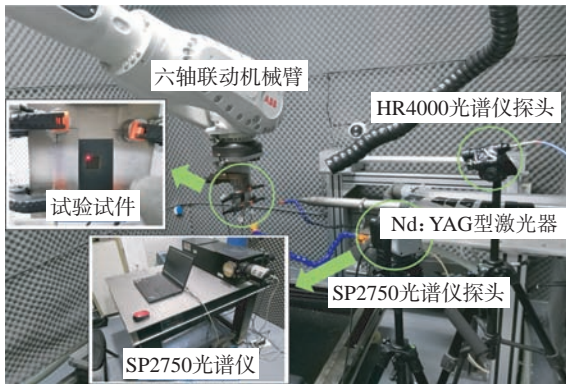


图8 LSP过程光谱监测试验设备
Fig.8 Experimental equipment of LSP process spectrum monitoring

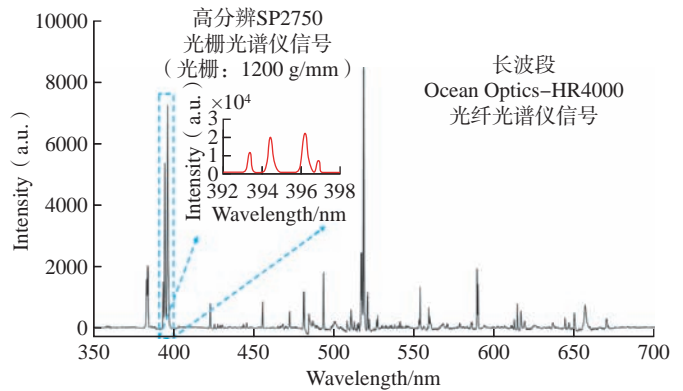


图9 HR4000及SP2750光谱仪分别采集到的光谱信号
Fig.9 Spectral signals collected by HR4000 and SP2750 spectrometers respectively

来自多个信息源的不确定性时空信息进行基于多方向、多层次与多级别的综合处理,从而提高信息精度和改善信息质量的理论和方法^[60]。根据信息融合的抽象层次,其可分为3种类型:数据级融合、特征级融合及决策级融合^[61]。其中,数据级融合是最低级别的融合,对融合技术要求较低,多见于同类型数据,如屈梁院士在20世纪80年代创新性提出的“全息谱”概念,融合了多个方向的振动信息,实现了大型转子故障的准确诊断,广泛应用于石化行业;特征级融合是将从观测量中提取到的特征向量进行整合和转换,然后再根据融合后的特征给出判别结果,可用于同类或异类信息;决策级融合是最高级别的融合,在各传感器已经完成决策的基础上,根据融合准则形成一个更加全面和精确的最终决策。这3种不同层次的融合方法对比如表3所示。

激光冲击强化是一种声、光、电等多场耦合的极端制造方法,单一传感技术,如声发射、等离子体光谱及振动等无法实现对激光冲击强化这一瞬态、复杂过程的准确描述,只有发挥多源异类传感技术之间的交叉互补优势,才能更综合、全面而精确地表征LSP过程及质量。2001年美国LSPT公司开发了激光能量、光谱和声波融合下的LSP监测专利技术^[32-34],将其与工件的残余应力和

疲劳寿命相关联。中国航空制造技术研究院在多源信息融合监测方面发明了多项前瞻性的专利技术,2008年梁建民等^[62]同时利用传声器和位移传感器获取爆炸冲击波声信号和叶片的振动信号,开发了一套叶片冲击处理质量实时监测系统装置;2013年巩水利等^[37]通过实时测量的冲击波波声信号和等离子体羽图像信息,对激光冲击强化金属工件产生的高幅残余压应力进行在线评估。以上专利技术只给出了创新思路,停留在异类信息的获取及监测层面,多源异类信息融合的研究深度不足,利用机器学习建模的理论方法和应用研究报道较少且仅限于浅层神经网络^[63]。

异类监测信息的深度融合面临着诸多挑战,主要表现在异类信息的多态及粒度差异性、丰富及冗余性、互补及耦合性等。该技术在其他领域深入研究的报道较多。针对异类信息粒度差异大的问题,Zhang等^[64]

提出了一种电弧电压、电弧声音及等离子体光谱异类信息的周期内同步配准方法,并基于构建的光谱—声音—电压SVM—CV特征层融合模型,实现了对多类焊接缺陷的分类预测;针对决策层融合过程中各证据体相冲突的问题,陈元超^[65]结合Jousselme距离函数和Pignistic概率距离,构造了一种用于判别证据冲突的新指标,提出冲突新证据的有效融合方法。针对多态信息决策层融合问题,苏宇^[66]提出了一种基于犹豫模糊TOPSIS的齿轮箱振动和电流异类信息融合诊断模型,以不同分类器的概率输出作为犹豫模糊数据,通过最大偏差模型即时计算振动和电流信息的权重分配,利用改进型贴近度系数实现了决策层融合及齿轮故障诊断。

相比于数据级和特征级融合,决策级融合方法和理论发展更快,也更适用于多源异构数据的融合。根据

表3 信息融合的不同层次及特点

Table 3 Characteristics of information fusion methods at three levels

融合层次	容错能力	优点	缺点
数据级	最差	保留较多原始数据信息	数据处理成本大,具有盲目性和冗余性
特征级	较差	通信宽带压力小,数据适当压缩,运算成本较小	复杂环境下稳定性较差,数据信息丢失
决策级	较好	运算成本小,时效性好,传感器依赖性小	数据预处理技术和先验知识要求高,融合稳定性差

融合算法及规则不同,决策级融合可大致概括为概率理论方法和人工智能方法。基于概率模型的方法包括加权平均法^[67]、贝叶斯 Bayes 估计^[68]、隐 Markov 链^[69]和 Dempster-Shafer (D-S)证据理论^[70-71]等;基于人工智能的融合方法有模糊积分^[72]、神经网络^[73]和粗糙集理论^[68]等。其中 D-S 证据理论被研究及应用较多。其最关键的技术是基本概率赋值参数的获取以及合成规则的建立,前者实现了对异类传感局部决策可信度及重要性的定量评价,为融合提供证据体;后者决定了各证据体按照怎样的合成规则进行组合得出最终决策。通过分类模型预测异类传感的局部决策是一种较常用的基本概率赋值参数获取方法,Chen 等^[74-75]先后尝试利用 BP 神经网络预测模型及模糊集理论与支持向量机相结合的预测模型对基本概率赋值进行获取,得到局部决策的概率分配。董海鹰等^[76]通过 BP 神经网络和模糊综合评判来构造 D-S 证据理论中的概率分配,对转辙机进行故障诊断。目前针对 D-S 证据理论基本概率赋值的获取还未形成统一、高效的科学方法,更多依赖模型获取,而模型的泛化能力及预测精度则直接决定了最终融合诊断的准确度,因此,研究最优局部决策模型对合理的基本概率赋值获取及高效可靠的决策级融合尤为重要。

来自多个传感器的信息可能是冲突的,不确定或模糊的,甚至不完整的。在 D-S 证据理论合并规则中,要求所使用的证据必须相互独立,当证据体之间出现高度冲突时,往往得不到最优的融合决策,有时甚至是错误的,这与实际问题相悖。针对消除 D-S 证据理论合成规则中的悖论,有效处理冲突证据的探索研究已颇受关注。如 2001 年提出的 DSMT (Dezert-smarandache theory),是将“自相矛盾,似是而非”推理方法用于

数据决策融合的一种新理论^[77],被认为是经典 D-S 证据理论的延伸和扩展,能够突破 D-S 框架的限制,可以解决由信度函数所表示的任意独立信息源的数据融合问题。DSMT 重点是面向不精确、高度冲突和不确定的证据融合问题,在航空、军事及控制领域中的应用研究已有相关报道^[78-80]。D-S 证据理论在融合中体现了“少数服从多数”的合成规则。而基于人工智能的模糊积分融合方法^[71,81]则更强调“专家的权威”。如果将两类方法进行组合集成,综合概率理论及人工智能的算法优点,实现其优势互补可大大提高融合决策的准确度。

信息融合理论和方法的研究在机械故障诊断领域的发展是快速且相对成熟的,文献[82-83]探究了冲突证据体的合成规则问题。相比之下,在激光冲击强化领域,甚至扩大至激光加工领域,信息融合的方法和应用研究仍处于初级阶段。其原因可能是 LSP 技术门槛高、造价大,主要用于军用领域,民用场景有限,需求面窄;而且加工量一般也是小批量;加之,该技术属于新兴的极端制

造技术,具有突出的多学科交叉特色,存在诸多科学难题待解决、监测技术难度大、过程信息获取难、未形成代表性的行业标准等问题。表 4 总结对比了激光诱导等离子体冲击波及光谱监测技术的优缺点。前两项可归为声学监测,后两项属于光谱类信息,虽然采样率差异较大,但信号形态类似,学科跨度不大,更利于从数据级—特征级去开展信息融合工作。而声—光多源异类信息的融合问题则需要从特征级—决策级开展研究。随着近年来深度学习及数据挖掘技术的日趋成熟,可充分利用海量数据驱动的方法,去关联并预测实时冲击质量,优化工艺和过程,跨越多学科交叉带来的难点,是一种另辟蹊径的解决方法。同时,也应关注海量数据驱动所引出的一些新问题,如海量数据的存储、清洗及质量保障,克服在线处理负担的轻量化深度学习模型等。

4 结论

(1) 针对 LSP 瞬态过程冲击波监测的研究仍有未解决的基础问题和关键技术,如宽频多模态弹性波在

表 4 激光诱导等离子体冲击波及光谱的监测技术对比
Table 4 Comparison of monitoring technologies of laser-induced plasma shock wave and spectrum

监测对象	主要传感类型	时间分辨率	特点
激光诱导空气声波传播及衰减	声压传感(北京声华等)	ms 级 (SF: 20~40 kHz)	采集装置成本低,易推广应用;时间分辨率低,与内部应力和硬度的相关性偏弱
激光诱导内部冲击弹性波传播,反射及衰减	声发射传感(美国 PAC、日本富士等)	ns 级 (SF: 1~10 MHz)	采集装置成本低且商业化成熟,易推广应用;时间分辨率高,与冲击波特性直接关联,内部应力和动态弹塑性变形的相关性较强
激光诱导等离子体辐射强度及电子特性	等离子体光谱仪(Ocean Optic、Aventis、Andor 等)	ms	监测效果直接依赖设备的像素分辨率和时间分辨率,与保护层破损及烧蚀等宏观缺陷相关性更强
激光诱导等离子体瞬态膨胀,电离及辐射寿命	中阶梯光谱仪+ICCD(Andor、LTB 等)	ns 或 ps	监测设备成本较高,多为实验室探究,时间分辨率及空间分辨率均较高,利于分析等离子体的瞬态行为规律

薄板内的动态衰减规律、声发射弹性波多阶模态的精确分离、LSP过程多源声发射的动态信息融合、弹性波非线性衰减特征的深度挖掘等。以上问题的解决需要结合弹性力学、模拟仿真、声发射信号处理、弹性波理论及机器学习等多学科的方法和知识。

(2) 针对LSP瞬态过程等离子体光谱低成本、超快监测的迫切需求,其中未解决的关键技术有兼顾时间分辨率与灵敏度的超快光电传感系统、高噪声下微弱信号特征提取及光谱信息的深度挖掘等。激光冲击强化技术作为一种新型技术,其中尚有诸多的科学问题未解决,最核心的是激光与金属材料的相互作用机理,以及据此延伸出的其他一系列科学难题,其中涉及物理、光学、金属学等多学科理论,导致工艺研究、模拟研究、监测研究形成各自的孤岛,亟须打破学科壁垒,形成合力攻克难题。

(3) 异类监测信息的深度融合面临的挑战主要表现在异类信息的多态及粒度差异性、丰富及冗余性、互补及耦合性,尤其是如何使各类传感信息的优势突出,减少“冲突”和“平均”对有效信息的淹没,以及在LSP这一特定场景下的应用尚未形成系统性研究成果。同时,面对海量的声发射数据和光谱数据,开展多源异构数据的深度融合方法,以及深度学习及信息融合在LSP质量在线监测、检测及预测中的应用研究,也需要引入多个交叉学科的研究方法和成果,推动LSP领域的智能化发展;反过来也能对相似的学科和问题起到一定的带动性作用,共生共长。

攻克上述科学难题和关键技术,将丰富金属材料冲击波衰减理论,完善多源异构数据融合理论和方法,补充对LSP瞬态过程不同能量场的科学认知。同时,通过实时预测每个冲击点的质量,消除“质量盲区”,逐点、逐片检测,减少“质量隐患”,并完善金属LSP的表面质量无损、在线检

测方法,对提升航空装备制造智能化程度,确保其在极端环境下的服役安全性、可靠性具有重要意义。

参考文献

[1] 李应红. 激光冲击强化理论与技术[M]. 北京: 科学出版社, 2013.

LI Yinghong. Theory and technology of laser shock peening[M]. Beijing: Science Press, 2013.

[2] 聂祥樊, 李应红, 何卫锋, 等. 航空发动机部件激光冲击强化研究进展与展望[J]. 机械工程学报, 2021, 57(16): 293-305.

NIE Xiangfan, LI Yinghong, HE Weifeng, et al. Research progress and prospect of laser shock peening technology in aero-engine components[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(16): 293-305.

[3] FAIRAND B P, WILCOX B A, GALLAGHER W J, et al. Laser shock-induced microstructural and mechanical property changes in 7075 aluminum[J]. Journal of Applied Physics, 1972, 43(9): 3893-3895.

[4] FAIRAND B P, CLAUSER A H. Laser generation of high-amplitude stress waves in materials[J]. Journal of Applied Physics, 1979, 50(3): 1497-1502.

[5] ZHANG Y K, LU J Z, LUO K Y. Laser shock processing of FCC metals[M]. Berlin: Springer, 2013.

[6] TAKATA T, ENOKI M, CHIVAVIBUL P, et al. Acoustic emission monitoring of laser shock peening by detection of underwater acoustic wave[J]. Materials Transactions, 2016, 57(5): 674-680.

[7] 杨建风, 周建忠, 冯爱新. 激光冲击强化效果的无损检测[J]. 机床与液压, 2007, 35(5): 160-162.

YANG Jianfeng, ZHOU Jianzhong, FENG Aixin. Non-destructive detection of the effect of laser shock processing[J]. Machine Tool & Hydraulics, 2007, 35(5): 160-162.

[8] 姜辉. 激光冲击处理改善铝合金疲劳性能研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2010.

JIANG Hui. Study on the fatigue property of aluminum alloy treated by laser shock processing[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2010.

[9] 刘学军. 基于声信号分析的激光冲击强化在线监测系统研究[D]. 株洲: 湖南工业大学, 2019.

LIU Xuejun. Research on online monitoring system of laser shock peening based

on acoustic signal analysis[D]. Zhuzhou: Hunan University of Technology, 2019.

[10] 刘学军, 张旖诺, 吴嘉俊, 等. 激光冲击强化技术原理及其应用研究[J]. 有色金属加工, 2019, 48(1): 10-15.

LIU Xuejun, ZHANG Yinuo, WU Jiajun, et al. Research on principle and application of laser shock processing technology[J]. Nonferrous Metals Processing, 2019, 48(1): 10-15.

[11] WU J J, LIU X J, ZHAO J B, et al. The online monitoring method research of laser shock processing based on plasma acoustic wave signal energy[J]. Optik, 2019, 183: 1151-1159.

[12] 张永康, 秦海永, 李杨, 等. 基于冲击波波形特征的激光冲击强化在线检测方法和装置: CN101482542A[P]. 2009-07-15.

ZHANG Yongkang, QIN Haiyong, LI Yang, et al. On-line detection method and device for laser shock peening based on shock wave waveform characteristics: CN101482542A[P]. 2009-07-15.

[13] 刘学军, 吴嘉俊, 乔红超, 等. 激光诱导等离子体声波信号实时采集分析软件系统[J]. 光电工程, 2019, 46(8): 59-67.

LIU Xuejun, WU Jiajun, QIAO Hongchao, et al. The real-time acquisition and analysis software system for laser-induced plasma acoustic wave signal[J]. Opto-Electronic Engineering, 2019, 46(8): 59-67.

[14] 吴嘉俊, 刘学军, 赵吉宾, 等. 基于空气中冲击波信号能量的激光冲击强化在线检测方法[J]. 表面技术, 2019, 48(10): 100-106.

WU Jiajun, LIU Xuejun, ZHAO Jibin, et al. Online detection method of laser shock peening based on shock wave signal energy in air[J]. Surface Technology, 2019, 48(10): 100-106.

[15] 邱辰霖, 程礼, 何卫锋. 一种基于数据间相关性的激光喷丸声学监测技术[J]. 振动与冲击, 2017, 36(4): 139-143.

QIU Chenlin, CHENG Li, HE Weifeng. A condition monitoring method for laser peening based on the correlation between the adjacent aata[J]. Journal of Vibration and Shock, 2017, 36(4): 139-143.

[16] 邱辰霖, 程礼. 基于小波包的激光冲击强化声学诊断方法探索[J]. 应用激光, 2012, 32(1): 61-64.

QIU Chenlin, CHENG Li. Wavelet packet analysis in plasma acoustic wave diagnosis of laser shock processing[J]. Applied Laser, 2012, 32(1): 61-64.

- [17] 邱辰霖, 程礼. 激光冲击强化声学诊断系统研究[J]. 应用激光, 2012, 32(3): 202–207.
- QIU Chenlin, CHENG Li. Study on the fault diagnosis system of laser shock processing[J]. Applied Laser, 2012, 32(3): 202–207.
- [18] 邱辰霖, 程礼. 基于小波包和神经网络激光冲击强化诊断研究[J]. 激光与红外, 2012, 42(10): 1107–1110.
- QIU Chenlin, CHENG Li. Study on plasma acoustic wave diagnosis of laser shock processing based on wavelet packet and neural networks[J]. Laser & Infrared, 2012, 42(10): 1107–1110.
- [19] 鲁金忠, 邵亦锴, 罗开玉. 一种基于声波频率特性的激光冲击在线检测方法和装置: CN108956782B[P]. 2020–11–20.
- LU Jinzhong, SHAO Yikai, LUO Kaiyu. Method and device for online detection of laser shock based on acoustic wave frequency characteristics: CN108956782B[P]. 2020–11–20.
- [20] 洪昕, 王声波, 郭大浩, 等. 激光冲击波在铝靶中衰减特性研究[J]. 量子电子学报, 1998, 15(5): 474–478.
- HONG Xin, WANG Shengbo, GUO Dahao, et al. Research on the attenuation property of the laser-induced shock wave propagating in aluminum[J]. Chinese Journal of Quantum Electronics, 1998, 15(5): 474–478.
- [21] 冯爱新, 印成, 曹宇鹏, 等. 激光诱导 AZ31B 镁合金薄板动态响应实验研究[J]. 强激光与粒子束, 2014, 26(10): 301–304.
- FENG Aixin, YIN Cheng, CAO Yupeng, et al. Experimental research on laser-induced dynamic response of AZ31B magnesium alloy sheet[J]. High Power Laser and Particle Beams, 2014, 26(10): 301–304.
- [22] 张永康, 于水生, 姚红兵, 等. 强脉冲激光在 AZ31B 镁合金中诱导冲击波的实验研究[J]. 物理学报, 2010, 59(8): 5602–5605.
- ZHANG Yongkang, YU Shuisheng, YAO Hongbing, et al. Experimental study of shock waves induced by high-power pulsed laser in AZ31B magnesium alloy[J]. Acta Physica Sinica, 2010, 59(8): 5602–5605.
- [23] 沈功田. 声发射检测技术及应用[M]. 北京: 科学出版社, 2015.
- SHEN Gongtian. Acoustic emission technology and application[M]. Beijing: Science Press, 2015.
- [24] CARBONI M, CRIVELLI D. An acoustic emission based structural health monitoring approach to damage development in solid railway axles[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 139: 105753.
- [25] SHRESTHA S, KANNAN M, MORSCHER G N, et al. In-situ fatigue life analysis by modal acoustic emission, direct current potential drop and digital image correlation for steel[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 142: 105924.
- [26] DEATON J B, AZER M N, WILLIAMS D E, et al. System and method for controlling laser shock peening: US7816622B2[P]. 2010–10–19.
- [27] 童杏林, 钟东, 蔡婷, 等. 一种激光等离子体冲击波力学效应的光纤传感测量方法: CN103226205A[P]. 2013–07–31.
- TONG Xinglin, ZHONG Dong, CAI Ting, et al. Optical fiber sensing method for measuring mechanical effect of laser plasma shock wave: CN103226205A[P]. 2013–07–31.
- [28] WU J J, ZHAO J B, QIAO H C, et al. A new acoustic emission on-line monitoring method of laser shock peening[J]. Optik, 2020, 205: 163578.
- [29] WU P P, BENICEWICZ P K, AZER M N. System and method for monitoring laser shock processing: US 2006/0054607 A1[P]. 2006–03–16.
- [30] BENICEWICZ P, AZER M, DEATON J, et al. Laser shock peening plasma diagnostics sensors for real-time process monitoring[C]//Proceedings of International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics. Miami: Laser Institute of America, 2005: 844–850.
- [31] WARREN R E, STAVER P R. Monitored laser shock peening: EP1528110B1[P]. 2008–10–29.
- [32] SOKOL D W, WALTERS C T, EPSTEIN H M, et al. Quality control plasma monitor for laser shock processing: US6554921[P]. 2003–04–29.
- [33] LOUGHLIN M E O, DULANEY J L. Smart controller for laser peening: US6191385[P]. 2001–02–20.
- [34] O'LOUGHLIN M E, CLAUSER A H, SOKOL D W, et al. Quality control for laser peening: US6512584[P]. 2003–01–28.
- [35] 赵吉宾, 乔红超, 陆莹. 一种激光冲击强化自动化控制系统和方法: CN105385839A[P]. 2018–06–08.
- ZHAO Jibin, QIAO Hongchao, LU Ying, et al. Automatic control system and method for laser shock peening: CN105385839A[P]. 2018–06–08.
- [36] 孙博宇, 赵吉宾, 乔红超, 等. 一种激光冲击强化诱导残余应力场精确预测方法: CN110361121A[P]. 2019–10–22.
- SUN Boyu, ZHAO Jibin, QIAO Hongchao, et al. Accurate prediction method of residual stress field induced by laser shock peening: CN110361121A[P]. 2019–10–22.
- [37] 巩水利, 张永康, 鲁金忠, 等. 一种激光冲击强化效果的在线检测方法和装置: CN103207178A[P]. 2015–08–12.
- GONG Shuili, ZHANG Yongkang, LU Jinzhong, et al. Method and device for online detection of laser shock strengthening effect: CN103207178A[P]. 2015–08–12.
- [38] 王晓, 梁菁, 韩波, 等. 一种同时实现激光冲击强化及内部缺陷检测的方法: CN109342461A[P]. 2019–02–15.
- WANG Xiao, LIANG Jing, HAN Bo, et al. Method for simultaneously realizing laser shock strengthening and internal defect detection: CN109342461A[P]. 2019–02–15.
- [39] 魏延鹏, 宋宏伟, 黄晨光, 等. 一种激光冲击强化过程工艺参数实时监测方法: CN102747197A[P]. 2012–10–24.
- WEI Yanpeng, SONG Hongwei, HUANG Chenguang, et al. Method for real-time monitoring process parameters in laser shock strengthening process: CN102747197A[P]. 2012–10–24.
- [40] 陆同兴, 路铁群. 激光光谱技术原理及应用[M]. 合肥: 中国科学技术大学出版社, 2009.
- LU Tongxing, LU Yiqun. Principle and application of laser spectroscopy[M]. Hefei: University of Science and Technology of China Press, 2009.
- [41] ANABITARTE F, COBO A, LOPEZ-HIGUERA J M. Laser-induced breakdown spectroscopy: Fundamentals, applications, and challenges[J]. ISRN Spectroscopy, 2012, 2012: 285240.
- [42] 张勇, 许涛, 刘英, 等. 发射光谱法对早期激光诱导铝合金等离子体诊断研究[J]. 光谱学与光谱分析, 2017, 37(7): 2210–2215.
- ZHANG Yong, XU Tao, LIU Ying, et al. Early stage diagnostics for laser-induced aluminum alloy with optical emission spectroscopy[J]. Spectroscopy and Spectral Analysis, 2017, 37(7): 2210–2215.
- [43] 余焕伟. 基于电弧光谱信息的铝合金脉冲 GTAW 焊接动态过程及缺陷特征研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2013.
- YU Huanwei. Study on dynamic process and defect characteristics of pulsed GTAW welding of aluminum alloy based on arc

spectrum information[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013.

[44] 潘成刚, 华学明, 张旺, 等. 傅里叶变换法计算焊接电弧光谱 Stark 展宽研究[J]. 光谱学与光谱分析, 2012, 32(7): 1739-1743.

PAN Chenggang, HUA Xueming, ZHANG Wang, et al. Calculating the Stark broadening of welding arc spectra by Fourier transform method[J]. Spectroscopy and Spectral Analysis, 2012, 32(7): 1739-1743.

[45] 李菲菲. 飞秒激光诱导等离子体诊断与光谱线型研究[D]. 济南: 山东师范大学, 2017.

LI Feifei. Diagnosis of femtosecond laser-induced plasma and the investigations of the plasma spectral lines[D]. Jinan: Shandong Normal University, 2017.

[46] 姚永臻, 陈波, 檀财旺, 等. 激光增材制造光致等离子体光谱分析[J]. 应用激光, 2017, 37(3): 346-350.

YAO Yongzhen, CHEN Bo, TAN Caiwang, et al. Spectral analysis of laser induced plasma in laser additive manufacturing[J]. Applied Laser, 2017, 37(3): 346-350.

[47] MIN Y Z, SHEN S N, LI H, et al. Online monitoring of an additive manufacturing environment using a time-of-flight mass spectrometer[J]. Measurement, 2022, 189: 110473.

[48] HU Y B, CHEN H N, LIANG X D, et al. Monitoring molten pool temperature, grain size and molten pool plasma with integrated area of the spectrum during laser additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 64: 851-860.

[49] LEDNEV V N, SDVIZHENSII P A, ASYUTIN R D, et al. In situ multi-elemental analysis by laser induced breakdown spectroscopy in additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2019, 25: 64-70.

[50] ZHANG Z F, HUANG Y M, QIN R, et al. Real-time measurement of seam strength using optical spectroscopy for Al-Li alloy in laser beam welding[J]. IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement, 2021, 70: 1-10.

[51] 佟艳群, 陆勤慧, 周建忠, 等. 铝合金焊前激光清洗的等离子体光谱在线检测[J]. 光谱学与光谱分析, 2020, 40(1): 255-260.

TONG Yanqun, LU Qinhuai, ZHOU Jianzhong, et al. On-line plasma spectrum detection of laser cleaning of aluminum alloy before welding[J]. Spectroscopy and Spectral Analysis, 2020, 40(1): 255-260.

[52] LEVICHEV N, RODRIGUES G C, DUFLOU J R. Real-time monitoring of fiber laser cutting of thick plates by means of photodiodes[J]. Procedia CIRP, 2020, 94: 499-504.

[53] ABBASI H, RAUTER G, GUZMAN R, et al. Laser-induced breakdown spectroscopy as a potential tool for autocarbonization detection in laserosteotomy[J]. Journal of Biomedical Optics, 2018, 23: 071206.

[54] TRANTOW R L, SUH U W. Method for monitoring and controlling laser shock peening using temporal light spectrum analysis: US6075593[P]. 2000-06-13.

[55] 姚红兵, 倪文强, 袁冬青, 等. 激光诱导 Mg 等离子体电子温度的实验研究[J]. 光谱学与光谱分析, 2016, 36(12): 3853-3856.

YAO Hongbing, NI Wenqiang, YUAN Dongqing, et al. Experimental investigation on the electron temperature of laser-induced Mg plasmas[J]. Spectroscopy and Spectral Analysis, 2016, 36(12): 3853-3856.

[56] 姚红兵, 杨风潇, 袁冬青, 等. 激光诱导 Ti 等离子体电子温度的实验研究[J]. 光谱学与光谱分析, 2017, 37(12): 3851-3854.

YAO Hongbing, YANG Fengxiao, YUAN Dongqing, et al. Experimental investigation on the electron temperature of laser-induced Ti plasmas[J]. Spectroscopy and Spectral Analysis, 2017, 37(12): 3851-3854.

[57] 姚红兵, 于文龙, 李亚茹, 等. 多脉冲高能强激光对诱导 Cu 等离子体发射光谱的影响[J]. 光散射学报, 2013, 25(4): 440-444.

YAO Hongbing, YU Wenlong, LI Yaru, et al. Influence of high energy and multiple-pulse laser on laser-induced emission spectra of Cu plasma[J]. The Journal of Light Scattering, 2013, 25(4): 440-444.

[58] 姚红兵, 邢博, STRICKLAND D, 等. 紫铜等离子体特征谱线及其展宽形成机制[J]. 强激光与粒子束, 2012, 24(9): 2117-2120.

YAO Hongbing, XING Bo, STRICKLAND D, et al. Plasma characteristic spectral line and its broadening mechanism of red copper[J]. High Power Laser and Particle Beams, 2012, 24(9): 2117-2120.

[59] 孟春梅. 激光诱导等离子体发射光谱在激光冲击与清洗过程中的基础研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2011.

MENG Chunmei. Fundamental research on laser-induced plasma emission spectrum during laser processing and cleaning[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2011.

[60] 韩崇昭, 朱洪艳, 段战胜. 多源信息融合[M]. 北京: 清华大学出版社, 2010.

HAN Chongzhao, ZHU Hongyan, DUAN Zhansheng. Multi-source information fusion[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2010.

[61] GUTIÉRREZ R, RAMPÉREZ V, PAGGI H, et al. On the use of information fusion techniques to improve information quality: Taxonomy, opportunities and challenges[J]. Information Fusion, 2022, 78: 102-137.

[62] 梁建民, 杨贺来, 邹世坤. 叶片激光冲击强化处理的过程监测[J]. 航空科学技术, 2008(6): 32-35.

LIANG Jianmin, YANG Helai, ZOU Shikun. The processing monitor for aero-engine blades' laser shock processing[J]. Aeronautical Science and Technology, 2008(6): 32-35.

[63] 张永康, 金捷, 李毓洲. 激光冲击强化零件疲劳寿命的在线无损预测方法: CN109750150A[P]. 2019-05-14.

ZHANG Yongkang, JIN Jie, LI Yuzhou. On-line nondestructive prediction method for fatigue life of laser shock strengthened parts: CN109750150A[P]. 2019-05-14.

[64] ZHANG Z F, CHEN H B, XU Y L, et al. Multisensor-based real-time quality monitoring by means of feature extraction, selection and modeling for Al alloy in arc welding[J]. Mechanical Systems and Signal Processing, 2015, 60-61: 151-165.

[65] 陈元超. 证据理论及其在转子诊断决策评价中的应用研究[D]. 西安: 西安交通大学, 2017.

CHEN Yuanchao. Evidence theory and its application in rotor diagnosis decision evaluation[D]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 2017.

[66] 苏宇. 基于信息融合技术的齿轮箱故障诊断方法研究[D]. 西安: 西安交通大学, 2020.

SU Yu. Research on fault diagnosis method of gearbox based on information fusion technology[D]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 2020.

[67] HANG J, ZHANG J Z, CHENG M. Fault diagnosis of wind turbine based on multi-sensors information fusion technology[J]. IET Renewable Power Generation, 2014, 8(3): 289-298.

[68] 王永强, 律方成, 李和明. 基于粗糙集理论和贝叶斯网络的电力变压器故障诊断方法[J]. 中国电机工程学报, 2006, 26(8): 137-141.

WANG Yongqiang, LÜ Fangcheng, LI Heming. Synthetic fault diagnosis method of

power transformer based on rough set theory and Bayesian network[J]. Proceedings of the CSEE, 2006, 26(8): 137-141.

[69] 刘韬. 基于隐马尔可夫模型与信息融合的设备故障诊断与性能退化评估研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2014.

LIU Tao. Study of hidden Markov model and information fusion in equipment fault diagnosis and performance degradation assessment[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2014.

[70] KHAZAEM, AHMADI H, OMID M, et al. Classifier fusion of vibration and acoustic signals for fault diagnosis and classification of planetary gears based on Dempster-Shafer evidence theory[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering, 2014, 228(1): 21-32.

[71] TANG H X. A novel fuzzy soft set approach in decision making based on grey relational analysis and Dempster-Shafer theory of evidence[J]. Applied Soft Computing, 2015, 31: 317-325.

[72] DEMPSEY P J, AFJEH A A. Integrating oil debris and vibration gear damage detection technologies using fuzzy logic[J]. Journal of the American Helicopter Society, 2004, 49(2): 109-116.

[73] LEIY, LIN J, HE Z, et al. A method based on multi-sensor data fusion for fault detection of planetary gearboxes[J]. Sensors, 2012, 12(2): 2005-2017.

[74] CHEN B, WANG J F, CHEN S B. Prediction of pulsed GTAW penetration status based on BP neural network and D-S evidence theory information fusion[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2010, 48(1-4): 83-94.

[75] CHEN B, CHEN S B. Multi-sensor information fusion in pulsed GTAW based on fuzzy measure and fuzzy integral[J]. Assembly Automation, 2010, 30(3): 276-285.

[76] 董海鹰, 李娜. 基于D-S证据理论信息融合的转辙机故障诊断方法研究[J]. 测试技术学报, 2013, 27(1): 1-7.

DONG Haiying, LI Na. Fault diagnosis method for switch machine based on D-S evidence theory information fusion[J]. Journal of Test and Measurement Technology, 2013, 27(1): 1-7.

[77] SMARANDACHE F, DEZERT J. Advances and applications of DSMT for information fusion: Collected works (Volume 2) [M]. Rehoboth: American Research Press, 2006.

[78] 郭强, 何友. 基于云模型的DSm证据建模及雷达辐射源识别方法[J]. 电子与信息学报, 2015, 37(8): 1779-1785.

GUO Qiang, HE You. DSMT evidence modeling and radar emitter fusion recognition method based on cloud model[J]. Journal of Electronics & Information Technology, 2015, 37(8): 1779-1785.

[79] 丁亚非, 张洪勃. 基于信息熵和DSMT联合方法的目标平台身份识别[J]. 舰船电子对抗, 2015, 38(5): 15-18.

DING Yafei, ZHANG Hongbo. Target platform identification based on the united method of comentropy and DSMT[J]. Shipboard Electronic Countermeasure, 2015, 38(5): 15-18.

[80] 邱文昊, 连光耀, 张西山, 等. 基于DSmT和模糊综合评判的健康状态评估方法[J]. 计算机测量与控制, 2015, 23(11): 3697-3700.

QIU Wenhao, LIAN Guangyao, ZHANG Xishan, et al. Assessment method of health status based on DSMT and fuzzy comprehensive evaluation[J]. Computer Measurement & Control, 2015, 23(11): 3697-3700.

[81] 郭创新, 游家训, 彭明伟, 等. 基于面向元件神经网络与模糊积分融合技术的电网故障智能诊断[J]. 电工技术学报, 2010, 25(9): 183-190.

GUO Chuangxin, YOU Jiaxun, PENG Mingwei, et al. A fault intelligent diagnosis approach based on element-oriented artificial neural networks and fuzzy integral fusion[J]. Transactions of China Electrotechnical Society, 2010, 25(9): 183-190.

[82] GHOSH N, SAHA S, PAUL R. iDCR: Improved dempster combination rule for multisensor fault diagnosis[J]. Engineering Applications of Artificial Intelligence, 2021, 104: 104369.

[83] XIAO F Y. Evidence combination based on prospect theory for multi-sensor data fusion[J]. ISA Transactions, 2020, 106: 253-261.

Monitoring and On-Line Quality Evaluation in Laser Shock Peening Process: Current Status and Challenges

ZHANG Zhifen, QIN Rui, DU Zhengyao, LI Geng, HUANG Jing, WEN Guangrui

(Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

[ABSTRACT] Laser shock peening (LSP) is a new anti-fatigue life extension technology applied to the key parts of aeroengines. The existing offline detection methods have the problem of "quality blind spot". To improve the consistency, reliability and stability of LSP processing quality, it is necessary to carry out accurate perception of multi-source information of LSP process and online evaluation of target surface integrity. This paper starts with two kinds of important physical information released by the transient high-energy process of LSP. Namely, laser induced plasma shock wave (LIPSW) and laser induced plasma spectroscopy (LIPS). The status of monitoring and perception of two kinds of information in LSP dynamic process and the research progress of multi-source information fusion technology in LSP field are summarized. Finally, the urgent scientific problems and existing challenges are analyzed.

Keywords: Laser shock peening; Process monitoring; Laser induced plasma shock wave; Laser induced plasma spectroscopy; Multi-source information fusion; On-line evaluation

(责编 逸飞)

引文格式: 曹增强, 张铭豪, 谭学才, 等. 航空复合材料结构铆接技术综述[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 26-37.

CAO Zengqiang, ZHANG Minghao, TAN Xuecai, et al. Overview of riveting technology for aviation composite structure[J].

Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 26-37.

航空复合材料结构铆接技术综述*

曹增强^{1,2}, 张铭豪¹, 谭学才³, 郭程翔¹, 左都全^{1,4}

(1. 西北工业大学, 西安 710072;

2. 陕西大工旭航电磁科技有限公司, 西安 710100;

3. 凌云科技集团有限责任公司, 当阳 444100;

4. 中国民用航空飞行学院, 广汉 618307)

[摘要] 当前复合材料已成为飞机结构最主要的材料之一,然而我国复合材料应用与世界先进水平相比还存在一定差距,典型特征是复合材料用量占比较低。和金属结构相比,连接是复合材料结构制造与装配的薄弱环节,复合材料各向异性、脆性等特点决定了其连接面临的问题更复杂。复合材料结构采用铆接对于飞机减重、控制制造成本具有积极作用,但复合材料铆接易产生损伤,限制了其在关键连接部位应用。对航空复合材料结构铆接技术的应用进行了系统介绍,包括铆接工艺及方法、复材铆接结构形式和复材铆接所用紧固件;指出铆接过程中复合材料产生损伤的3个主要方面:制孔过程的损伤,铆接过程复合材料结构表面承受的冲击损伤,以及铆头成形、钉杆膨胀时对复合材料的挤压损伤;重点针对安装过程对复合材料造成的冲击损伤、铆钉膨胀对复合材料造成的挤压损伤进行分析并提出相应的解决措施,主要从减小钉杆膨胀对复材的挤压程度、对复合材料采取保护措施两个方面入手;对比研究结论认为,制定合理的工艺规范、采用先进的铆接工艺方法和重视垫圈的保护作用可以有效抑制复材铆接损伤、提高复材铆接质量。最后,对复合材料铆接技术的发展提出了展望。

关键词: 复合材料; 机械连接; 铆接工艺; 损伤; 电磁铆接

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.026



曹增强

教授, 博士生导师, 研究方向为飞机先进装配与长寿命连接技术、电磁加载技术。

碳纤维增强树脂基复合材料(CFRP)具有比强度高、可设计性强、优异的耐疲劳和耐腐蚀性以及高阻尼等特点,在飞机制造中得到广泛的应用。复合材料用量已成为评价飞机结构先进性的重要指标。统计数据显示,采用复合材料结构的前机身段相比金属结构,可减轻质量31.5%,减少零件61.5%,减少紧固件61.3%,复合材料垂直安定面可减轻质量32.24%^[1]。复合材料的应用极大促进了飞机整体化结构设计与制造技术的发展,在降低飞机重量的同

时提高了结构的整体性。随着分离面的减少,结构连接部位随之减少,但尚存的分离面传递载荷更大、受力情况更为复杂。此外由于检查、拆装、维护的需要以及工艺的限制,设计和工艺分离面仍不可避免,这就使得分离面的连接愈加重要和关键^[2],在复合材料使用占比不断提升的趋势下,连接接头设计成为复合材料结构设计的关键。复合材料结构的连接方式主要有胶接、机械连接和混合连接。胶接载荷分布均匀,但可靠性低,破损-安全性差^[3];机械连接主

* 基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52275165); 中国博士后科学基金面上项目(2022M722592); 陕西省重点产业链卡脖子揭榜挂帅项目(61014022290000090027)。

要包括螺栓连接和铆钉连接,具有可传递较大载荷、可靠性高、对环境不敏感等优点,其应用最为广泛^[4]。然而,机械连接破坏了复合材料结构的完整性,纤维在连接孔的不连续导致孔周应力分布复杂和应力集中严重。为了弥补制孔后层合板强度下降的缺陷,层合板局部一般需要加厚处理,加之紧固件本身的重量,导致整体结构重量进一步增加。

相比铆接,螺栓连接除了能拆卸、可传递更大载荷等优点外,复合材料连接的钉孔间隙易于控制,可避免安装损伤。近年来学者们的研究重点也集中在复合材料螺栓连接,对复合材料螺接的安装损伤^[5-6]、力学行为和结构破坏失效机理等^[7-8]展开了大量研究,对干涉配合^[9]、衬套螺栓^[10]及复杂外界环境下^[11]对连接性能的影响也开展了细致的工作。

而复材结构采用传统的铆接工艺,由于钉杆膨胀不均匀和铆接过程的冲击等因素,极易造成复合材料结构损伤,大大限制了铆接技术在复合材料连接上的应用。笔者和航空工业成飞合作的某项目对某机型复材结构铆接损伤进行了统计分析,发现使用普通铆接方法按照现有工艺规范操作,50%以上的铆钉孔周围复材都会有损伤。损伤作为不可预知的破坏因子会在结构承载服役过程中迅速扩展,降低整个复合材料连接结构的强度和疲劳寿命,造成结构的失效或者断裂,最终引发灾难性后果^[12]。因此,设计人员会尽量避免采用铆接而选用螺接。但为便于装配制造,目前我国在制飞机实际结构如翼面、口盖及舱门等部位,仍采用一定数量的铆钉连接。此外,随着我国航空制造业的蓬勃发展,多材料、多结构混用在降低产品自重的同时为产品设计提供更多的选择,已经成为轻量化技术发展的趋势^[13],而采用铆接对于飞机减重和控制制造成本具有积极的

作用。

如何抑制复合材料铆接损伤、提升铆接连接性能,以及对于复合材料结构,铆接能否代替螺栓连接成为设计人员关切的问题。针对新型号研制过程中对轻质、高强、长寿命以及功能高效化整体结构的迫切需求,本文从航空复合材料结构铆接所用紧固件、方法、工艺等方面进行了系统分析,并提出了应用发展的方向。

1 航空复合材料结构铆接

1.1 复合材料机械连接技术

复合材料的机械连接是借助紧固件将复合材料结构与构件之间(如桁条与蒙皮之间),以及复合材料与金属结构连接成一个整体的连接方法。对于大型运输飞机来说,采用紧固件连接更容易满足结构完整性的要求^[14]。紧固件通常有螺栓和铆钉两大类,螺栓进一步可分为普通螺栓、高锁螺栓和锥形螺栓等,铆钉可分为普通铆钉、环槽铆钉和抽芯铆钉等单面施铆的盲铆钉,两类紧固件应用对比如表1所示。

在航空金属结构连接广泛应用的干涉配合连接技术,能够显著降低应力集中、提高连接结构强度和疲劳寿命^[15]。随着研究的深入,在复合材料连接上使用上述技术也发现了类似效果^[16],然而复合材料纤维脆性和纤维界面强度低等特点,使其在安装力作用下极易发生分层、脱胶等

损伤,若干涉量选取不当反而会大幅降低接头连接强度与疲劳寿命^[17]。所以在复合材料机械连接中,设计人员对干涉量的选择特别谨慎,一般采用小干涉量甚至间隙配合的连接方式规避潜在的风险。螺栓连接干涉量通过调整钉孔间隙即可控制,而铆钉钉杆膨胀不均匀,干涉量的确定更为困难,且只有铆接后才能检测最终的干涉量。此外,铆钉的膨胀容易对复材引入更为严重的初始损伤。因此当前复合材料的连接主要采用螺栓连接和胶接,配合一定数量的铆钉连接及混合连接。

1.2 铆接原理及工艺方式

铆接是飞机装配制造中应用最广泛的连接方式,铆接装配工作量占整机制造工作量的20%以上^[18],铆接的主要方式包括锤铆、压铆、拉铆及电磁铆接等,又依据铆钉加载端的选择分为正铆和反铆。锤铆或风动铆接一般由铆工手持工具/风动铆枪多次冲击铆钉后形成镦头,操作灵活、设备成本低、应用最为广泛,但铆接质量严重依赖操作人员的技术水平;压铆一般采用压铆机或自动钻铆设备完成,一致性好、稳定性高,常用于壁板结构等开敞性好的工况环境;近年来,电磁铆接作为一种新兴的铆接技术,在大直径铆钉铆接、钛合金等难成形材料铆钉铆接和复合材料结构铆接中优势明显,逐渐得到越来越多的应用^[19-20]。

表1 铆钉连接与螺栓连接对比

Table 1 Comparison between rivet connection and bolt connection

技术细节	铆钉连接	螺栓连接
连接区域	1~3 mm 层板厚度,不可拆卸结构,可用于对平整性有要求的区域	应用范围广,大部分可拆卸
安装工艺	钻、铆工艺繁琐,干涉量难以控制	安装方便,钉孔间隙可控
连接强度	连接强度低,铆缝疲劳性能差	可承载、传递较大载荷
安装质量	依赖工人熟练度,铆接变形大	一致性、可靠性好,便于检查
生产效率	劳动强度大、噪音振动大,适于自动化安装	操作工艺易掌握,辅助工具设备多
使用成本	单钉质量轻,价格便宜	重量大,部分对制造要求高的螺栓价格昂贵

铆接过程一般包括定位、夹紧、制孔(镗窝)、施铆和松开等工序,整个铆接循环由铆模接触铆钉开始,至镦头完全成形,铆模离开为止。以平锥头铆钉压铆过程为例,依据钉杆材料流动趋势将压铆过程简化为4个阶段(图1)^[21]:铆接准备阶段、钉孔填充阶段、镦头成形阶段以及回弹阶段。学者们对铆接塑性变形过程中钉、孔受力情况开展了大量研究,通过上限法、主应力法、有限元法和试验分析法等^[22]为铆接力的选取提供了理论依据。复合材料几乎没有塑性,在钉孔填充、镦头成形阶段钉杆的挤压极易造成复材的损伤,同时铆接力的选取较金属也更加严格。

1.3 复合材料结构铆接形式

工程实际中,复合材料铆接结构通常有多种搭配形式,以双层结构为例,通常可分为金属/复材叠层、复材/金属叠层和复材/复材叠层。在具体铆接形式上,针对不同的结构和

功能要求可以选择凸头铆钉或沉头铆钉,一般认为只要允许采用凸头铆钉,就尽量不用沉头铆钉^[23],沉头铆钉的镗窝工艺繁琐且连接区域需要适当加厚或强化以弥补强度的下降。但出于结构平整性和飞机气动性的考虑,飞机鸭翼、副翼、襟翼和垂尾方向舵的楔形部位的复合材料连接广泛使用了单面或双面埋头铆接的形式,典型结构如图2所示。

与平面壁板结构相比,斜面或曲面结构的复合材料铆接在工艺方法和实际操作上存在一定困难,铆接过程中复合材料面板更容易受到冲击,镦头不均匀成形、倾斜的现象也更加明显。代瑛^[24]和曹增强^[25]等针对飞机典型复合材料楔形埋头结构开展了相关研究,利用电磁铆接方法和特制的斜面铆模解决了复合材料斜面铆接难题,并通过试验给出了相关的工艺规范。孙万等^[26]对斜面制孔镗窝工艺进行了改进,并通过电磁铆

接方法实现了复合材料斜面夹层结构的胶铆混合连接,有效提高了结构的密封效果和疲劳性能。沈阳航空大学的李振宇^[27]与高岩^[28]依据现有工艺,对复合材料楔形双面埋头结构压铆的仿真分析、工艺方法和工艺参数进行了研究,对比了压铆和锤铆两种铆接方法,并对当前生产过程中实际工艺参数进行了改进。从上述研究可以看出,现在实际生产过程中复合材料斜面铆接甚至是曲面铆接的需求很大,但现有工艺规范仍大多以平板结构给出操作指南,研究人员虽然通过试验不断调整工艺方法并取得了一定的效果,但这些工艺规范针对性过强,还未能形成普遍认可的标准。此外,在更深层次的复合材料铆接埋头结构损伤机理和力学行为的研究中,相关的报道较螺栓埋头结构的研究仍然偏少^[29-30]。

1.4 复合材料结构用铆钉的选择

除过环槽钉、单面抽钉等特殊的铆钉紧固件,普通铆钉按照钉杆镦粗和钉杆局部变形可分为实心铆钉和半空心铆钉^[18]。半空心铆钉包括空尾铆钉和半管状铆钉,这类铆钉仅在钉尾变形而主杆部分基本不膨胀,可以有效避免复合材料孔壁的损伤。在复合材料铆接铆钉材料的选取上,由于碳纤维可导电,且与大多数合金存在较大的电位差,在环境介质形成的电解液作用下,极易引起金属的电化学腐蚀。英国韦布里季工厂通过试验评价了腐蚀环境下连接CFRP的铝合金铆钉、不锈钢铆钉和蒙乃尔(Monel)合金铆钉的抗腐蚀性能,结果表明铝合金铆钉受到了明显的腐蚀^[31]。

从表2^[32]可以看出,钛合金具有高比强度,和碳纤维电位又比较接近,是最理想的铆钉材料。复合材料结构铆接目前主要采用纯钛(TA1)或钛铌合金(Ti45Nb)铆钉。纯钛铆钉曾是我国复材结构使用最多的铆钉,但在塑性指标上还需做出改进^[18],而钛

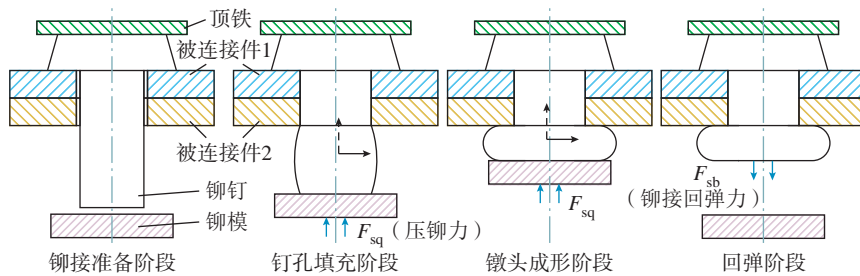


图1 铆钉成形过程^[21]
Fig.1 Rivet forming process^[21]

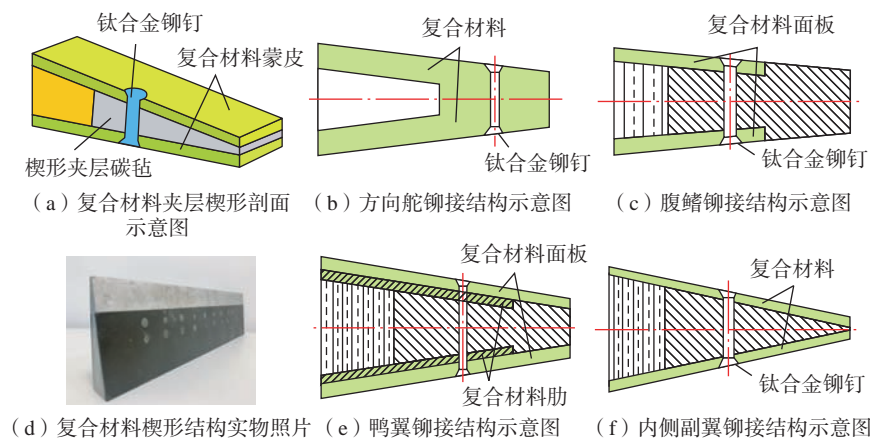


图2 典型复合材料铆接结构形式
Fig.2 Typical composite riveting structures

表2 紧固件材料电位与比强度^[32]Table 2 Fastener material potential and specific strength^[32]

参数	碳纤维	耐蚀不锈钢	钛合金	合金钢	铝合金
电位/V	90~170	-309~-200	-408~-280	-608~-517	-935~-621
比强度/mm	—	10~13	25~30	13~16	15~18

钛合金具有良好的塑性和高温性能且无磁性,与钢铆钉相比,钛镍铆钉比强度高的同时还可降低26%的重量^[33]。美国于1974年将钛镍合金列入AMS 4982规范,各种先进军民飞机广泛使用钛镍合金铆钉,现已完全取代纯钛铆钉^[34],空客和波音的各种机型也大量使用这种铆钉。我国“十一五”期间开展了钛镍合金的应用研究,并确定钛镍合金为复合材料连接的主要铆钉材料^[35],目前已形成了钛镍铆钉的相关标准(HB 8314—2013、HB 8315—2013、HB 8366—2013)。此外,为了兼顾铆钉强度和成形性,出现了由两种不同材料(钉杆材料为TC4,钉尾材料为Ti45Nb)通过摩擦焊连接的双金属铆钉,但这类铆钉使用成本较高。当前我国在航空紧固件的种类、规格及材料方面距离发达国家仍有一定的差距,在针对复合材料新型紧固件的研发上还处于起步阶段^[17]。

2 航空复合材料结构铆接损伤原因分析

复合材料结构铆接损伤主要分为制孔过程对复合材料的损伤和铆接本身安装过程对复合材料的损伤,这些初始损伤、缺陷在飞机服役过程中不断积累,最终造成结构失效。制孔是飞机复合材料结构装配连接过程中一个必不可少的环节,已有研究表明,由于制孔原因造成的复合材料零部件不合格比例占到总体返工结构件的60%左右^[36],且制孔过程造成的损伤很难修复,含孔带来应力集中的影响比金属严重得多^[2]。学者们对复合材料制孔过程中产生损伤的原因已有一定认识^[37-38],并且也为提

高复合材料制孔质量制定了一系列工艺规范^[39]。生产中普遍会对复合材料制孔后进行探伤检测,本文重点分析铆接过程对复合材料造成的损伤。

2.1 安装过程对复合材料造成的冲击损伤

现有工艺规范上普遍明确指出复合材料应当避免锤铆,尽可能采用压铆。李辉等^[40]针对复合材料斜面结构对比分析了锤铆和压铆的铆接质量,结果表明对比锤铆,采用压铆不仅没有使得复合材料发生分层损伤,还提升了铆钉的剪切破坏强度。然而在实际生产、维修过程中,由于结构开敞性和经济性等原因,复合材料铆接仍然大量采用锤铆的方式。这种一端顶持一端多次锤击铆钉完成铆头成型的方法,如果顶持不当或操作失误会将铆接力直接作用在复合材料层合板表面,铆钉的安装过程势必会对复合材料表面造成一定的冲击,区别于鸟撞等高能冲击,这种冲击属于低能量冲击。低能量冲击在复合材料表面不容易出现损坏的迹象,通过目视很难发现,而内部可能已发生基体裂纹、纤维断裂和分层等形式的损伤(图3^[41]),因此带来的威胁更大。

相比制造缺陷和开孔,冲击损伤对复合材料结构造成的损伤和强度的削弱最为严重^[42],低能量冲击后引起压缩(CIA)强度、层间强度和剪切强度严重下降,尤其是在压缩载荷下,分层会进一步扩展,压缩强度一般会降低至无损结构的40%。避免铆接安装过程对复合材料面板的冲击损伤,需要对铆接工艺与安装设备做出改进。

2.2 铆钉膨胀对复合材料造成的

挤压损伤

铆钉膨胀对复合材料造成的挤压损伤是设计上限制复合材料铆接应用的最主要原因之一。铆钉膨胀带来的挤压损伤包括钉杆材料沿径向对孔壁造成的挤压损伤和铆头材料沿轴向变形对层合板表面造成的挤压损伤。

(1) 钉杆材料径向挤压复合材料孔壁。

图4给出了金属/复合材料双埋头叠层结构不同钉孔间隙下的铆接应力变化过程,在铆接钉孔填充阶段,铆钉钉杆在两端铆接力挤压下变形,进而接触复合材料孔壁,导致孔周产生复杂的应力分布(T 为一个铆接过程所用时间, t 为其中的某个时刻)。由于复合材料几乎没有塑性,在孔壁发生初始的弹性变形后,随着铆钉材料不断进入钉孔,过大的应力会使层合板孔周萌生基体压溃、界面滑移、分层和纤维屈曲、扭转等严重损伤。

值得一提的是,复合材料层间强度远低于纤维和基体的强度,钉杆的挤压常导致层间界面处发生分层,图5给出了Abaqus开启删除Cohesive失效单元时,不同钉孔间隙下金属/复合材料双埋头叠层结构最大分层范围,可以看出复材孔壁受到钉杆径向挤压时,复合材料会在孔周出现严重的分层现象,其分层损伤范围受到钉孔间隙的影响。实际检测主要通过超声扫描来判断复合材料铆接的分层损伤程度,进而评价复合材料整体的损伤情况。

(2) 铆头材料轴向挤压层合板表面。

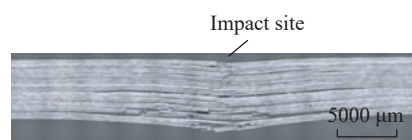


图3 冲击后在准各向同性层合板中产生的损伤剖面^[41]

Fig.3 Section cut showing the damage created in a quasi-isotropic laminate after impact^[41]

对于采用凸头铆钉的复合材料铆接过程,复合材料除了受到钉杆材料径向挤压造成孔壁的损伤外,在铆头成形阶段还会受到铆头材料轴向挤压层合板造成的损伤。当铆模向下位移持续增加,钉杆会接触到层合板表面并形成铆头。铆头与层合板间产生的摩擦力使材料流动方向发生改变,这时有少量材料流入钉孔而层合板此时开始承受沿轴向的挤压力并发生一定程度变形,直至铆模停止移动。

由于实际生产过程无法完美保证顶铁与铆枪的对中(特别是开敞性差的结构或是采用拐弯顶铁的工况),铆钉成形过程并非理想情况下的均匀膨胀,铆头也容易出现打偏、倾斜的现象。如图6所示的典型复合材料铆接损伤剖面,由于工艺参数选择不合适和操作不当导致的铆接力传递不同轴,铆头成形过程并不均匀,在右侧对复合材料层合板上表面造成了严重的挤压破坏。同时,干涉不均匀的现象还会出现在复合材料孔壁部分区域,钉杆过度膨胀形成干涉甚至造成损伤,而其他区域却存在钉孔间隙,这种干涉-间隙的配合分布进一步加剧了应力集中,降低了连接效率,对结构的疲劳性能极为不利。

3 提高航空复合材料铆接质量的途径

对于金属结构的铆接,铆接质量的评价指标主要包括铆接件之间的间隙;钉头与零件表面的贴合情况;钉头表面质量及沉头铆钉头相对零件的凸出量;铆头的尺寸、形状及缺陷;铆接件的表面质量^[43]。但对于复合材料铆接,除了上述共性指标外,铆接质量的评价还应考虑如何抑制复合材料的损伤。提高复合材料的铆接质量可从以下两个方面着手:减小钉杆膨胀对复材的挤压程度和对复合材料采取保护。其中,采用合适的铆接方式、增大钉孔间隙等方法

可以降低钉杆变形对复材的挤压损伤;通过使用限制垫圈和对铆接设备、工艺的改进,可保护复材免受损伤。

3.1 制定合理的工艺规范

目前关于复合材料的铆接工艺

规范较多^[44-45],制造企业执行的标准也不尽相同。影响铆接质量和结构强度的工艺参数包括铆窝尺寸、钉孔间隙、钉杆外伸量、铆接力以及铆钉和铆模的几何构型等。对于不同的连接结构和连接形式、铆接方式和铆

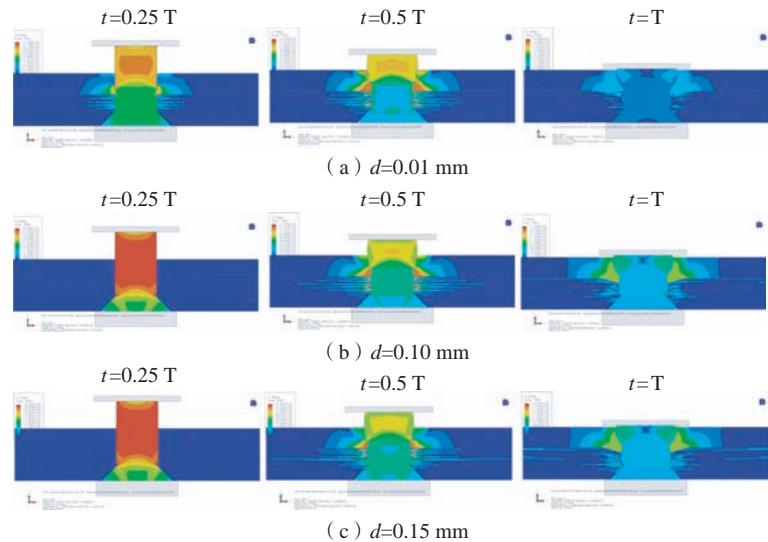


图4 不同钉孔间隙($d = 0.01 \text{ mm}$ 、 0.10 mm 和 0.15 mm)金属/复合材料双埋头叠层结构铆接过程仿真

Fig.4 Simulation of riveting process of metal/composite double countersunk laminated structure with different clearance ($d = 0.01 \text{ mm}$, 0.10 mm , 0.15 mm) of connecting hole

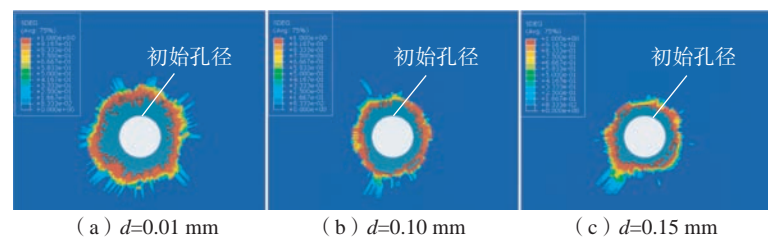


图5 不同钉孔间隙($d = 0.01 \text{ mm}$ 、 0.10 mm 和 0.15 mm)金属/复合材料双埋头叠层结构最大分层区域对比

Fig.5 Comparison of maximum delamination regions of metal / composite double countersunk laminated structures under different clearance ($d = 0.01 \text{ mm}$, 0.10 mm , 0.15 mm) of connecting hole

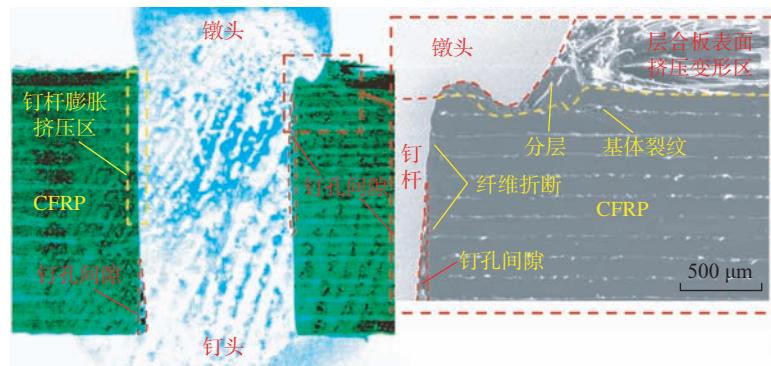


图6 典型复合材料铆接损伤剖面

Fig.6 Typical composite riveting damage profile

钉材料,最优的工艺参数也存在较大差异,同时现有的工艺参数也不尽完善,研究人员往往通过试验制定针对特定结构或某种工况环境下的工艺规范^[24,46],如1.3节所述,针对复合材料斜面结构的铆接,相关的研究几乎都是通过改进现有工艺参数以获得较好的铆接质量。

从复合材料铆接损伤的角度来看,影响复合材料铆接质量最大的工艺参数在于钉孔间隙的选择,这也是复合材料铆接与金属结构铆接工艺参数选取的最大不同。钉孔间隙决定了复合材料铆钉连接干涉量的大小,大量研究表明复合材料结构连接引入适当的干涉量是有益的,普遍认为复合材料机械连接的干涉量选择最大不宜超过2%^[47-48],而复合材料铆接的最佳配合间隙和干涉量目前还没有统一的定论。孔径过大虽然不会产生预损伤,但会造成铆接时铆钉在孔内倾斜、错位或无法形成有效膨胀,使得连接结构在拉伸载荷下铆钉过早倾斜,产生严重的应力集中,降低结构抗拉强度;孔径过小会一定程度上减缓铆钉倾斜,抑制接触区域的应力集中,提高承载能力,但干涉量越大,钉杆膨胀对复合材料孔壁造成的挤压损伤也就越严重^[49],如图4和5所示,钉孔间隙越小,孔周挤压导致的复合材料单元畸变越严重,分层范围也越大。2020年发布的工艺规范《民用飞机复合材料制件铆接要求》^[50]中给出孔径应比铆钉直径大6%~10%,以4mm凸头铆钉为例(复材/复材连接),参考前人研究及最新的规范,孔径应选择 (4.3 ± 0.05) mm为宜。在很多企业标准中,复合材料铆接仍参照金属的工艺规范选择0.1 mm的钉孔间隙,这就导致飞机在铆接时及服役中钉孔周围损伤故障率提高。

在铆接力选取得当时,钉杆外伸量是影响铆头成形尺寸最重要的因素,而铆头尺寸是最先评价铆接质量

和铆接一致性的标准。过大的外伸量容易造成铆头打偏,而过小的外伸量无法形成足够的铆头尺寸,不利于被连接件的拉脱强度的保持。波音公司BAC5063标准最早规定了复合材料铆接外伸量选择范围(凸头铆钉为1.1~1.2倍的钉杆直径,埋头铆钉为0.6~0.8倍的钉杆直径)和铆接后铆头尺寸(铆头直径和高度一般建议分别为 (1.4 ± 0.1) mm和0.5~0.65倍的钉杆直径),国内的标准也给出了大致范围或通过公式计算来确定铆钉的长度^[43-44,51]。除了外伸量,铆模几何构型(开口角度和深度)同样影响铆头尺寸和铆接质量^[52-53],特别是对钛合金等难成形材料,使用合适的凹铆模可限制钉杆材料横向流动,避免铆头开裂。

可以看出,影响复合材料铆接质量的工艺参数种类复杂繁多,采用不同的铆接方式和工具,在工艺上还会引入额外的变量(如自动钻铆设备铆模的进给速度、预设位移^[54]和电磁铆接设备的充放电电压),单一参数对铆接质量的影响可能并不适用多个参数组合后的情况,现有标准给出的工艺参数仍然有很大的优化空间,生产过程中应当参考现有标准结合实际情形不断优化、完善工艺规范,以获得更好的工程效果。

3.2 采用先进的铆接工艺方法

如前文所述,复合材料铆接采用锤铆方式铆接质量和一致性依赖工人技术水平,甚至还会对结构表面造成冲击损伤。采用自动化设备可以很好地解决以上问题。电磁铆接是一种新兴的特种铆接技术,大量研究表明,采用电磁铆接可以在实现复合材料铆接需求的同时提升连接强度和疲劳性能。

20世纪70年代格鲁门宇航公司应用电磁铆接技术在F-14飞机上成功实现了钛合金—A-286钢铆钉—CFRP的干涉配合连接^[55],其干

涉量到达了0.203 mm,在保证铆头成形的同时没有引起复合材料构件的挤压损伤,使结构强度得到了显著提高。Cao等^[56]研究表明,电磁铆接技术配合垫圈可使铆接钉杆膨胀均匀,减少复合材料层合板的损伤,试验证明了电磁铆接技术可使铆接过程的干涉量控制在2%以内。Kim等^[57]建立了模拟埋头铆接搭接接头铆接全过程的三维有限元模型并验证了上述结论的可靠性,通过数值模拟选择合适的钉孔间隙和垫圈尺寸,可以实现CFRP层合板干涉配合铆接。曹增强等^[58]对电磁铆接和普通锤铆的铆接质量进行了对比,从图7中可以看出,锤铆后的铆钉膨胀量不均匀,近铆头处钉杆膨胀大,钉头处膨胀小;两个层合板连接处由于铆钉的挤压,使层合板出现向内弯曲;而电磁铆接钉杆变形均匀,对复合材料没有明显可见的损伤。在CFRP/Al搭接复合结构中,通过对剪切和疲劳性能的测试^[59-60],证明电磁铆接技术能够保证稳定连接强度,可用于复合材料的铆接。曹增强等^[61]针对某型号卫星复合材料承力筒结构采用电磁铆接技术代替螺接减重展开了研究,结果表明,铆接代替螺接使结构减重达1.5 kg,铆接和螺接的剪切强度相当,其初始破坏强度比螺接高17%,最大破坏强度比螺接低3.3%;铆接拉脱强度略低于螺接,初始破坏强度和最大破坏强度比螺接分别低6.3%和9.2%。在抗剪能力相同的情况下,张旭^[62]采用10 mm的2A10铝合金铆钉电磁铆接结构代替6 mm的30CrMnSi钢制螺栓连接结构,从比强度方面对比,铆接结构抗剪切和拉脱比强度分别可提高22.6%和66.1%,而紧固件重量降低了15.8%。因此,采用电磁铆接技术是提高复材连接性能和降低生产成本的有效途径。

电磁铆接可使得铆钉成形过程应变率达到 $10^2 \sim 10^4 \text{ s}^{-1}$,材料的变形方式

不同于传统铆接的均匀滑移变形,而是以绝热剪切的形式变形^[58]。应力波在钉杆中的传播、反射、叠加使得铆钉在中部膨胀更大。Li等^[63]对比电磁铆接和压铆 Q235 搭接结构,发现电磁铆接可在剪切面处获得更大的干涉量,如图 8(a)所示;电磁铆接后测量干涉量表明,电磁铆接后铆钉呈两端细中间粗的“鼓形”,钉杆膨胀均匀,而压铆的方式材料主要堆积在铆头一侧,呈直径沿轴向递减的“倒三角”形状(图 7(a));其他研究通过试验表明电磁铆接在剪切面上获得更大的干涉量,有助于提升剪切强度^[64-65]。对铆头的硬度测量(图 8(b))表明电磁铆接起到对铆头大部分区域硬度强化的效果,使剪切性能和疲劳性能优于压铆。

电磁铆接设备针对不同工况如筒状结构、壁板结构等发展出了不同的形式,同时也有系列化的铆枪以满足不同的使用需求^[66],针对某些开敞性差的装配工况,陕西大工旭航电磁科技有限公司研制了 1.6 kg、3.0 kg 手持式电磁铆枪以替代风动铆枪(图 9)。除了先进铆接设备的发展外,新型工艺研究也取得了进展。对于大直径、难成形的钛合金铆钉,传统的热铆不适合复合材料的铆接。齐振超等^[67-68]将电流辅助方法引入到复合材料构件钛合金铆钉压铆工艺中,其原理及装置如图 10 所示(m_s 为铆钉试样的质量; m_t 为上电极的质量; m_b 为下电极的质量; R_{jt} 、 R_{jb} 为上、下电极与铆钉间的接触电阻; R_s 、 R_t 、 R_b 为铆钉、上电极、下电极材料的自身电阻; R_{tc} 与 R_{bc} 为上、下电极电阻; J 为名义电流密度; D 为单脉冲作用时间; f 为脉冲电流的频率)。铆钉在电流作用下产生焦耳热作为金属变形的重要驱动力,在确保复合材料热容限的前提下,可以显著提升钛镍铆钉的塑性,成形时屈服强度降低 10%~20%,干涉量的均匀性提高了 30%,极大提高了复合材料钛镍铆

钉的铆接质量。

3.3 重视垫圈的保护作用

有学者推荐在复合材料铆接过程中在铆头成形一侧的结构表面使

用垫圈来减小铆接过程对复合材料的冲击力、减小铆头成形时对表面的挤压损伤并限制钉杆膨胀对孔壁造成的挤压损伤^[69]。Cao等^[56]系统地

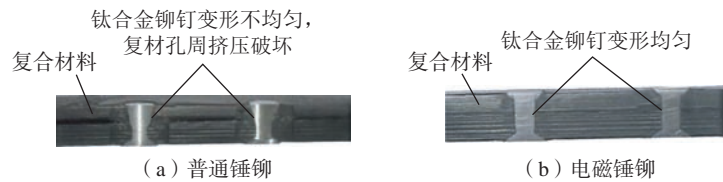


图 7 复合材料锤铆和电磁铆接效果对比^[58]

Fig.7 Comparison of the effect between composite material hammer riveting and electromagnetic riveting^[58]

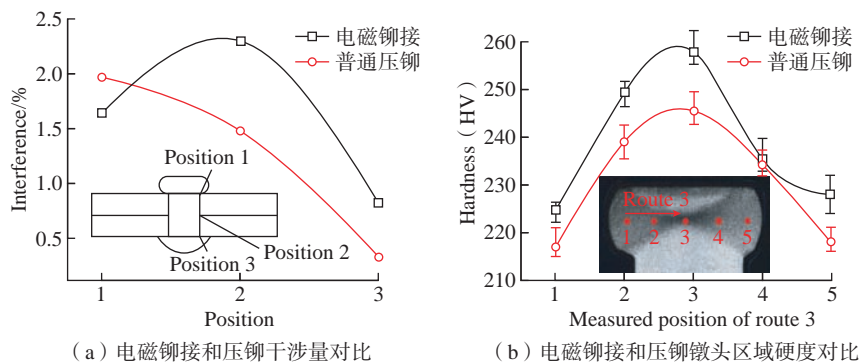


图 8 电磁铆接和压铆质量对比^[63]

Fig.8 Quality comparison between electromagnetic riveting and press riveting^[63]



图 9 陕西大工旭航电磁科技有限公司研制的系列化电磁铆枪

Fig.9 Serial electromagnetic riveting equipment developed by NPU Xu Hang Electromagnetic Technology Co., Ltd.

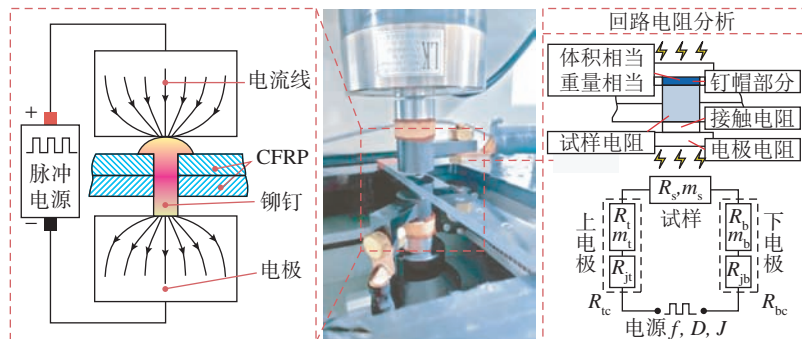


图 10 电流辅助铆接装置及原理^[67]

Fig.10 Current assisted riveting device and principle^[67]

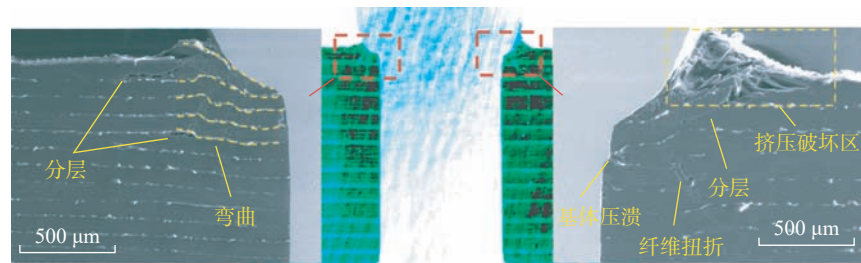
研究了垫圈对铆钉膨胀的影响,发现垫圈的几何构型对铆接质量影响较大,较大的垫圈外径提高了成形时的承载面积和承压能力,较小的内径可以限制铆头附近铆钉的过分膨胀,较大的垫圈厚度增加了垫圈刚度和承压能力,将这种特殊设计的垫圈称为“限制垫圈”,并通过研究推荐了垫圈的具体尺寸。图 11 给出了垫圈对抑制复合材料损伤的效果对比。从图 11 (a) 中可以看出,不使用垫圈时,铆头成形时局部嵌入层合板上表面处造成严重的挤压破坏,多个铺层发生了弯曲、分层等损伤形式;使用垫圈后,从图 11 (b) 中可以看出,有效减少了铆头对层合板表面的挤压破坏,几乎观察不到明显的铆接损伤。使用垫圈一方面有效限制了铆头附近钉杆不均匀膨胀,另一方面通过将局部轴向挤压力向孔周表面垫圈覆盖区域分散进而降低孔周表面轴向应力水平,最终有效减小铆接损伤程度^[70]。垫圈除了可以抑制铆接过程中的挤压损伤,对构件的力学性能也有一定程度的提升,汪林等^[71]通过对 CFRP/CFRP 不锈钢抽芯铆接接头的试验发现,在铆出侧增加垫

圈可显著提高复合材料铆接接头的拉剪强度 70% 以上,主要原因是垫圈可有效抑制拉脱失效,将失效模式限制为挤压失效。

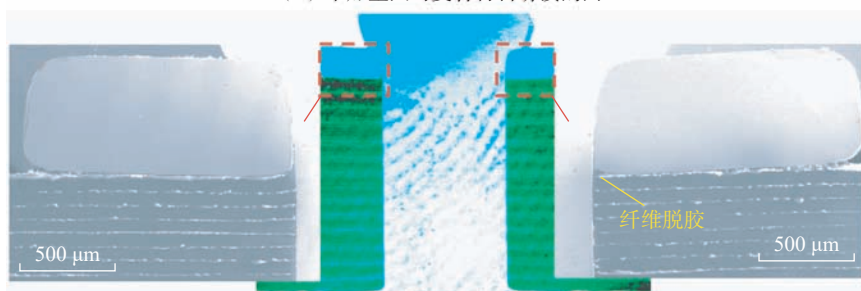
左杨杰等^[72]在此基础上提出了一种采用垫圈和沉头衬套实现复材无损铆接的方法,如图 12 所示;该方法在铆模头部的环形槽上安装了可产生大变形的乳胶定位套,配合垫圈可为钉头部分的变形提供一个缓冲约束区域,使铆钉大量的形变作用力作用在垫圈内,这样在限制铆头过度膨胀的同时最大限度地减少了对复合材料构件的冲击损伤,避免复合材料构件的铆接损伤。此外,丛志伟^[73]采取了复合材料层合板内部嵌入金属预埋件的方式进行损伤抑制,如图 13 所示;该方法将阶梯型预埋件与层合板胶接后,铆钉的变形膨胀发生在预埋件孔内,通过有限元仿真发现该方法对复合材料孔壁损伤有明显抑制作用,并使层合板翘曲变形减少 60%;但该方法增加了工艺复杂性,同时未考虑孔径扩大对连接强度降低的影响。

4 结论与展望

目前我国航空制造中复合材料



(a) 未加垫圈时复合材料铆接剖面



(b) 使用垫圈时复合材料铆接剖面

图 11 垫圈对复合材料铆接损伤抑制效果对比

Fig.11 Comparison of the effect of washer on composite riveting damage suppression

存在应用水平低、用量占比低等问题,提高连接质量和连接效率是提高复合材料应用水平的关键路径之一。复合材料铆接采用传统铆接工艺面临着安装损伤的困扰,限制了铆接技术应用的同时也带来了设计、生产成本的增加。复合材料铆接技术的发展对实现高质量、高效率、低成本、轻量化的航空结构连接意义巨大,但在工程应用中仍面临大量问题与挑战,有待进一步研究。

(1) 工艺规范的细化和完善。影响铆接过程的工艺参数复杂繁多,各种参数共同作用影响着结构连接质量和效率。针对不同的铆接方式、材料和待施铆结构,现有的标准、工艺规范应当进一步细化完善,尽可能限制复合材料的铆接损伤。此外,需要对复合材料铆接损伤萌生与扩展机理进行更深入的研究,找到既能抑制铆接损伤又可保证连接性能的最优工艺参数,使生产过程中工艺规范的更新与装配技术、材料科技的发展

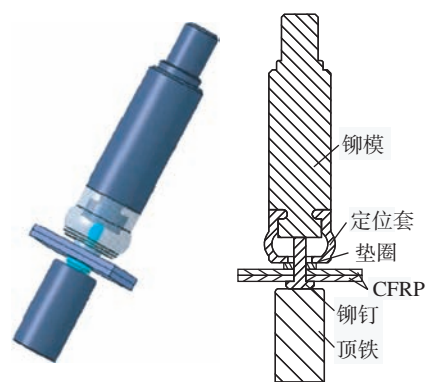


图 12 复材构件带限制垫圈铆接示意图^[72]

Fig.12 Riveting method of composite structure with limiting washer^[72]

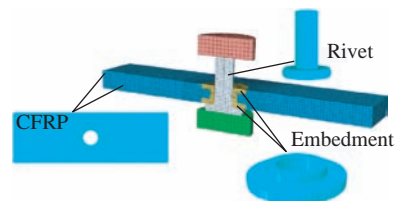


图 13 预埋件内置 CFRP 层合板示意图^[73]

Fig.13 Schematic diagram of built-in CFRP laminate of embedded parts^[73]

相匹配。

(2) 复合材料铆接连接强度提升。当前复合材料性能不断提升,而铆钉紧固件的强度却很难有提升的空间,出现了连接结构强度不匹配的现象。飞机维修过程中发现很多连接区域的失效形式主要是铆钉破坏,对结构和飞行安全造成极大隐患,主要因为被连接元件的强度远远大于铆钉强度。特别是实际应用的纯钛或钛铌铆钉最大直径只有 4 mm,当载荷超过铆钉剪切强度时(破坏载荷为 5 kN 左右)或在长期疲劳载荷下,铆钉就会被剪断,而此时复合材料层合板受到的破坏并不明显,这并不符合等强度设计的原则。此外,从材料的角度出发也需要解决一系列问题,如抗剪强度是钛铌合金 2 倍的 TB-2 铆钉其成形塑性差,而性能优越的双金属铆钉的成本更高。今后随着被连接复合材料构件性能的提升,如何提升紧固件的力学性能成为确保结构连接可靠的关键。

(3) “以铆代螺”可行性探索。航空领域轻量化设计一直是设计人员不断努力的方向。螺栓连接尽管能解决复合材料安装损伤问题,但接头重量大、成本高,使用铆钉连接可以大幅降低紧固件重量,整体减重效果十分明显,以铆钉连接代替螺栓连接的研究已取得一定成果。但是“以铆代螺”应用在某些不可拆卸的结构上仍需要解决两个问题,一是符合等代设计的原则,即更换同等直径的铆钉后连接结构的力学性能不能降低,或者紧固件的强度远远大于被连接结构强度,更换后在减重的同时并不降低连接性能;二是大直径铆钉成形工艺的突破,复合材料铆接用铆钉直径普遍不超过 4 mm,显然螺栓直径选取范围要广得多,普通的铆接设备铆接能力无法满足大直径铆钉铆接成形(特别是钛合金铆钉),必须采用新型的铆接设备和工艺。未来随着分离面的减少,需要连接的板厚

和钉径势必都会增大,连接结构更为复杂,应力集中的影响更为突出。这些需求对大直径铆钉成形、复合材料铆接提出了更高的要求,需要进一步深入研究。

参考文献

- [1] 杨珍菊. 国外复合材料行业进展与应用(下)[J]. 纤维复合材料, 2017, 34(3): 36-39.
YANG Zhenju. Progress and application of composite material industry abroad (Part 2)[J]. Fiber Composites, 2017, 34(3): 36-39.
- [2] 谢鸣九. 复合材料连接技术[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2016.
XIE Mingjiu. Joints for composites materials[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2016.
- [3] 刘礼平, 段科好, 徐卓, 等. 碳纤维增强树脂基复合材料层合板胶螺混合连接失效机制[J]. 复合材料学报, 2022. <https://fhclxb.buaa.edu.cn/article/id/a94d1df4-ebf0-4cb4-93ba-06a015fa5718>.
- [4] LIU Liping, DUAN Kehao, XU Zhuo, et al. Failure mechanism of adhesive screw hybrid connection of carbon fiber reinforced resin matrix composite laminates[J]. Journal of Composite Materials, 2022. <https://fhclxb.buaa.edu.cn/article/id/a94d1df4-ebf0-4cb4-93ba-06a015fa5718>.
- [5] 吕建坤. 飞机复合材料结构的修理技术[J]. 航空制造技术, 1996, 39(6): 25-28.
LÜ Jiankun. Repairing technology for aircraft composite structure[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 1996, 39(6): 25-28.
- [6] ZUO Y J, CAO Z Q, ZHENG G, et al. Damage behavior investigation of CFRP/Ti bolted joint during interference fit bolt dynamic installation progress[J]. Engineering Failure Analysis, 2020, 111: 104454.
- [7] YANG Y, CHENG H, DU K P, et al. Microscale damage modeling of bolt-hole contact interface during the bolt installation process of composite structure[J]. Composite Structures, 2022, 291: 115561.
- [8] CAO Y J, ZUO D Q, ZHAO Y, et al. Experimental investigation on bearing behavior and failure mechanism of double-lap thin-ply composite bolted joints[J]. Composite Structures, 2021, 261: 113565.
- [9] ZUO Y J, YUE T, JIANG R S, et al. Bolt insertion damage and mechanical behaviors investigation of CFRP/CFRP interference fit

bolted joints[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2022, 35(9): 354-365.

[9] WANG A Y, WANG Z Q, ZHAO Y, et al. Fatigue behaviour and failure mechanism of the thin/thick-ply hybrid laminated composite bolted joints[J]. Composite Structures, 2022, 295: 115636.

[10] XU G H, ZHANG K F, CHENG H, et al. An efficient physically-based damage model for interface damage of composites sleeved interference joint and influence analysis of its interface friction[J]. Composite Structures, 2021, 275: 114425.

[11] HU J S, ZHANG K F, CHENG H, et al. Modeling on mechanical behavior and damage evolution of single-lap bolted composite interference-fit joints under thermal effects[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2021, 34(8): 230-244.

[12] 宋丹龙. CFRP 结构干涉连接区域损伤萌生机理与控制方法研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2016.

SONG Danlong. Damage initiation mechanism and optimization method around interference-fit joint of CFRP structures[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2016.

[13] 李永兵, 马运五, 楼铭, 等. 轻量化薄壁结构点连接技术研究进展[J]. 机械工程学报, 2020, 56(6): 125-146.

LI Yongbing, MA Yunwu, LOU Ming, et al. Advances in spot joining technologies of lightweight thin-walled structures[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(6): 125-146.

[14] 冯振宇, 邹田春. 复合材料飞机结构合格审定[M]. 北京: 航空工业出版社, 2012.

FENG Zhenyu, ZOU Tianchun. Certification of composite aircraft structure[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2012.

[15] ATRE A, JOHNSON W S. Analysis of the effects of interference and sealant on riveted lap joints[J]. Journal of Aircraft, 2007, 44(2): 353-364.

[16] 曹增强, 张岐良. 飞机结构干涉配合强化理论及应用[M]. 北京: 国防工业出版社, 2016.

CAO Zengqiang, ZHANG Qiliang. Fatigue enhancing theory of interference fit and its application in aircraft structures[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2016.

[17] 程晖, 樊新田, 徐冠华, 等. 航空复合材料结构精密干涉连接技术综述[J]. 航空学报, 2021, 42(10): 524876.

CHENG Hui, FAN Xintian, XU Guanhua,

- et al. State of the art of precise interference-fit technology for composite structures in aircraft[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2021, 42(10): 524876.
- [18] 薛红前. 飞机装配工艺学[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2015.
- XUE Hongqian. Aircraft assembly technology[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2015.
- [19] 曹增强. 电磁铆接技术在大飞机制造中的应用初探[J]. *航空学报*, 2008, 29(3): 716-720.
- CAO Zengqiang. Exploration of electromagnetic riveting application in large aircraft manufacturing[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2008, 29(3): 716-720.
- [20] 曹增强. 应对我国大飞机研制的装配连接技术[J]. *航空制造技术*, 2009, 52(2): 88-91.
- CAO Zengqiang. Assembly connecting technology for the research of China large aircraft[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2009, 52(2): 88-91.
- [21] 常正平. 飞机壁板自动钻铆变形预测及工艺优化研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2018.
- CHANG Zhengping. Deformation prediction and process optimization methodology for aircraft panel structures with automatically riveted joints[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.
- [22] 宋丹龙, 李原, 骆彬, 等. CFRP/Al 复合构件无头铆钉压铆力建模与仿真分析[J]. *西北工业大学学报*, 2012, 30(4): 558-564.
- SONG Danlong, LI Yuan, LUO Bin, et al. An effective mathematical modeling for and simulation analysis of flush rivet pressing force of CFRP/Al components[J]. *Journal of Northwestern Polytechnical University*, 2012, 30(4): 558-564.
- [23] 《航空制造工程手册》总编委会. 航空制造工程手册: 飞机结构工艺性指南[M]. 北京: 航空工业出版社, 1998.
- Editorial Committee of Aeronautical Manufacturing Engineering Manual. Aviation manufacturing engineering manual: Aircraft structure manufacturability guide[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 1998.
- [24] 代瑛. 电磁铆接技术在复合材料结构中的应用研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2007.
- DAI Ying. Research on application of electromagnetic riveting in fiber composites structure[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2007.
- [25] 曹增强, 代瑛. 楔形复合材料结构电磁铆接工艺[J]. *航空学报*, 2009, 30(10): 1998-2002.
- CAO Zengqiang, DAI Ying. Electromagnetic riveting technology in conical composite structures[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2009, 30(10): 1998-2002.
- [26] 孙万, 曹增强. 复合材料斜面夹层结构特种连接技术研究[C]//第十五届全国复合材料学术会议论文集(上册). 北京: 国防工业出版社, 2008.
- SUN Wan, CAO Zengqiang. Research on special connection technology of composite inclined sandwich structure[C]//Proceedings of 15th National Conference on Composite Materials (Volume I). Beijing: National Defense Industry Press, 2008.
- [27] 李振宇. 复合材料楔形件双面埋头铆接工艺试验技术研究[D]. 沈阳: 沈阳航空航天大学, 2018.
- LI Zhenyu. Research on test technology of double face embedded riveting of composite material wedge[D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2018.
- [28] 高岩. 复合材料翼面后缘的双面埋头铆接系统及其工艺研究[D]. 沈阳: 沈阳航空航天大学, 2018.
- GAO Yan. Research on the system and process for double side countersunk riveting of composite wing rear edge structure[D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2018.
- [29] CHISHTI M, WANG C H, THOMSON R S, et al. Experimental investigation of damage progression and strength of countersunk composite joints[J]. *Composite Structures*, 2012, 94(3): 865-873.
- [30] CHISHTI M, WANG C H, THOMSON R S, et al. Numerical analysis of damage progression and strength of countersunk composite joints[J]. *Composite Structures*, 2012, 94(2): 643-653.
- [31] WEBB A L. Riveting and bolting in carbon fibre composite[C]//Proceedings of Symposium Jointing in Fibre Reinforced Plastics. Guildford: IPC Science and Technology Press Ltd., 1978.
- [32] 刘风雷, 徐鑫良, 孙文东. 复合材料结构用紧固件技术[J]. *宇航总体技术*, 2018, 2(4): 8-12.
- LIU Fenglei, XU Xinliang, SUN Wendong. The fasteners technology for composite structures[J]. *Astronautical Systems Engineering Technology*, 2018, 2(4): 8-12.
- [33] 航天精工有限公司. 紧固件概论[M]. 北京: 国防工业出版社, 2014.
- Aerospace Precision Industry Co., Ltd. Fasteners basics[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2014.
- [34] 梁书锦, 侯峰起, 李英浩, 等. 航空紧固件用 Ti45Nb 合金丝材的组织 and 性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2015, 44(9): 2203-2209.
- LIANG Shujin, HOU Fengqi, LI Yinghao, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti45Nb wires used in aviation rivets[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2015, 44(9): 2203-2209.
- [35] 黄旭, 朱知寿, 王红红. 先进航空钛合金材料与应用[M]. 北京: 国防工业出版社, 2012: 178-179.
- HUANG Xu, ZHU Zhishou, WANG Honghong. Advanced aeronautical titanium alloys and applications[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012: 178-179.
- [36] JIA Z Y, FU R, NIU B, et al. Novel drill structure for damage reduction in drilling CFRP composites[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2016, 110: 55-65.
- [37] 于晓江. T800 碳纤维复合材料结构制孔工艺研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2011.
- YU Xiaojiang. Research on pore making process of T800 carbon fiber composite structure[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnic University, 2011.
- [38] XU J Y, LI C, MI S P, et al. Study of drilling-induced defects for CFRP composites using new criteria[J]. *Composite Structures*, 2018, 201: 1076-1087.
- [39] 中华人民共和国航空航天工业部. 碳纤维复合材料构件制孔工艺: HB/Z 189—1991[S]. 北京: 航空工业出版社, 1991.
- Ministry of Aerospace Industry. Hole drilling process for carbon fiber composite components: HB/Z 189—1991[S]. Beijing: Aviation Industry Press, 1991.
- [40] 李辉, 易成君, 王倩, 等. 复合材料斜面压铆和锤铆铆接质量对比分析[J]. *航空制造技术*, 2017, 60(18): 97-99, 105.
- LI Hui, YI Chengjun, WANG Qian, et al. Contrastive analysis on quality of compression riveting and hammer riveting of slant composites[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017, 60(18): 97-99, 105.
- [41] KASSAPOGLOU C. Modeling the effect of damage in composite structures[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, Ltd., 2015.

- [42] 程普强. 先进复合材料飞机结构设计与应用[M]. 北京: 航空工业出版社, 2019.
- CHENG Puqiang. Design and application of advanced composite to aircraft structure[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2019.
- [43] 国防科学技术工业委员会. 飞机装配工艺第3部分: 普通铆接: HB/Z 223.3—2003[S]. 北京: 航空工业出版社, 2003.
- Commission of Science, Technology and Industry for National Defense. Aircraft assembly process part 3: Universal riveting: HB/Z 223.3—2003[S]. Beijing: Aviation Industry Press, 2003.
- [44] 国防科学技术工业委员会. 钛合金铆钉铆接工艺: HB/Z 20019—2014[S]. 北京: 航空工业出版社, 2014.
- Commission of Science, Technology and Industry for National Defense. Riveting process of titanium alloy rivets: HB/Z 20019—2014[S]. Beijing: Aviation Industry Press, 2014.
- [45] 国防科学技术工业委员会. 飞机装配工艺第21部分: 复合材料的铆接: HB/Z 223.21—2003[S]. 北京: 航空工业出版社, 2003.
- Commission of Science, Technology and Industry for National Defense. Aircraft assembling technology (Part 21): Composites materials riveting: HB/Z 223.21—2003[S]. Beijing: Aviation Industry Press, 2003.
- [46] 李奕寰. 复合材料电磁铆接工艺研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2013.
- LI Yihuan. Study on composite electromagnetic riveting process[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnic University, 2013.
- [47] 刘萍, 张开达. 干涉对复合材料叠层板螺栓连接疲劳强度的影响[J]. 航空学报, 1991, 12(12): 545—549.
- LIU Ping, ZHANG Kaida. An experimental study on fatigue life of interference-fit composite joint[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 1991, 12(12): 545—549.
- [48] 刘萍. 复合材料干涉配合机械连接静力及疲劳强度分析[D]. 西安: 西北工业大学, 1990.
- LIU Ping. Static and fatigue strength analysis of composite interference fit mechanical connection[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnic University, 1990.
- [49] LI S P, ZHANG S G, LI H, et al. Numerical and experimental investigation of fitting tolerance effects on bearing strength of CFRP/Al single-lap blind riveted joints[J]. Composite Structures, 2022, 281: 115022.
- [50] 国家市场监督管理总局, 国家标准化管理委员会. 民用飞机复合材料制件铆接要求: GB/T 38825—2020[S]. 北京: 中国标准出版社, 2020.
- State Administration for Market Regulation, Standardization Administration. Requirements of riveting connection in civil aircraft of composite parts: GB/T 38825—2020[S]. Beijing: Standards Press of China, 2020.
- [51] 国防科学技术工业委员会. 铆接通用技术要求: QJ 782A—2005[S]. 北京: 中国航天标准化研究所出版社, 2006.
- Commission of Science, Technology and Industry for National Defense. General technical requirements for riveting: QJ 782A—2005[S]. Beijing: China Aerospace Standardization Institute Press, 2006.
- [52] 李奕寰, 曹增强, 张岐良, 等. 铆模倾角对铆接质量的影响研究[J]. 航空学报, 2013, 34(2): 426—433.
- LI Yihuan, CAO Zengqiang, ZHANG Qiliang, et al. Effect study on riveting quality with different angles of riveting die[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2013, 34(2): 426—433.
- [53] CUI J J, QI L, JIANG H, et al. Numerical and experimental investigations in electromagnetic riveting with different rivet dies[J]. International Journal of Material Forming, 2018, 11(6): 839—853.
- [54] WANG J, ZHANG Y L, CHENG L X, et al. Effect of riveting parameters on the forming quality of riveted lap joints with reduced countersunk head half-crown rivet[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 121(11—12): 8083—8098.
- [55] BEAL B H. Fastening on the F-14A for cost effective fatigue resistance[EB/OL]. (1972-12-01)[2022-04-10]. <https://ntrs.nasa.gov/citations/19740022842>.
- [56] CAO Z Q, CARDEW-HALL M. Interference-fit riveting technique in fiber composite laminates[J]. Aerospace Science and Technology, 2006, 10(4): 327—330.
- [57] KIM S J, PAIK S H, JI K H, et al. 3D riveting process simulation of laminated composites[J]. Key Engineering Materials, 2007, 334—335: 405—408.
- [58] 曹增强, 左杨杰. 电磁铆接[M]. 北京: 国防工业出版社, 2018.
- CAO Zengqiang, ZUO Yangjie. Electromagnetic riveting[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2018.
- [59] 杨殿国. CFRP/Al复合结构干涉铆接行为研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2012.
- YANG Dianguo. Study on interference riveting behavior of CFRP/Al composite structure[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnic University, 2012.
- [60] JIANG H, LUO T, LI G Y, et al. Fatigue life assessment of electromagnetic riveted carbon fiber reinforce plastic/aluminum alloy lap joints using Weibull distribution[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 105: 180—189.
- [61] 曹增强, 盛熙, 夏力农, 等. 高模量碳纤维复合材料的电磁铆接工艺研究[J]. 西北工业大学学报, 2002, 20(2): 198—202.
- CAO Zengqiang, SHENG Xi, XIA Linong, et al. On replacing bolting with electromagnetic riveting (EMR) in high modulus carbon fiber composites structure in P. R. China[J]. Journal of Northwestern Polytechnical University, 2002, 20(2): 198—202.
- [62] 张旭. 电磁铆接过程铆钉动态塑性变形行为及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- ZHANG Xu. Research on dynamic plastic deformation behavior and microstructure and mechanical properties of rivets in electromagnetic riveting[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
- [63] LI G Y, JIANG H, ZHANG X, et al. Mechanical properties and fatigue behavior of electromagnetic riveted lap joints influenced by shear loading[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 26: 226—239.
- [64] 冯东格. 基于电磁铆接的理想干涉配合铆接技术研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2012.
- FENG Dongge. Research on ideal interference fit riveting technology based on electromagnetic riveting[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnic University, 2012.
- [65] 党成龙. 用于锥形筒状结构铆接的半自动化电磁铆接系统研制[D]. 西安: 西北工业大学, 2019.
- DANG Chenglong. Development of semi-automatic electromagnetic riveting system for riveting of conical cylindrical structure[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnic University, 2019.
- [66] CAO Z Q, ZUO Y J. Electromagnetic riveting technique and its applications[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2020, 33(1): 5—15.
- [67] 齐振超, 肖叶鑫, 张子亲, 等. CFRP电流辅助铆接的连接域热响应建模与验证[J]. 航空学报, 2021, 42(10): 524535.

QI Zhenchao, XIAO Yexin, ZHANG Ziqin, et al. Modeling and verification of thermal response in connection area of current-assisted riveting CFRP[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2021, 42(10): 524535.

[68] 齐振超, 肖叶鑫, 王星星, 等. Ti45Nb 铆钉脉冲电流辅助压铆成形性能分析[J]. *中国机械工程*, 2021, 32(23): 2832–2839, 2849.

QI Zhenchao, XIAO Yexin, WANG Xingxing, et al. Performance analysis of pulse current assisted press riveting for Ti45Nb rivets[J]. *China Mechanical Engineering*, 2021, 32(23): 2832–2839, 2849.

[69] 沃依别依 B B, 西洛特金 O C. 复合材料结构连接技术[M]. 张国梁, 译. 北京: 国防工业出版社, 1991.

VOIBIE B B, SYLOTT O C. *Composite*

structure connection technology[M]. ZHANG Guoliang, trans. Beijing: National Defense Industry Press, 1991.

[70] 杨洲, 邓金凤, 蒋睿嵩, 等. CFRP 构件带垫圈铆接损伤及剪切性能研究[J/OL]. *工程科学与技术*, 2022. <https://kns.cnki.net/kcms/detail/51.1773.TB.20220812.1207.003.htm>.

YANG Zhou, DENG JinFeng, JIANG Ruisong, et al. Damage and tensile shearing property investigation of CFRP riveted joints with gaskets[J/OL]. *Engineering Science and Technology*, 2022. <https://kns.cnki.net/kcms/detail/51.1773.TB.20220812.1207.003.htm>.

[71] 汪林, 余海燕. 碳纤维复合材料铆接接头的失效行为和失效机理[J]. *机械设计与研究*, 2020, 36(3): 176–181.

WANG Lin, YU Haiyan. Study on the

failure behavior and failure mechanism of CFRP/CFRP riveted joints[J]. *Machine Design & Research*, 2020, 36(3): 176–181.

[72] 左杨杰, 杨洲, 邓金凤, 等. 一种 CFRP 构件无损铆接装置以及无损铆接方法: CN112959679B[P]. 2022–02–01.

ZUO Yangjie, YANG Zhou, DENG Jinfeng, et al. A nondestructive riveting device and method for CFRP components: CN112959679B[P]. 2022–02–01.

[73] 丛志伟. 碳纤维复合材料铆接损伤变形及力学性能分析[D]. 大连: 大连理工大学, 2021.

CONG Zhiwei. Analysis of riveting damage, deformation and mechanical properties of carbon fiber composites[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2021.

Overview of Riveting Technology for Aviation Composite Structure

CAO Zengqiang^{1,2}, ZHANG Minghao¹, TAN Xuecai³, GUO Chengxiang¹, ZUO Duquan^{1,4}

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. NPU Xu Hang Electromagnetic Technology Co., Ltd., Xi'an 710100, China;

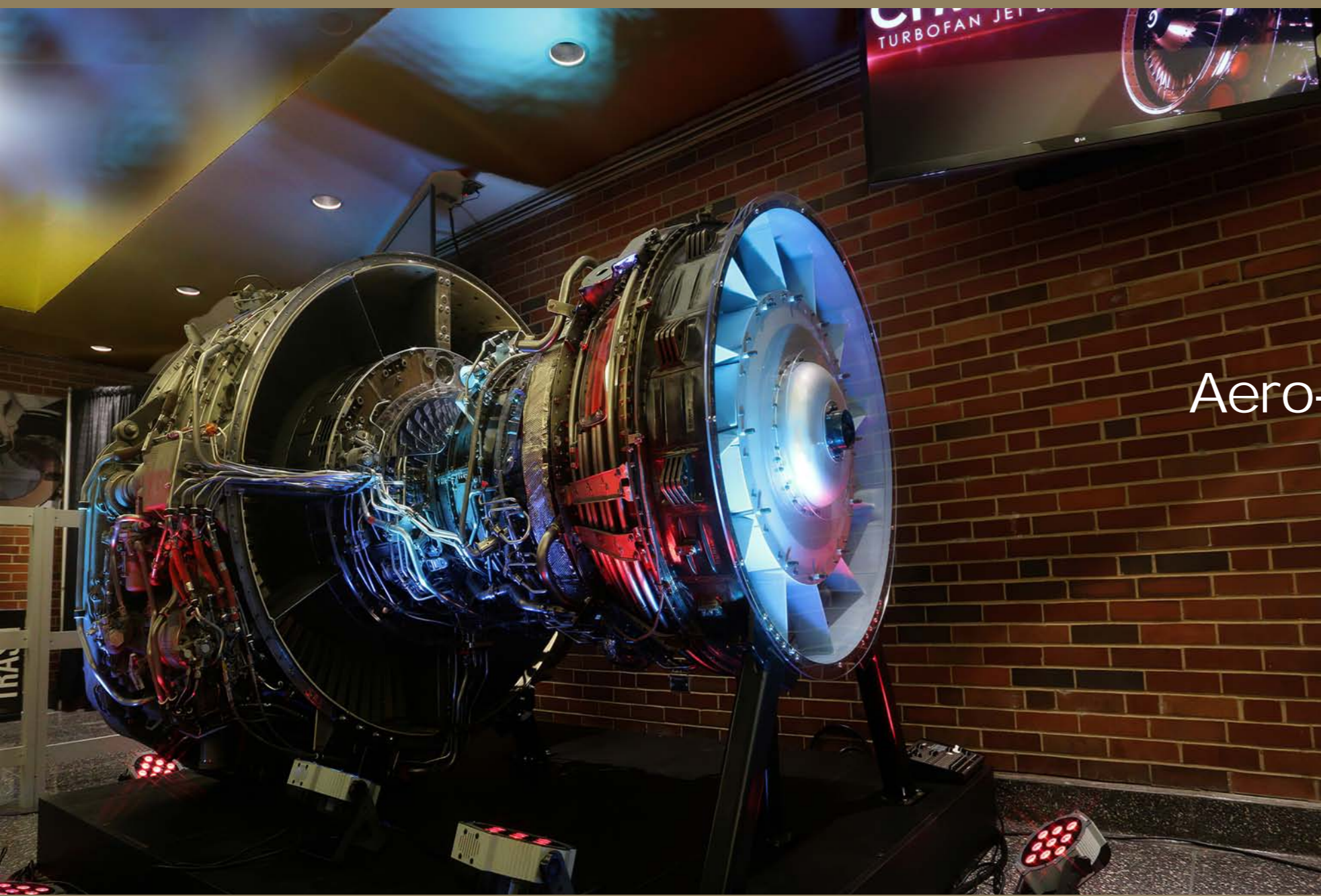
3. Ling Yun Technology Group Co., Ltd., Dangyang 444100, China;

4. Civil Aviation Flight University of China, Guanghan 618307, China)

[ABSTRACT] Composite materials had become one of the most important materials for aircraft structures. However, there is still a certain gap between the application of composite materials in China and the world's advanced level. The typical feature is that the proportion of composite materials is relatively low. Compared with metal structures, the connection is the weak link in the assembly and manufacturing of composite structures. The riveting of composite structures has a positive effect on aircraft weight reduction and manufacturing cost control, but the riveting of composite materials is prone to damage, which limits its application in key connection parts. In this paper, the mechanical connection technology of aviation composite structure, especially the application of riveting technology, is systematically introduced, including riveting process and method, composite riveting structure and fasteners used in composite riveting. The damage of the composite material during riveting mainly includes three aspects: The damage in the hole making process, the impact damage on the surface of the composite material structure during riveting, and the extrusion damage to the composite material when the upsetting head is formed and the nail rod is expanded. This paper focuses on the impact damage to composite materials caused by the installation process and the extrusion damage to composite materials caused by the expansion of rivets, and puts forward corresponding solutions, mainly from reducing the extrusion degree of composite materials caused by the expansion of nail bars and taking protective measures for composite materials. Combining with the comparison of relevant research conclusions, it is concluded that formulating reasonable process specifications, adopting advanced riveting process methods and paying attention to the protection of gaskets can effectively suppress the riveting damage of composite materials and improve the riveting quality of composite materials. Finally, the development of composite riveting technology is prospected.

Keywords: Composite material; Mechanical connection; Riveting process; Damage; Electromagnetic riveting

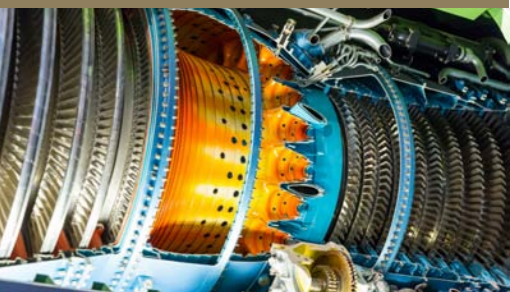
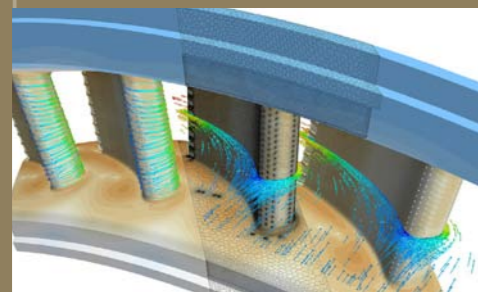
(责编 逸飞)



航空发动机 功能涂层

Aero-Engine Functional Coatings

随着航空发动机技术与性能不断提升,高性能表面涂层起到更加重要的作用,从发动机外部到内部、从低温端到高温端发挥着防护、密封、抗磨、抗冲击、减震、隔热等功能,从而提高工作温度和效率,减少燃油消耗,延长热端部件使用寿命,保障航空发动机安全可靠工作。



引文格式:滕晓丹,彭徽,李刘合,等.电子束物理气相沉积叶片热障涂层工艺稳定性提升技术研究[J].航空制造技术,2023,66(1/2):40-45,52.

TENG Xiaodan, PENG Hui, LI Liuhe, et al. Investigation on improvement of process stability of thermal barrier coatings on blades prepared by electron beam physical vapour deposition[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 40-45, 52.

电子束物理气相沉积叶片热障涂层工艺稳定性提升技术研究*

滕晓丹¹, 彭徽^{2,3}, 李刘合^{1,4}, 郭洪波^{2,3,5}, 宫声凯^{1,2,3}

- (1.北京航空航天大学航空发动机研究院,北京100191;
- 2.北京航空航天大学前沿科学技术创新研究院,北京100191;
- 3.高温结构材料与涂层技术工信部重点实验室,北京100191;
- 4.北京航空航天大学机械工程及自动化学院,北京100191;
- 5.北京航空航天大学材料科学与工程学院,北京100191)

[摘要] 电子束物理气相沉积(EB-PVD)是航空发动机涡轮叶片涂层的先进制备技术。EB-PVD的工艺稳定性对于叶片涂层质量及批产一致性至关重要。本研究针对我国先进航空发动机对高性能热障涂层的应用需求,研制出了EB-PVD自动蒸发沉积技术和叶片多自由度涂层沉积技术。工艺验证和性能测试结果表明,所研制的自动蒸发沉积技术可使涂层过程靶材消耗均匀稳定,涂层质量良好;双坩埚结构配置可进一步满足新一代超高温双层结构热障涂层工艺需求。所研制的多自由度沉积技术有助于提升叶片涂层厚度均匀性,改善缘板涂层质量,实现涂层厚度和微观组织的精确调控。利用上述工艺制备的涂层试片抗燃气热冲击性能优异,模拟叶片缘板位置涂层寿命与模拟叶身位置涂层寿命相近。

关键词:电子束物理气相沉积;热障涂层;工艺稳定性;微观组织;厚度均匀性;燃气热冲击

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.040



滕晓丹

博士研究生,主要研究方向为先进热障涂层材料及工艺技术。

热障涂层(Thermal barrier coatings, TBCs)是实现航空发动机和燃气轮机热端部件高温防护的重要手段。TBCs可以提高热机工作温度、增强合金基体抗高温氧化和耐腐蚀能力,从而达到提高热机效率,减少燃料消耗并延长部件使用寿命的目的^[1-3]。电子束物理气相沉积(Electron beam physical vapor deposition, EB-PVD)是当前热障涂层的主流制备技术^[4-5],尤其适用于导向叶片和涡轮叶片热障涂层的制备。

近年来,先进航空发动机不断提升的涡轮前进口温度对热障涂层提出

了更高的性能要求。首先,要求热障涂层材料具有更高的承温能力。对此,国际上已经开发出了多种具有潜力的热障涂层新材料,包括 $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ^[6]、 $\text{Nd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ^[7]、 $\text{La}_2(\text{Zr}_{0.7}\text{Ce}_{0.3})_2\text{O}_7$ ^[8]、 SrZrO_3 ^[9]、 $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ^[10]、钽酸盐^[11]、稀土掺杂YSZ^[12]、Al改性环境障涂层材料^[13]等,具有良好的高温相稳定性和更低的热导率。所开展的性能测试和试车结果表明,新型热障涂层材料表现出了较常规YSZ涂层更加优异的高温热防护效果。

其次,要求复杂形状叶片涂层具有更优的厚度及微观组织可控性。

* 基金项目:国家科技重大专项(2017-VII-0007-0100);国家自然科学基金(52071006)。

以目前国内某在役航空发动机高压涡轮叶片为例,其对涂层厚度分布要求较宽,且对叶片缘板涂层未作技术要求。为了满足新一代航空发动机叶片涂层对超高温、长寿命服役特性的需求,参照目前国际上先进民用航空发动机叶片涂层设计标准,设计部门对叶身涂层厚度均匀性要求进一步提高(如涡轮叶片叶身涂层厚度分布由 80~120 μm 提升至 100~120 μm 等),以提升涂层的热防护效果;同时对叶片缘板涂层提出了厚度(如叶身/缘板厚度 $\leq 1.6:1$)、结合力(如制备态不低于 50 MPa)及服役寿命的指标要求。这些技术指标采用目前传统的 EB-PVD 涂层沉积方式难以实现。

此外,从工程应用角度,叶片涂层的批量生产也对 EB-PVD 的工艺稳定性提出了更高要求。目前国内主要采用从乌克兰巴顿焊接研究所进口的 EB-PVD 设备进行热障涂层批量生产。受设备硬件限制,涂层工艺控制主要依靠人工操作,工作强度大的同时给涂层质量稳定性带来挑战。相比较之下,欧美航空发动机主机厂商及 OEM 商采用德国 ALD 公司的 EB-PVD 设备制备叶片热障涂层。该设备可通过辅助监控和电子束扫描控制等手段实现陶瓷靶材的自动蒸发沉积,从而降低人工因素引起的波动,提高批产涂层的质量一致性^[14-15]。

针对先进航空发动机叶片热障涂层的研制需求,本研究在国家“两机”重大专项项目支持下,通过对国产 EB-PVD 设备(EB-PVD 100D,北航自主研制)升级改造,突破了 EB-PVD 热障涂层自动蒸发技术及叶片涂层多自由度沉积技术,实现了 EB-PVD 热障涂层的工艺稳定性提升。

1 EB-PVD 热障涂层自动蒸发沉积技术

1.1 自动蒸发沉积技术

目前,国内采用的 EB-PVD 设

备在沉积热障涂层时依赖人工操作来控制电子束流在陶瓷靶材表面移动,实现靶材消耗。这导致靶材蒸发过程稳定性较低,靶材表面平整度差,甚至出现液滴飞溅,最终影响涂层质量和厚度的精确控制。本研究通过设计水冷旋转坩埚装置并结合特定的电子束扫描策略实现了陶瓷靶材的自动蒸发^[16]。图 1 为实现陶瓷靶材自动蒸发的原理示意图。图 1 中水冷坩埚内的靶材可以在坩埚的带动下实现匀速旋转,同时采用了箭头所示路径的电子束扫描策略,即电子束沿着 1/4 的同心圆弧路径往复运动。这种扫描策略有效地避免了人工操作时电子束扫描不均匀导致靶材局部能量过高引发的喷溅,实现了靶材均匀蒸发。

图 2 为采用人工操作蒸发后的靶材表面和旋转坩埚自动蒸发后的靶材表面对比。可以明显看出,采用自动蒸发技术后,靶材表面形成均匀规则的圆周形熔池形貌,平整度更好。

为了验证上述自动蒸发沉积工艺的稳定性,对片状样片进行了 EB-PVD 涂层沉积,沉积时间分别为 t 、 $2t$ 和 $3t$ 。图 3 为自动蒸发沉积技术制备的涂层厚度随沉积时间的变化情况。随着沉积时间延长,涂层厚度遵循线性规律变化。这表明所研制的自动蒸发工艺涂层沉积速率稳定且重复性良好,有利于实现叶片涂层厚度的精确控制。

1.2 多层涂层自动蒸发沉积技术

可满足超高温服役条件下应用的双层结构涂层是先进航空发动机热障涂层的发展趋势^[4,17-18],为满足这一需求,通过对上述技术进一步改进,得到图 4 所示制备双层涂层采用的自动蒸发沉积装置^[19]。图 4 中的 2 个坩埚可以实现自转和公转位置切换。其中靶材 1 用于制备底层陶瓷层,靶材 2 用于制备顶层陶瓷层。涂层沉积时,首先使用挡板遮挡靶

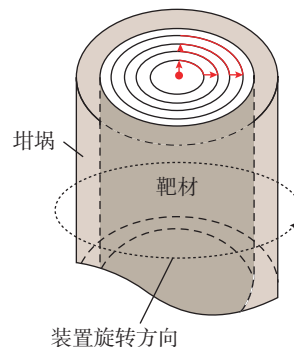


图 1 EB-PVD 靶材自动蒸发原理示意图
Fig.1 Schematic diagram of principle of automatic evaporation ingot materials by EB-PVD



(a) 人工操作蒸发 (b) 自动蒸发沉积

图 2 蒸发后靶材表面对比

Fig.2 Comparison of ingot surface after evaporation

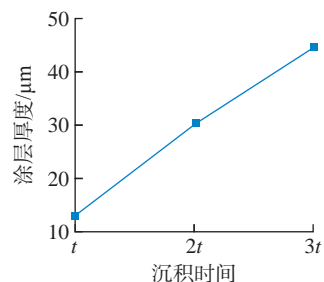
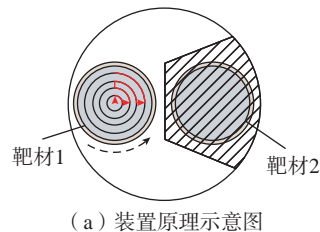
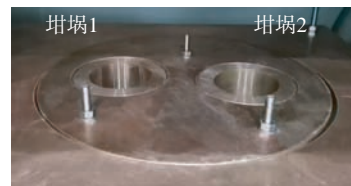


图 3 不同沉积时间制备的涂层厚度示意图

Fig.3 Schematic diagram of coatings thickness prepared at different time



(a) 装置原理示意图



(b) 装置实物图

图 4 自动蒸发不同靶材双坩埚装置
Fig.4 Apparatus equipped with two crucibles for automatic evaporation of different ceramic materials

材 2 的表面,电子束流自动蒸发靶材 1 沉积底层陶瓷层;待底层沉积完成后,靶材 1 与靶材 2 位置互换,此时挡板遮挡靶材 1 的表面,电子束将自动蒸发靶材 2 沉积顶层陶瓷层。靶材 1 与靶材 2 的自动蒸发沉积原理与图 1 给出的靶材自动蒸发原理相同。

图 5 为在涡轮叶片模拟件叶背处和叶盆处沉积的双层结构陶瓷涂层截面形貌,其中底层陶瓷层为 YSZ,顶层陶瓷层为 $Gd_2Zr_2O_7$ (GZO)。由于两种材料熔点不同,因此在相同的沉积温度条件下两者的涂层组织存在一定的差异。此外,从叶背处(图 5 (a))和叶盆处(图 5 (b))涂层形貌的对比可以看出,叶背处的涂层柱状晶尺寸更宽,这与叶片基体曲率相关;在叶盆生长的柱晶更容易相互影响,阴影遮蔽效应更明显,因此导致柱状晶的晶粒尺寸更为细小。此外,受到靶材致密度影响,沉积 YSZ 涂层时出现真空波动,使图 5 中的 YSZ 层呈现出波纹状组织形貌。尽管 YSZ 层和 GZO 层的涂层组织差异明显,但可以看出 YSZ/GZO 层的界面结合良好,涂层柱状晶生长发达,表明采用所研制的多靶材自动蒸发沉积技术能够稳定地在涡轮叶片上制备双层结构涂层,满足新型热障涂层制备需求。

2 叶片部件涂层微观组织及厚度均匀性控制技术

2.1 叶片多自由度沉积方法

目前,国内采用的 EB-PVD 设备在制备叶片热障涂层时,叶片仅能实现公转和自转运动。由于 EB-PVD 的视线效应,叶片缘板平行于蒸气入射方向,导致该部位的涂层组织疏松、结合力低、服役寿命短。德国 ALD 公司的 EB-PVD 设备通过传动机构设计实现了涂层沉积时叶片的多自由度运动,通过转动和摆动相结合,可以提高蒸气入射到叶片缘板区域的概率,显著提升缘板涂层质

量和叶片涂层厚度均匀性^[20-22]。但 ALD 公司的 EB-PVD 设备是通过在涂层沉积室内对样品整体辐射加热的,这导致夹持样品的传动机构也在近 1000 °C 高温下工作,部件的负载和损耗重,使用成本较高。

图 6 为利用多自由度运动沉积方法制备涂层原理示意图,其中,本文设计了用于国产 EB-PVD 设备(EB-PVD 100D,北航自主研制)的样品夹持装置,如图 6 (a)所示,该多自由度运动工装装置能实现 EB-PVD 涂层过程中叶片匀速转动(转速 ω 调整范围: 0~15 r/min)及摆动(摆动角 α 的调整范围: $-90^\circ \sim 90^\circ$)^[23]。EB-PVD 设备通过电子枪产生的电子束直接加热待沉积的样品,该过程中夹具摆动运动,受到电子束流辐照加热的时

间较短,夹具处温度远低于样品温度,实测在 600 °C 左右。这种工作条件大大降低了对夹具用材料性能的要求,也延长了维护使用周期。图 6 (b)为用于模拟叶片叶身和缘板处涂层试片的工件架示意图。图 6 (c)为沉积叶片涂层过程示意图,该装置显著提升了涂层沉积过程中叶片缘板的蒸气入射量,改善了缘板涂层质量,也有利于提高叶片涂层厚度均匀性。图 7 为典型的涡轮叶片示意图。为表征涂层厚度的均匀性,下文对图 7 中的红色线指示的位置进行涂层厚度值测量。

2.2 多自由度沉积的涂层组织和厚度均匀性

使用如图 6 (b)所示工装装卡试片来模拟叶片叶身(样品 1)和缘

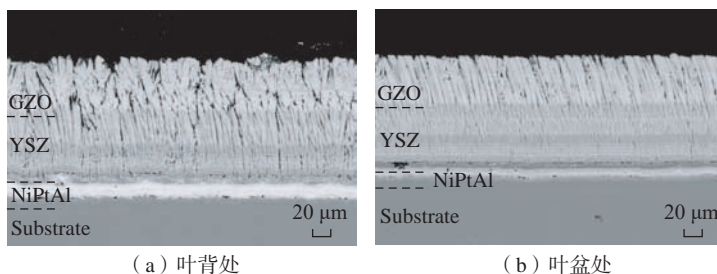


图 5 自动蒸发靶材制备叶片 $Gd_2Zr_2O_7/YSZ$ 双层涂层截面形貌

Fig.5 Cross-section morphologies of $Gd_2Zr_2O_7/YSZ$ two-layer thermal barrier coatings on blade

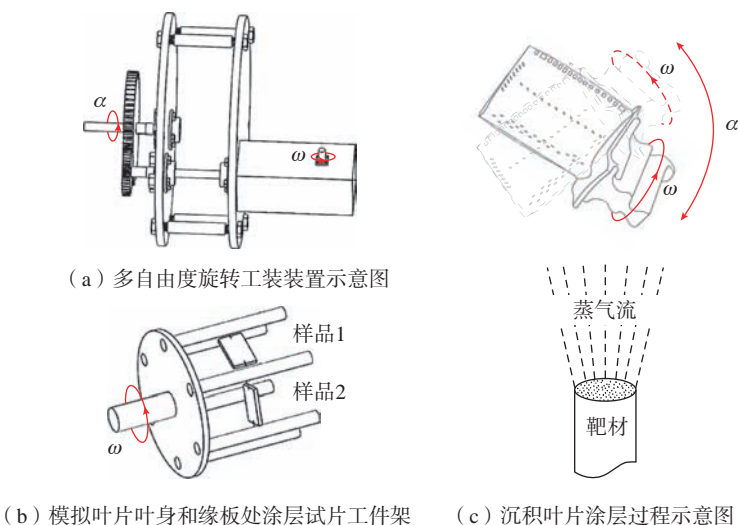


图 6 EB-PVD 多自由度运动沉积涂层原理示意图

Fig.6 Schematic diagram of principle of EB-PVD coating deposited by multi-degree-of-freedom motion

板位置(样品2)进行YSZ涂层沉积工艺验证。在沉积过程中样品架始终保持多自由度运动,其中旋转速度 ω 为12 r/min,摆动角 α 在 $-45^\circ\sim 45^\circ$ 之间连续变化,摆动速度为3 r/min。

图8为两种涂层样品的表面形貌和截面形貌。其中样品1涂层厚度约 $87.1\ \mu\text{m}$,顶层柱状晶宽度约 $3.8\ \mu\text{m}$;样品2涂层厚度约 $80\ \mu\text{m}$,顶层柱状晶宽度约 $6\ \mu\text{m}$ 。对比图8(c)和(d),样品1的涂层更厚,这是由于沉积过程中样品2的蒸气入射角(气相入射方向与样品基板法线方向的夹角)一直大于样品1的蒸气入射角,垂直于样品2表面方向的蒸气通量少于样品1,导致样品2涂层的垂直生长速率低于样品1,最终使样品2的厚度低于样品1。同时,由于在沉积过程中样品2一直保持较大的蒸气入射角,而气相倾斜入射会促进涂层柱状晶倾斜生长^[24],从而导致生长速率快的倾斜晶粒对周围晶粒的阴影遮蔽效果更加显著,最终使得样品2涂层顶层的柱状晶更宽。从图8(a)和(b)看出两种沉积模式下涂层表面均呈四面锥体状;从图8(c)和(d)看出两种涂层均为典型的柱状晶结构,说明采用多自由度沉积可在模拟叶片叶身和缘板位置获得与常规沉积方式相似的涂层组织。

2.3 多自由度沉积涡轮叶片涂层

2.3.1 叶片涂层微观形貌

使用多自由度运动方式在高压

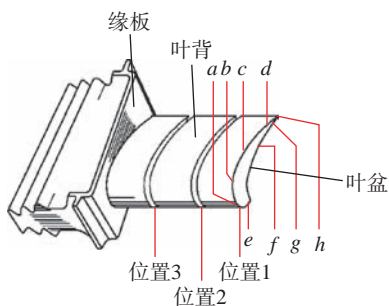


图7 涡轮叶片示意图

Fig.7 Schematic diagram of turbine blade

涡轮叶片模拟件表面制备YSZ涂层进行验证。涂层沉积时基板预热温度为 950°C ,叶片转速 ω 为12 r/min,摆动角 α 为 $-45^\circ\sim 45^\circ$,摆动速度为3 r/min。图9为叶片不同位置的典型涂层形貌,其中叶背处(图9(a))和叶盆处(图9(b))的涂层柱状晶组织发达;图9(c)为叶片缘板处涂

层形貌,涂层为倾斜的柱状晶组织,较常规沉积方式的叶片缘板涂层(图9(d))组织改善明显。这表明相较于常规方式(缘板表面与气相入射方向基本平行),叶片的多自由度运动能够改善缘板处的气相入射角,由于叶身存在遮挡作用,导致气相单向倾斜入射到缘板表面,最终沉积

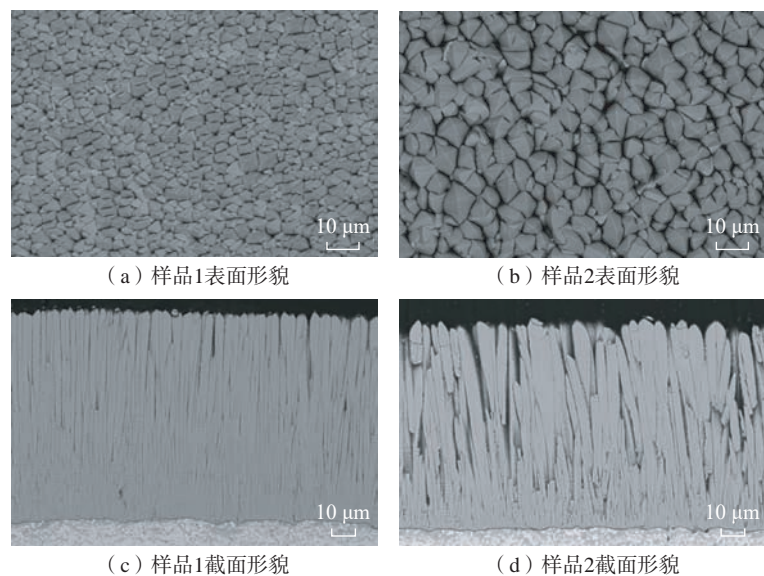


图8 多自由度沉积的两种样品涂层形貌

Fig.8 Morphologies of two kinds of sample coatings deposited by multi-degree-of-freedom motion

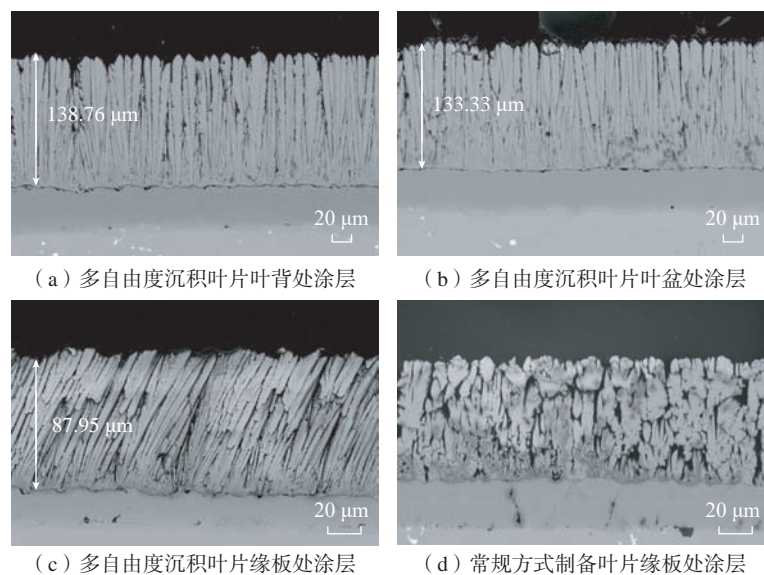


图9 叶片涂层截面形貌对比

Fig.9 Comparison of cross-section morphologies of coating on blade

得到柱状晶倾斜的涂层。图 9 (a)~(c) 分别给出了多自由度沉积方式得到的叶片叶背、叶盆和缘板处的涂层厚度值,结果表明叶身(叶盆和叶背)与缘板涂层厚度比小于 1.6,因此认为多自由沉积方式不仅改善了缘板涂层组织,同时提高了缘板涂层厚度。

2.3.2 叶片涂层厚度均匀性

对多自由度沉积条件下的涂层叶片进行厚度分布测量,检查图 7 中红色线指示的 3 个截面,并与常规方式制备的叶片涂层厚度进行对比,测量数据经归一化处理后的如图 10 所示。由曲线对比可知,多自由度沉积叶片的 3 处截面位置涂层厚度分布规律基本一致,与 ALD 公司公开报道的叶片涂层厚度均匀性相当;而采用常规方式制备的叶片涂层厚度均匀性较多自由度方式存在明显差距,叶背和进气边多个位置涂层厚度波动较大(图 10 中 a~e 测量点)。多自由度旋转沉积和常规沉积两种方式制备的涂层厚度均匀性结果对比表明,由于常规方式通过单轴控制叶片旋转,仅依靠工件的自重进行摆动,不利于蒸气在叶身各位置的均匀入射,导致最终叶片叶身厚度均匀性结果较差,而本文自研的多自由度旋转沉积方式能够实现制备过程中叶片稳定可控的旋转和摆动,平衡

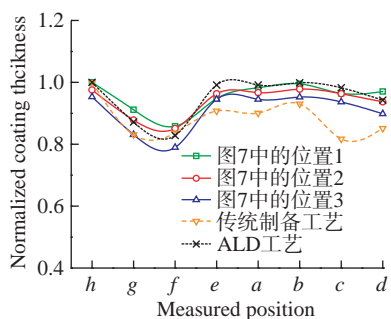


图 10 多自由度运动、常规及 ALD 3 种工艺方式制备叶片涂层厚度均匀性对比
Fig.10 Comparison of uniformity of blade coatings prepared by three processes including multi-degree-of-freedom motion, conventional and ALD

叶身各处的蒸气入射概率,从而显著提高复杂结构叶片的涂层厚度均匀性。

2.4 多自由度沉积涂层的抗热冲击性能

参考 Q/AVIC 06016.2—2013 标准,对 2.2 节中制备的涂层样品进行燃气热冲击性能评价。测试时涂层表面温度为 1250 °C,保温时间为 5 min,冷却时间为 90 s,涂层表面剥落面积超过 10% 时视为失效。

图 11 为两种涂层经 4820 次燃气热冲击测试失效后的宏观照片。样品 1 和样品 2 表面均发生局部剥落,其中样品 1 的剥落面积占比约 14%,样品 2 的剥落面积占比约 11.0%,两者剥落面积相当。上述结果表明,多自由度涂层沉积能够显著提升叶片缘板处涂层的燃气热冲击寿命,达到与叶身涂层相当的水平。

图 12 为两种涂层样品燃气热冲击测试后剥落失效区域的表面形貌,可以看出两种样品残余涂层未发生明显烧结,柱头仍呈四面锥体形状,与制备态形貌相似;经 EDS 测试确定剥落区域表面成分是以 Al_2O_3 为主的混合氧化物,表明涂层剥落位置为 TGO 界面。

图 13 为两种涂层样品在剥落界面附近的涂层截面形貌,从中可以进一步确定两种涂层均在陶瓷层与 TGO 界面处发生剥离。由于涂层剥落区域的 TGO 层均与粘结层结合良好,TGO 层厚度仅为 4~6 μm ,远未达到临界剥落厚度(在多次热循环测试后,TGO 层厚度超过约 10 μm 将在局部应力作用下发生剥落^[4,18,25]),因此可以初步判断涂层失效的原因为高温燃气导致 YSZ 涂层发生累积相变而引发失效。两种涂层的失效机理一致,也进一步表明多自由度方式得到的模拟叶片缘板涂层能够达到与模拟叶片叶身涂层相当的抗燃气热冲击寿命,说明多

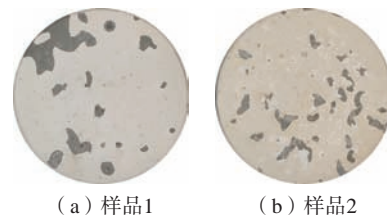
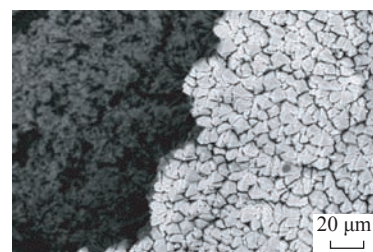
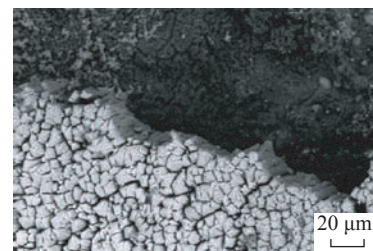


图 11 多自由度沉积叶片涂层热冲击测试后照片

Fig.11 Macro-image of coatings deposited by multi-degree-of-freedom motion after burner rig tests

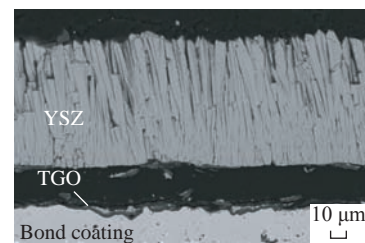


(a) 样品1

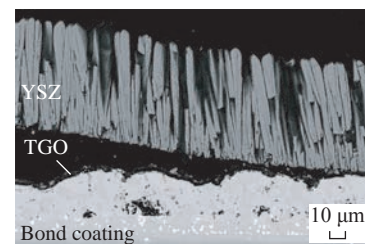


(b) 样品2

图 12 涂层热冲击测试后的表面形貌
Fig.12 Surface morphologies of coatings after burner rig tests



(a) 样品1



(b) 样品2

图 13 涂层热冲击测试后的截面形貌
Fig.13 Cross-section morphologies of coatings after burner rig tests

自由度方式改善了模拟叶片缘板涂层性能。

3 结论

(1) 研制出了 EB-PVD 靶材自动蒸发沉积技术, 可实现靶材自动平稳蒸发, 靶面平整, 涂层沉积速率稳定; 在此基础上, 进一步研制出了可满足双层结构涂层的自动蒸发沉积技术, 并进行了叶片涂层验证, 在叶片表面获得柱状晶组织良好的 $Gd_2Zr_2O_7/YSZ$ 双层涂层。

(2) 研制出了多自由度涂层沉积技术, 改善了叶片涂层厚度均匀性, 其中叶身与缘板涂层厚度比可以达到 1.6, 叶身涂层厚度分布与 ALD 公司报道数据相当; 叶片缘板涂层质量明显改善, 具有明显的柱状晶组织, 模拟缘板位置试片涂层抗燃气热冲击寿命与模拟叶身位置试片涂层相当。

参考文献

- [1] LIU Q M, HUANG S Z, HE A J. Composite ceramics thermal barrier coatings of yttria stabilized zirconia for aero-engines[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(12): 2814–2823.
- [2] 薛召露, 郭洪波, 宫声凯, 等. 新型热障涂层陶瓷隔热层材料[J]. *航空材料学报*, 2018, 38(2): 10–20.
- XUE Zhaolu, GUO Hongbo, GONG Shengkai, et al. Novel ceramic materials for thermal barrier coatings[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2018, 38(2): 10–20.
- [3] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. *Science*, 2002, 296(5566): 280–284.
- [4] SHEN Z Y, LIU G X, ZHANG R J, et al. Thermal property and failure behavior of $LaSmZrO$ thermal barrier coatings by EB-PVD[J]. *iScience*, 2022, 25(4): 104106.
- [5] SHEN Z Y, LIU G X, DAI J W, et al. Thermal property and failure mechanism of $LaDyZrO$ thermal barrier coatings by electron beam physical vapor deposition[J]. *Materials Today Physics*, 2022, 24: 100696.
- [6] ZHANG J, GUO X Y, JUNG Y G, et al. Lanthanum zirconate based thermal barrier coatings: A review[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 323: 18–29.
- [7] MOSKAL G, SWADŹBA L, HETMAŃCZYK M, et al. Characterisation of the microstructure and thermal properties of $Nd_2Zr_2O_7$ and $Nd_2Zr_2O_7/YSZ$ thermal barrier coatings[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, 32(9): 2035–2042.
- [8] 汪超, 周鑫, 解旭阳, 等. 重型燃气轮机用 $La_2(Zr_{0.7}Ce_{0.3})_2O_7/YSZ$ 双层热障涂层热循环性能研究[J]. *热喷涂技术*, 2019, 11(3): 14–21.
- WANG Chao, ZHOU Xin, XIE Xuyang, et al. Thermal cycle behavior of $La_2(Zr_{0.7}Ce_{0.3})_2O_7/YSZ$ double-layer thermal barrier coatings for heavy duty gas turbines[J]. *Thermal Spray Technology*, 2019, 11(3): 14–21.
- [9] 马伯乐, 马文, 黄威, 等. 大气等离子喷涂 $SrZrO_3$ 热障涂层工艺与性能的研究[J]. *装备环境工程*, 2019, 16(1): 17–23.
- MA Bole, MA Wen, HUANG Wei, et al. Process and properties of $SrZrO_3$ thermal barrier coating prepared by atmospheric plasma spray[J]. *Equipment Environmental Engineering*, 2019, 16(1): 17–23.
- [10] DOLEKER K M, OZGURLUK Y, AHLATCI H, et al. Evaluation of oxidation and thermal cyclic behavior of YSZ , $Gd_2Zr_2O_7$ and $YSZ/Gd_2Zr_2O_7$, $TBCs$ [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 371: 262–275.
- [11] CHEN L, FENG J. Thermal and mechanical properties optimization of ABO_4 type $EuNbO_4$ by the B-site substitution of Ta[J]. *Engineering*, 2020, 6(2): 178–185.
- [12] WEI X D, HOU G L, AN Y L, et al. Effect of doping CeO_2 and Sc_2O_3 on structure, thermal properties and sintering resistance of YSZ [J]. *Ceramics International*, 2021, 47(5): 6875–6883.
- [13] ZHANG X F, ZHOU K S, LIU M, et al. CMAS corrosion and thermal cycle of Al-modified PS-PVD environmental barrier coating[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(13): 15959–15964.
- [14] BRUCE R W, MARICOCCHI A F, LAGEMANN C L, et al. Method of operating an electron beam physical vapor deposition apparatus: US6863937[P]. 2005–03–08.
- [15] HOTZ J, SESERKO P, WITTICH J, et al. Apparatus and method for coating substrates using the EB/PVD process: US20130209706[P]. 2013–08–15.
- [16] 彭徽, 滕晓丹, 王博, 等. 一种实现电子束物理气相沉积自动蒸发陶瓷靶材的装置: CN111607762B[P]. 2021–03–16.
- PENG Hui, TENG Xiaodan, WANG Bo, et al. A device for realizing automatic evaporation of ceramic target by electron beam physical vapor deposition: CN111607762B[P]. 2021–03–16.
- [17] CHEN Q, HU P, PU J, et al. Interfacial interaction and roughness parameters effects on the residual stresses in DCL-TBC system with different thickness distributions[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(2): 2781–2792.
- [18] SHEN Z Y, LIU G X, HE L M, et al. Thermal property and failure behaviors of Gd doped $LaZrCeO$ coatings with feathery microstructure[J]. *Npj Materials Degradation*, 2022, 6: 17.
- [19] 彭徽, 滕晓丹, 王博, 等. 一种实现自动蒸发陶瓷靶材制备双层陶瓷层的装置: CN202110658101.8[P]. 2021–10–29.
- PENG Hui, TENG Xiaodan, WANG Bo, et al. A device for automatically evaporating a ceramic target to prepare a double-layer ceramic layer: CN202110658101.8[P]. 2021–10–29.
- [20] MARIJNISSEN G H, VAN LIE-SHOUT A H F, TICHELER G J, et al. Thermal barrier coating ceramic structure: US6455173[P]. 2002–09–24.
- [21] JÖRG W, SIMON O, JÜRGEN H. Apparatus and method for coatings workpieces: US20180195165A1[P]. 2018–07–12.
- [22] BURNS S M, VARSELL R W. Rotatable fixture for airfoils: EP0953656B1[P]. 2010–02–06.
- [23] 彭徽, 滕晓丹, 郭洪波, 等. 一种用于制备叶片热障涂层的工装: CN202111093077.4[P]. 2021–12–17.
- PENG Hui, TENG Xiaodan, GUO Hongbo, et al. A tooling for preparing thermal barrier coatings on blades: CN202111093077.4[P]. 2021–12–17.
- [24] WADA K, YOSHIYA M, YAMAGUCHI N, et al. Texture and microstructure of $ZrO_2-4\text{ mol}\% Y_2O_3$ layers obliquely deposited by EB-PVD[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2006, 200(8): 2725–2730.
- [25] XIAO Y Q, YANG L, ZHU W, et al. Delamination mechanism of thermal barrier coatings induced by thermal cycling and growth stresses[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2021, 121: 105202.

通讯作者: 彭徽, 副教授, 博士, 主要从事高温防护涂层装备及制备技术、电子束选区熔化增材制造(3D打印)技术等。

(下转第 52 页)

引文格式: 王伟, 武姣姣, 沈明礼, 等. 氧掺杂对 NiCrAlYN 纳米金属陶瓷涂层抗氧化性能的影响[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 46-52.

WANG Wei, WU Jiaojiao, SHEN Mingli, et al. Effect of oxygen doping on high-temperature oxidation resistance of NiCrAlYN coatings[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 46-52.

氧掺杂对 NiCrAlYN 纳米金属陶瓷涂层抗氧化性能的影响

王 伟^{1,2}, 武姣姣^{1,2}, 沈明礼², 朱圣龙²

(1. 中国科学技术大学, 沈阳 110016;

2. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016)

[摘要] 研究了不同 O 含量掺杂对 NiCrAlYN 纳米金属陶瓷涂层在 1100 °C 下抗氧化性能的影响。采用多弧离子镀设备, 分别在 0、10 sccm、20 sccm O₂ 流量下制备得到 3 种不同 O 含量的涂层。经 1100 °C、300 h 的高温测试后, 3 组样品表面均生成了 α -Al₂O₃ 和 NiAl₂O₄, 氧化膜厚度分别为 8.78 μ m、7.9 μ m 和 5.7 μ m。O₂ 流量为 0 和 10 sccm 涂层的氧化膜产生明显分层, 其中上层为 NiAl₂O₄, 下层为 α -Al₂O₃; 而流量为 20 sccm 涂层的氧化膜并没有发生明显分层。O 掺杂量的增加能够抑制氧化膜中大颗粒状 Y-Al 氧化物夹杂的形成, 降低氧化膜的生长速率。此外, 氧化后未掺杂氧的涂层较含氧涂层退化严重, 主要归因于氧掺杂涂层中弥散分布的氧化物颗粒抑制了涂层的退化。

关键词: 多弧离子镀; NiCrAlYN; NiCrAlYNO; 纳米金属陶瓷涂层; NiAl₂O₄

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.046



王 伟

博士研究生, 研究方向为新型高温防护涂层。

MCrAlY (M 为 Ni、Co 或 NiCo) 涂层是 20 世纪 80 年代发展起来的

第三代高温防护涂层, 不仅具有良好的抗高温氧化和热腐蚀性能, 同时兼具良好的抗热疲劳性能和韧性, 是一种较为理想的高温防护涂层。MCrAlY 涂层的制备方法主要有磁控溅射 (Magnetron sputtering, MS)^[1]、电弧离子镀 (Arc ion plating, AIP)^[2-3]、电子束物理气相沉积 (Electron beam physical vapor deposition, EB-PVD)^[4]、超音速火焰喷涂 (High velocity oxy-fuel spraying, HVOF)^[5]、低压等离子喷涂 (Low pressure plasma spraying, LPPS)^[6-7] 等。MCrAlY 涂层具有良好的综合性能, 既可以单独作为高温防护涂层使用, 也可以作为热障涂层体系中的粘结层来使用。然而, 在更高温度下 (≥ 1100 °C), 由于涂层中 Al 含量不足, 传统 MCrAlY

涂层抗氧化性能较差, 为提高其服役寿命, 研究人员对 MCrAlY 的成分和结构进行改性。Lu 等^[8] 在 NiCoCrAlY 涂层表面进行渗铝处理, 得到了外层富 Al 的梯度涂层, 由于 Al 含量的大幅提升, 该涂层表现出更好的抗高温氧化性能。此外, 研究人员还在涂层中引入了 Pt、Ta 等元素进行成分改性, 使得涂层的抗氧化性能及氧化膜的抗剥落性能均得到有效提高^[9-10]。典型的结构改性是通过工艺来优化涂层的组织结构, 如 MS 制备的涂层, 其结构为柱状纳米晶, 其内部存在大量的晶界能够显著降低 Al 选择性氧化所需的临界浓度; AIP 在较低偏压制备的涂层具有柱状结构, 高偏压下涂层则会呈现层状生长^[11-12]。理想的

高温防护涂层应满足:(1)与基体之间的互扩散较小;(2)维持热生长氧化物(Thermally grown oxide, TGO)具有较低的生长速率;(3)生成的TGO应具有良好的抗剥落性能和耐磨性^[13]。金属陶瓷综合了金属与陶瓷的优点,既具有金属良好的热稳定性和韧性,同时又具备陶瓷材料的耐高温及耐磨损的特性,展现出巨大的应用潜力。电镀和喷涂技术是金属陶瓷涂层常用的制备工艺。Tan等^[14]通过电镀在铝化物涂层中掺杂了CeO₂颗粒,CeO₂掺杂对铝化物涂层的氧化动力学具有两方面的协同作用:(1)CeO₂颗粒抑制了 θ -Al₂O₃向 α -Al₂O₃的转变;(2)溶解在氧化膜中的Ce⁴⁺偏聚在氧化膜晶界处,抑制了Al³⁺的扩散,从而降低了氧化膜的生长速率。Bolelli等^[15]使用等离子喷涂技术在NiCrAlY涂层中掺入Al₂O₃颗粒,有效提高了NiCrAlY涂层常温下的耐磨性。相较于电镀和喷涂技术,MS和AIP技术制备金属陶瓷涂层具有显著的优势。这是因为MS和AIP在涂层制备过程中可通过对反应气体的压强和流量的调整有效控制涂层中陶瓷相的含量。此外,MS和AIP制备的涂层陶瓷颗粒分布更加均匀、弥散。Zhu等^[16-21]通过物理气相沉积的方法,在涂层沉积的过程中通入反应气体N₂或O₂制备的金属陶瓷涂层,具有热膨胀系数小、晶粒尺寸小等特点,且抗氧化性能和力学性能上均得到了一定提升。如通过AIP在NiCrAlYSi涂层中引入了氮化物颗粒,可有效降低涂层的热膨胀系数,且具有更好的抗循环氧化性能^[13]。虽然研究人员对NiCrAlY基纳米金属陶瓷涂层进行了大量研究,但纳米金属陶瓷涂层的高温氧化测试温度始终局限于传统MCrAlY涂层的服役温度(≤ 1050 °C^[22-23]),关于纳米金属陶瓷涂层在更高温度下的氧化特点却鲜有报道。本文将对不同

O掺杂含量的纳米金属陶瓷涂层在更高温度下(1100 °C)的氧化性能进行研究。

1 试验及方法

1.1 样品制备

试验采用二代单晶N5作为基体材料,使用多弧离子镀(DH-4,辽宁北宇真空科技有限公司)制备NiCrAlYN和NiCrAlYN+O纳米金属陶瓷涂层。基体N5和涂层制备所使用靶材的名义成分如表1所示。在制备涂层前,使用线切割将单晶试棒切成尺寸为 $\phi 15$ mm \times 2 mm的试片,使用SiC砂纸打磨至2000#后,再用丙酮和酒精混合溶液超声清洗10 min,吹干待用。将试片悬挂在样品架上并以10 r/min的速度自转,靶材与样品间距为200 mm。制备涂层前,先将真空室内背底真空度抽至 6.0×10^{-3} Pa以下。随后通入高纯Ar气至真空度为2.0~3.0 Pa,在偏压为-900 V,20%占空比的情况下进行Ar⁺溅射清洗3 min,去除样品表面的污染。样品清洗完成后,关闭Ar气,通入高纯N₂和O₂作为反应气体制备纳米金属陶瓷涂层。详细试验参数如表2所示,将O₂通入量为0的涂层命名为C(N),通入量为

10 sccm的涂层命名为C(N+100),通入量为20 sccm的涂层命名为C(N+200)。制备完成后的样品在真空退火炉中进行真空退火,退火处理能够促进涂层中的元素扩散,使涂层的组织、成分均匀化,愈合制备过程中涂层产生的孔洞、裂纹等缺陷。退火时当真空度低于 6.0×10^{-3} Pa时开始加热,升温速率为7 °C/min,在1000 °C下保温6 h后随炉冷却至室温。恒温氧化测试在1100 °C的马弗炉中进行,氧化时间为300 h。

1.2 表征方法

采用X射线衍射仪(X'Pert PRO, PANalytical Co.,加速电压为40 kV时,Cu-K α 辐射)对涂层的制备态、退火态和氧化态进行物相分析。使用扫描电子显微镜(InspectF 50, FEI Co.)和能谱仪(INCA X-MAX, Oxford Instruments Co.)对样品的表面、截面形貌和成分进行分析。

2 结果与讨论

2.1 涂层的制备态、退火态组织结构

图1(a)~(c)分别是3种涂层沉积态的表面形貌,可知3种涂层表面均呈现出典型的菜花状形貌,存在明显的大溶滴。图1(d)~(f)分别是3种涂层沉积态的截面图,涂层

表1 第二代镍基单晶高温合金N5和靶材NiCrAlY的名义成分(质量分数)
Table 1 Nominal compositions of N5 single crystal superalloy and NiCrAlY target (mass fraction) %

材料	Ni	Co	Cr	Ta	Al	W	Re	Mo	Y
N5	余量	7.5	7.0	6.5	6.2	5.0	3.0	1.5	—
NiCrAlY	余量	—	27	—	11	—	—	—	0.5

表2 纳米金属陶瓷涂层的制备参数
Table 2 Preparation parameters of nano-cermet coatings

材料	N ₂ 流量 / sccm	O ₂ 流量 / sccm	工作压力 / 10 ⁻² Pa	偏压 / V	弧流 / A	沉积时间 / h	沉积温度 / °C
NiCrAlYN	50	0	1.7~1.8	-100	200	1	180~200
NiCrAlYNO	50	10	1.8~2.0	-100	200	1	180~200
	50	20	3.0~3.5	-100	200	1	180~200

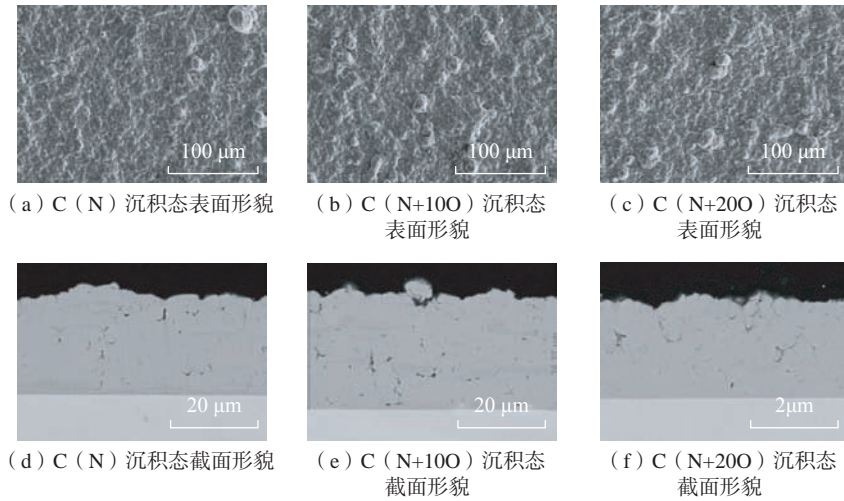


图1 3种沉积态涂层的表面形貌及截面形貌

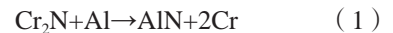
Fig.1 Surface morphology and cross-sectional morphology of three as-deposited coatings

的平均厚度约为 22 μm,可以看出,涂层中存在大量纵向和横向裂纹,这主要是由于 AIP 在沉积过程中靶面蒸发出大量的大溶滴沉积在样品表面所造成的,这种缺陷经真空退火可以完全消除,涂层与基体之间结合紧密,未见明显的局部分离区(Local detachment regions, LDR)。图 2 为 3 种沉积态涂层的 XRD 衍射图谱,衍射峰明显宽化,表明涂层晶粒尺寸的细化。可以看出,涂层主要的相组成为 γ/γ' 相,没有检测到明显的氮化物或氧化物的衍射峰。本研究前期工作表明 N、O 元素的掺杂会在涂层中形成 3 种亚稳的氮化物 fcc-AlN、fcc-CrN 和 Cr₂N 以及一种刚玉结构的氧化物(Al, Cr)₂O₃,可能伴随少

量的 Y₂O₃ 和 NiO^[24]。由于 N、O 元素掺杂量少,生成的陶瓷颗粒含量较少,因此 XRD 难以检测。

图 3 为 1000 °C 真空退火 6 h 的样品表面及截面形貌图。从图 3 (a)~(c) 3 种样品的表面形貌可以看出,表面依旧存在大量的溶滴颗粒,与退火前的样品表面形貌相似。但是从图 3 (d)~(f) 3 种样品退火截面图可以看出,原本沉积态涂层中存在的大量裂纹孔洞在退火之后明显愈合,涂层内部变得完整致密。退火后涂层内部析出大量细小弥散的陶

瓷颗粒,且随着沉积过程中 O 含量的增多,涂层中出现了陶瓷颗粒聚集的现象,如 C(N+20O) 涂层中出现了大颗粒陶瓷相的析出,如图 3 (f) 中箭头所指,其成分为 Ni-40.48Cr-18.75Al-5.39N(质量分数,%)。图 4 为 3 种涂层退火态的 XRD 衍射图谱,衍射峰明显变窄,说明退火过程中晶粒迅速长大。分析发现,原本沉积态涂层的 γ/γ' 主相转变为 γ/γ'、α-Cr 相以及极少含量的 β-NiAl 相(衍射峰十分微弱,未在图 4 中标出),同时在 3 种涂层的衍射图谱中均检测到微弱的 AlN 衍射峰。经计算沉积态涂层中可能含有物相在 1000 °C 下标准摩尔吉布斯自由能: AlN 为 -179.649 kJ/mol, CrN 为 -20.694 kJ/mol, Cr₂N 为 -31.315 kJ/mol, NiO 为 -124.976 kJ/mol, Cr₂O₃ 为 -803.042 kJ/mol, Al₂O₃ 为 -1270.513 kJ/mol。因此在 1000 °C 退火过程中可能会发生以下反应。



所以,在退火过程中 CrN 和 Cr₂N 颗粒会转变为 AlN 颗粒,析出 α-Cr 相,使 AlN 含量增加,因此在图

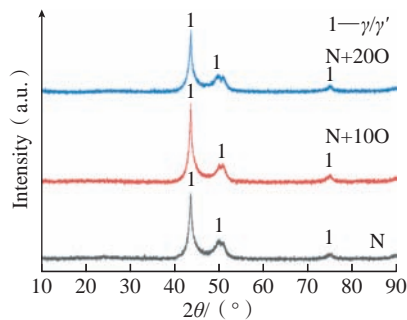


图2 3种沉积态涂层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of three as-deposited coatings

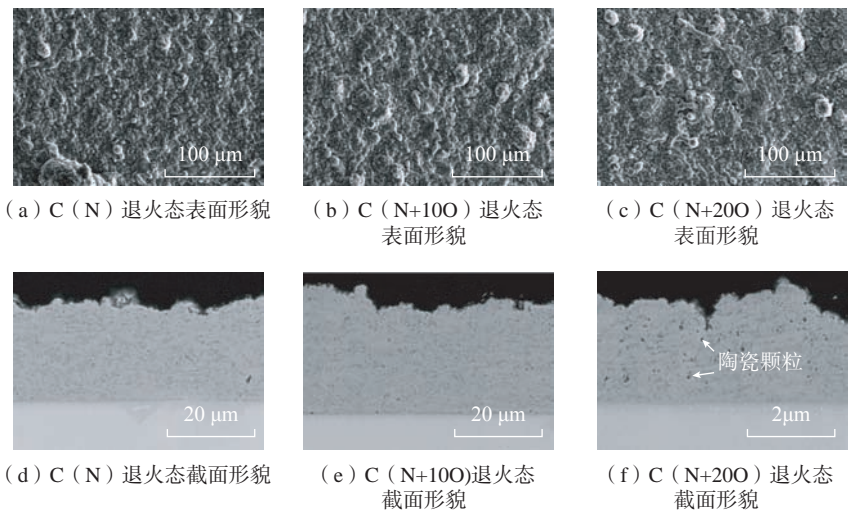


图3 3种退火态涂层的表面形貌及截面形貌

Fig.3 Surface and cross-sectional morphology of three annealed coatings

4 退火态 XRD 图谱中能够检测到 α -Cr 峰和微量的 AlN 峰。同时亚稳的 NiO 和 Cr_2O_3 颗粒将转变为 Al_2O_3 颗粒。

2.2 高温氧化测试

图 5 (a)~(c) 是 3 种样品在 1100 °C 下恒温氧化 300 h 的表面形貌。可以看出样品表面氧化膜均发生了一定程度的剥落,相较于 C(N) 和 C(N+10O) 涂层, C(N+20O) 涂层表面氧化膜剥落较轻微。C(N+20O) 剥落坑形貌与未剥落区相似。C(N) 和 C(N+10O) 涂层表面剥落区则呈现明显的疏松结构。对三者的剥落坑进行元素分析,具体成分如表 3 所示。可以看出,随着掺杂 O 元素的增多,剥落区域的 Ni、Cr 元素的含量在逐渐减少,同时在剥落坑区域检测到了基体元素 Co。结合图 6 的 3 种涂层氧化后的掠入射 X 射线衍射 (Grazing incidence X-ray fraction, GI-XRD) 图谱可以推测在 1100 °C 氧化 300 h 后样品表面均生成了 NiAl_2O_4 相。除尖晶石外,还在 3 种样品表面检测到 α - Al_2O_3 和 γ/γ' 的衍射峰,仅在 C(N+20O) 的样品表面检测到微弱的 AlN 信号。在样品表面并没有观察到 AlN 颗粒,推测 AlN 颗粒可能位于氧化膜的内部或下方。使用 MDI Jade 6 软件对氧化产物的相对含量进行计算,表面生成的 Al_2O_3 与 NiAl_2O_4 的体积比 C(N)

为 69:31, C(N+10O) 为 59.8:40.2, C(N+20O) 为 87.7:12.3。尖晶石相的生成会随着掺杂 O 含量的增加呈现先增加后减少的趋势。图 5 (d)~(f) 是 3 种涂层在 1100 °C 氧化 300 h 后的截面图,3 种涂层的氧化膜平均厚度分别为 8.78 μm 、7.9 μm 和 5.7 μm 。可以看出 C(N) 和 C(N+10O) 涂层均存在较为严重的剥落,虽然 C(N+20O) 涂层样品表面同样存在一些剥落区域,但是截面上并不存在涂层和空气界面直接接触的情况。通过对氧化膜局部放大(图 7 (a)~(c)) 的观察发现, C(N) 和 C(N+10O) 涂层的氧化膜发生了明显的分层,结合 EDS 和图 6 的 XRD 数据可判断上层浅灰色氧化物为 NiAl_2O_4 相。两者尖晶石层的厚度分别为 1.77 μm 和 2.32 μm 。而 C(N+20O) 并没有观察到明显的氧化膜分层,可能是尖晶石颗粒弥散分布在氧化膜中,这与

MDI Jade 6 软件计算 NiAl_2O_4 相含量的结果符合。掺杂了 O 元素的涂层在真空退火过程中,涂层中的亚稳态氧化物颗粒 Cr_2O_3 和 NiO 等可与涂层中的金属 Al 发生式 (3) 和 (4) 的反应,在样品表面生成稳定的 Al_2O_3 颗粒。但由于 C(N+10O) 涂层中掺杂 O 含量较少,样品表面形成的 Al_2O_3 颗粒呈孤岛状分布,造成 Al_2O_3 孤岛附近局部贫 Al,因此在氧化初期促进了尖晶石相的形成。相反 C(N+20O) 涂层氧化膜表面并没有生成明显的尖晶石相,可能是由于掺杂 O 含量较多,在真空退火后样品表面形成了较为完整的 Al_2O_3 薄膜,有效地隔绝了涂层与空气的接触,从而抑制了尖晶石相的生成。由于尖晶石结构的物质具有较大的生成氧化物分子体积与所消耗金属原子的体积比 (Pilling-bedworth ratio, PBR) 值,因此在生长过程中会产生较大的内

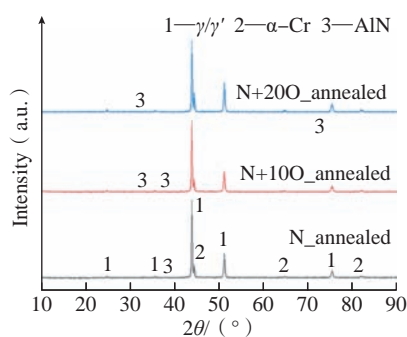


图 4 3 种退火态涂层的 XRD 图谱
Fig.4 XRD patterns of three annealed coatings

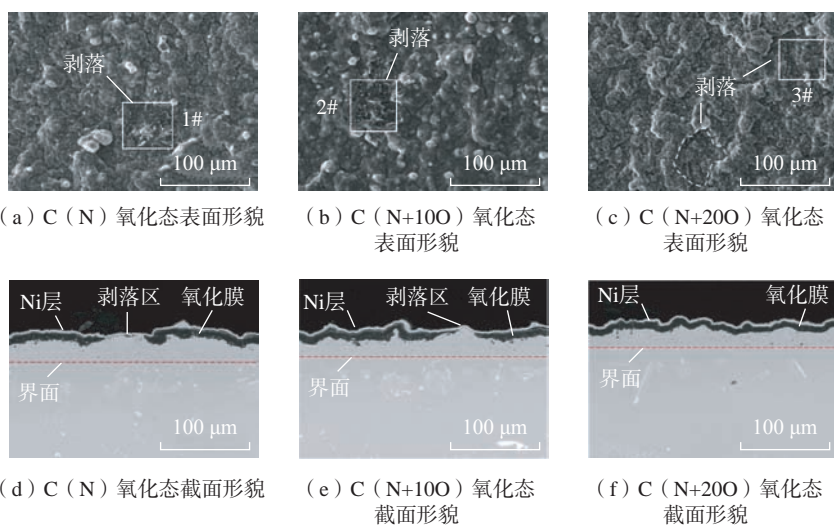


图 5 经 1100 °C 氧化 300 h 后 3 种涂层表面和截面形貌
Fig.5 Surface and cross-sectional morphology of three coatings after isothermal oxidation at 1100 °C for 300 h

表 3 氧化膜剥落区域化学成分 (质量分数)

Table 3 Chemical composition of oxide film peeling area (mass fraction) %

区域编号	O	Al	Ni	Cr	Y	Co
1#	41.96	39.99	12.23	3.89	1.21	0.72
2#	42.57	42.83	9.7	2.84	1.41	0.65
3#	49.47	45.02	2.85	1.44	1.21	—

应力,氧化膜将会通过变形、形成裂纹或是剥落来释放应力,因此 C(N) 和 C(N+10O) 出现了大量的氧化膜剥落,而 C(N+20O) 仅发生了轻微的剥落。

除此之外,三者的氧化膜中均含有大量的亮白色颗粒,经能谱分析可知氧化膜中的亮色颗粒为富 Y 颗粒,其主要成分如表 4 所示。图 7(d)~(f) 为涂层和氧化膜中的 Y 元素分布图,C(N) 涂层中富 Y 大颗粒较少,但氧化膜中存在明显的大颗粒夹杂。C(N+10O) 和 C(N+20O) 涂层中随着掺杂 O 含量的提高能够显著减少涂层和氧化膜中富 Y 颗粒的团聚。Jia 等^[24] 研究表明,涂层中的 O 元素对 Y 具有拖拽作用,当 O 含量较低时, Y 会在涂层中形成团聚,并在氧化膜中形成大颗粒的 $Y_3Al_5O_{12}$ 氧化物夹杂, $Y_3Al_5O_{12}$ 夹杂在氧化膜中会为 O^{2-} 向内扩散提供快速扩散通道,因此会提高氧化膜的生长速率;但当 O 含量较高时, O 对 Y 的拖拽作用增强, Y 将以细小弥散的 $Y_3Al_5O_{12}$ 颗粒分布在涂层中,抑制大颗粒的 Y-Al 氧化物夹杂在氧化膜中形成,从而降低了氧化膜的生长速率。

图 7(d)~(f) 展示了 3 种涂层在 1100 °C 氧化 300 h 后的样品截面图,3 种涂层在长时间的高温热暴露过程中发生了明显的退化,原本弥散分布在退火态涂层中的黑色陶瓷颗

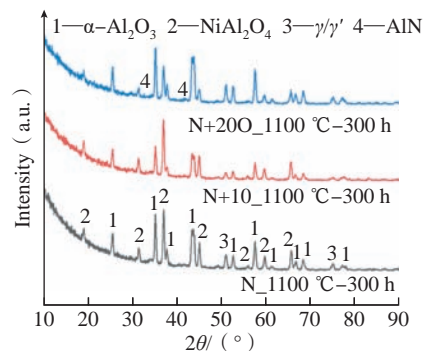
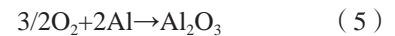


图 6 3 种涂层经 1100 °C 氧化 300 h 后 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of three coatings after isothermal oxidation at 1100 °C for 300 h

粒相(图 3(d)~(f))明显长大,在氧化后的涂层中形成了大量的陶瓷颗粒的团聚,经 EDS 检测这些黑色陶瓷颗粒相主要组成为 Ni、Al 和 N 元素以及少量的 Cr 和 Co 元素。通过对氧化后的涂层进行元素分析发现,在 1100 °C 氧化 300 h 后涂层中的剩余 Al 质量分数分别为 4.75%、5.10% 和 5.97%。从图 7(d)~(f) 中 Al 元素的分布图同样可以发现,随着 O 含量掺杂的增多,氧化后的涂层中残余富 Al 区域增多。产生这种现象的原因一方面可能是随着掺杂 O 含量提高,涂层中的陶瓷颗粒逐渐变多,细小的氧化物颗粒弥散分布在晶界与相界处抑制了涂层退化^[24];另一方面,由于在 1100 °C 下 AlN 的标准摩尔吉布斯自由能为 -167.900

kJ/mol、 Al_2O_3 为 -1237.552 kJ/mol。因此在氧化过程中 Al_2O_3 将通过以下方式在样品表面生成。



AlN 与 O_2 反应后释放的 N 原子会与附近的金属 Al 反应再次生成 AlN 或以气体的形式向外释放^[16]。由于 N 原子与 Al 有较高的亲和性,从而能促进涂层内部 Al 元素的上坡扩散^[21],同时由于 C(N+20O) 生成的氧化膜较为致密完整,对 Al 元素的消耗较少,使得残余的富 Al 区域增多,从而提高涂层的抗氧化性能。但是掺入过多的 O 元素会造成涂层中大量的金属 Al 以 Al_2O_3 陶瓷颗粒的形式被固定在涂层中,对涂层的长期抗氧化性能造成不利影响,因此后期

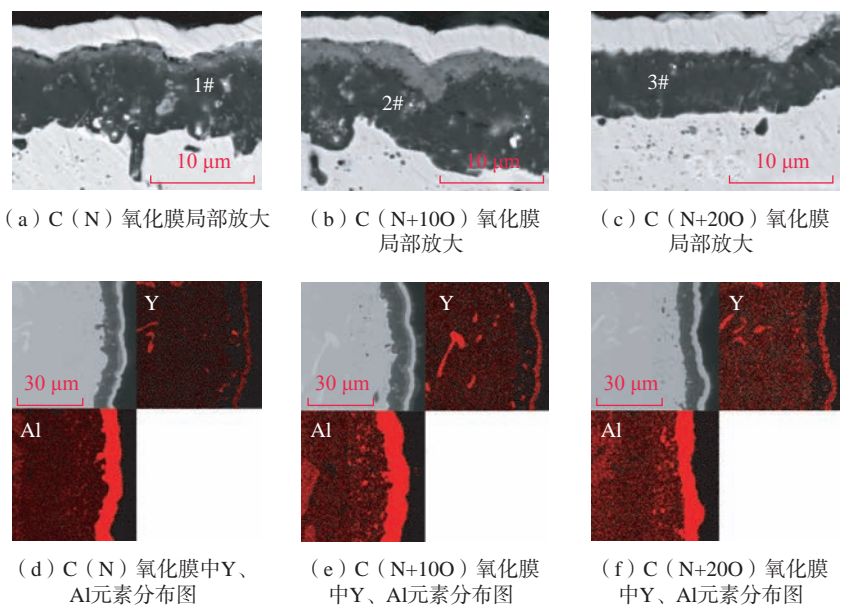


图 7 3 种涂层氧化膜局部放大图以及 Y、Al 元素分布图

Fig.7 Partial enlarged view of three kinds of coating oxide film and element mapping of Y and Al

表 4 氧化膜中亮白色颗粒的化学成分(质量分数)

Table 4 Chemical composition of bright particles in oxide film (mass fraction) %

区域编号	Al	O	Y	Ni	Cr
1#	43.80	43.38	11.92	0.90	—
2#	40.48	39.03	18.43	1.33	0.73
3#	42.42	42.52	13.41	1.65	—

需要对涂层中掺入的 O 元素含量以及靶材中的 Al 含量进一步优化,使涂层获得更优异的抗氧化性能。

3 结论

使用多弧离子镀设备在二代单晶 N5 上沉积了具有不同 O 含量的纳米金属陶瓷涂层,研究其在 1100 °C 下高温氧化性能,结论如下。

(1) C(N)、C(N+100)和 C(N+200)制备态涂层中无明显的陶瓷颗粒析出,其主要的相组成为 γ -Ni。当涂层在 1000 °C 真空退火 6 h 后,涂层中析出大量的陶瓷颗粒,且随着涂层中掺杂 O 含量的提升,涂层中出现了大颗粒的陶瓷相。

(2) 经 1100 °C 的氧化测试 300 h 后, C(N) 和 C(N+100) 均生成了上层为 NiAl_2O_4 和下层为 Al_2O_3 的双层氧化膜,但 C(N+200) 氧化膜并没有发生明显的分层。尖晶石相的生成会随着 O 含量的增加呈现先增加后减少的趋势。由于 O 对 Y 的拖拽作用,氧化膜中的富 Y 颗粒会随着掺杂 O 含量的增多而逐渐减少。

(3) 氧化后, C(N) 涂层几乎退化为金属涂层, C(N+100) 和 C(N+200) 涂层中依旧残余较多的陶瓷颗粒。

参考文献

[1] LI M H, ZHANG Z Y, SUN X F, et al. Oxidation behavior of sputter-deposited NiCrAlY coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 165(3): 241–247.

[2] ZHAO P P, SHEN M L, GU Y, et al. High vacuum arc ion plating NiCrAlY coatings: Bias effect and approach to preparation of functional gradient coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 281: 44–50.

[3] SHEN M L, ZHAO P P, GU Y, et al. High vacuum arc ion plating NiCrAlY coatings: Microstructure and oxidation behavior[J]. Corrosion Science, 2015, 94: 294–304.

[4] HOSSEINI S H, MIRDAMADI S, RASTEGARI S. Investigating efficiency of α - Al_2O_3 diffusion barrier layer in oxidation of EB-

PVD NiCrAlY coatings[J]. Surface Engineering, 2015, 31(2): 146–155.

[5] GOTI R, BÉTAILLE-FRANCOUAL M, HOURCASTAGNÉ E, et al. Isothermal oxidation behaviour of NiCoCrAlYTa coatings produced by HVOF spraying and tribomet™ process[J]. Oxidation of Metals, 2014, 81(1–2): 105–113.

[6] ZHANG B Y, YANG G J, LI C X, et al. Non-parabolic isothermal oxidation kinetics of low pressure plasma sprayed MCrAlY bond coat[J]. Applied Surface Science, 2017, 406: 99–109.

[7] GIL A, NAUMENKO D, VASSEN R, et al. Y-rich oxide distribution in plasma sprayed MCrAlY-coatings studied by SEM with a cathodoluminescence detector and Raman spectroscopy[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 204(4): 531–538.

[8] LU J T, ZHU S L, WANG F H. High temperature corrosion behavior of an AlP NiCoCrAlY coating modified by aluminizing[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 205(21–22): 5053–5058.

[9] VANDE PUT A, LAFONT M C, OQUAB D, et al. Effect of modification by Pt and manufacturing processes on the microstructure of two NiCoCrAlYTa bond coatings intended for thermal barrier system applications[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 205(3): 717–727.

[10] YIN B, XIE G, LOU L H, et al. Effect of Ta on microstructural evolution of NiCrAlYSi coated Ni-base single crystal superalloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 829: 154440.

[11] CHEN Y, ZHAO X F, XIAO P. Effect of microstructure on early oxidation of MCrAlY coatings[J]. Acta Materialia, 2018, 159: 150–162.

[12] XIE S M, LIN S S, SHI Q, et al. A study on the mechanical and thermal shock properties of MCrAlY coating prepared by arc ion plating[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 413: 127092.

[13] ZHU L J, ZHU S L, WANG F H, et al. Comparison of the cyclic oxidation behavior of a low expansion Ni + CrAlYSiN nanocomposite and a NiCrAlYSi coating[J]. Corrosion Science, 2014, 80: 393–401.

[14] TAN X, PENG X, WANG F. The mechanism for self-formation of a CeO_2 diffusion barrier layer in an aluminide coating at high temperature[J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 224: 62–70.

[15] BOLELLI G, CANDELI A, LUSVARGHI L, et al. Tribology of NiCrAlY+ Al_2O_3 composite coatings by plasma spraying with hybrid feeding of dry powder+suspension[J]. Wear, 2015, 344–345: 69–85.

[16] REN P, ZHU S L, WANG F H. Characterization and oxidation behavior of a sputtered nanocomposite Ni + CrAlYSiHfN coating[J]. Corrosion, 2015, 71(4): 523–535.

[17] REN P, YANG Y F, ZHU S L, et al. Effect of Ti on the microstructure change and oxidation behavior of Ni + CrAlYHfSiN composite coatings[J]. Corrosion Science, 2019, 150: 54–63.

[18] REN P, ZHU S L, WANG F H. Microstructural stability of AlN diffusion barrier for nanocomposite Ni + CrAlYSiHfN coating on single crystal superalloy at high temperatures[J]. Applied Surface Science, 2015, 359: 420–425.

[19] LIU Z L, SHEN M L, ZHU S L, et al. Oxidation mechanism of a nanocrystalline NiCrAlYSiHfN/AlN multilayer coating[J]. Corrosion Science, 2019, 156: 71–83.

[20] REN P, ZHU S L, WANG F H. TEM study of the evolution of sputtered Ni + CrAlYSiHfN nanocomposite coating with an AlN diffusion barrier at high temperature[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 286: 262–267.

[21] JIA Y X, ZHU S L, LIU Z L, et al. Oxidation mechanism of Ni + CrAlYNO nanocomposite coating enhanced by a NiCrAlY buffer layer[J]. Corrosion Science, 2021, 180: 109184.

[22] CHEN W R, WU X, MARPLE B R, et al. The growth and influence of thermally grown oxide in a thermal barrier coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(3–4): 1074–1079.

[23] YAO H R, BAO Z B, SHEN M L, et al. A magnetron sputtered microcrystalline β -NiAl coating for SC superalloys. Part II. Effects of a NiCrO diffusion barrier on oxidation behavior at 1100 °C[J]. Applied Surface Science, 2017, 407: 485–494.

[24] JIA Y X, ZHU S L, LIU Z L, et al. Effects of oxygen incorporation in low expansion Ni + CrAlYN nanocomposite coatings on the oxidation behavior[J]. Corrosion Science, 2020, 167: 108550.

通讯作者: 沈明礼, 副研究员, 博士, 研究方向为新型高温防护涂层。

Effect of Oxygen Doping on High-Temperature Oxidation Resistance of NiCrAlYN Coatings

WANG Wei^{1,2}, WU Jiaojiao^{1,2}, SHEN Mingli², ZHU Shenglong²

(1. University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China;

2. Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

[ABSTRACT] The effect of oxygen doping content on the oxidation resistance of NiCrAlYN nano-cermet coatings at 1100 °C was investigated. Three coatings with different oxygen doping were prepared by multi-arc ion plating with O₂ flow rates at 0, 10 sccm, and 20 sccm, respectively. After high-temperature at 1100 °C for 300 h, α -Al₂O₃ and NiAl₂O₄ were formed on the surface of three coatings. The thickness of the oxide scales was 8.78 μ m, 7.9 μ m, and 5.7 μ m, respectively. The oxide scales of the coatings deposited at 0 and 10 sccm showed significant delamination with the upper layer of NiAl₂O₄ and the inner layer of α -Al₂O₃, while this was not observed on the coating deposited at 20 sccm. The increase of oxygen doping content in nano cermets could effectively inhibit the formation of large particles of Y-Al oxide contaminant in the oxide scales and thus decrease the growth rate of the oxide scales. After oxidation, the oxygen containing coatings degraded more slowly than that without oxygen doping, which is mainly attributed to the beneficial effect of dispersed oxide particles in oxygen containing coatings on inhibiting the degradation of the coatings.

Keywords: Multi-arc ion plating; NiCrAlYN; NiCrAlYNO; Nano-cermet coatings; NiAl₂O₄

(责编 古京)

(上接第 45 页)

Investigation on Improvement of Process Stability of Thermal Barrier Coatings on Blades Prepared by Electron Beam Physical Vapour Deposition

TENG Xiaodan¹, PENG Hui^{2,3}, LI Liuhe^{1,4}, GUO Hongbo^{2,3,5}, GONG Shengkai^{1,2,3}

(1. Research Institute of Aero-Engine, Beihang University, Beijing 100191, China;

2. Research Institute for Frontier Science, Beihang University, Beijing 100191, China;

3. Key Laboratory of High-Temperature Structural Materials & Coatings Technology (Ministry of Industry and Information Technology), Beijing 100191, China;

4. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, China;

5. School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China)

[ABSTRACT] Electron beam physical vapor deposition (EB-PVD) is widely used in fabricating thermal barrier coatings (TBCs) onto aero-engine turbine blades. The process stability of EB-PVD determines the quality of TBCs and batch-to-batch consistency. In this work, two technologies including automatic evaporation of ceramic targets and multi-degree-of-freedom motion of blades were developed, in order to improve the EB-PVD coating performance. The results show that the ceramic targets can be automatically evaporated, yielding an even and smooth top surface. Coatings are obtained with a well-developed columnar structure. Two-layer coating system for ultra-high temperature applications can be further realized by the two-crucible configuration, which allows the deposition of two different targets within one coating process. The multi-degree-of-freedom motion enables the blades to rotate and tilt simultaneously, benefiting the tailoring of microstructure and thickness distribution of parts with complex geometries. Burner rig tests conducted for coating properties validation demonstrate that coatings deposited at the top surface of the platform exhibit excellent thermal cycling life compared with that at the outer surface of the blades.

Keywords: Electron beam physical vapour deposition (EB-PVD); Thermal barrier coatings (TBCs); Process stability; Microstructure; Thickness distribution; Burner rig tests

(责编 古京)

引文格式: 胡万鹏, 张广珩, 张洁, 等. 高熵稀土铪酸盐热障/环境障涂层材料的制备与性能研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 53-60.

HU Wanpeng, ZHANG Guangheng, ZHANG Jie, et al. Synthesis and property of high-entropy rare earth hafnate as thermal/environmental barrier coating material[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 53-60.

高熵稀土铪酸盐热障/环境障涂层材料的制备与性能研究*

胡万鹏^{1,2}, 张广珩^{1,2}, 张洁¹, 王京阳¹

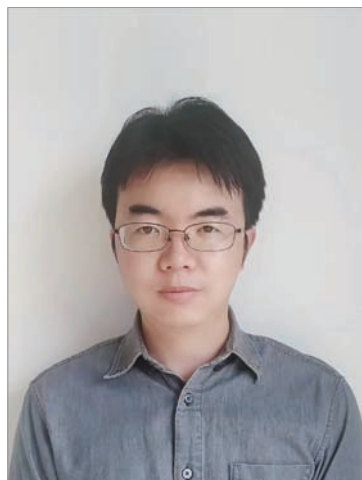
(1. 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家研究中心, 沈阳 110016;

2. 中国科学技术大学, 沈阳 110016)

[摘要] 综合性能优异的热障/环境障涂层是先进航空发动机涡轮叶片等高温部件的关键热防护材料。本研究通过两步烧结法制备了高熵稀土铪酸盐 $(La_{0.2}Gd_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})_4Hf_3O_{12}$ 和 $(Yb_{0.2}Lu_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})_4Hf_3O_{12}$, 系统研究了两种材料的力学、热学性能和 CMAS 腐蚀性能。多元高熵材料具有较低的热膨胀系数和热导率, 其中 $(Yb_{0.2}Lu_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})_4Hf_3O_{12}$ 表现出比 $(La_{0.2}Gd_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})_4Hf_3O_{12}$ 更高的硬度和断裂韧性。1300 °C 下 CMAS 腐蚀结果表明, $(La_{0.2}Gd_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})_4Hf_3O_{12}$ 与 CMAS 的反应速率快, 更容易析出磷灰石, 对阻止 CMAS 迅速渗透是有益的。高熵稀土铪酸盐材料具有优异的综合性能, 在热障/环境障涂层领域具有良好的应用前景。

关键词: 稀土铪酸盐; 热障/环境障涂层; 萤石结构; 力学性能; 热学性能; CMAS 腐蚀

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.053



胡万鹏

博士研究生, 研究方向为热障/环境障涂层。

碳化硅纤维增强陶瓷基复合材料 (SiC_f/SiC) 兼具低密度和优异的高温力学性能, 作为高推重比航空发动机热结构部件, 可以有效提高涡轮前温度, 并实现大幅减重^[1-2]。新一代航空发动机用 SiC_f/SiC 复合材料服役环境更加严苛, 需要在其表面涂敷热障/环境障多功能涂层, 除满足环境障涂层的耐燃气腐蚀功能外, 兼具热障涂层的热防护能力才能保障热端部件的服役可靠性。发动机在燃烧环境下, 高温、腐蚀、燃气冲刷以及复杂应力环境等多因素交互作用, 使得陶瓷基复合材料表面需要更先进的涂层保护, 随着涂层研究的深入, 多层结构体系成为主要发展方向。Poerschke 等^[3] 提出了一种多层结构的热障/环境障涂层 (Thermal/environmental barrier coating, T/EBC)

设计, 涂层体系包括硅粘结层、稀土硅酸盐中间层以及稀土铪酸盐面层。硅粘结层可以缓解稀土硅酸盐和基体热膨胀系数不匹配产生的应力, 并且在高温下氧化生成保护性的 SiO_2 , 作为氧扩散屏障^[4]。稀土硅酸盐在高温水蒸气环境下挥发较小, 能阻止高温水蒸气对 SiC_f/SiC 的腐蚀^[5-6]。面层材料直接面临复杂的热物理化学和应力环境, 因此面层材料的性能需要满足多种要求。

在 NASA 报道的 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料用环境障涂层体系的发展进程中指出, 面层的目标使用温度从 1315 °C 逐渐提升到 1480 °C 以上^[7]。除良好的隔热性能外, 面层材料需要具有高的熔点, 同时保持相对稳定至 1600 °C 以上, 在高温下有良好的抗烧结能力。此外, 优异的综合力

* 基金项目: 国家自然科学基金 (U21A2063); 中国科学院重点部署项目 (ZDRW-CN-2021-2-2)。

学性能也是保证涂层使用寿命的关键。面层面临的最重要挑战是来自发动机工作环境的腐蚀,因此,面层材料需要有很好的耐腐蚀性能,抵抗高温水蒸气腐蚀、低熔点沉积物(CMAS)及熔盐腐蚀等。随着温度提高,达到钙镁铝硅酸盐沉积物的熔点,面层材料的CMAS腐蚀行为成为研究的重点^[8-9]。

近年来,高熵陶瓷(High-entropy ceramics, HECs)引起研究者的广泛关注^[10-12],其定义为含有等摩尔或近等摩尔的多个主元(5个或以上)的固溶体。在这种系统中,高构型熵降低了吉布斯自由能形成热力学稳定的单相固溶体。Gild等^[13]制备了多种具有高构型熵的萤石结构单相固溶体,表现出较高的硬度和较低的电导率和热导率。具有高构型熵的多主元固溶可以丰富材料的多样性,获得性能更优异的材料。因此可以通过多主元固溶的方法对缺陷萤石结构的稀土铪酸盐性能综合优化,以满足T/EBC体系面层材料的需求。研究团队前期合成了一系列稀土铪酸盐^[8-9],经系统研究发现,材料室温力学性能(包括硬度、弯曲强度等)与晶体结构关联较弱;然而高温弹性模量、热膨胀系数和热导率等受晶体结构影响显著。其中缺陷萤石结构的 $RE_4Hf_3O_{12}$ (RE=Ho、Er、Tm)比 $\delta-RE_4Hf_3O_{12}$ (RE=Yb、Lu)表现出更低的高温弹性模量和更高的热膨胀系数,但其优势是具有非常低的热导率。

本研究选取了离子半径尺寸差别显著的镧系稀土元素La、Gd、Ho、Er、Tm、Yb和Lu,采用固相反应法制备了 $(La_{0.2}Gd_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})_4Hf_3O_{12}$ (简称F-LG)和 $(Yb_{0.2}Lu_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})_4Hf_3O_{12}$ (简称F-YL)缺陷萤石结构的高熵稀土铪酸盐陶瓷粉末,并通过热压烧结制备成致密块体,进一步表征了材料的力学性能和热学性能,并且对其CMAS腐蚀行为进

行了研究。

1 试验及方法

1.1 F-LG和F-YL制备

将氧化铪(HfO_2 , 纯度99.95%)粉末和稀土氧化物(RE_2O_3 , RE=La、Gd、Ho、Er、Tm、Yb、Lu, 纯度99.995%)粉末按化学计量比混合,放入氮化硅球磨罐内以无水乙醇为介质球磨24 h。均匀混合的浆料在80℃烘箱中干燥后,装入氧化铝坩埚,在箱式炉中1600℃下保温2 h。合成后的粉末继续以无水乙醇为介质球磨,得到粒径均匀的粉末。将两种粉末装入石墨模具,分别在1700℃和1750℃氩气保护气氛下热压烧结1 h,烧结时压力为30 MPa。

1.2 CMAS制备

在本研究中,CMAS组成采用了广泛研究的33CaO-9MgO-13AlO_{1.5}-45SiO₂成分^[14]。将分析纯的CaO、MgO、Al₂O₃和SiO₂粉末以上述摩尔比进行混合,以无水乙醇为介质球磨24 h。浆料烘干后放入箱式炉内升温至1200℃,反应24 h。合成的粉末再次球磨后得到用于CMAS腐蚀的粉末。

1.3 性能测试

1.3.1 力学性能

使用432SVD型显微硬度计(沃伯特测量仪器(上海)有限公司)进行维氏硬度测试。硬度值的计算公式为

$$HV = 1854.4 \frac{P}{d^2} \quad (1)$$

式中, P 为试验力,N; d 为压痕对角线长度, μm 。

使用电子力学万能试验机(CMT4204, SANS, China)测量三点弯曲强度。将样品尺寸加工为3 mm×4 mm×36 mm,经过打磨、倒角和抛光处理后进行测试,横梁移动速率为0.5 mm/min。弯曲强度计算公式为

$$\sigma = \frac{3FL}{2bh^2} \quad (2)$$

式中, F 为临界载荷; L 为跨距; b 为试样宽度; h 为试样厚度。

动态弹性模量采用脉冲激发技术测试,将尺寸为3 mm×15 mm×40 mm的矩形试样悬挂于钼丝上,由脉冲激发技术触发陶瓷细针轻轻敲击样品,使用激光振动仪采集样品的振动信号并由内耗分析仪(RFDA, IMCE, 比利时)进行信号处理。动态弹性模量根据弯曲共振频率法进行计算,即

$$E = 0.9465 \left(\frac{mf_f}{w} \right) \left(\frac{l^3}{t^3} \right) T_1 \quad (3)$$

式中, m 、 w 、 l 和 t 分别为试样的重量、宽度、长度和厚度; f_f 为弯曲共振频率; T_1 为修正系数,与样品的泊松比 ν 、试样的厚度长度比值 t/l 相关。

$$T_1 = 1 + 6.585(1 + 0.0752\nu + 0.8109\nu^2) \frac{(t/l)^2 - 0.868(t/l)^4 - 8.34(1 + 0.2023\nu + 2.173\nu^2)(t/l)^4}{1 + 6.338(1 + 0.1408\nu + 1.536\nu^2)(t/l)^2} \quad (4)$$

1.3.2 热学性能

样品热膨胀测试使用垂直高温光学膨胀计(ODHT, 意大利)。试样尺寸为3 mm×4 mm×14 mm,测试温度范围从室温至1673 K,升温速率为5℃/min。

热扩散系数测量采用激光闪射法,在激光热导仪(Netzsch LFA 457, 德国)上测试。试样尺寸为 $\phi 12.7$ mm×1.5 mm。在测试前表面采用磁控溅射镀一薄层Ti阻止激光穿透,然后再喷涂一层胶体石墨,保证激光脉冲能量被完全且均匀地吸收。测试温度范围从室温至1073 K。热扩散系数可通过式(5)计算。

$$\alpha = 0.1388 \frac{D^2}{t_{50}} \quad (5)$$

式中, D 为样品厚度,m; t_{50} 为半升温时间,s。

1.3.3 CMAS腐蚀

将样品加工成8 mm×8 mm×3 mm的块体,表面用砂纸打磨并抛光。无水乙醇与CMAS粉末混合,

均匀涂覆于样品表面,涂覆量约为 30 mg/cm^2 。1300 °C 下在马弗炉中分别进行 1 h 和 4 h 的热处理。腐蚀后样品用低速锯切开,打磨并抛光截面。使用 X 射线衍射仪(D/max-2400, Rigaku)分析反应后样品物相组成。使用 SUPRA 35 扫描电子显微镜(LEO, 德国)观察样品表面和截面微观形貌,用能量色散 X 射线光谱(EDS)分析反应产物组成成分。

2 结果与讨论

2.1 相组成及表面形貌

固相反应分别合成了 F-LG 和 F-YL 两种高熵稀土铪酸盐粉末。高熵稀土铪酸盐样品的 X 射线衍射图谱(图 1)表明两者均形成了氧空位无序排列的缺陷萤石结构(空间群 $Fm\bar{3}m$, No.227)。La₂O₃ 和 Gd₂O₃ 与 HfO₂ 通常会形成焦绿石结构的 δ 相 La₂Hf₂O₇ 和 Gd₂Hf₂O₇ (空间群 $R\bar{3}$, No.148); 研究组前期工作也发现 Yb₂O₃ 和 Lu₂O₃ 与 HfO₂ 能够形成氧空位有序排列的 δ -RE₄Hf₃O₁₂。本研究利用高熵效应,通过多组元固溶将 La、Gd、Yb 和 Lu 稳定到了缺陷萤石结构中。

热压合成的 F-LG 和 F-YL 块体密度分别为 8.67 g/cm^3 和 9.40 g/cm^3 。样品表面抛光后在 1500 °C 热腐蚀 2 h,表面形貌如图 2 所示。F-LG 晶粒平均尺寸约为 $0.5 \mu\text{m}$, F-YL 晶粒平均尺寸约为 $1.1 \mu\text{m}$, F-YL 晶粒比 F-LG 长大更为明显。一方面由于

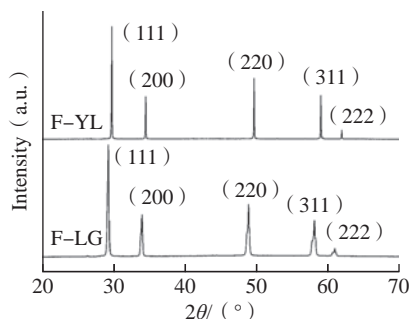


图 1 合成高熵稀土铪酸盐的 X 射线衍射图谱

Fig.1 XRD pattern of synthesized high-entropy rare-earth hafnate

F-YL 热压温度比 F-LG 高 50 °C,另一方面, F-YL 中离子半径较为接近,晶格畸变程度较低,原子迁移和扩散比较容易,因此晶粒长大速度较快,晶粒尺寸也较大。通过对样品表面能谱面扫分析可以得知,元素分布均匀,没有元素的偏聚和第二相的形成。

2.2 力学性能

2.2.1 硬度和断裂韧性

F-LG 和 F-YL 维氏硬度随压痕载荷的变化关系如图 3 所示。载荷超过 5 N 后,两种材料的维氏硬度趋于稳定,约为 10 GPa; F-YL 的硬度略高于 F-LG。与 δ -RE₄Hf₃O₁₂ (RE=Ho、Er、Tm) 相比^[8,15-16], F-LG 和 F-YL 高熵铪酸盐硬度降低了约 10%,依然保持较高的硬度值。硬度是一个较为复杂的物理量,不仅与材料的结构有关,还与材料的化学键结合强度有关。相比于 F-LG, F-YL 中掺杂的 Yb 和 Lu 离子半径较小,形成了结合更强的化学键,表现出更高的硬度。

进一步采用压痕法测试了材料的断裂韧性, F-LG 和 F-YL 的断裂韧性分别为 $1.08 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 和 $1.34 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。断裂模式的不同导致了断裂韧性的差别。图 4 为弯曲试验

后样品断面形貌,可以看出, F-LG 的断面比较平整,断裂模式表现为穿晶断裂, F-YL 的断裂模式为以沿晶断裂为主的混合断裂模式,裂纹扩展过程中会耗散更多的能量,因此具有更高的断裂韧性。本研究的两种稀土铪酸盐固溶体块体的压痕断裂韧性均略低,可以通过喷涂工艺优化制备具有柱状晶显微组织结构的涂层,柱状晶的间隙可以提供一定的应变容限,缓解涂层中的应力,减少裂纹的产生。

2.2.2 弯曲强度

三点弯曲测得的 F-LG 和 F-YL 的弯曲强度分别为 $(178 \pm 15) \text{ MPa}$ 和 $(198 \pm 19) \text{ MPa}$, F-YL 的弯曲强度略高于 F-LG。F-YL 的断口出现了层状的解理面(图 4 (b)),这些层状解理面是由于裂纹在晶粒内偏转产生。裂纹的偏转有助于材料强度的提高。

2.2.3 弹性模量

F-LG 和 F-YL 在室温和 1673 K 下的弹性模量值分别为 215 GPa、165 GPa 和 214 GPa、158 GPa。图 5^[8-9] 为两种材料的弹性模量随温度的变化,同时为了便于比较,将其他几种 RE₄Hf₃O₁₂^[8-9] 的结果加以对比。随着温度升高, δ -Yb₄Hf₃O₁₂ 和 δ -Lu₄Hf₃O₁₂

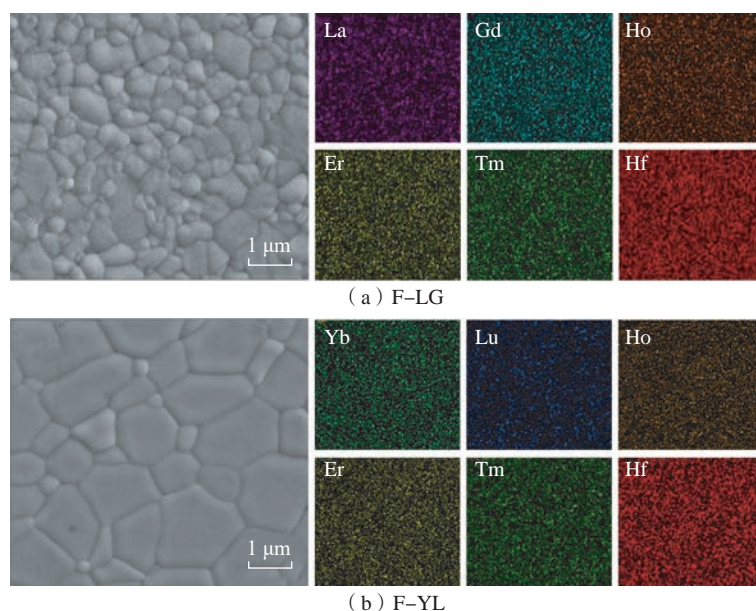


图 2 热腐蚀后的晶粒形貌以及对能谱面扫的元素分布

Fig.2 Thermal etched SEM of surface morphology and EDS mappings

的弹性模量线性缓慢降低。包括高熵稀土钨酸盐在内的所有缺陷萤石结构材料的弹性模量均在 800 K 左右出现转折,这一现象产生与缺陷聚集导致空位松弛及缺陷间的相互作用有关。在 800 K 之前,缺陷萤石结构 $RE_4Hf_3O_{12}$ 的弹性模量随温度升高迅速降低,降低速率比 δ - $RE_4Hf_3O_{12}$ 更快;在 800 K 以上,缺陷萤石材料弹性模量的降低有所减缓。

2.3 热学性能

2.3.1 热膨胀系数

在 473~1673 K 范围内, F-LG 和 F-YL 的平均线膨胀系数分别为 $8.58 \times 10^{-6} K^{-1}$ 和 $9.05 \times 10^{-6} K^{-1}$ 。图 6^[9] 展示了 F-LG 和 F-YL 在不同温度下的热膨胀系数。相比于同为缺陷萤石结构单组元的 $Ho_4Hf_3O_{12}$ 、

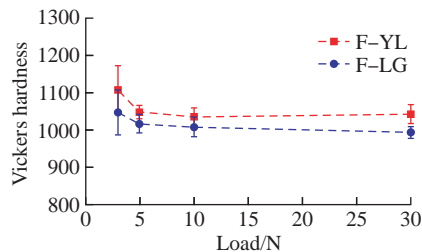
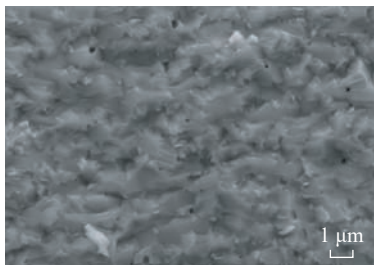
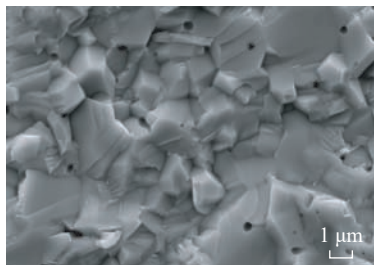


图3 显微维氏硬度随载荷的变化关系
Fig.3 Relationship between Vickers hardness and load



(a) F-LG



(b) F-YL

图4 三点弯曲试验后断口形貌
Fig.4 Fracture morphology after three-point bending test

$Er_4Hf_3O_{12}$ 和 $Tm_4Hf_3O_{12}$ 材料, F-LG 和 F-YL 具有更小的热膨胀系数。多主元高熵效应有效降低了缺陷萤石结构钨酸盐 $RE_4Hf_3O_{12}$ 的热膨胀系数。热膨胀系数的降低有利于与 T/EBC 体系中稀土单硅酸盐中间层的匹配,减小热循环导致的残余应力。

2.3.2 热导率

$A_4B_3O_{12}$ 组成的稀土钨酸盐材料结构中存在氧空位缺陷,通常表现出较低的热导率。图 7 (a) 为通过 Neumann-Kopp 定律计算得到的 F-LG 和 F-YL 热容随温度的变化关系,具有较大分子量的 F-YL 表现出较低的热容。图 7 (b) 为激光闪射法测得的热扩散系数,随着温度的升高,两个样品的热扩散系数均表现出降低的趋势。通过公式 $\kappa = \alpha C_p \rho$

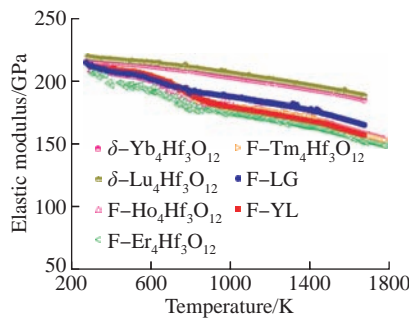


图5 F-LG、F-YL 和 $RE_4Hf_3O_{12}$ 弹性模量随温度的变化 (RE 为 Ho、Er、Tm、Yb 和 Lu)^[8-9]

Fig.5 Temperature dependence of elastic modulus for F-LG, F-YL and $RE_4Hf_3O_{12}$ (RE = Ho, Er, Tm, Yb and Lu)^[8-9]

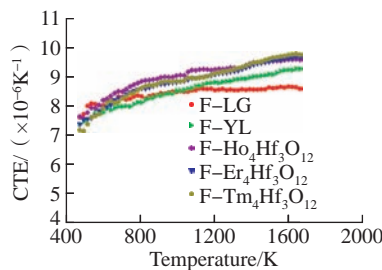
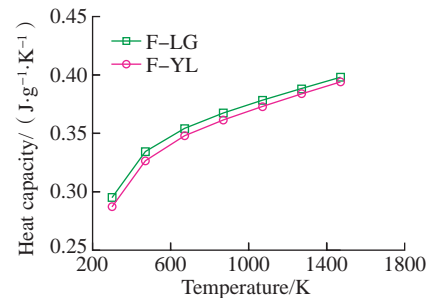
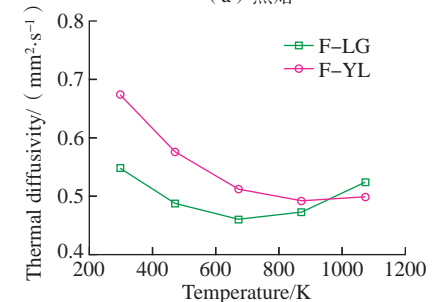


图6 F-LG、F-YL 和 $RE_4Hf_3O_{12}$ 在 473~1673 K 的热膨胀系数 (RE 为 Ho、Er 和 Tm)^[9]
Fig.6 Thermal expansion coefficient of F-LG, F-YL and $RE_4Hf_3O_{12}$ at 473~1673 K (RE = Ho, Er, Tm)^[9]

计算出材料的热导率,式中, κ 为热导率; α 为热扩散系数; C_p 为等压热容; ρ 为样品密度。将计算得到的热导率与几种单组元稀土钨酸盐的热导率进行了比较,如图 8 所示。缺陷萤石结构的 $RE_4Hf_3O_{12}$ 比 δ 相表现出更低的热导率。 δ 相结构中氧空位有序排列,晶格有序性会导致材料中的声子散射减弱,热导率增加;缺陷萤石结构中氧空位的无序排列会增加材料中的声子散射,降低热导率。多主元高熵效应会导致材料晶



(a) 热容



(b) 热扩散系数

图7 F-LG 和 F-YL 的热容和热扩散系数随温度的变化

Fig.7 Temperature dependence of heat capacity and thermal diffusivity for F-LG and F-YL

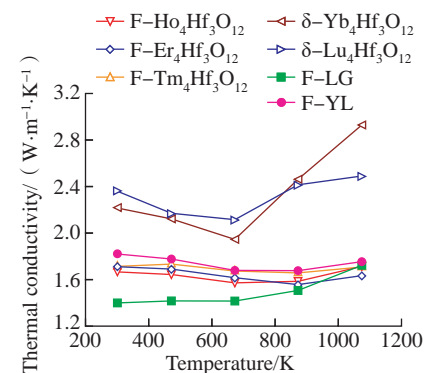


图8 几种稀土钨酸盐热导率的比较^[8-9]
Fig.8 Comparison of thermal conductivity for several rare earth hafnates^[8-9]

格产生畸变,增加声子散射,会进一步降低热导率。因此,高熵稀土钨酸盐表现出低于单组元材料的热导率。此外,热导率还会受到晶格振动的非简谐性的影响。原子量差别越大,晶格振动的非简谐性越强,声子平均自由程减小,热导率降低。因此,F-LG表现出了最低的热导率。F-LG室温下的热导率为 $1.41 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$,低于F-YL的 $1.82 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 。

将几种 $\text{A}_4\text{B}_3\text{O}_{12}$ 型稀土钨酸盐的晶体结构、力学性能和热学性能列于表1中进行比较。氧空位有序的 δ 相 $\text{Yb}_4\text{Hf}_3\text{O}_{12}$ 和 $\text{Lu}_4\text{Hf}_3\text{O}_{12}$ 表现出较小的热膨胀系数,而包括高熵稀土钨酸盐在内的所有缺陷萤石结构材料均表现出较小的热导率。多组元的固溶可以在一定程度上改善材料的性能,降低材料的热膨胀系数和热导率。而固溶不同元素对材料性能的改变也会产生不同,Yb和Lu元素的固溶提高了缺陷萤石相的断裂韧性,而La和Gd元素的固溶使材料有相对较好的高温弹性模量保持率,即高温下弹性模量降低较少,这使得在某一性能方面选择时对另一性能会有所牺牲。氧空位无序的萤石相结构比较特殊,阳离子存在很大的选择范围,其多组分固溶体有进一步研究的可能。

2.4 CMAS 腐蚀行为

用于航空发动机热端部件的涂层对于发动机性能至关重要,涂层不仅能够提高发动机工作温度,还可以减小环境对高温结构材料性能的影响,然而在发动机服役过程中,随着工作温度高于CMAS的熔点($\sim 1230^\circ\text{C}$),涂层会受到CMAS腐蚀,导致涂层退化直至失效,从而失去保护作用,因此CMAS腐蚀成为涂层使用过程中的关键挑战。图9和10分别为F-LG和F-YL在 1300°C 下CMAS腐蚀1h和4h后截面的形貌。在腐蚀不同时间后的样品中均观察到了球形和棒状产物。能谱的成分分析结合XRD(图11)的相分析可以确

定球形产物为固溶一定量 $\text{REO}_{1.5}$ 和CaO的萤石 HfO_2 固溶体,属于立方晶系,空间群为 $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$ (No.227)。棒状产物是钙稀土硅酸盐磷灰石,属于六方晶系,空间群为 $\text{P6}_3/\text{m}$ (No.176)。

在 1300°C 腐蚀1h后,F-LG的反应层厚度是F-YL的3倍以上,较厚的反应层表明其与CMAS的反应速率更快。此外,F-LG产物中形成的磷灰石所占比例比F-YL中的更高,F-YL中产物绝大部分为萤石

相。腐蚀4h后,F-LG产物层延伸至样品表面(图10(a)中间图),而F-YL的反应层厚度仅为腐蚀1h的2倍(图10(b)左图)。在 1300°C 下两种样品中产物的形貌也存在一定的差别,相比于F-YL样品中形成了尺寸较大的萤石产物,F-LG形成的萤石产物较为细小。从这点可以推断出,萤石相在F-LG样品与CMAS的反应过程中更容易发生形核,形核点的增加抑制了萤石相的生长。此

表1 F-LG, F-YL和 $\text{RE}_4\text{Hf}_3\text{O}_{12}$ (RE为Ho, Er, Tm, Yb, Lu)的晶体结构、力学性能和热学性能比较

Table 1 Comparison of crystal structure, thermal and mechanical properties of F-LG, F-YL and $\text{RE}_4\text{Hf}_3\text{O}_{12}$ (RE=Ho, Er, Tm, Yb, Lu)

材料	晶体结构	显微维氏硬度(HV ₃)	断裂韧性/(MPa·m ^{1/2})	室温弹性模量/GPa	1673 K弹性模量/GPa	弯曲强度/MPa	热膨胀系数/($\times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)	热导率/($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)
F-LG	缺陷萤石	990	1.08	215	165	178 ± 15	8.58	1.41
F-YL	缺陷萤石	1040	1.34	214	158	198 ± 20	9.05	1.82
Ho ₄ Hf ₃ O ₁₂	缺陷萤石	1130	1.13	210	158	204 ± 20	9.51	1.67
Er ₄ Hf ₃ O ₁₂	缺陷萤石	1110	1.05	205	151	195 ± 5	9.49	1.70
Tm ₄ Hf ₃ O ₁₂	缺陷萤石	1100	1.05	214	158	217 ± 22	9.57	1.71
Yb ₄ Hf ₃ O ₁₂	δ	1280	1.29	216	185	185 ± 13	7.64	2.22
Lu ₄ Hf ₃ O ₁₂	δ	1340	1.23	220	188	221 ± 27	7.46	2.37

注:热膨胀测试温度范围:室温至1473 K;热导率测试温度:室温。

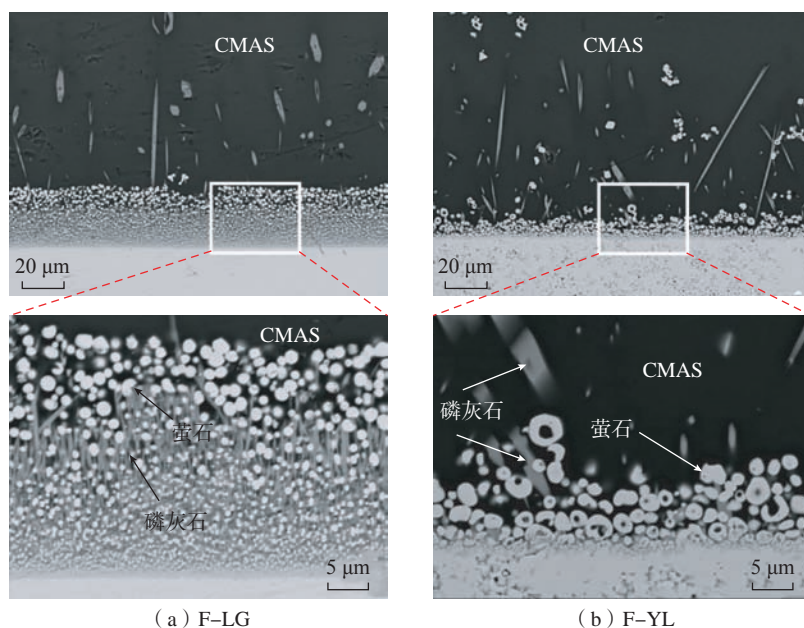


图9 F-LG和F-YL在 1300°C 下CMAS腐蚀1h后截面的背散射照片

Fig.9 Backscattering images of cross section for F-LG and F-YL after CMAS corrosion at 1300°C for 1 h

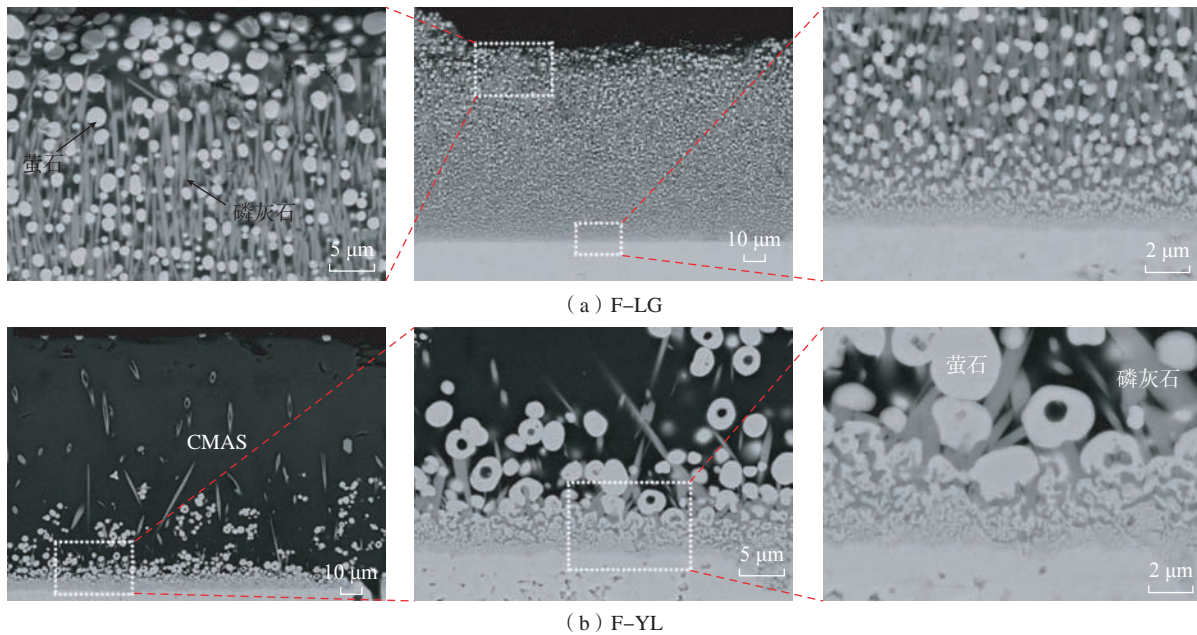


图 10 F-LG 和 F-YL 在 1300 °C 下 CMAS 腐蚀 4 h 后截面的背散射照片

Fig.10 Backscattering images of cross section for F-LG and F-YL after CMAS corrosion at 1300 °C for 4 h

外, CMAS 腐蚀后, F-LG 样品中析出的磷灰石产物所占比例明显高于 F-YL 样品, 磷灰石相更容易在 F-LG 样品中析出。

从与 CMAS 反应机制上来说, F-LG 和 F-YL 与其他稀土钨酸盐相似, 首先材料在 CMAS 中溶解, 随后萤石产物生成以及磷灰石产物析出。两种固溶体反应产物生成量差距明显, F-LG 和 F-YL 表现出不同的反应速率, 其主要原因在于 F-LG 含有离子半径较大的稀土元素 La 和 Gd, 而 F-YL 含有离子半径较小的稀土元素 Yb 和 Lu。图 12 统计了 CMAS 熔体、萤石相和磷灰石相中各种稀土的含量。分析 F-LG 和 F-YL 样品在残余 CMAS 熔体中的稀土含量(图 12 (a)), 可知, 相比于 Yb 和 Lu, La 和 Gd 在残余 CMAS 熔体和磷灰石相中的含量较高, 而萤石相中两种稀土含量很少。对于 F-LG 样品, La 在 CMAS 中浓度最高, 延长反应时间到 4 h 后, 稀土元素浓度整体增加。对于 F-YL 样品, 几种稀土元素含量较为均衡, 延长反应时间到 4 h 后, 含有的稀土浓度相比 1 h 只

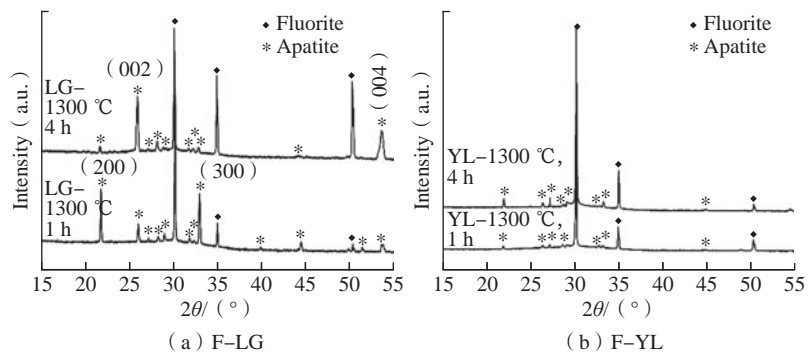


图 11 F-LG 和 F-YL 在 1300 °C 下 CMAS 腐蚀 1 h 和 4 h 后的 X 射线衍射图谱

Fig.11 XRD patterns of F-LG and F-YL after CMAS corrosion at 1300 °C for 1 h and 4 h

有微小的增加。图 12 (b) 为萤石产物中不同稀土元素的含量, 萤石相可以看作是 HfO_2 中固溶 RE 后形成 $(\text{Hf, RE})\text{O}_x$, 稀土离子半径对于稀土元素在萤石相中的固溶有重要影响, 离子半径越小的稀土元素与 Hf^{4+} 半径越接近, 预期固溶度更高。对于 F-LG, 离子半径较大的 La 和 Gd 元素在萤石产物中含量显著降低, 该趋势并未随反应时间延长到 4 h 而发生变化; 对于 F-YL, Er、Tm、Yb 和 Lu 离子半径较小的 4 种稀土元素在萤石产物中具有接近的固溶度, 反应时间延长到 4 h 后, 含量均略微增加。在磷灰石产物中, 不同稀土元素

的含量随稀土离子半径变化也非常明显, 如图 12 (c) 所示, 对于 F-LG 和 F-YL 均能观察到离子半径越大的稀土元素, 在磷灰石产物中含量越高。据此可知, 在 F-LG 和 F-YL 的 CMAS 腐蚀过程中, 首先会发生样品在 CMAS 熔体中的溶解, 随后萤石相和磷灰石相在熔体中发生结晶。由于萤石相中固溶的 La 和 Gd 较少, 其结晶过程所需的稀土更少(表 2), F-LG 样品中萤石相更容易发生结晶, 表现出更快的反应速率。萤石相析出消耗的 La 和 Gd 较少, 剩余的 La 和 Gd 促进了磷灰石的结晶, 因此磷灰石相在 F-LG 中所占比

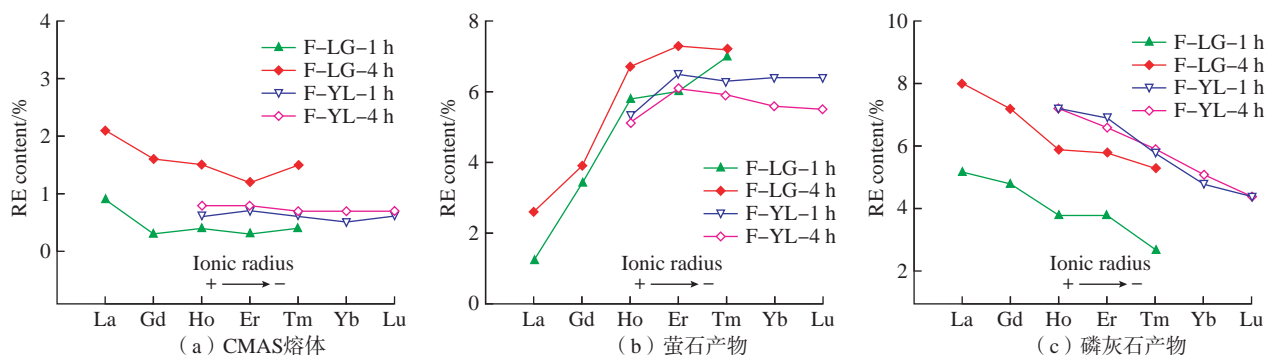


图 12 残余 CMAS 熔体、萤石产物和磷灰石产物中不同稀土元素的含量
Fig.12 Rare earth element content in residual CMAS melt, fluorite and apatite

例高于 F-YL。

对于块体材料来说,反应层的厚度越小,说明材料被腐蚀越慢,抗 CMAS 腐蚀性能越好。然而对于涂层,其耐久性取决于在使用过程中保持良好的微观结构^[17]。涂层的组织结构可以通过沉积工艺和工艺参数的选择来控制。典型的制备工艺包括电子束物理气相沉积(EB-PVD)和以粉末、悬浮液或者前驱体溶液为原料的等离子体喷涂技术。EB-PVD 制备的涂层通常是柱状晶涂层,其失效机制包括面层致密化、热生长氧化物层内部分层和粘结层空化等。无论何种失效机制,阻止 CMAS 熔体对于涂层的渗透可以提高涂层的耐久性。一个重要的研究方向是通过促进涂层和熔体间反应,加速熔体消耗,并且形成反应产物阻塞熔体进一步渗透的途径。稀土锆/钪酸盐与 CMAS 反应过程中,相比于生成萤石相,磷灰石相的形成可以更有效地阻止熔体渗透。因为磷灰石具有较快的结晶速度,并且产物体积大于消耗稀土锆/钪酸盐^[18]。等离子体喷涂制备涂层通常是片层状结构,相对较为致密。对于这类涂层来说,耐久性的提高在于减缓涂层与熔体的反应,减少腐蚀过程中涂层的消耗。F-LG 和 F-YL 在 CMAS 作用下的不同表现可能会分别适用于不同情况下的应用。更具体的结果需要通过具体涂层的 CMAS 腐蚀试验进一步验证。

表 2 1300 °C 下 CMAS 腐蚀后产物的成分(摩尔分数)

Table 2 Composition of products after CMAS corrosion at 1300 °C (mole fraction) %

Sample	Phase	REO _{1.5}	HfO ₂	CaO	SiO ₂	AlO _{1.5}	MgO
F-LG 1 h	Melt	2.3	1.3	31.3	42.9	13.8	8.3
	Fluorite	25.1	64.2	10.7	—	—	—
	Apatite	20.3	—	26.2	53.5	—	—
F-YL 1 h	Melt	3	1.1	32.0	43.7	11.5	8.8
	Fluorite	30.9	64.1	5.0	—	—	—
	Apatite	29.1	—	23.1	47.7	—	—
F-LG 4 h	Melt	7.9	3.5	29.2	37.8	14.8	6.8
	Fluorite	27.7	63.1	9.1	—	—	—
	Apatite	32.2	7.7	19.5	40.6	—	—
F-YL 4 h	Melt	3.7	1.3	32.5	43.3	12.1	7.0
	Fluorite	28.2	65.4	6.4	—	—	—
	Apatite	29.2	1.4	24.3	45.0	—	—

3 结论

本研究采用固相反应法合成了两种缺陷萤石结构 F-LG 和 F-YL 高熵稀土钪酸盐材料,并通过热压烧结制备了相应的致密块体。对块体的力学性能和热学性能进行了测试,并研究了两者的 CMAS 腐蚀行为,主要结论如下。

(1) F-YL 表现出比 F-LG 更高的硬度,以沿晶断裂为主的断裂模式使 F-YL 的断裂韧性高于 F-LG。

(2) 相比于单组元缺陷萤石结构稀土钪酸盐, F-LG 和 F-YL 具有较高的弹性模量,更低的热膨胀系数。

(3) 室温下, F-LG 和 F-YL 的热导率分别为 1.41 W/(m·K) 和 1.82

W/(m·K), 相比于几种单组元的稀土钪酸盐, 晶体结构中稀土占位的无序性和晶格的畸变增加了声子散射, 多主元高熵稀土钪酸盐表现出较低热导率。F-LG 的热导率低于 F-YL 归因于 La 和 Gd 与 Ho、Er 和 Tm 原子半径差别更大, 晶格畸变更严重。

(4) 对于 1300 °C 下的 CMAS 腐蚀, 较大离子半径的 La 和 Gd 不易固溶在萤石相中, F-LG 与 CMAS 反应形成磷灰石相的倾向更强。F-YL 与 CMAS 反应更倾向于形成萤石相, 并且表现出较慢的反应速率。

参考文献

[1] 杜昆, 陈麒好, 孟尧龙, 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 Kun, CHEN Qihao, MENG Xianlong, 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.

[2] SONG C K, YE F, CHENG L F, et al. Long-term ceramic matrix composite for aeroengine[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2022, 11(9): 1343–1374.

[3] POERSCHKE D L, HASS D D, EUSTIS S, et al. Stability and CMAS resistance of ytterbium-silicate/hafnate EBCs/TBC for SiC composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2015, 98(1): 278–286.

[4] XU Y, HU X X, XU F F, et al. Rare earth silicate environmental barrier coatings: Present status and prospective[J]. Ceramics International, 2017, 43(8): 5847–5855.

[5] TEJERO-MARTIN D, BENNETT C, HUSSAIN T. A review on environmental barrier coatings: History, current state of the art and future developments[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(3): 1747–1768.

[6] LEE K N, FOX D S, BANSAL N P. Rare earth silicate environmental barrier coatings for SiC/SiC composites and Si₃N₄ ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2005, 25(10): 1705–1715.

[7] ZHU D M. Advanced environmental barrier coatings for SiC/SiC ceramic matrix composite turbine components[M]//Engineered Ceramics. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2015: 187–202.

[8] HU W P, LEI Y M, ZHANG J, et al. Mechanical and thermal properties of RE₄Hf₃O₁₂ (RE=Ho, Er, Tm) ceramics with defect fluorite structure[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(9): 2064–2069.

[9] HU W, ZHANG G, LEI Y, et al. Mechanical and thermal properties of δ-RE₄Hf₃O₁₂ (RE=Yb, Lu)[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, [2022–09–18] <https://doi.org/10.1111/ijac.14194>.

[10] JIANG S C, HU T, GILD J, et al. A new class of high-entropy perovskite oxides[J]. Scripta Materialia, 2018, 142: 116–120.

[11] ZHAO Z F, CHEN H, XIANG H M, et al. High entropy defective fluorite structured rare-earth niobates and tantalates for thermal barrier applications[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2020, 9(3): 303–311.

[12] XIANG H M, XING Y, DAI F Z, et al. High-entropy ceramics: Present status, challenges, and a look forward[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2021, 10(3): 385–441.

[13] GILD J, SAMIEE M, BRAUN J L, et al. High-entropy fluorite oxides[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(10): 3578–3584.

[14] BOROM M P, JOHNSON C A, PELUSO L A. Role of environment deposits and operating surface temperature in spallation of air plasma sprayed thermal barrier coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 1996, 86–87: 116–126.

[15] STANEK C R, JIANG C, UBERUAGA B P, et al. Predicted structure and stability of A₄B₃O₁₂ δ-phase compositions[J]. Physical Review B, 2009, 80(17): 174101.

[16] YE F X, MENG F W, LUO T Y, et al. Ultrafast high-temperature sintering of (Y_{0.2}Dy_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Yb_{0.2})₄Hf₃O₁₂ high-entropy ceramics with defective fluorite structure[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(11): 4686–4691.

[17] POERSCHKE D L, JACKSON R W, LEVI C G. Silicate deposit degradation of engineered coatings in gas turbines: Progress toward models and materials solutions[J]. Annual Review of Materials Research, 2017, 47: 297–330.

[18] LEVI C G, HUTCHINSON J W, VIDAL-SÉTIF M H, et al. Environmental degradation of thermal-barrier coatings by molten deposits[J]. MRS Bulletin, 2012, 37(10): 932–941.

通讯作者: 张洁, 研究员, 研究方向为极端环境陶瓷防护涂层。

Synthesis and Property of High-Entropy Rare Earth Hafnate as Thermal/Environmental Barrier Coating Material

HU Wanpeng^{1,2}, ZHANG Guangheng^{1,2}, ZHANG Jie¹, WANG Jingyang¹

(1. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

[ABSTRACT] Thermal/environmental barrier coating with optimized performance is critical for the application in advanced aero-engines. In this work, high-entropy rare-earth hafnates, (La_{0.2}Gd_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})₄Hf₃O₁₂ and (Yb_{0.2}Lu_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})₄Hf₃O₁₂, were prepared by a two-step sintering method. Mechanical properties, thermal properties and CMAS corrosion behavior of two materials were systematically investigated. (Yb_{0.2}Lu_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})₄Hf₃O₁₂ exhibits higher hardness and fracture toughness than that of (La_{0.2}Gd_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})₄Hf₃O₁₂. High-entropy hafnates demonstrate reduced coefficient of thermal expansion and thermal conductivity. When corroded at 1300 °C, the reaction of (La_{0.2}Gd_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2})₄Hf₃O₁₂ with molten CMAS is more severe and triggers the precipitation of apatite, which mitigates the infiltration of molten CMAS into thermal/environmental barrier coatings. The rare earth hafnate has been regarded as a promising thermal barrier coating material.

Keywords: Rare earth hafnate; Thermal/environmental barrier coating; Fluorite structure; Mechanical property;

Thermal property; CMAS corrosion

(责编 古东)

引文格式: 谢敏, 崔越, 张凯, 等. Yb^{3+} 、 Er^{3+} 共掺杂 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷导热性能研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 61–66.

XIE Min, CUI Yue, ZHANG Kai, et al. Analysis of thermal conductivity behavior of Yb^{3+} and Er^{3+} co-doped $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ceramics[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 61–66.

Yb^{3+} 、 Er^{3+} 共掺杂 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷导热性能研究*

谢敏, 崔越, 张凯, 王志刚, 宋希文, 安胜利

(内蒙古科技大学, 包头 014010)

[摘要] 为探究在 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 中 A 位掺杂 Yb^{3+} 和 Er^{3+} 对其导热性能的影响, 采用固相合成法制备 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ($x=0.05, 0.1$; $y=0, 0.1$) 陶瓷材料, 并对其物相结构及热物理性能测试。研究发现, 改性后的 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料为立方烧绿石结构。由于质量差和半径差的变化, 声子散射增强, 平均自由程减小, 热导率降低, 在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 下, $(\text{Sm}_{0.85}\text{Yb}_{0.05}\text{Er}_{0.1})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 的热导率为 $1.3\text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, Yb^{3+} 和 Er^{3+} 的共掺杂可有效降低陶瓷材料的热扩散系数及热导率 ($\text{RT}\sim 1000\text{ }^\circ\text{C}$), 可作为热障涂层候选材料。

关键词: 热障涂层; $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$; 稀土掺杂改性; 导热性能; 声子散射; 固相合成法

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.061



谢敏

副教授, 博士, 研究方向为热障涂层材料。

近年来, 热障涂层作为一种新型的陶瓷涂层在飞行动力、电力生产装置以及大型水面舰艇等高性能

燃气轮机热端部件上均得到了广泛应用^[1-2]。传统的 YSZ (Yttria-stabilized zirconia) 是应用较早的一种涂层材料, 但当服役工作温度高于 1473 K 时, 质量分数为 $6\%\sim 8\%$ Y_2O_3 稳定的 ZrO_2 易发生烧结、腐蚀、体积膨胀, 导致涂层开裂并失效。随着高温热端部件的高效率、高可靠性要求不断提高, 热障涂层材料及其制备成了高温防护的关键技术之一。

稀土锆酸盐 $\text{R}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 是近年来研究的热点方向, 与传统的 YSZ 相比熔点更高、热导率更低、相稳定性更好, 作为最有可能取代 YSZ 的涂层陶瓷材料而受到了广泛关注^[3-7]。与众多稀土锆酸盐 $\text{R}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 材料相比, $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 的热导率较低, 热膨胀系数较高, 具有良好的高温相稳定性, 而且其热膨胀系数比相应的稀土锆酸盐大得多^[8-11]。

谢敏等^[12] 在 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 中加入了离子半径较小的 Er^{3+} , 当 $x=0.1\sim 0.3$ 时, $(\text{Sm}_{1-x}\text{Er}_x)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ($x=0\sim 0.4$) 陶

瓷材料为烧绿石结构, 随着 Er^{3+} 含量增多, 烧绿石结构的特征峰逐渐减弱, $x=0.4$ 时烧绿石结构特征峰消失, 晶体结构逐渐向萤石结构过渡, 与 Subramanian 等^[13] 的结论相一致。王春杰等^[14] 采用水热合成方法制备了 $\text{Sm}_2(\text{Zr}_{0.7}\text{Ce}_{0.3})_2\text{O}_7$ 纳米陶瓷材料, 在 $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 下经热处理后发现高温结构稳定性良好。于建华^[15] 利用等离子喷涂技术制备了 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 涂层材料并进行热导率测试, 发现其热处理前后热导率均低于 YSZ 涂层。姜涛等^[16] 利用高温固相法制备 Ti 掺杂 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料, 进行热导率测试 ($\text{RT}\sim 1000\text{ }^\circ\text{C}$), 在测试温度区间呈降低趋势, 当温度为 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 陶瓷材料的导热性能增加。Wang 等^[17] 用固相合成法制备了 $(\text{Gb}_{1-x}\text{Yb}_x)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料, 发现 Yb 的掺入可以降低材料的热导率, 比 $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 的热导率降低约 $1/4$, 但掺入过多的 Yb 会引起晶体结构的转变。谢敏等^[18] 利用固相合成法得到 $\text{Nd}_{2-x}\text{Er}_x\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶

* 基金项目: 内蒙古自治区高等学校科学研究项目 (NJZZ23055); 内蒙古自治区高等学校青年科技人才发展项目 (NJYT23008)。

瓷材料,发现其中 Er^{3+} 的掺入可以降低陶瓷材料的热容、热扩散系数以及热导率,并有效提高了抗烧性,但当 Er^{3+} 含量过高容易引起晶体结构从立方烧绿石结构向缺陷型萤石结构转变。张永和等^[19] 掺杂 Er_2O_3 和 Yb_2O_3 制备了 $(\text{La}_{1-2x}\text{Yb}_x\text{Er}_x)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料,发现 Er_2O_3 和 Yb_2O_3 的共同掺杂可以显著降低材料的热导率。李嘉等^[20] 利用 Gd_2O_3 、 Yb_2O_3 、 Y_2O_3 、 ZrO_2 稀土氧化物通过化学共沉淀法制备 GYYZO 材料,研究表明多元稀土氧化物掺杂改性氧化锆材料具有良好的高温相稳定性以及热物理性能,可以作为高性能热障涂层的替代材料。

根据上述研究可知,稀土元素的掺杂可进一步提高热膨胀系数,从而改善材料的热物理性能^[21-22]。其中, Er_2O_3 以及 Yb_2O_3 在改善 ZrO_2 陶瓷材料的热物理性能上表现出一定的优越性。基于此,本文拟选用在 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 中 A 位掺杂 Yb^{3+} 和 Er^{3+} 制备 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料,分析 Yb^{3+} 和 Er^{3+} 含量对 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 结构及导热性能产生的影响,探讨其作为新型热障涂层材料的可能性。

1 试验方法

1.1 材料制备

采用高温固相烧结法制备出 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ (摩尔分数 (%) $x=0.05, 0.1; y=0, 0.1$) 陶瓷材料。将 ZrO_2 、 Sm_2O_3 、 Er_2O_3 、 Yb_2O_3 粉末 (纯度 >99.99%, 中国北方稀土) 置于电阻炉中, $800\text{ }^\circ\text{C}$ 下保温 12 h, 去除粉末原料中的水分; 将干燥后的粉末原料按比例倒入球磨罐中, 以无水乙醇为介质, 480 r/min 下球磨 24 h; 球磨后的料浆倒入烘箱中, $60\text{ }^\circ\text{C}$ 下干燥 24 h。得到的粉料在研钵中进行初步研磨, 后置于电阻箱内, $1500\text{ }^\circ\text{C}$ 下煅烧保温 6 h。将煅烧后的混合粉料捣碎后再次置于球磨罐中以无水乙醇为介质二次球磨, 480 r/min 下球磨 24 h, 然后在 $60\text{ }^\circ\text{C}$ 烘箱中干

燥 24 h, 干燥后的粉料进一步研磨过筛。在 20 MPa 下将粉体进行预成形, 再经 200 MPa 冷等静压, 最后将压制成形的样品放入电阻炉中烧结, 烧结温度为 $1600\text{ }^\circ\text{C}$, 保温时间 6 h, 得到最终的陶瓷材料。

1.2 样品表征及性能测试

利用 X 射线衍射仪 (BRUKER D8 ADVANCE, 德国) 测试 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ($x=0.05, 0.1; y=0, 0.1$) 陶瓷材料的物相结构, 扫描速度为 $0.02^\circ/\text{min}$, 衍射角度范围为 $20^\circ\sim 80^\circ$ 。通过 Neumann-Kopp 定律得到陶瓷材料的热容 C_p , 根据阿基米德原理测定陶瓷样品的体积密度, 对 XRD 中得到的晶胞参数进行计算得到陶瓷材料的质点质量, 进而得到理论密度。利用德国 Netzsch LFA457 型激光导热仪测定热扩散系数 k , 测试温度范围为 $\text{RT}\sim 1000\text{ }^\circ\text{C}$, 每隔 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 取 1 个测试点, 每个温度点测试 3 次取平均值。通过公式热导率 $\lambda=C_p\cdot k\cdot\rho$ 计算得到热导率数值。

2 结果与讨论

2.1 物相结构分析

图 1 为 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 在 $1600\text{ }^\circ\text{C}$ 下烧结 6 h 后的 XRD 衍射图谱, 可知, XRD 图谱中出现的衍射峰与标准立方烧绿石结构特征峰相一致, 证明 Yb^{3+} 和 Er^{3+} 已经固溶进 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 晶格之中, 形成了具有单

立方烧绿石结构的固溶体。随着 Yb^{3+} 和 Er^{3+} 部分取代 Sm^{3+} 后, 衍射峰略向大角度方向偏移, 这是因为离子半径较小的 Yb^{3+} (0.0985 nm) 和 Er^{3+} (0.1004 nm) 固溶进 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 晶格之中, 使得 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 的晶胞参数较 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 相比有所减小, 这一结论与表 1 中晶胞参数 a 减小相一致。同时发现当 Yb^{3+} 含量相同时, Er^{3+} 含量增加, 晶胞参数减小, 原因是 Er^{3+} 离子半径比 Yb^{3+} 离子半径大, 在 A 位双掺杂中, 当 Yb^{3+} 离子的含量相同或者相差不大时, 晶格参数主要受到 Er^{3+} 离子的掺杂含量影响。

根据布拉格方程可知, 晶面间距减小导致衍射角度增加, 进一步证明 Yb^{3+} 和 Er^{3+} 确实固溶进 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 晶格之中。在常压条件下, $\text{A}_2\text{B}_2\text{O}_7$ 型陶瓷材料的晶体结构受 A、B 位阳离子半径比值影响。比值在 $1.46\sim 1.78$ 之间形成烧绿石结构^[16]。在 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 中掺杂 Er_2O_3 和 Yb_2O_3 , 其离子半径比可根据式 (1) 求出。

$$\frac{r(\text{A}^{3+})}{r(\text{B}^{4+})} = \frac{[(1-x-y)\cdot r(\text{Sm}^{3+}) + x\cdot r(\text{Yb}^{3+}) + y\cdot r(\text{Er}^{3+})]}{[r(\text{Zr}^{4+})]} \quad (1)$$

式中, x 、 y 分别为掺杂的摩尔分数; $r(\text{Sm}^{3+})$ 、 $r(\text{Yb}^{3+})$ 和 $r(\text{Er}^{3+})$ 为 8 配位离子半径, 分别是 0.1079 nm 、 0.0985 nm 和 0.1004 nm ; $r(\text{Zr}^{4+})$ 为 6

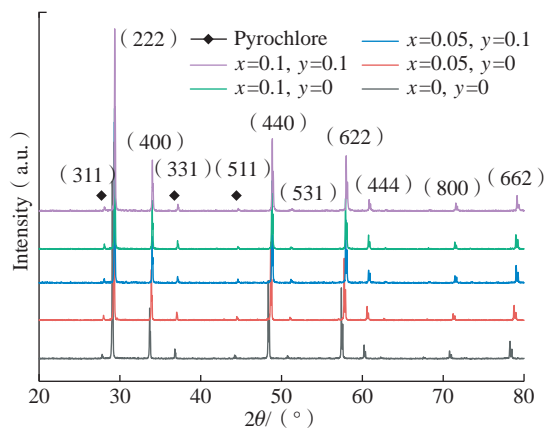


图 1 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 体系陶瓷材料的 XRD 衍射图谱
Fig.1 XRD diffraction patterns of ceramic materials of $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ system

配位离子半径,为 0.072 nm。 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料的晶胞参数及离子半径之比结果如表 1 所示,可知,当稀土氧化物 Er_2O_3 和 Yb_2O_3 掺杂量增多, $r(\text{A}^{3+})/r(\text{B}^{4+})$ 比值变小,比值均处于 1.46~1.78 之间,材料应为烧绿石结构,该结果与 XRD 衍射图谱分析结果一致。

由表 1 可知,理论密度逐渐增大,这是因为离子半径较小的 Yb^{3+} (0.0985 nm) 和 Er^{3+} (0.1004 nm) 取代离子半径较大的 Sm^{3+} (0.1079 nm),而 Yb 和 Er 的相对原子质量(分别为 173.05 和 167.26)比 Sm 的相对原子质量(150.36)大,随着掺入量增加,理论密度增大。

2.2 EDS 能谱分析

为观察 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ($x=0.05, 0.1; y=0, 0.1$) 体系陶瓷材料中稀土元素的分布情况,对陶瓷材料表面进行 EDS 能谱分析,以 $x=0.1, y=0.1, (\text{Sm}_{0.8}\text{Yb}_{0.1}\text{Er}_{0.1})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料为例,如图 2 所示,可以看出,Sm 元素、Er 元素、Yb 元素分布均匀,并未出现某一元素偏析,形成了良好的固溶体材料。

2.3 热容

图 3 为 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料的热容随温度的变化关系,可见,RT~1000 °C 下热容值与温度呈线性增长的关系;随着稀土氧化物 Er_2O_3 和 Yb_2O_3 含量的增加,热容值减小,在含量最大 $x=0.1, y=0.1$ 即 $(\text{Sm}_{0.8}\text{Yb}_{0.1}\text{Er}_{0.1})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 时热容值最小。这是因为 Er_2O_3 和 Yb_2O_3 的热容值低于 Sm_2O_3 ,引入比原组成热容值低的离子可降低热容值。当 Er^{3+} 含量相同时,随 Yb^{3+} 含量增加,陶瓷材料热容值降低。原因是 Er_2O_3 的理论热容值比 Yb_2O_3 的高,在掺杂量相同的情况下,掺杂 Yb^{3+} 离子对 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料热容值降低效果更明显。

2.4 热扩散系数及热导率

图 4 为 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶

表 1 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 体系陶瓷材料的相关参数
Table 1 Relevant parameters of ceramic materials of $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ system

$(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$	a/nm	$r(\text{A}^{3+})/r(\text{B}^{4+})$	$\rho_t/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	$\rho_{\text{测}}/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$
$\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$	1.0639	1.5000	6.5584	6.4352
$(\text{Sm}_{0.95}\text{Yb}_{0.05})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$	1.0580	1.5625	6.7031	6.2039
$(\text{Sm}_{0.85}\text{Yb}_{0.05}\text{Er}_{0.1})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$	1.0552	1.5444	6.7951	6.3619
$(\text{Sm}_{0.9}\text{Yb}_{0.1})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$	1.0553	1.5534	6.7801	6.3384
$(\text{Sm}_{0.8}\text{Yb}_{0.1}\text{Er}_{0.1})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$	1.0539	1.5347	6.8444	6.612

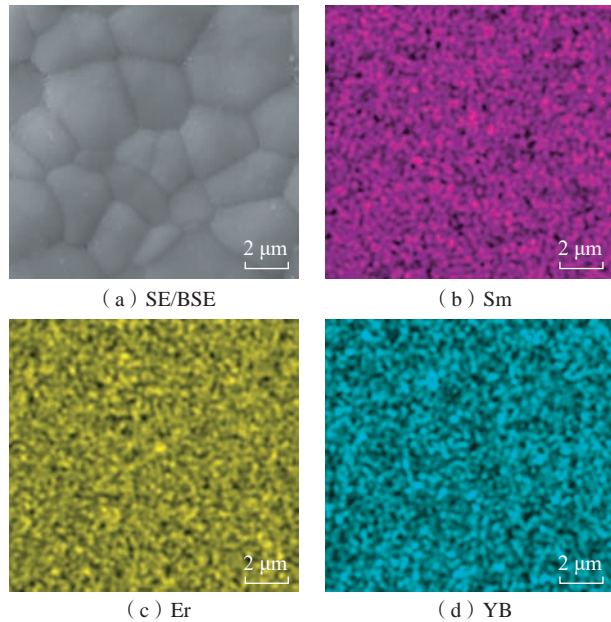


图 2 陶瓷材料 1600 °C 保温 6 h 表面 EDS 图谱

Fig.2 EDS atlas of ceramic material surface after heat preservation at 1600 °C for 6 h

瓷材料热扩散系数随温度变化曲线图。RT~600 °C,热扩散系数随温度升高而降低,当温度超过 600 °C,热扩散系数出现反弹现象。这是因为样品在较高的温度下,激光穿透而过,使其导热系数增加,一些研究者称之为“黑体辐射”现象^[23-26]。可见,在 Yb^{3+} 离子的掺入量为 0.05% 的基础上,进一步掺杂 Er^{3+} 后热扩散系数大幅度降低,说明在 Yb^{3+} 掺杂量相同的情况下,掺杂 Er^{3+} 离子对 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料热扩散系数降低效果更明显。同时表明,随着稀土元素的加入,热扩散系数降低,热传导率降低。但并不是掺杂含量越多降幅越大,当 Yb^{3+} 含量为 0.05%, Er^{3+} 含量为 0.1% 时,热扩散

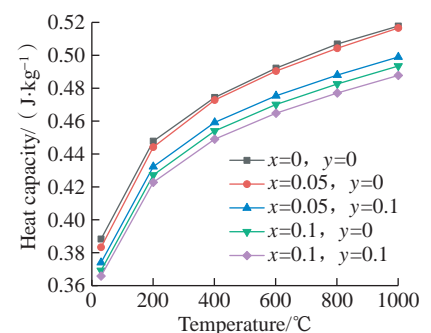


图 3 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 体系陶瓷材料的热容

Fig.3 Heat capacity of ceramic materials of $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ system

系数取得最小值 0.399 mm^2/s 。

根据公式 $\lambda = C_p \cdot k \cdot \rho$ 以及 $\frac{\lambda}{\lambda_0} = 1 - \frac{4}{3}\varphi$ 计算并修正,得到的热导率如

图5所示。在热导率计算过程中要考虑误差的存在,因为热扩散系数和体积密度的测量过程中并不能做到完全准确,且依据 Neumann-Kopp 定律计算热容时也会有5%的误差^[19],以及密度测试时引入0.5%的误差,热扩散系数测试时引入1.5%的误差。由图5可知,RT~600℃,温度升高热导率降低,此时在 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料中,声子导热是主要的导热方式,能满足大部分无机非金属晶体材料的导热机制^[27];600~1000℃出现温度升高热导率同步升高的现象。目前已有的研究发现,稀土钨酸盐陶瓷材料对热辐射有一定的透光率,这一现象有可能是由于光子的热传导效应,在高温条件下光子导热增强并参与到热传导过程中,因此在高温下增大了陶瓷材料的热导率。由图5还可知,在相同温度下,提高 Yb_2O_3 和 Er_2O_3 的含量均有效降低了热导率,当稀土 Yb_2O_3 含量0.05%, Er_2O_3 含量0.1%,于600℃热导率值最小为1.3 W/(m·K),热导率与室温时相比降低了约30%。由此可见,当 Yb_2O_3 和 Er_2O_3 共同掺杂时, $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料才具有更低的热导率。这是由于 Yb^{3+} 和 Er^{3+} 同时掺杂会使声子和缺陷的散射增大,使声子散射变得更强,声子平均自由程减小,陶瓷材料的导热性能下降。

固体材料的热导率为

$$\lambda = \frac{1}{3} \int_0^{\omega_{\max}} C(\omega, T) v(\omega) l(\omega, T) d\omega \quad (2)$$

式中, ω 为声子频率; C 为热容; v 为声子速度; l 为声子平均自由程; T 为温度。在德拜温度以上,晶体材料的热导率主要取决于声子的平均自由程^[28]。无机材料有两种主要传热方式,即晶格的振动和辐射,其中晶格振动的量子化称为声子。声子散射的发生有声子与声子、点缺陷、晶界

碰撞引起的散射3个影响因素^[29]。因为晶界的大小比声子的平均自由程要大得多,所以晶界散射对热传导的影响可以忽略不计。因此声子平均自由程的主要影响因素为声子与声子、声子与点缺陷之间引起的散射。对于 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 体系陶瓷材料来说,其热导率变化主要由点缺陷造成,对于具有点缺陷引起散射的晶格材料而言,其声子平均自由程与质量差和半径差有关,表示为

$$\frac{1}{l} = \frac{a^3}{4\pi v^4} \omega^4 c \left(\frac{\Delta M}{M} \right)^2 \quad (3)$$

$$\frac{1}{l} = \frac{2ca^3 \omega^4}{\pi v^4} J^2 \gamma^2 \left(\frac{\Delta R}{R} \right)^2 \quad (4)$$

式中, a^3 为每个原子的体积; v 为横向波的传播速度; c 为每种原子的浓度; J 为常数; γ 为葛乃森常数; M 和 R 分别为主要离子的平均质量和离子半径; ΔM 和 ΔR 分别为取代和被取代离子的质量差和半径差^[30]。公式(3)和(4)表明, ΔM 和 ΔR 的变化很大程度上决定着声子平均自由程的变化。在 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 体系陶瓷材料中,八配位的 Sm^{3+} 质量为150.36,离子半径为0.1079 nm; Yb^{3+} 质量为173.05,离子半径为0.0985 nm; Er^{3+} 质量为167.26,离子半径为0.1004 nm。六配位的 Zr^{4+} 质量为91.224,离子半径为0.072 nm。

因此由于 Yb^{3+} 、 Er^{3+} 离子掺入,质量差和半径差都有不同程度的变化,使声子的平均自由程减小,从而降低热导率。

Er_2O_3 和 Yb_2O_3 的掺杂降低了 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 的热导率,进一步可以解释为由于存在的质量差和半径差引起声子散射系数 Γ 的变化。声子散射系数 Γ 表示为

$$\Gamma = x(1-x) \left[\left(\frac{\Delta M}{M} \right)^2 + \varepsilon \left(\frac{\Delta \delta}{\delta} \right)^2 \right] \quad (5)$$

式中, δ 为掺杂离子半径; x 为掺杂稀土离子 Yb^{3+} 、 Er^{3+} 浓度; ε 为除质量差异外其他因素对声子散射系数影响的参数,对于典型陶瓷材料来说,其值处于10~100之间^[31]。式(5)中

$$\Delta M = |M_{\text{Sm}} - M_{\text{掺杂离子}}| \quad (6)$$

$$\bar{M} = (1-x) \cdot M_{\text{Sm}} + x \cdot M_{\text{掺杂离子}} \quad (7)$$

$$\Delta \delta = \delta_{\text{Sm}} - \delta_{\text{掺杂离子}} \quad (8)$$

$$\bar{\delta} = (1-x) \cdot \delta_{\text{Sm}} + x \cdot \delta_{\text{掺杂离子}} \quad (9)$$

根据公式(6)~(9)可得出 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 体系陶瓷材料中声子散射系数 Γ ,计算结果如表2所示。

综上所述,声子散射主要是由于质量差异以及半径差异引起点缺陷造成的,其中半径差异对声子散射的影响较大。从表2可以看见,散射系数越大,其声子散射强度越高,易使材料的热导率下降,呈现低导热现

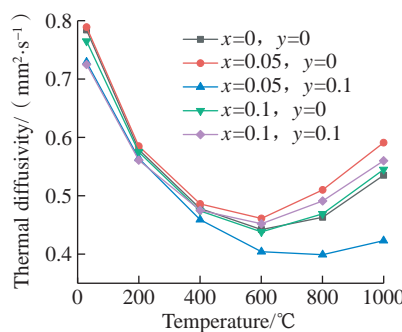


图4 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 体系陶瓷材料的热扩散系数随温度变化曲线

Fig.4 Thermal diffusion coefficient of $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ system ceramic materials with temperature

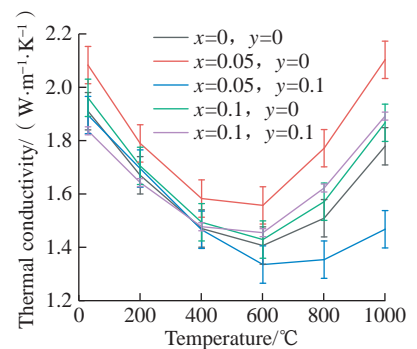


图5 $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 体系陶瓷材料的热导率随温度变化曲线

Fig.5 Thermal conductivity versus temperature curves of ceramic materials of $(\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y)_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ system

表 2 ($\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 体系陶瓷材料的散射系数Table 2 Scattering coefficients of ceramic materials of ($\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ system

($\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$	Γ
$x=0, y=0$	—
$x=0.05, y=0$	$3.7268 \times 10^{-2} + 3.9189 \times 10^{-2} \cdot \varepsilon$
$x=0.05, y=0.1$	$5.7005 \times 10^{-2} + 6.5994 \times 10^{-2} \cdot \varepsilon$
$x=0.1, y=0$	$5.3811 \times 10^{-2} + 5.9900 \times 10^{-2} \cdot \varepsilon$
$x=0.1, y=0.1$	$4.9988 \times 10^{-2} + 6.2592 \times 10^{-2} \cdot \varepsilon$

象。 Yb^{3+} 、 Er^{3+} 掺杂后使 ($\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料具有更高的声子散射系数,从而降低材料的热导率。当掺杂量 $x=0.05, y=0.1$ 时, ($\text{Sm}_{0.85}\text{Yb}_{0.05}\text{Er}_{0.1}$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料的散射系数最大,与此对应的热导率值最小。当掺杂量 $x=0.05, y=0$ 时, ($\text{Sm}_{0.95}\text{Yb}_{0.05}$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料的散射系数最小,与此对应的热导率值最大,计算结果与热导率结果相一致。

3 结论

(1) 利用 Sm_2O_3 、 ZrO_2 、 Er_2O_3 、 Yb_2O_3 通过固相合成法于 $1600\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 8 h 得到 ($\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料, Er^{3+} 和 Yb^{3+} 取代 Sm^{3+} 并固溶进晶格之中,掺杂后晶体为立方烧绿石结构,同时 Er^{3+} 和 Yb^{3+} 的掺杂致使晶胞参数减小,总掺杂含量越多,晶胞参数越小。

(2) Yb^{3+} 、 Er^{3+} 掺杂后使 ($\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料具有更高的声子散射系数,声子散射系数越大,声子散射越强,声子平均自由程减小,对应的热导率值越小。当掺杂 Er_2O_3 含量为 0.05% 、 Yb_2O_3 含量为 0.1% 时, ($\text{Sm}_{0.85}\text{Yb}_{0.05}\text{Er}_{0.1}$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 的声子散射系数最大,热导率取得最小值 $1.3\text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 。

(3) Yb^{3+} 和 Er^{3+} 掺杂合成的 ($\text{Sm}_{1-x-y}\text{Yb}_x\text{Er}_y$) $_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料表现

出良好的热物理性能,是一种良好的热障涂层候选材料。

参考文献

[1] 杨宏波,王源升,王轩,等. 燃气轮机在海洋环境下的热腐蚀与防护技术研究进展[J]. 表面技术, 2020, 49(1): 163–172.

YANG Hongbo, WANG Yuansheng, WANG Xuan, et al. Research progress of hot corrosion and protection technology of gas turbine under marine environment[J]. Surface Technology, 2020, 49(1): 163–172.

[2] 孙海鸥,王萌,王忠义,等. 轴流压气机气固两相流及磨损特性数值模拟[J]. 哈尔滨工程大学学报, 2018, 39(2): 310–316.

SUN Haiou, WANG Meng, WANG Zhongyi, et al. Numerical research on two-phase flow and erosion characteristic of axial compressor[J]. Journal of Harbin Engineering University, 2018, 39(2): 310–316.

[3] 张红松,杨树森,温倩. $\text{A}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 型稀土锆酸盐热障涂层研究进展[J]. 表面技术, 2014, 43(4): 135–141.

ZHANG Hongsong, YANG Shusen, WEN Qian. Research progress of $\text{A}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ -type rare-earth zirconate thermal barrier coatings[J]. Surface Technology, 2014, 43(4): 135–141.

[4] 柳彦博,马壮,王全胜. 等离子喷涂制备钪酸钇热障涂层及其性能的研究[J]. 材料工程, 2010 (S2): 180–184.

LIU Yanbo, MA Zhuang, WANG Quansheng. Properties of $\text{Y}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$ thermal barrier coatings[J]. Materials Engineering, 2010 (S2): 180–184.

[5] XU Q, PAN W, WANG J D. Preparation and thermophysical properties of $\text{Dy}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ceramic for thermal barrier coatings[J]. Materials Letters, 2005(59): 2804.

[6] ZHAO M, PAN W, WAN C L, et al. Defect engineering in development of low thermal conductivity materials: A review[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(1): 1–13.

[7] QU Z X, WAN C L, PAN W. Thermophysical properties of rare-earth stannates: Effect of pyrochlore structure[J]. Acta Materialia, 2012, 60(6–7): 2939–2949.

[8] ZHAO H B, LEVI C G, WADLEY H N G. Vapor deposited samarium zirconate thermal barrier coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 203(20–21): 3157–3167.

[9] 谢敏,刘洋,李瑞一,等. $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$

基热障涂层材料研究现状[J]. 航空制造技术, 2022, 65(3): 51–63, 70.

XIE Min, LIU Yang, LI Ruiyi, et al. Research status of $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ thermal barrier coatings[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(3): 51–63, 70.

[10] 孙现凯,陈玉峰,王广海,等. 大气等离子喷涂 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 热障涂层的隔热性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(S1): 735–739.

SUN Xiankai, CHEN Yufeng, WANG Guanghai, et al. Mode preparation and thermal isolation effect of $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ ceramics for thermal barrier coatings[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(S1): 735–739.

[11] 吴树琴. $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 改性 $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 热障涂层的制备及高温稳定性研究[D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2020.

WU Shuqin. Preparation and high-temperature stability of $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ modified $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ thermal barrier coating[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2020.

[12] 谢敏. Er_2O_3 掺杂新型热障涂层材料结构及性能研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2020.

XIE Min. Structure and properties of Er_2O_3 doped new thermal barrier coating materials[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2020.

[13] SUBRAMANIAN M A, ARAVAMUDAN G, SUBBA RAO G V. Oxide pyrochlores: A review[J]. Progress in Solid State Chemistry, 1983, 15(2): 55–143.

[14] 王春杰,张爱华,王月. $\text{Sm}_2(\text{Zr}_{0.7}\text{Ce}_{0.3})_2\text{O}_7$ 纳米热障涂层材料的制备及其热物性能研究[J]. 渤海大学学报(自然科学版), 2018, 39(2): 153–159.

WANG Chunjie, ZHANG Aihua, WANG Yue. The synthesis and thermophysical performance of $\text{Sm}_2(\text{Zr}_{0.7}\text{Ce}_{0.3})_2\text{O}_7$ nano-sized thermal barrier coatings[J]. Journal of Bohai University(Natural Science Edition), 2018, 39(2): 153–159.

[15] 于建华. 等离子喷涂钪酸钇热障涂层的微观结构和热物理性能[C]// 第十一届国际热喷涂研讨会暨第十二届全国热喷涂年会. 厦门, 2008.

YU Jianhua. Microstructure and thermophysical properties of plasma sprayed samarium zirconate thermal barrier coatings[C]//The 11th International Thermal Spraying Seminar and the 12th National Annual Thermal Spraying Conference. Xiamen, 2008.

[16] 姜涛,宋希文,谢敏,等. $\text{Sm}_2(\text{Zr}_{1-x}$

Ti_x)₂O₇ 陶瓷材料的结构及热物理性能 [J]. 装备环境工程, 2019, 16(1): 47–52.

JIANG Tao, SONG Xiwen, XIE Min, et al. Structure and thermophysical properties of Sm₂(Zr_{1-x}Ti_x)₂O₇ ceramic materials[J]. Equipment Environmental Engineering, 2019, 16(1): 47–52.

[17] WANG X Z, GUO L, ZHANG H L, et al. Structural evolution and thermal conductivities of (Gd_{1-x}Yb_x)₂Zr₂O₇ (x=0, 0.02, 0.04, 0.06, 0.08, 0.1) ceramics for thermal barrier coatings[J]. Ceramics International, 2015, 41(10): 12621–12625.

[18] 谢敏, 宋希文, 周芬, 等. Er³⁺ 掺杂对 Nd₂Zr₂O₇ 相结构及热物理性能的影响 [J]. 稀土, 2016, 37(4): 51–55.

XIE Min, SONG Xiwen, ZHOU Fen, et al. Effects of Er³⁺ doping on phase structure and thermal physical properties of Nd₂Zr₂O₇[J]. Chinese Rare Earths, 2016, 37(4): 51–55.

[19] 张永和, 谢敏, 牟仁德, 等. (Gd_{1-x}Yb_x)₂Zr₂O₇(x=0, 0.1) 陶瓷材料的结构与热物理性能研究 [J]. 中国稀土学报, 2022, 40(2): 244–249.

ZHANG Yonghe, XIE Min, MU Rende, et al. Structure and thermophysical properties of (Gd_{1-x}Yb_x)₂Zr₂O₇ (x=0, 0.1) ceramics[J]. Journal of the Chinese Society of Rare Earths, 2022, 40(2): 244–249.

[20] 李嘉, 谢铮, 何箐, 等. Gd₂O₃-Yb₂O₃-Y₂O₃-ZrO₂ 热障涂层材料的热物理性能 [J]. 表面技术, 2015, 44(9): 18–22, 42.

LI Jia, XIE Zheng, HE Jing, et al. Thermophysical properties of Gd₂O₃-Yb₂O₃-Y₂O₃-ZrO₂ thermal barrier coating material[J]. Surface Technology, 2015, 44(9): 18–22, 42.

[21] WINTER M, CLARKE D. Oxide materials with low thermal conductivity[J]. Acta Mater, 2006, 54: 5051–5059.

[22] CAO X, VASSEN R, FISCHER W, et al. Lanthanum-cerium oxide as a thermal barrier-coating material for high-temperature applications[J]. Advanced Materials, 2003, 15(17): 1438–1442.

[23] LIU Z G, OUYANG J H, ZHOU Y, et al. Influence of ytterbium- and samarium-oxides codoping on structure and thermal conductivity of zirconate ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2009, 29(4): 647–652.

[24] BANSAL N P, ZHU D M. Effects of doping on thermal conductivity of pyrochlore oxides for advanced thermal barrier coatings[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 459(1–2): 192–195.

[25] GUO L, GUO H B, GONG S K. The ordering degree and thermal conductivity in the pyrochlore-type composition systems with a constant cation radius ratio[J]. Materials Letters, 2013, 106: 119–121.

[26] CAO X Q, VASSEN R, STOEVEER D. Ceramic materials for thermal barrier coatings[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2004, 24(1): 1–10.

[27] ZHOU H M, YI D Q, YU Z M, et al. Preparation and thermophysical properties of CeO₂ doped La₂Zr₂O₇ ceramic for thermal barrier coatings[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 438(1–2): 217–221.

[28] 李瑞一, 谢敏, 张永和, 等. Er₂O₃ 掺杂 Gd₂(Zr_{0.8}Ti_{0.2})₂O₇ 陶瓷的物理性能 [J]. 材料研究学报, 2022, 36(1): 49–54.

LI Ruiyi, XIE Min, ZHANG Yonghe, et al. Physical properties of Er₂O₃ doped Gd₂(Zr_{0.8}Ti_{0.2})₂O₇ ceramic materials[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2022, 36(1): 49–54.

[29] 关振铎, 张中太, 焦金生. 无机材料物理性能 [M]. 第 2 版. 北京: 清华大学出版社, 2011.

GUAN Zhenduo, ZHANG Zhongtai, JIAO Jinsheng. Physical properties of inorganic materials[M]. 2nd ed. Beijing: Tsinghua University Press, 2011.

[30] 王进双. 氧化锆热障涂层失效机理研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2018.

WANG Jinshuang. Failure mechanism of zirconia thermal barrier coating[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2018.

[31] 张永和. Er₂O₃, Yb₂O₃, Y₂O₃ 掺杂对 La₂Zr₂O₇ 热障涂层材料结构与性能的影响 [D]. 包头: 内蒙古科技大学, 2014.

ZHANG Yonghe. The effect of Er₂O₃, Yb₂O₃ and Y₂O₃ dopings on structures and properties of La₂Zr₂O₇ thermal barrier coatings[D]. Baotou: Inner Mongolia University of Science & Technology, 2014.

Analysis of Thermal Conductivity Behavior of Yb³⁺ and Er³⁺ Co-Doped Sm₂Zr₂O₇ Ceramics

XIE Min, CUI Yue, ZHANG Kai, WANG Zhigang, SONG Xiwen, AN Shengli

(Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, China)

[ABSTRACT] In order to explore the influence of Yb³⁺ and Er³⁺ doping at A position in Sm₂Zr₂O₇ on its thermal conductivity, (Sm_{1-x-y}Yb_xEr_y)₂Zr₂O₇ (x=0.05, 0.1; y=0, 0.1) ceramic materials were prepared by solid-state synthesis, and their phase structure and thermal physical properties were tested. It is found that the modified (Sm_{1-x-y}Yb_xEr_y)₂Zr₂O₇ ceramic material has a cubic pyrochlore structure. Due to the change of mass difference and radius difference, phonon scattering increases, average free path decreases, and thermal conductivity decreases. At 600 °C, the thermal conductivity of (Sm_{0.85}Yb_{0.05}Er_{0.1})₂Zr₂O₇ is 1.3 W/(m · K). The co-doping of Yb³⁺ and Er³⁺ can effectively reduce the thermal diffusivity and thermal conductivity (RT–1000 °C) of ceramic materials, which can be used as candidate materials for thermal barrier coatings.

Keywords: Thermal barrier coating; Sm₂Zr₂O₇; Rare earth doping modification; Thermal conductivity; Phonon scattering; Solid phase synthesis

(责编 古京)

引文格式: 王博, 刘洋, 邵建伟, 等. 一种爆炸喷涂 NiCrAl 尺寸修复涂层的工艺研制[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 67-73.

WANG Bo, LIU Yang, SHAO Jianwei, et al. Process development of D-gun sprayed NiCrAl coating for dimensional build-up[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 67-73.

一种爆炸喷涂 NiCrAl 尺寸修复涂层的工艺研制

王博^{1,2}, 刘洋³, 邵建伟^{1,2}, 彭新⁴, 袁福河²

(1. 北京航空航天大学, 北京 100191;

2. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司, 沈阳 110043;

3. 鲁迅美术学院, 沈阳 110004;

4. 空装驻沈阳地区第二军事代表室, 沈阳 110042)

[摘要] 采用正交试验设计方法, 研究了粉末粒度、氧燃比、送粉氮气流量和喷涂距离 4 因素对爆炸喷涂 NiCrAl 涂层组织和性能的影响, 并利用扫描电镜对涂层微观组织进行了研究, 通过对涂层孔隙率、显微硬度和拉伸结合强度的检测, 研究了 4 因素对涂层性能影响的规律。根据正交试验结果, 确定优化后的工艺参数为粉末粒度 13~45 μm, 氧燃比为 1.25, 送粉氮气流量 20 L/min, 喷涂距离 170 mm。优化工艺后喷涂的 NiCrAl 涂层组织均匀致密、硬度高、拉伸结合强度高。

关键词: 爆炸喷涂; NiCrAl 涂层; 正交试验; 孔隙率; 显微硬度

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.067



王博

高级工程师, 博士研究生, 研究方向为航空发动机功能涂层制备等。

航空发动机用合金零件在服役过程中会发生相互对磨, 尤其对于紧固件, 在对磨过程中会发生尺寸磨

损, 关键部位的磨损甚至会引起发动机的振动, 同时零件的磨损也会造成大量的浪费。NiCrAl 合金涂层因具有优良的耐磨、耐蚀及粘结强度而被广泛用于磨损零件的尺寸修复^[1-3]。制备 NiCrAl 涂层的方法有很多种, 常用的有等离子喷涂和火焰喷涂^[4-5]两种技术, 但都有其局限性, 主要表现为粉末颗粒在喷涂过程中容易氧化, 涂层孔隙率高, 影响涂层的结合强度和耐磨性能, 通过工艺优化的等离子喷涂 NiCrAl 涂层的结合强度最高也只能达到 43.6 MPa^[6]。另外, 等离子和超音速的燃流温度高, 对基体的热影响较大, 在尺寸修复中有一定的局限性。爆炸喷涂技术则可以使喷涂粉末颗粒以超音速飞行, 从而减轻颗粒的氧化程度, 并显著提高涂层的致密度, 涂层的结合力和抗氧化性能也得到明显提升, 而且爆炸喷涂所使用

的燃流温度较低, 可以将零件表面温升控制在 180~260 °C 以下, 造成零件的热变形及热应力较小, 尤其针对薄壁零件或尺寸精度要求较高的零部件, 爆炸喷涂成为一种优势显著的零件尺寸修复热喷涂方法。尤其是爆炸喷涂 WC-Co 涂层技术已经在航空发动机制造及其他领域得到成熟应用^[7-11]。氧燃比是爆炸喷涂最重要的一项工艺参数, 因此关于氧燃比影响碳化钨涂层显微组织及性能的爆炸喷涂工艺变化规律已有一些研究^[12-15]。

本研究采用爆炸喷涂方法制备底层 WC-25Co、面层 NiCrAl 涂层体系、WC-25Co 金属陶瓷涂层形成保护基体的底层, NiCrAl 合金涂层形成修复尺寸的面层, 此涂层体系的优势是底层 WC-25Co 具有良好的耐磨性能, 可以有效保护基体, 但是有

磨伤对偶件的风险,而面层 NiCrAl 结合强度好,耐磨性适中,还能抗氧化腐蚀,可以有效保护基体和对磨零件。本文以爆炸喷涂 NiCrAl 涂层为研究对象,使用正交试验设计方法研究了不同的粉末粒度和工艺参数对涂层组织和性能的影响,确定 NiCrAl 涂层的最佳喷涂工艺参数,为开发航空发动机零件用新型尺寸修复涂层奠定技术基础。

1 试验内容及方法

1.1 试验材料

爆炸喷涂粉末采用中科院金属所生产的超声气体雾化 NiCrAl 粉末。粉末粒度分别为 13~45 μm、45~75 μm、75~100 μm,其成分和物理性能如表 1 和 2 所示。

1.2 涂层制备工艺试验方案

采用 D-gun 型爆炸喷涂装置制备涂层,乙炔作为燃烧气体与氧气混合成可燃气体用于燃烧爆炸,使用氮气作为送粉气体向枪管中输送粉末、清理燃烧室、并防止喷涂火焰回火。基材选用 1Cr16Co5Ni2Mo1WVNbN 不锈钢。在爆炸喷涂前需对基体进行表面清洗和吹砂预处理:在丙酮溶液中超声波清洗 10 min,烘干后再利用 80 目白刚玉砂对试片表面进行吹砂。吹砂参数为压力 0.3 MPa、吹砂角度 45°~75°、吹砂距离 50 mm。

选取 4 个主要因素对涂层的结构和性能进行正交试验研究,即对粉末粒度、氧燃比、送粉流量和喷涂距离进行 4 因素 3 水平的正交试验(表 3)。

1.3 涂层性能测试方法

采用 LEICA DMI5000M 电子显微镜对涂层试样断面进行孔隙率测定,随机选取 5 处,测定其孔隙率,取平均值;利用带有 EDS 的 ZEISS SUPER-55 扫描电子显微镜(SEM)观察和分析涂层的显微组织形貌;利用 HVS-1000 硬度仪测量涂层的显微硬度,测量时所加载荷 300 g,保

表 1 NiCrAl 粉末化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of NiCrAl powder (mass fraction) %

Ni	Cr	Al	Fe	Si	C	Mn	O	Co
74.53	19.4	5.8	0.1	0.1	0.008	0.002	0.031	0.005

表 2 NiCrAl 粉末物理性能

Table 2 Physical properties of NiCrAl powder

粒度范围 /μm	松装密度 / (g·cm ⁻³)	振实密度 / (g·cm ⁻³)	流动性 / (s·50 g ⁻¹)
13~100	4.1692	4.8937	15.8

表 3 正交试验因素和水平设计表

Table 3 Orthogonal test factors and horizontal design table

水平	粉末粒度 /μm	氧燃比	送粉氮气流量 / (L·min ⁻¹)	喷涂距离 /mm
1	13~45	1	10	150
2	45~75	1.25	20	170
3	75~100	1.5	30	190

载时间 15 s; 利用 TH310 洛氏硬度计测量涂层的洛氏硬度,施加载荷为 147 N,载荷保持时间 5 s; 按照行标进行涂层结合强度测试,拉伸试样夹具应采用万向接头,夹具的结构如图 1 所示^[9],材料为 30CrMnSi。拉杆和十字节的二轴线应重合,同轴度不大于 0.05 mm; 销孔轴线与上述轴线应垂直相交,垂直度应不大于 0.05 mm。将 (0.08 ± 0.02) mm WC-25Co 底层和 (0.3 ± 0.05) mm NiCrAl 面层喷涂在试样表面,每组试样数量为 5 个。拉伸试验在 TY8000 万能试验机上进行,拉伸速度为 2 mm/min,单个有效试样涂层结合强度按式(1)计算。

$$\sigma_{bi} = F_i / A \quad (1)$$

式中, σ_{bi} 为单个有效涂层结合强度, MPa; F_i 为单个有效试样的破坏载荷, N; A 为圆锥柱销试样的圆锥端面面积, mm²。

2 试验结果与讨论

2.1 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度

爆炸喷涂 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度随粉末粒度的变化情况如图 2 所示。可以看出,在其他参数不变的情况下,随着粉末粒度的降低,

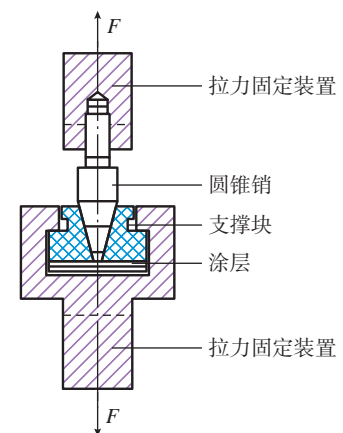


图 1 拉伸法测量涂层-基体结合强度示意图^[9]

Fig.1 Diagram of fixture for tensile bond strength measurement^[9]

涂层的孔隙率逐渐降低,而显微硬度逐渐升高,孔隙率最低时可以达到 1% 左右,显微硬度 HV_{0.3} 为 582.9。爆炸喷涂区别于其他喷涂的主要特征是粉末颗粒速度高,在喷射到合金基体上时,能够很好地填充空隙,因此制备的涂层孔隙率较低。但是由于粉末的形状不规则和大小各异,会造成填充空隙不完整,粉末在喷涂过程中处于半熔融的状态,涂层的孔隙率主要取决于粒子的飞行速度、粉末的融化状态以及与基体表面碰撞时的温度。因此粉末的粒度越小,加热越

均匀,融化得越好。随着粉末熔化程度增加,涂层沉积时的扁平化能力越强,从而可以获得致密度更高的涂层。同时粒度越细小,粉末粒子的飞行速度越快,粒子冲击到基体表面的能量越大,填充空隙的能力越强,能够降低孔隙率,提高涂层的致密化程度,因此随着粉末粒度的减小孔隙率降低。涂层越致密,则显微硬度越高。试验结果也表明,随着粉末粒度的减小,涂层的显微硬度逐渐升高。

爆炸喷涂 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度随氧燃比的变化如图 3 所示。随着氧燃比的增加,涂层孔隙率有先逐渐降低再逐渐升高的趋势。当氧燃比较低时(<1.25),乙炔与氧气的可燃混合气体不能充分燃烧,爆炸波的能量及喷射速度较低,喷涂粒子与基体合金碰撞时的动能较小,在未熔颗粒周围或两喷涂斑点叠加时,会残留一些微孔,致使涂层的孔隙率相对较高。当氧燃比为 1.25 时,可燃混合气体燃烧充分,产生爆炸波的能量可以熔化大部分粉末,粉末颗粒再以较高的速度撞击基体表面,形成的涂层孔隙率最低。随着氧燃比进一步提高(>1.25),氧气供给量的增加尽管使反应气体爆燃更加充分,但氧气的增多同样使得喷涂粒子氧化趋势增加,新生成的氧化物将以颗粒态沉积到涂层中,导致涂层孔隙率又逐渐增加。显微硬度与孔隙率呈现对应的变化规律,随着氧燃比的增加,先升高再降低,结合孔隙率-氧燃比的关系可知,孔隙率与显微硬度具有较强的相关性,涂层的孔隙率越低、越致密,涂层的显微硬度越高。

图 4 为不同氧燃比下爆炸喷涂 NiCrAl 涂层的显微组织,可以看出,随着氧燃比的增加(1.0~1.25),颗粒融化得越来越好,孔隙率也逐渐降低。当氧燃比继续增加后(1.25~1.75),涂层的氧化物明显增多,孔隙率也相应升高,因此氧燃比是爆炸喷涂的一项重要参数,氧气和

燃气通过均匀混合点燃形成能量提供粉末熔化的温度和喷射的速度。氧燃比过低时,燃气燃烧不充分,提

供的能量不够,容易形成孔隙;氧燃比过高的话,会增加粉末氧化的趋势,因此选择一个合适的氧燃比对爆

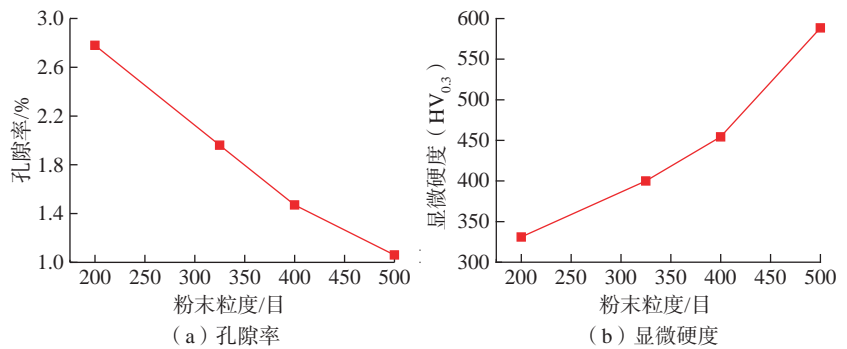


图2 爆炸喷涂 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度随粉末粒度的变化
Fig.2 Particle size dependence of porosity and microhardness for D-gun sprayed NiCrAl coatings

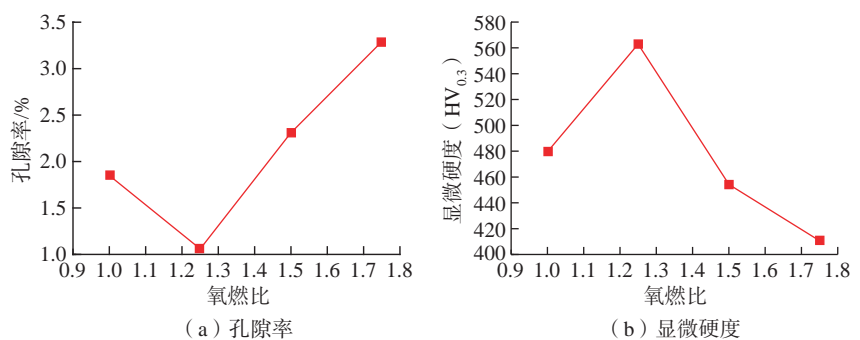


图3 爆炸喷涂 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度随氧燃比的变化
Fig.3 Oxygen-fuel ratio dependence of porosity and microhardness for D-gun sprayed NiCrAl coatings

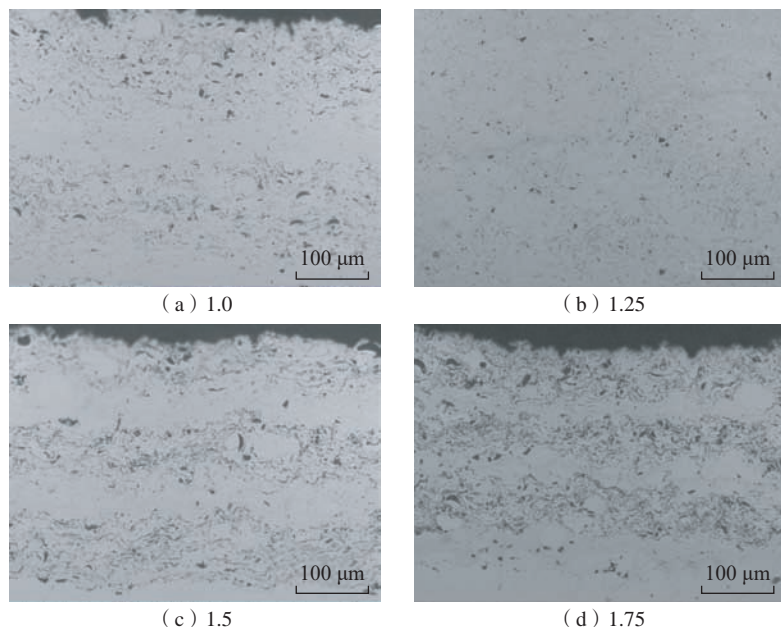


图4 不同氧燃比下爆炸喷涂 NiCrAl 涂层金相组织
Fig.4 Microscopic structure of D-gun sprayed NiCrAl coatings using different oxygen-fuel ratios

炸喷涂至关重要。试验结果表明,氧燃比为 1.25 时,涂层的孔隙率小,氧化物也少。

图 5 为 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度随送粉氮气流量的变化规律。可以看出,随着送粉氮气流量的增加,涂层的孔隙率先降低再升高,而显微硬度先升高后降低。在喷涂过程中,送粉速率是影响涂层质量的重要因素之一。在爆炸喷涂工艺中,影响送粉速率的主要是送粉氮气的流量,流量的大小会影响粉末的速度、进入火焰中心的位置以及在焰流中的融化状态。当送粉氮气流量较小时,由于火焰特别是等离子体的黏性作用,粉末没有足够的速度进入火焰的中心高温区域,无法得到充分的加热,使得涂层的未融颗粒较多,孔隙率较高,相应的涂层由于疏松多孔,显微硬度也偏低;相反,当送粉载气流量过大时,粉末颗粒由于速度过快,横穿或斜穿过焰流的焰心,同样无法进行充分的加热,也无法与基体进行良好的碰撞沉积。试验结果表明,当送粉氮气流量为 20 L/min 时,孔隙率最低,而显微硬度最高。

图 6 为 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度随喷涂距离变化的规律。可以看出,随着喷涂距离的增加,涂层的孔隙率表现为先降低再升高,而显微硬度与之相反,是先升高再降低。爆炸喷涂的燃气流将喷涂粉末从喷枪口喷射后,粉末受到焰流的冲击作用,先是一个加速的过程,当速度到达极限后,再逐渐降低。当喷涂距离较短时,喷涂粉末还在加速过程中,在焰流中停留的时间较短,不能得到充分的加热,容易产生未融颗粒,涂层的孔隙率也较高,显微硬度较低,并且喷涂距离近还容易造成基体表面过热,使得界面处产生较大的残余应力,不利于涂层的结合力。当喷涂距离过大时,粉末颗粒在飞行过程中温度和速度在逐渐降低,自身容易发

生氧化,在到达基体表面时已经不能形成足够的扁平化变形,涂层的孔隙率会升高,显微硬度下降,喷涂的效率也会降低。试验结果表明,当喷涂距离设定为 170 mm 时,涂层的综合性能最好。

2.2 涂层的拉伸强度

从上述试验中可以发现,涂层的孔隙率和显微硬度主要受到粉末粒度、氧燃比、送粉氮气流量以及喷涂

距离的影响,同时这些工艺参数也会影响涂层的结合强度(图 7)。如图 7(a)所示,研究了在其他参数都相同的情况下,氧燃比对涂层拉伸结合强度的影响。可以看出,随着氧燃比的升高,涂层的拉伸结合强度先逐渐增加,到达最大值后再逐渐降低,当氧燃比较低时,氧气和乙炔爆燃不充分,冲击波的能量较低,粉末颗粒的加热不充分,熔化不均匀,获得的动

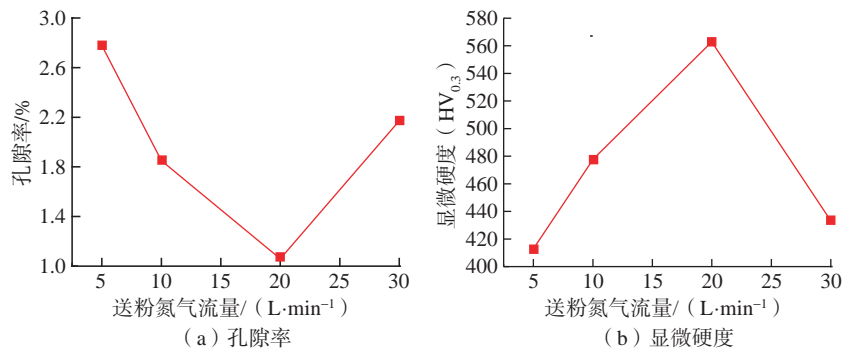


图 5 爆炸喷涂 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度随送粉氮气流量变化

Fig.5 Carrier N₂ flow rate dependence of porosity and microhardness for D-gun sprayed NiCrAl coatings

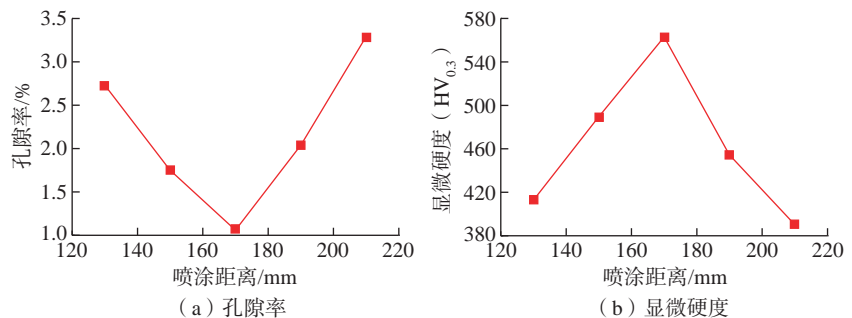


图 6 爆炸喷涂 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度随喷涂距离变化

Fig.6 Spray distance dependence of porosity and microhardness for D-gun spray NiCrAl coatings

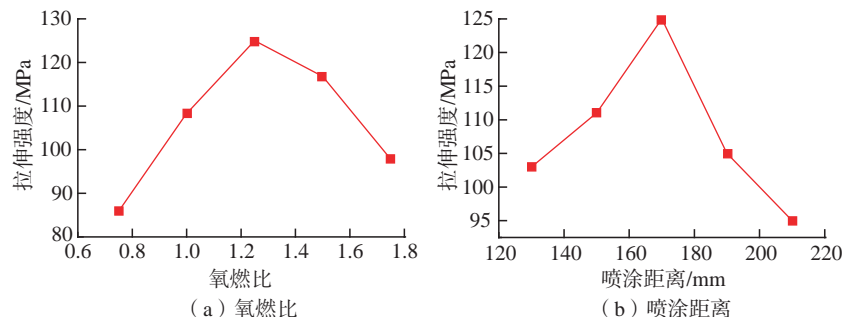


图 7 爆炸喷涂 NiCrAl 涂层拉伸强度随氧燃比和喷涂距离变化

Fig.7 Oxygen-fuel ration and spray distance dependence of tensile strength for D-gun sprayed NiCrAl coatings

能较低,与基体接触后变形小,因此涂层的结合强度较低,从图 3(a)也可以观察到,氧燃比较低时,涂层的孔隙率也相对较高,较高的孔隙率也会导致涂层的结合强度下降;随着氧燃比的增加,反应气体燃烧得越来越充分,粉末颗粒熔化得更好并获得较高的能量,与基体碰撞后更易形成层片状结构,同时涂层的孔隙率也降低。在氧燃比为 1.25 时,涂层与基体的结合强度达到最大值 125 MPa;当氧燃比进一步增加时,氧气得不到充分的燃烧,多余的氧气会使粉末颗粒发生氧化,导致涂层中氧化物含量升高,脆性增加,伴随着涂层孔隙率的增加,拉伸结合强度有所降低,如图 8 所示。

在其他工艺参数不变的情况下,涂层与基体的拉伸结合强度随喷涂距离的变化如图 7(b)所示,可知,与氧燃比类似,随着喷涂距离的增加,结合强度同样先升高再降低。如果喷涂距离较小,粉末加热时间较短,部分粉末颗粒可能未被完全熔化即沉积到基体上,导致涂层的结合强

度较低。随着喷涂距离的增加,在 170 mm 时,涂层的拉伸结合强度达到最大值,再增加喷涂距离,喷涂粒子的速度和温度都随着飞行距离的增加而降低,粉末颗粒碰撞基体时的温度和动能相对较低,不能产生足够的形变,因此涂层的拉伸结合强度也逐渐降低^[12]。

2.3 正交试验结果分析

孔隙率是涂层的一项关键性指标,尤其对于热喷涂制备的涂层,热源和动力是决定热喷涂涂层孔隙率的主要因素,爆炸喷涂是将一定量的粉末注入喷枪的燃爆室中,通燃爆室中的气体混合物发生时间间隔可控的爆炸燃烧,所产生的高速热气流将粉末粒子加热到塑性或熔化状态并使粉末粒子获得加速,喷射到经预处理的基体表面上形成涂层。根据上述粉末粒度、氧燃比、送粉氮气流量和喷涂距离的 4 因素 3 水平正交工艺试验,总结了涂层孔隙率、显微硬度和洛氏硬度的检测结果(表 4)。当粉末粒度 13~45 μm 、氧燃比 1.25、送粉氮气流速 20 L/min、喷涂

距离 170 mm 的喷涂条件下,涂层的孔隙率最低,显微硬度和洛氏硬度值基本上为最高值。根据极差 R 计算结果,4 因素对涂层孔隙率和硬度影响的程度从高到低排列顺序为粉末粒度、氧燃比、送粉氮气流速、喷涂距离。

根据涂层截面的显微组织观察和分析结果,验证了 NiCrAl 涂层在粉末粒度 13~45 μm 、氧燃比 1.25、送粉氮气流速 20 L/min、喷涂距离 170 mm 等条件下得到的涂层组织最佳。图 9 为该工艺条件下所喷涂的 WC-25Co/NiCrAl 涂层体系和进一步放大的 NiCrAl 涂层的显微组织截面形貌,此涂层体系的优点在于底层是耐磨损涂层 WC-25Co 保护基体材料,面层是可磨损并易修复的 NiCrAl 涂层,涂层孔隙率低、硬度和结合强度高,同时耐磨损性能好,可以看出, NiCrAl 涂层非常致密,孔隙率只有 1.16%。根据表 4 和前述的涂层硬度分析结果,该喷涂工艺参数得到的涂层显微硬度和表面洛氏硬度值最高,因此通过正交工艺试验

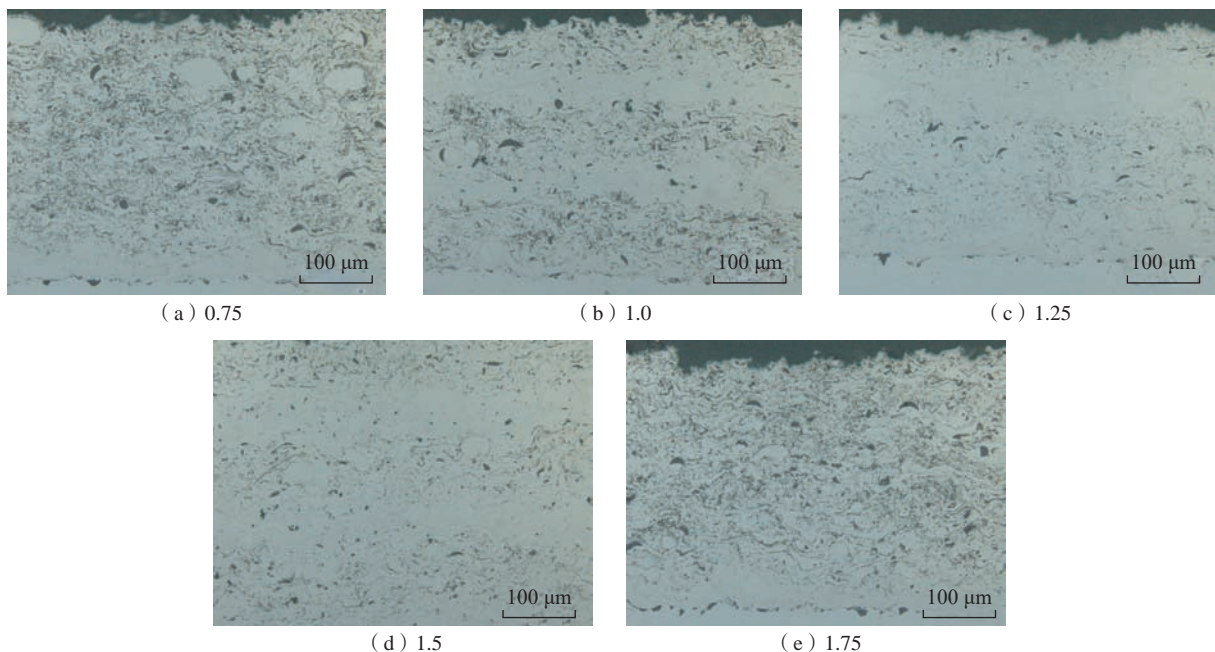


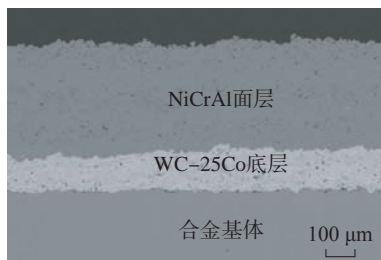
图 8 不同氧燃比下爆炸喷涂 NiCrAl 涂层拉伸结合强度金相组织

Fig.8 Microscopic structure of D-gun sprayed NiCrAl coatings of tensile strength using different oxygen-fuel ratio

表 4 4 因素 3 水平正交试验的涂层组织和性能结果

Table 4 Coating microstructure and performance results of 4-factor 3-level orthogonal test

试样号	粉末粒度 / μm	氧燃比	送粉氮气流量 / $(\text{L} \cdot \text{min}^{-1})$	喷涂距离 / mm	孔隙率 / %	显微硬度 $(\text{HV}_{0.3})$	洛氏硬度 HR15N
1	13~45	1.0	10	150	1.85	486.2	77.98
2	13~45	1.25	20	170	1.16	562.9	78.82
3	13~45	1.5	30	190	2.21	454.4	76.67
4	45~75	1.5	20	150	3.17	400.3	74.71
5	45~75	1.0	30	170	3.05	408.6	75.38
6	45~75	1.25	10	190	2.68	432.6	76.36
7	75~100	1.25	30	150	3.89	331	73.08
8	75~100	1.5	10	170	4.25	302.7	71.56
9	75~100	1.0	20	190	4.13	313.8	72.32
K_1	5.22	9.03	8.78	8.91	—	—	—
K_2	8.9	8.46	8.46	8.46	—	—	—
K_3	12.27	9.63	9.15	9.02	—	—	—
K_1	1503.5	1208.6	1221.5	1217.5	—	—	—
K_2	1241.5	1326.5	1277	1274.2	—	—	—
K_3	947.5	1157.4	1194	1200.8	—	—	—
K_1	233.47	225.68	225.9	225.77	—	—	—
K_2	226.45	228.26	225.85	225.76	—	—	—
K_3	216.96	222.94	225.13	225.35	—	—	—
极差 R	7.05	1.17	0.69	0.56	—	—	—
	556	169.1	83	73.2	—	—	—
	16.51	5.32	0.77	0.42	—	—	—
较优水平	13~45	1.25	20	170	1.16	562.9	78.82
因素主次	粉末粒度 > 氧燃比 > 送粉氮气流量 > 喷涂距离						



(a) NiCrAl/WC-25Co



(b) NiCrAl涂层

图 9 优化工艺下爆炸喷涂尺寸修复涂层体系

Fig.9 Size repairing coating system of explosive spraying under optimized process

达到了 NiCrAl 涂层喷涂工艺优化的目的。与等离子喷涂 NiCrAl 涂层的结合强度 59.23 MPa, 显微硬度 268HV_{0.3} 和孔隙率 4.97%^[16] 相比有较大提升。

3 结论

(1) 根据正交试验结果, 影响爆

炸喷涂 NiCrAl 涂层孔隙率和显微硬度的顺序为粉末粒度 > 氧燃比 > 送粉氮气流量 > 喷涂距离。

(2) 根据工艺参数对涂层孔隙率的影响结果, 优化和制定爆炸喷涂 NiCrAl 涂层喷涂工艺为粉末粒度 13~45 μm 、氧燃比 1.25、送粉氮气流量 20 L/min、喷涂距离 170 mm。

(3) 工艺优化后的爆炸喷涂 NiCrAl 涂层组织均匀致密, 相应的涂层硬度高, 达 582.9HV_{0.3}, 拉伸强度好, 可以达到 125 MPa。

参考文献

- [1] ZHAO X W, DONG T S, FU B G, et al. Microstructure and properties of cold sprayed NiCrAl coating on AZ91D magnesium alloy[J]. Coatings, 2021, 11(2): 193–198.
- [2] ZHANG J J, WANG Z X, LI M, et al. Evaluation of adhesion and mechanical properties of plasma sprayed NiCrAl/Al₂O₃-13wt.% TiO₂ coatings[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2018, 32(8): 801–815.
- [3] LIU J, WANG L M, LI F Y, et al. Life cycle inventory of NiCrAl/NiCr-Cr₃C₂ composite coatings for plasma spraying process[J]. Procedia Manufacturing, 2020, 43: 559–566.
- [4] WANG G W, ZHOU Z H, WANG Z H, et al. Effect of heat treatment in air on bonding strength and micro-structure of Al₂O₃-13wt% TiO₂/NiCrAl coating prepared by air plasma-spray process[J]. Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces, 2016, 52(6): 1064–1069.
- [5] 郭华锋, 田宗军, 黄因慧. 等离子喷涂 WC-¹²Co/NiCrAl 复合涂层的摩擦磨损特性[J]. 中国表面工程, 2014, 27(1): 33–39.
- [6] GUO Huafeng, TIAN Zongjun, HUANG Yinhui. Tribological properties of WC-¹²Co/NiCrAl composite coating prepared by plasma spraying[J]. China Surface Engineering, 2014, 27(1): 33–39.
- [6] 叶俊华, 陈凌云, 陈新悦, 等. 基于正交试验的等离子喷涂 NiAl 和 NiCrAl 涂层工艺研究[J]. 热喷涂技术, 2022, 14(1): 78–84, 60.
- YE Junhua, CHEN Lingyun, CHEN Xinyue, et al. Research on plasma spraying NiAl and NiCrAl coatings process based on orthogonal experiment[J]. Thermal Spray

Technology, 2022, 14(1): 78–84, 60.

[7] SINGH P K, MISHRA S B. Studies on solid particle erosion behaviour of D-gun sprayed WC-Co, stellite 6 and stellite 21 coatings on SAE213-T12 boiler steel at 400 °C temperature[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 385: 125353.

[8] WANG T G, LIU Y M, WANG Q M, et al. Influence of residual stress on the adhesive behavior of detonation gun sprayed WC-Co coatings[J]. Current Applied Physics, 2012, 12: 59–62.

[9] WANG T G, ZHAO S S, HUA W G, et al. Design of a separation device used in detonation gun spraying system and its effects on the performance of WC-Co coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 203(12): 1637–1644.

[10] DU H, SUN C, GONG J, et al. Deposition and characterization of D-gun sprayed WC-Co coating with self-lubricating property[J]. Materials Science Forum, 2007, 544–545: 215–218.

[11] PARK S Y, KIM M C, SONG H S, et al. Functionally graded tungsten carbide cobalt coatings fabricated by detonation gun[J]. Materials Science Forum, 2005, 475–479: 1507–1510.

[12] 张锤, 柏洪武, 王群, 等. 氧燃比对爆炸喷涂 WC-17Co 涂层组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2013, 42(4): 145–148.

ZHANG Chui, BAI Hongwu, WANG Qun, et al. Effect of ratio of oxygen and fuel on microstructure performance of WC-17Co coating deposition with denotation gun spray process[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(4): 145–148.

[13] 赵立英, 刘平安. 氧燃比对爆炸喷涂碳化钨涂层结构和性能的影响[J]. 材料工程, 2016, 44(6): 50–55.

ZHAO Liying, LIU Pingan. Effects of oxygen-fuel ratio on structure and property of detonation gun sprayed WC coating[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(6): 50–55.

[14] 赵立英, 李国太, 吴清军, 等. 氧燃比对爆炸喷涂 WC-¹²Co 涂层组织和力学性

能的影响[J]. 表面技术, 2016, 45(1): 131–136.

ZHAO Liying, LI Guotai, WU Qingjun, et al. Effect of oxygen-fuel ratio on the microstructure and mechanical properties of WC-¹²Co coating deposited by detonation spraying method[J]. Surface Technology, 2016, 45(1): 131–136.

[15] 高俊国, 陆峰, 汤智慧, 等. 氧燃充枪比对爆炸喷涂 CoCrAlYTa 涂层组织和性能的影响[J]. 航空材料学报, 2013, 33(2): 29–34.

GAO Junguo, LU Feng, TANG Zhihui, et al. Influence of oxygen/fuel in-gun ratio on structure and properties of CoCrAlYTa coating prepared by detonation gun spraying[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2013, 33(2): 29–34.

[16] 纪朝辉, 郑广智, 邹慧, 等. 等离子喷涂 NiCrAl 涂层工艺优化研究[J]. 焊接, 2010(4): 47–50, 71.

JI Zhaohui, ZHENG Guangzhi, ZOU Hui, et al. Optimization of process parameters for plasma spraying of NiCrAl[J]. Welding & Joining, 2010(4): 47–50, 71.

Process Development of D-Gun Sprayed NiCrAl Coating for Dimensional Build-Up

WANG Bo^{1,2}, LIU Yang³, SHAO Jianwei^{1,2}, PENG Xin⁴, YUAN Fuhe²

(1. Beihang University, Beijing 100191, China;

2. AECC Shenyang Liming Aero-Engine Co., Ltd., Shenyang 110043, China;

3. Luxun Academy of Fine Arts, Shenyang 110004, China;

4. Shenyang Area 2nd Military Representative Room of Air Force Equipment Department, Shenyang 110042, China)

[ABSTRACT] Based on the orthogonal experiment, effects of power particle size, oxygen-fuel ratio, flow rate of carrier N₂ and spray distance on microscopic structure and mechanical properties of D-gun sprayed NiCrAl coatings were investigated. The characterizations of microstructure of as-sprayed coatings were analyzed by SEM. The influence of four factors on the coating properties was studied by testing the porosity, microhardness and tensile bonding strength of the coating. The optimized process parameters of the D-gun sprayed NiCrAl coatings were particle size 13–45 μm, oxygen-fuel ratio 1.25, flow rate of carrier N₂ 20 L/min and spray distance 170 mm. An NiCrAl coating for dimensional build-up application with uniform, dense microstructure, high hardness and adhesive strength was achieved through the D-gun spray process optimization.

Keywords: D-gun spray; NiCrAl coating; Orthogonal experiment; Porosity; Microhardness

(责编 古系)

引文格式: 刘心, 郭慧英, 陈宇凯, 等. 薄壁焊接机匣橡皮囊膨胀形法校形研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 74-83.

LIU Xin, GUO Huiying, CHEN Yukai, et al. Research on welding case shell sizing by rubber fluid forming[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 74-83.

薄壁焊接机匣橡皮囊膨胀形法校形研究*

刘心¹, 郭慧英², 陈宇凯¹, 马保伟¹, 韩宾¹, 张琦¹

(1. 西安交通大学, 西安 710049;

2. 中国航发南方工业有限公司, 株洲 412002)

[摘要] 为了解决机匣冲压回弹及焊接变形问题, 提出一种机匣内部橡皮囊膨胀校形工艺。以某机匣为研究对象, 通过理论计算确定了机匣校形压力。借助有限元分析软件, 对与机匣有相同基本特征的薄壁焊接筒形件的塑性变形受力特性及校圆行为进行了分析。模拟结果显示, 筒形件的初始直径、跳动和壁厚对最终筒形件跳动校正效果有影响。利用自制的校形装置对橡皮囊膨胀形法校形效果进行了验证。

关键词: 薄壁机匣; 回弹; 焊接变形; 橡皮囊液压加载; 校形

Research on Welding Case Shell Sizing by Rubber Fluid Forming

LIU Xin¹, GUO Huiying², CHEN Yukai¹, MA Baowei¹, HAN Bin¹, ZHANG Qi¹

(1. Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

2. AECC South Industry Co., Ltd., Zhuzhou 412002, China)

[ABSTRACT] To solve the springback and welding deformation problem of case shell, a new sizing method based on rubber fluid forming was proposed. Using a casing as the object of study, the pressure of case shell sizing is preliminarily determined by theoretical calculation. The dynamic explicit finite element method is adopted in the plastic deformation mechanism and circular alignment behavior of thin-walled welded cylindrical parts with the same basic characteristics as the casing is analyzed. And the results of finite element analysis show that the initial diameter, runout and wall thickness of the cylinder have influence on the runout correction effect. The calibration effect of rubber fluid forming method was verified by a self-made calibration device.

Keywords: Case shell; Springback; Welding deformation; Rubber fluid forming; Sizing

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.074

飞机发动机钣金机匣是由各部分具备不同结构和功能要求的组合件焊接而成的, 是一种典型的薄壁焊接件, 冲压和焊接过程中都会导致机匣发生变形, 影响机匣精度^[1-2]。现阶段解决机匣变形的措施是在机匣冲压焊接完成后, 技术工人手工敲击机匣变形部位, 以期减小机匣的变形偏差。这种方法主要依靠技术工人的经验、效率低、成品率低。此外, 针对圆筒件还有挤压法、碾压法、辊矫法, 以上方法往往因为对设备的要求

较高, 难以适应端部含有部件的机匣, 应用范围较窄^[3]。本文提出一种飞机发动机机匣的精密校形工艺, 该工艺在机匣冲压焊接之后, 利用板材液压成形的原理, 借助橡皮囊液压加载, 实现校正机匣冲压和焊接过程中所累积的圆度误差, 从而提高机匣零件的成形精度。

板材液压成形研究方法主要有试验方法、解析法、数值模拟方法^[4]。王仲仁等^[5]介绍了板材液压成形的受力分析及省力特性。林艳丽等^[6]对管材自由胀形过

* 基金项目: 国家自然科学基金 (51875441)。

程进行了理论分析,研究了影响椭圆形状的主要因素及其对测试结果的影响。结果表明,影响椭圆形状的主要因素是管材胀形区长度和约束模具圆角半径。谢邵辉等^[7]基于有限元增量理论和BWC壳单元提出了一种新的快速模拟橡皮囊液压成形的算法。王森等^[8]研究了影响橡皮囊液压成形数值模拟回弹预测精度的关键因素,并进行了试验验证,提高了零件回弹预测精度。以上研究只是在钣金件生产过程中,主要借助橡皮囊液压成形机用于飞机钣金件折弯、翻边等液压成形,橡皮囊液压加载用于薄壁焊接机匣校形还有待研究。

本文以某机匣为研究对象,该机匣主体为不锈钢薄壁筒形件,通过薄壁不锈钢板冲压后人工卷制而成,随后与两端部件通过焊接固定。该工艺由于人工卷筒精度不高,薄壁不锈钢材料焊接变形较大导致机匣圆度误差较大。为降低误差,借助FEM研究某机匣橡皮囊校形工艺,模拟确定了橡皮囊校形压力,并通过试验验证了有限元分析结果,为提高机匣的制造精度和生产效率奠定了基础。

1 钣金机匣橡皮囊校形原理

校形原理如图1所示,通过放入机匣的一个橡皮囊校形装置实现校正。依据橡皮囊充液后的趋圆性,同时橡皮囊对机匣内部加压,当压力达到一定值,机匣局部发生塑性变形,校正机匣的形状尺寸。

取校形区域的局部微元分析,如图2所示,由拉普拉斯方程推导可得

$$PR_{\theta}R_{\phi}d_{\theta}d_{\phi}-t\sigma_{\theta}R_{\phi}d_{\theta}d_{\phi}-t\sigma_{\phi}R_{\theta}d_{\theta}d_{\phi}=0 \quad (1)$$

式中, R_{θ} 为圆周向曲率半径; R_{ϕ} 为母线曲率半径; σ_{θ} 为轴向应力; σ_{ϕ} 为圆周向应力; P 为内部校形压力; t 为机匣薄壁区域壁厚。

对于准圆柱壳,母线曲率半径为无穷大,化简后可得校形压力与壳体厚度及材料流动应力成反比,与曲率半径成反比,所需内压力 P 的理论值为

$$P_t = \sigma_{\theta} \frac{t}{R_{\theta}} \quad (2)$$

由于机匣平面所受压力远小于面内应力,按平面应力来考虑,由Mises屈服准则为

$$\sigma_{\theta} = \beta \sigma_s = \beta(\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \quad (3)$$

式中, R_{θ} 为圆筒半径; σ_s 为校正时材料流动应力; β 为中间主应力系数; t 为圆筒厚度。由上式可知要得到机匣校形内压 P , 需要知道机匣内半径 R_{θ} 、壁厚 t 及对应的校形区应力 σ_{θ} 。要达到校形效果,则材料的流动应力应在屈服极限附近 $\sigma_{0.2} = \sigma_s$ 。下文将从试验和有限元的方法对本工艺进行分析验证。

2 薄壁筒形件校形仿真分析

2.1 有限元建模

分析与压气机机匣基本特征相同的薄壁筒形件橡皮囊校形过程是薄壁焊接压气机机匣实现精确校形的基础,也能为校形工艺参数的确定及橡皮囊校形装置的研制提供参考依据,同时减少昂贵的压气机机匣试验件用量。有限元模拟是工艺优化的重要手段,在板材有限元模拟中有很多学者做了相关研究工作^[9-12],本文使用LS-DYNA通用有限元模拟软件,以薄壁焊接筒形件为研究对象,对橡皮囊校形过程的塑性变形机理及校圆行为进行解释。薄壁筒形件采用壁厚2mm的0Cr18Ni9

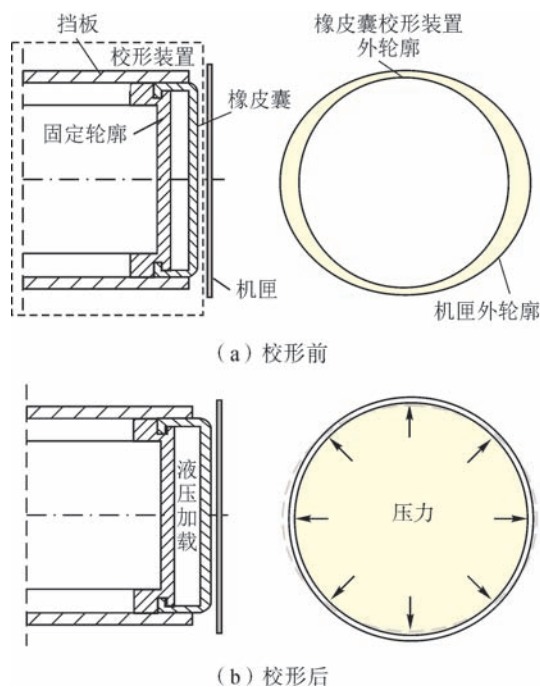


图1 校形原理示意

Fig.1 Schematic diagram of alignment principle

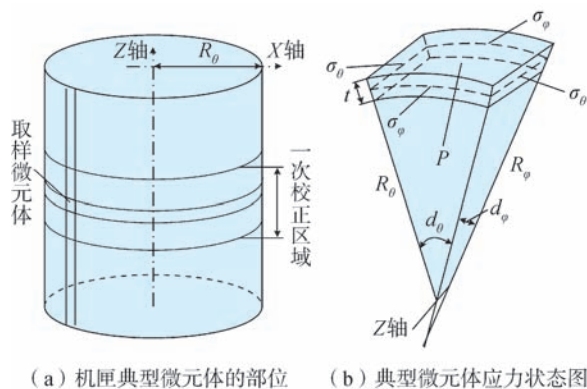


图2 微元体上受力分析图

Fig.2 Force analysis diagram on micro element body

轧制板材,取板材拉伸方向与轧制方向成 0、45° 和 90° 的试件进行单轴拉伸试验,试验所需试样尺寸参考 GB/T 228.1—2010 标准制备(图 3)。试验装置如图 4 所示,由 INSTRON5982 电子拉伸试验机和 XJTUDIC 三维数字散斑动态应变测量分析系统组成。INSTRON5982 试验机可用于材料拉伸、弯曲和压缩试验,最大载荷 100 kN,试验加载速度为 0.00005~1016 mm/min,载荷测量精度 ± 0.5 N; XJTUDIC 三维数字散斑动态应变测量分析系统是一种光学非接触式三维形变测应变系统,采用散斑数位影像相关法(Digital image correlation, DIC)结合双目立体视觉测量技术,应变测量范围为 0.005%~2000%。真实应力-应变曲线如图 5 所示。

以直径 483 mm (内径)、壁厚 2 mm、长 250 mm、初始跳动 30 mm 的薄壁焊接 0Cr₁₈Ni₉ 筒形件进行橡皮囊校形模拟,取 1/4 对称模型建立薄壁筒形件有限元分析模型,如图 6 所示。薄壁筒形件选用壳单元网格,采用 4 节点四边形单元进行离散化,材料模型为 3 参数 Barlat 模型,参数如表 1 所示,取摩擦系数 $\mu=0.125$ 。轮毂对橡皮囊的约束作用可通过对橡皮囊施加节点约束简化,故舍去。橡皮囊采用 6 面体 8 节点单元进行体网格划分,材料模型为 MOONEY-RIVLIN,参数如表 2 所示。挡板设置为刚体。在橡皮囊内表面施加压力加载。为观察零件变形行为,对零件中间截面轮廓线、椭圆短轴和长轴所在母线进行追踪,统计截面周长和母线截面轮廓变化(图 6 (b))。

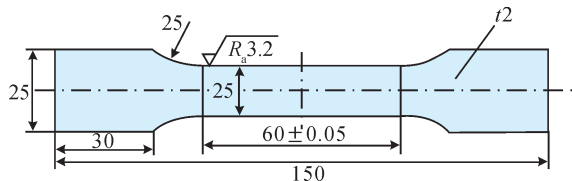


图 3 板材拉伸试样尺寸 (mm)
Fig.3 Sheet tensile specimen size (mm)

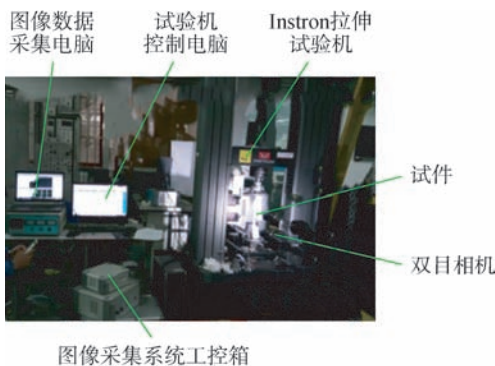


图 4 拉伸试验装置
Fig.4 Tensile test device

2.2 薄壁筒形件校形有限元分析

从图 7 筒形件中间截面节点位移矢量云图中可知,随着校形压力的增大,截面长轴缩短,短轴伸长,曲率趋向于一致。当校形压力进一步加大,截面开始整体胀大。由图 8 截面节点等效力云图可以看出,压力加载校形过程中,在弹性阶段筒形件内壁承载内压增大时通过曲率半径减少来分担载荷,圆周各个部位的曲率半径趋于一致,橡皮囊几何调节将筒形件撑圆。形位误差随着校形压力的增大,截面径向圆跳动减小(图 9)。随着校形压力逐步增大,筒形件局部开始发生塑性变形时,硬化作用使已变形部位流动应力增高,承载能力增强,暂停

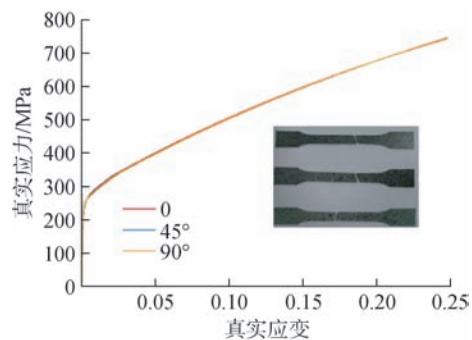


图 5 薄壁筒形件材料真实应力-应变曲线
Fig.5 True stress-strain curve of thin-walled tubular parts

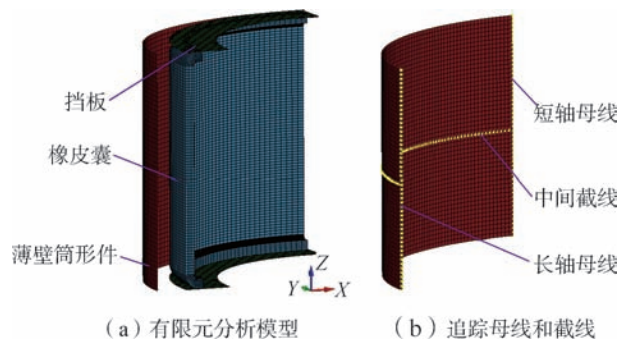


图 6 有限元模型
Fig.6 Finite element model

表 1 薄壁筒形件材料参数

Table 1 Material parameters of thin walled cylindrical parts					
质量密度 / ($g \cdot cm^{-2}$)	屈服强度 $\sigma_{0.2}/MPa$	抗拉强度 σ_b/MPa	弹性模量 / GPa	泊松比	板厚方向性系数 $r_0/r_{45}/r_{90}$
7.85	239	816	208	0.28	0.94/1.08/0.87

表 2 橡皮囊材料参数

Table 2 Rubber bag material parameters			
质量密度 / ($g \cdot cm^{-2}$)	泊松比	C_{10}	C_{01}
1.2	0.499	1.402	0.265

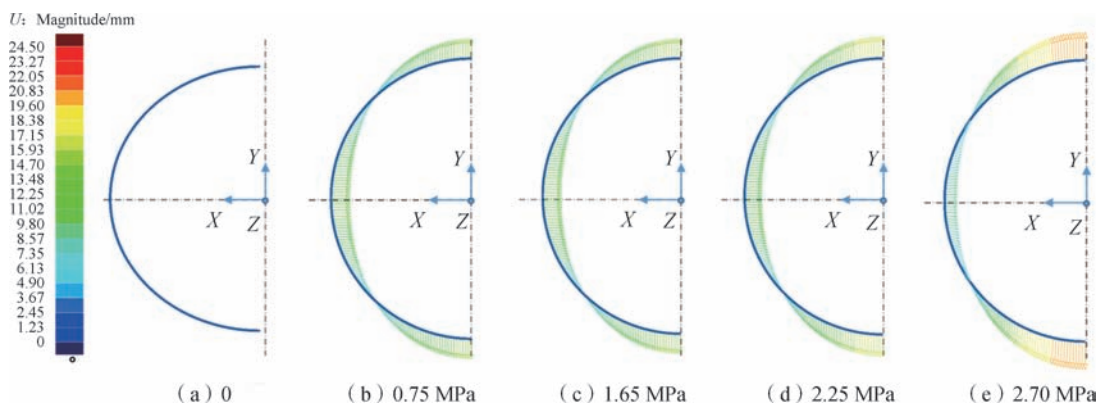


图7 中间截面节点位移矢量云图

Fig.7 Middle section node displacement vector cloud map

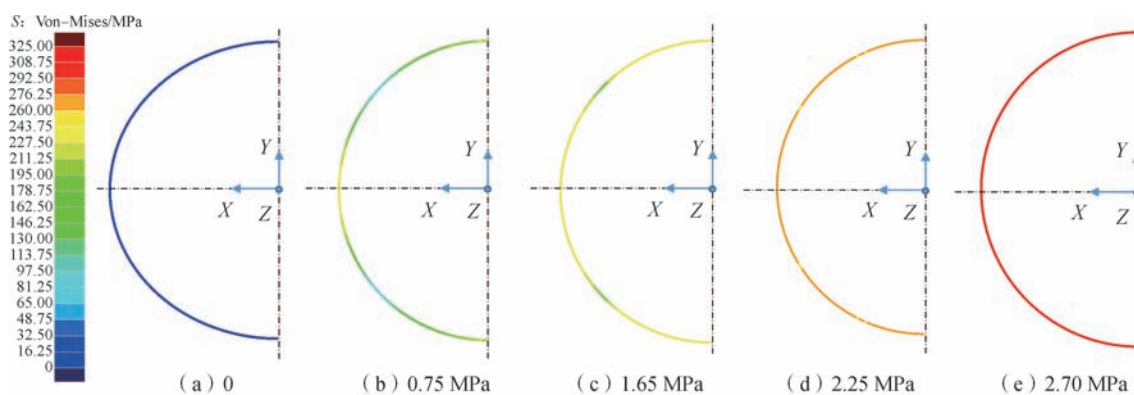


图8 中间截面节点 Von-Mises 应力云图

Fig.8 Visualization of Von-Mises stress on middle section nodes

变形；邻近的未变形或变形小的区域变形，物理调节使变形均匀化，由于校形压力控制加之硬化作用使筒形件不会过度胀大。当校形压力进一步增加，筒形件处于塑性变形阶段，显著胀大。

从截面跳动和截面周长随校形压力变化来看(图9)，筒形件形状随校形压力变化，可分为弹性撑圆阶段、弹塑性光滑阶段和塑性胀大阶段。校形压力小于1.0 MPa属于弹性撑圆阶段，该阶段存在振荡是由于初始阶段橡皮囊与零件间存在间隙，橡皮囊率先与筒形件短轴接触，加载压力较低导致橡皮囊刚度不足，致使模拟过程中筒形件与橡皮囊之间往复振荡。跳动减小主要发生在弹性撑圆阶段，在该阶段橡皮囊将筒形件整体撑圆。随着校形压力进一步增大，筒形件跳动开始缓慢减少，压力增大使筒形件变形更加光滑，进一步提高圆度，筒形件截面周长发生线弹性膨胀。压力超过2.2 MPa，进入塑性胀大阶段，筒形件截面周长开始显著增长，筒形件被永久胀大。

2.3 校形回弹分析

橡皮囊压力卸载后，筒形件会发生弹性回复；校形

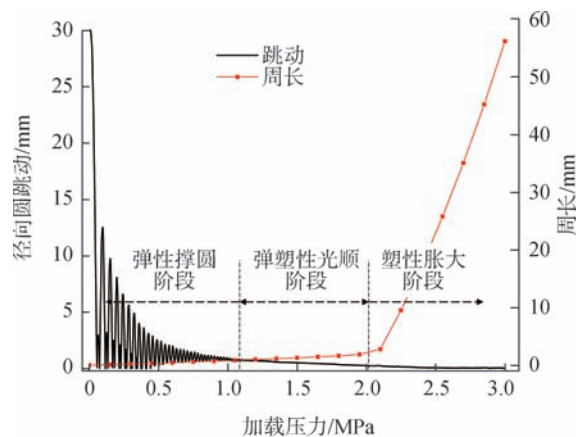


图9 截面径向圆跳动和周长随校形压力变化

Fig.9 Radial runout and circumference of section varying with alignment pressure

压力过小，筒形件发生较大弹性回复，校形效果差；校形压力过大，筒形件会被胀大，不能满足要求。对回弹后筒形件轮廓和跳动进行分析，可确定筒形件校形压力，判定最终筒形件的校形效果。故取成形后第10~20计算步进行回弹计算，分析不同压力下筒形件回弹及胀大

情况。为进一步表述筒形件胀大情况,根据圆周计算公式,在此定义筒形件等效半径。

$$K_r = \frac{4L}{2\pi} \quad (4)$$

式中, K_r 为等效半径; L 为在有限元后处理中测得的 1/4 截面周长。

从图 10 回弹前后跳动和等效半径随校形压力变化中可以看到, 低压阶段筒形件弹性回复较明显, 2.1 MPa 校形压力附近筒形件未明显胀大, 且回弹后截面跳动最小, 是最佳校形压力。最佳校形压力在式(2)计算的极限承载压力范围内(1.9~2.2 MPa), 对应 $\beta=1.05$, 校形后跳动可在 5 mm 左右。校形压力进一步增大, 筒形件跳动会进一步减少, 最低可达 1 mm 左右。超过 2.7 MPa 筒形件跳动不再减少, 但是由于处于塑性阶段, 弹性回复较小, 固定在 1 mm, 筒形件直径一直缓慢增长。可见橡皮囊校形跳动最小值为筒形件胀大之后的回弹值。从不同校形压力下的轴向截面轮廓线来看(图 11), 随着

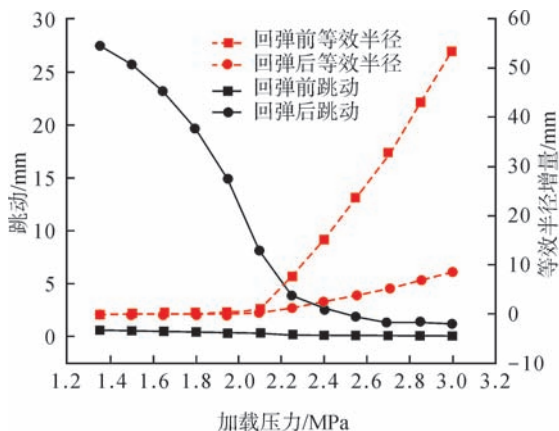


图 10 回弹前后截面跳动和等效半径变化

Fig.10 Cross section runout and equivalent radius change before and after springback

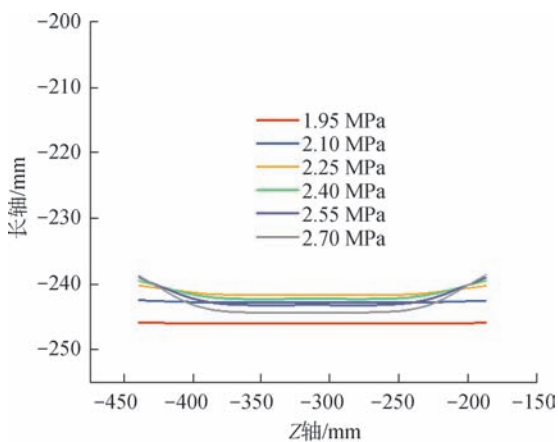


图 11 回弹后短轴母线轮廓线

Fig.11 Bus profile of short shaft after rebound

校形压力的增大, 长轴截面轮廓线整体向筒形件内平移(趋圆过程)。随着校形压力进一步增大, 2.4 MPa 以后筒形件逐渐被胀大, 校形区域与非校形区域径向偏差逐渐变大, 即筒形件校正区域开始整体胀大, 回弹后截面形状会趋近于鼓形。

3 薄壁筒形件校形影响因素

从式(2)中可以看出, 筒形件校形过程中与零件直径、壁厚和材料等参数相关。此外, 筒形件形状会影响橡皮囊与筒形件的接触状态, 最终会对橡皮囊校形效果产生影响。为探究影响校形质量的影响因素, 对不同初始直径、初始跳动和初始壁厚的筒形件进行校形分析, 并考虑橡皮囊轴向长度影响, 分析在不同校形压力阶段各参数对筒形件径向圆跳动和轴向校形区域的影响。设计各分析组筒形件尺寸如表 3 所示, 其他有限元分析设置同上。为方便对不同壁厚和不同直径的筒形件进行纵向比较, 定义等效压力。

$$P_r = \frac{P}{P_t} \quad (5)$$

式中, P_r 为等效压力; P_t 为式(2)计算的理论校形压力, MPa; P 为在实际仿真的加载压力, MPa。

3.1 工件初始直径

从图 12 可以看出, 不同筒形件初始直径在校形过程中的弹性振荡区间存在差异, 随直径增大弹性振荡压力区间变长。这是由于橡皮囊尺寸不变, 橡皮囊与零件间隙变大, 导致弹性振荡阶段往复振荡幅度增长, 橡皮囊最终膨胀程度也相应增大, 使最终趋稳压力值变大, 弹性振荡压力区间扩大。结合不同校形压力下回弹后

表 3 分析组薄壁焊接筒形件尺寸

Table 3 Dimensions of thin-walled welded cylindrical parts of the analysis group

编号	内直径 / mm	初始跳动 / mm	壁厚 / mm	理论校形压力 ($\beta=1$) / MPa
1	463	5	2	2.06
2	483	5	2	1.97
3	503	5	2	1.89
4	483	10	2	1.97
5	483	20	2	1.97
6	483	30	2	1.97
7	483	30	1	0.99
8	483	30	1.5	1.48
9	483	30	3	2.96
10	463	0	2	3.39

筒形件跳动和等效半径变化(图 13)可知,虽然在胀形趋圆阶段,在筒形件不被明显胀大的校形压力区间,不同直径筒形件趋圆程度一致。但是受回弹的影响,在等效压力为 0.90~1.10 区间,相同等效压力值时,筒形件初始直径的校形效果更好,此时筒形件等效半径增量较小。但等效压力大于 1.15 后,不同直径筒形件跳动变化趋于一致,此时筒形件半径增量已超过 1 mm,不符合校形要求。

3.2 工件初始跳动

从图 14 可以看出,不同筒形件初始跳动对校形过程中筒形件弹塑性阶段趋圆有一定影响,对塑性阶段趋圆没有影响,不会影响筒形件校形压力区间。初始跳动增大,橡皮囊与零件间存在的振荡距离相应增长,导致弹性振荡阶段往复振荡幅度变大。初始跳动增大,对应椭圆截面长轴初始曲率减小,筒形件局部校正所需的压

力增大,则在低压力区间,相同压力下,跳动增大。但是当压力超过一定值,达到塑性,截面都趋近于曲率相等的圆,初始跳动的影响不再显著。

结合不同校形压力下的回弹后筒形件跳动和等效半径变化可知(图 15),筒形件的初始跳动增大,校形压力区间相应增长,最佳校形压力区间相同均在 2~2.1 MPa 附近。校形压力超过 2.1 MPa,进入筒形件被明显胀大的塑性成形阶段,初始跳动值与回弹后跳动值依旧成线性相关,但是筒形件胀大回弹量趋近于一致。当校形压力超过 2.6 MPa,随着校形压力增大,筒形件的跳动减少量也不再改变。从跳动减少与初始跳动比值中可以看出(图 16),筒形件的初始跳动对校正阶段筒形件回弹影响较大,在理论校形压力值范围附近,初始跳动越大筒形件回弹越小,校正效果越好。5 mm 初始跳动仅能校正 21%,30 mm 初始跳动即可校正 50%,校

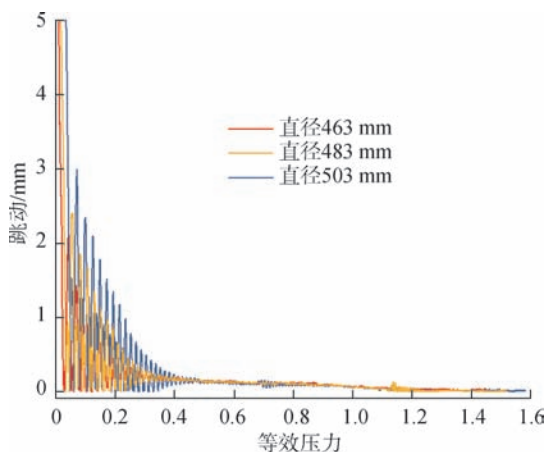


图 12 不同初始直径下截面跳动随校形压力变化

Fig.12 Runout of lower sections with different initial diameters varying with alignment pressure

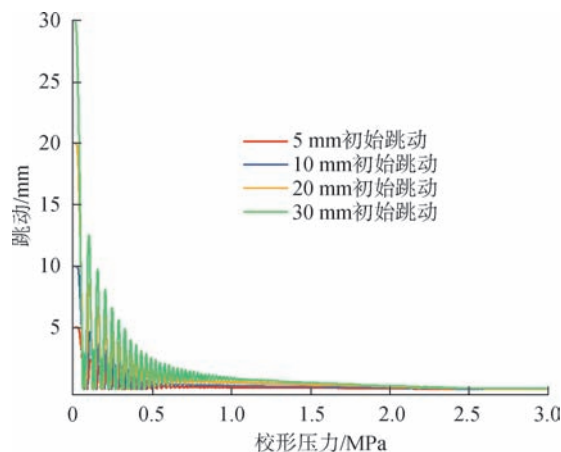


图 14 不同初始跳动下载面跳动随校形压力变化

Fig.14 Cross section runout changes with the adjustment pressure under different initial runout

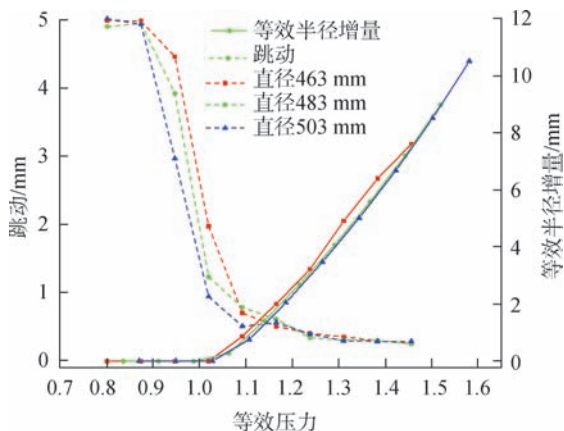


图 13 不同初始直径下回弹后筒形件跳动和等效半径变化

Fig.13 Runout and equivalent radius change of the cylinder after springback under different initial diameters

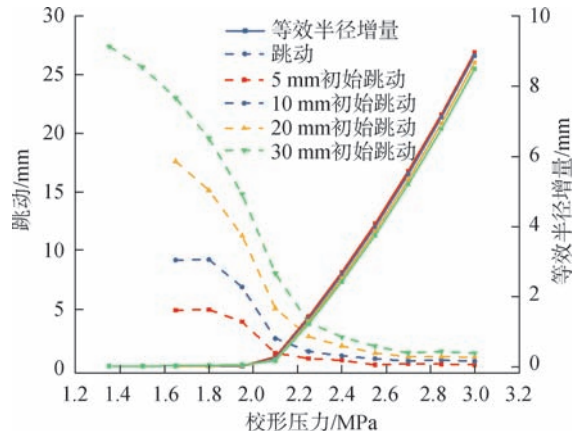


图 15 不同初始跳动下回弹后筒形件跳动和等效半径变化

Fig.15 Runout and equivalent radius variation of cylinder parts after springback under different initial runout

形压力增大可提高校正效果,且不同初始跳动下的校正比率开始趋近于一致,最大可校正 75%。

3.3 工件壁厚

从图 17~18 可以看出,不同筒形件初始壁厚对校正过程中 3 个阶段趋圆都有一定影响。由于筒形件壁厚增大,筒形件刚度越大,导致弹性振荡阶段往复振荡幅度变小。在校形阶段,相同等效压力下,筒形件壁厚不同,校形效果存在差异,壁厚较薄的筒形件易产生变形,趋圆效果要略优于壁厚较厚的筒形件,但是进入塑性阶段,不同壁厚筒形件校形效果趋近于一致。

4 薄壁筒形件单步校形试验研究

从薄壁筒形件有限元模拟结果可以看出,筒形件的初始直径、跳动和壁厚对最终筒形件跳动校正效果

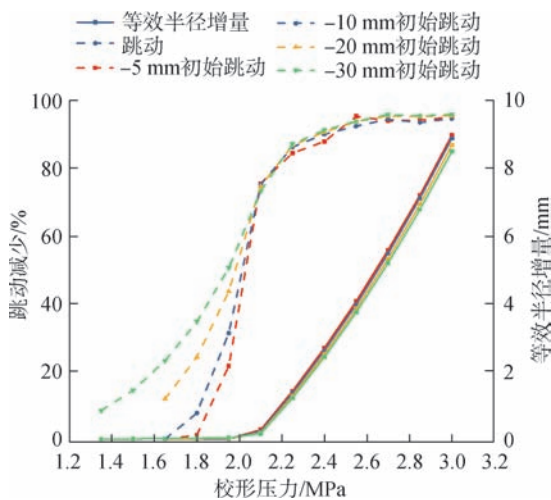


图 16 回弹后跳动减少量与初始跳动比值变化

Fig.16 Change of ratio between reduced runout and initial runout after rebound

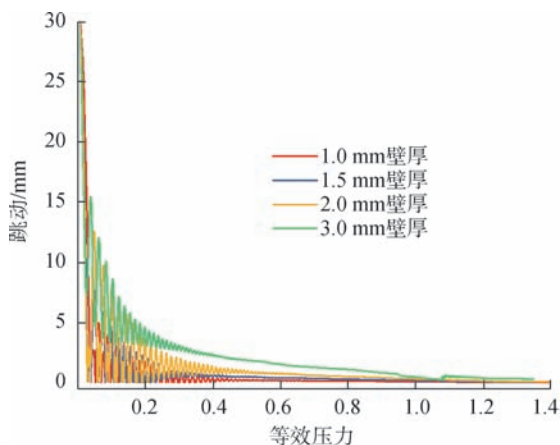


图 17 不同初始壁厚下截面跳动随校形压力变化

Fig.17 Under different initial wall thickness, cross section pulsation changes with adjustment pressure

有影响。为验证有限元分析结果,选取筒形件壁厚为 1.0 mm、1.5 mm 和 2.0 mm,外径为 485 mm,长度为 250 mm 的薄壁筒形件进行校形试验并分析其变形特征,与模拟结果进行对比。筒形件由牌号为 0Cr18Ni9 不锈钢轧制板材卷制焊接而成,轧制方向为薄壁筒形件轴向,初始径向圆跳动为 15 mm 左右。

4.1 薄壁筒形件校形试验设置

校形试验过程如图 19 所示,试验装置主要包括橡皮囊胀形部件、液压系统和升降系统 3 个部分。橡皮囊胀形部件液压系统最大压力 10 MPa,采用小型龙门吊、吊索配合安装在胀形部件上的吊环螺栓组成升降系统,实现胀形部件的升降。检测橡皮囊内介质压力的液压传感器为 T20J 带 GDM 插件压力变送器,准确度等级 0.2 级,测量范围为 0~10 MPa,回差 0.1%FS,温度影响 $\pm 0.1\%/10\text{ }^\circ\text{C}$,负责测量橡皮囊内介质压力。试验过程中,对薄壁筒形件校形前以及校形压力达到 0.85 等效压力后,每增加 0.1 等效压力时对筒形件外轮廓进行逆向扫描。

采用图 20 所示的 XTOM 工业型光学面扫描系统对筒形件外轮廓进行形面逆向,观测校形前后圆筒母线和圆周截面变化。测量系统单幅测量幅面为 300 mm \times 400 mm,测量速度为单幅 1~2 s,单幅获取点云数

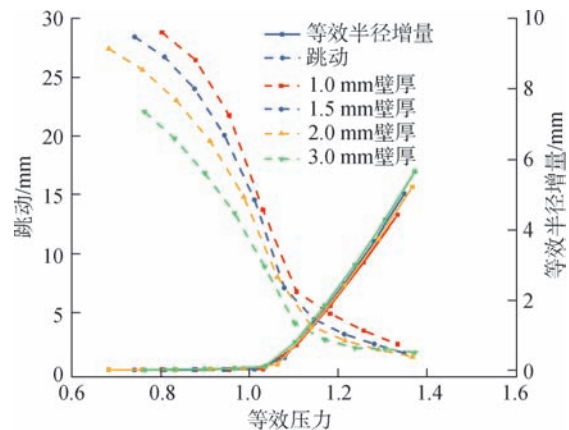


图 18 不同初始壁厚下回弹后筒形件跳动和等效半径变化

Fig.18 Runout and equivalent radius variation of cylinder parts after springback under different initial wall thickness



图 19 XJTUOM 测量系统

Fig.19 XJTUOM measuring system

据 30 万左右,点间距为 0.2 mm,测量精度为 0.02 mm。为防止零件反光影响测量效果,圆筒件外表面喷涂显像剂,采用多幅扫描后进行全局匹配自动化完成拼接,零件表面贴标志点用于多视扫描自动拼接坐标转换(图 21)。

在点云处理软件 Geomagic Studio2013 中对扫描获取的点云数据进行处理生成面片(20 万左右),点云处理过程中去除体外弧点和非连接项,面片处理过程中去除钉状物,并进行快速光顺。采用目标圆柱特征对点云进行拟合,并进行坐标变换使圆柱体中心轴与 Z 轴重合。提取中间截面线 1 节点进行跳动分析,侧边截面线 2 节点分析零件母线轮廓变化,如图 22 所示。由于

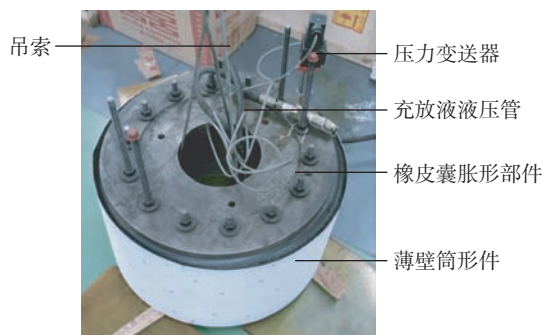


图 20 校形试验过程
Fig.20 Alignment test process

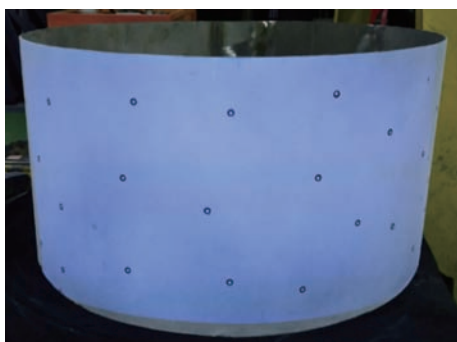


图 21 喷涂显像剂和贴标志点之后筒形件
Fig.21 Cylindrical parts sprayed with developer and labeled

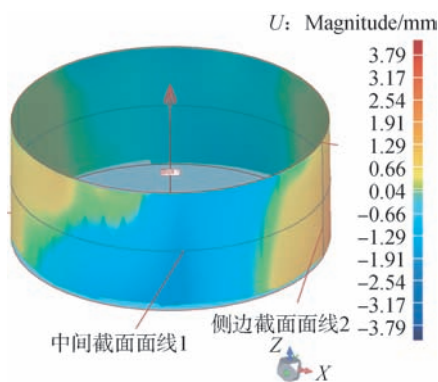


图 22 薄壁筒形件偏差云图和截线提取位置
Fig.22 Deviation cloud map and location of transversal extraction for thin-walled cylindrical parts

中间截面线匹配误差较小,被测量圆柱面轴线与基准圆柱轴线同轴,故可认为此处径向圆跳动误差等于圆度误差。

以壁厚为 1.5 mm 的筒形件进行变形特征分析。图 23 为薄壁筒形件校形前后俯视图,可见校形后工件趋圆程度明显改善。从零件在不同校形压力下中部截面轮廓和焊缝处母线轮廓偏差变化(图 24)中可见,随着

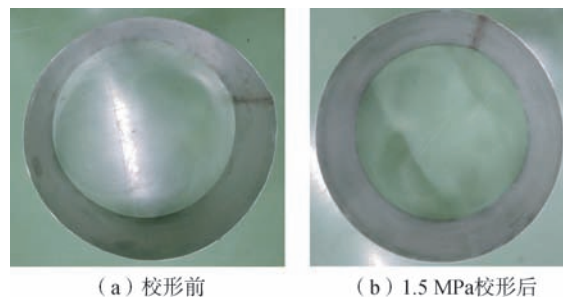
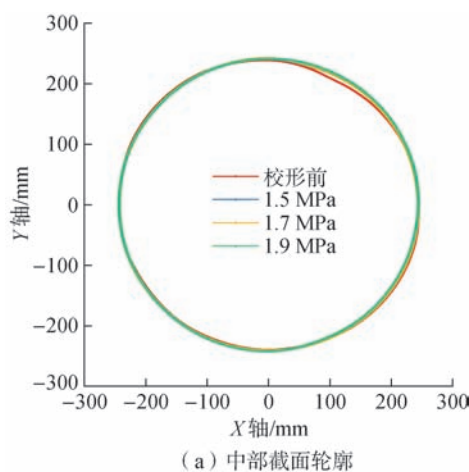
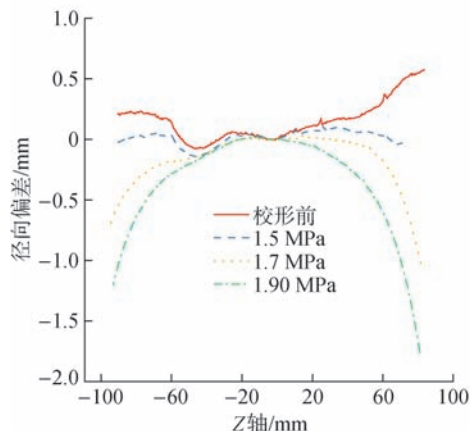


图 23 1.5 mm 壁厚薄壁筒形件零件俯视图

Fig.23 Top view of 1.5 mm wall thickness and thin wall tubular parts



(a) 中部截面轮廓



(b) 焊缝处母线轮廓偏差随校形压力变化

图 24 薄壁筒形件校形试验结果

Fig.24 Alignment test results for thin-walled cylindrical parts

校形压力增大,筒形件中间截面轮廓趋近于圆形,在校形区域光顺程度得到提高。但当校形压力在 1.7 MPa 和 1.9 MPa 时,筒形件被胀大,表现为焊缝处母线轮廓随校形压力加大,开始趋近于鼓形,与模拟分析趋势一致。

薄壁筒形件误差最大处为焊缝区域,以焊缝区域作为观测对象,对焊缝区域单张扫描形面与直径为 485 mm 的理想圆柱特征拟合,获取形面偏差云图,如图 25 所示。可得,校形前筒形件在焊缝区域最大偏差为 12.02 mm,偏差集中在靠近焊缝处,随校形压力增大焊缝区域特征匹配偏差开始减小,在 1.5 MPa 时减小至 3.5 mm;当校形压力进一步增大至 1.9 MPa,匹配偏差改善至 3.36 mm,但此时筒形件胀大,造成筒形件成鼓形最大偏差已不是出现在焊缝区域,而是集中在筒形件上下边缘。焊缝区域缺陷改善主要集中在筒形件显著胀大之前。

4.2 校形模拟与试验结果对比

图 26 为不同壁厚筒形件校形试验结果,在等效压力区间(0.9~1.1),相同等效压力不同初始壁厚下跳动校正趋势一致,工件壁厚越大,对应跳动越小,即校形效果越好。在 1.05 等效压力下不同壁厚筒形件跳动在 4.5~6.5 mm 之间,相对于初始跳动,工件跳动减少了 57%~70%,与模拟获取的不同壁厚下筒形件跳动校正偏差范围 60%~75% 一致。

通过对 1.5 mm 壁厚筒形件有限元模拟结果与试验结果、两种有限元模型进行对比,第 1 种筒形件模型为初始跳动 15 mm 的简化椭圆模型;第 2 种为扫描有

限元模型,筒形件为校形前实际扫描出的筒形件几何模型,其余设置均相同。从模拟与试验结果来看(图 27),简化椭圆模型与试验结果最大偏差为 23%,略高于扫描有限元模型的 21%,扫描有限元模型还包括局部焊接变形小缺陷,更符合实际情况,故模拟偏差较小。但是两种有限元模型跳动变化趋势与实测值一致,在校形压力区间两种有限元模型差别不大,采用简化椭圆模型能够表征校形过程中工件径向圆跳动缺陷。

5 结论

(1) 通过有限元模拟确定薄壁筒形件随校形压力变化,工件变形可分为出现几何调节的弹性撑圆阶段、物理调节为主的弹塑性光顺阶段和塑性胀大阶段;在略高于理论校形压力的 1.05 等效压力下,筒形件没有明显胀大,同时跳动校正效果最好,是最佳校形压力。

(2) 获得了主要工艺条件对橡皮囊校形的过程和校形质量的影响规律,在 0.9~1.1 等效压力区间,筒形件的初始直径、跳动和壁厚对最终筒形件跳动校正效果有影响,但对工件轴向校形区域影响较小,增大工件初始直径、初始壁厚和初始跳动,校形后工件跳动的减少量相应增长,但是由于零件校形后回弹,筒形件跳动最大校正量不会超过 75%。

(3) 对筒形件进行橡皮囊校形试验,筒形件焊缝区域缺陷改善主要集中在筒形件显著胀大之前,验证校形工艺可行。对不同壁厚筒形件进行橡皮囊校形试验,相同等效压力下不同初始壁厚下跳动校正趋势与模拟

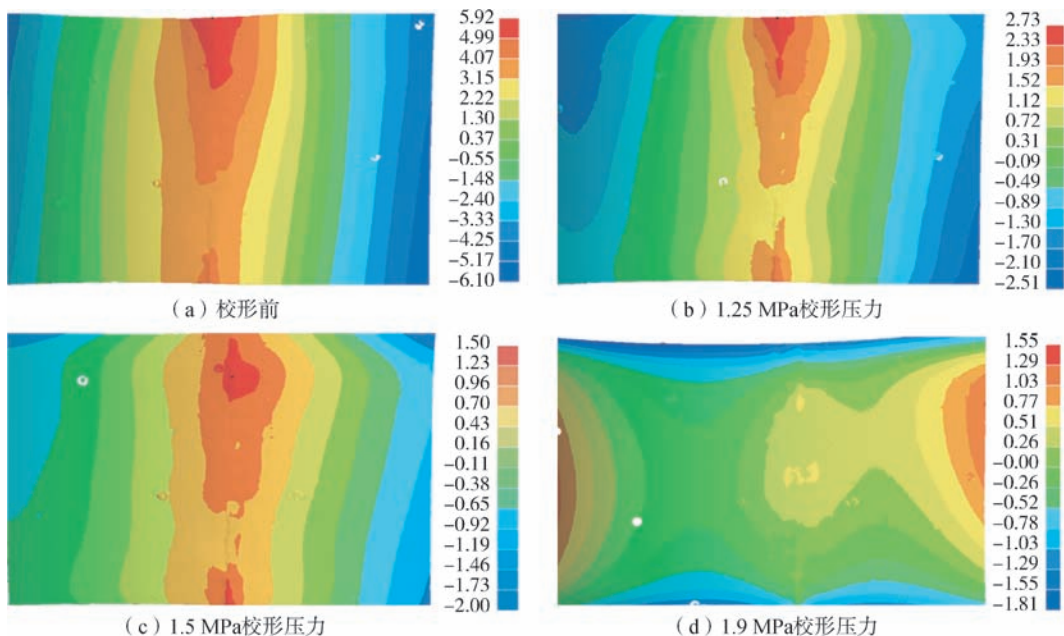


图 25 1.5 mm 壁厚薄壁筒形件焊缝区域圆柱特征拟合偏差云图

Fig.25 Deviation cloud map of cylinder feature fitting in weld area of 1.5 mm wall thickness and thin-wall tubular parts

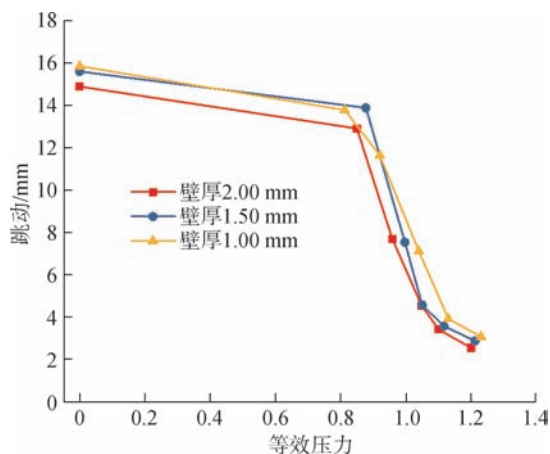


图 26 截面跳动随筒形件壁厚变化

Fig.26 Section runout varying with wall thickness of cylindrical parts

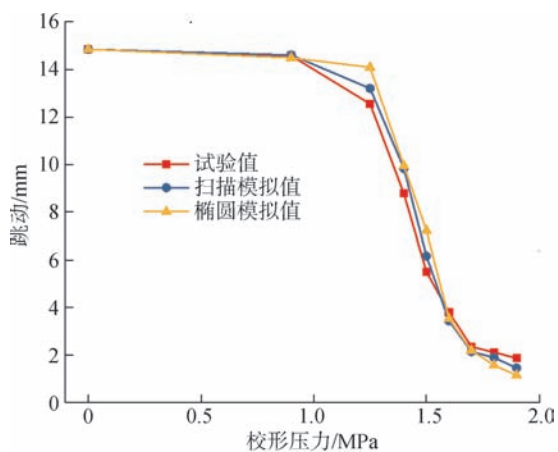


图 27 不同有限元模型 1.5 mm 壁厚筒形件模拟结果对比

Fig.27 Comparison of simulation results of 1.5 mm wall thickness cylindrical parts with different finite element models

结果一致;简化椭圆模型与试验结果最大跳动偏差为23%,略高于扫描有限元模型的21%,采用简化椭圆模型能够表征工件不圆度缺陷。

参考文献

- [1] 陈颖秀,侯安平,张明明,等.轴流压气机机匣变形对多排转子流场特性的影响[J].航空学报,2016,37(11):3284-3295.
CHEN Yingxiu, HOU Anping, ZHANG Mingming, et al. Effects of casing deformation on blade rows flow field characteristics in an axialflow compressor[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2016, 37(11): 3284-3295.
- [2] 高双胜,曲伸,杨烁,等.航空发动机薄壁机匣疲劳裂纹修复焊接变形控制[J].焊接学报,2016,37(4):95-97,123,133.
GAO Shuangsheng, QU Shen, YANG Shuo, et al. Control of deformation for fatigue crack repair in combustion chamber case shell on aeroengine[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2016, 37(4):

95-97, 123, 133.

[3] 李军,张文锋,方洪渊.挤压法矫正薄壁焊接圆筒圆度的有限元模拟[J].焊接学报,2013,34(6):89-92,117.

LI Jun, ZHANG Wenfeng, FANG Hongyuan. Finite element simulation of rectifying roundness of welded thin-walled cylinder by extrusion[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(6): 89-92, 117.

[4] 石文勇,马岩,李哲.板材柔性介质加压成形技术的研究现状[J].哈尔滨理工大学学报,2016,21(5):7-12,19.

SHI Wenyong, MA Yan, LI Zhe. Research status on the sheet flexible medium forming technology[J]. Journal of Harbin University of Science and Technology, 2016, 21(5): 7-12, 19.

[5] 王仲仁,苑世剑,汤泽军,等.省力液压成形的原理与途径[J].机械工程学报,2013,49(18):99-105.

WANG Zhongren, YUAN Shijian, TANG Zejun, et al. Theory and method of less-loading hydroforming[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2013, 49(18): 99-105.

[6] 林艳丽,何祝斌,苑世剑.管材自由胀形时胀形区轮廓形状的影响因素[J].金属学报,2010(6):729-735.

LIN Yanli, HE Zhubin, YUAN Shijian. The factors affecting the profile of middle bulge region during tube bulge test[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010(6): 729-735.

[7] 谢邵辉,柳玉起,杜亭,等.橡皮囊液压成形模拟算法的开发及应用[J].塑性工程学报,2011(4):63-68.

XIE Shaohui, LIU Yuqi, DU Ting, et al. The development and application of the numerical simulation algorithm for elastomer hydroforming[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2011(4): 63-68.

[8] 王森,李东升,杨伟俊,等.橡皮成形数值模拟回弹预测精度的影响因素[J].塑性工程学报,2011,18(1):1-6.

WANG Miao, LI Dongsheng, YANG Weijun, et al. Research on the factors affecting the prediction accuracy of numerical simulation on springback during rubber fluid forming[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2011, 18(1): 1-6.

[9] GAN W, WAGONER R H. Die design method for sheet springback[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2004, 46(7): 1097-1113.

[10] PAPELEUX L, PONTHOT J P. Finite element simulation of springback in sheet metal forming[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 125-126: 785-791.

[11] HAMA T, NAGATA T, TEODOSIU C, et al. Finite-element simulation of springback in sheet metal forming using local interpolation for tool surfaces[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2008, 50(2): 175-192.

[12] WAGONER R H, LI M. Simulation of springback: Through-thickness integration[J]. International Journal of Plasticity, 2007, 23(3): 345-360.

通讯作者:张琦,教授,博士,主要研究方向为板材多点成形理论及其关键技术、碳纤维增强热塑性树脂复合材料板材热冲压成形工艺、旋转锻造成形工艺及其装备、金属半固态材料制备及其成形工艺、铝合金铸锻一体化成形工艺、低压内高压成形工艺及装置、金属振动挤压成形工艺、金属材料增材制造技术。

(责编 古京)

引文格式: 海宇, 周来水, 安鲁陵. 复合材料热压罐固化框架式成型模具的参数化设计[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 84-91.

HAI Yu, ZHOU Laishui, AN Luling. Parametric design of framed-mold in autoclave processing for composite structures[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 84-91.

复合材料热压罐固化框架式成型模具的参数化设计

海宇, 周来水, 安鲁陵

(南京航空航天大学, 南京 210016)

[摘要] 为解决复合材料热压罐固化框架式成型模具设计过程中重复性工作较多、设计效率较低、后续修改困难等问题, 将参数化设计技术分为尺寸和拓扑结构的参数化设计两个方面, 并运用于模具设计中。模具尺寸的参数化设计在分析模具结构特点的基础上, 提取出模具的主要设计参数, 利用自顶向下的设计思路规划了模具的参数化设计流程; 引入参数追溯概念, 提出对主要设计参数进行追溯的方法, 以便通过参数驱动模具尺寸的快速修改。模具拓扑结构的参数化设计结合 CATIA 的知识工程模块与面向对象的技术, 实现参数化变更模具的拓扑结构。基于 CATIA CAA 二次开发平台, 开发了复合材料固化框架式成型模具参数化设计系统, 并给出实例验证。

关键词: 复合材料; 框架式模具; 参数化设计; 参数追溯; 拓扑结构

Parametric Design of Framed-Mold in Autoclave Processing for Composite Structures

HAI Yu, ZHOU Laishui, AN Luling

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

[ABSTRACT] In order to solve the problems of repetitive work, low design efficiency and difficulty in subsequent modification in the design procedure of framed-mold in autoclave processing for composites structures, the parametric design technology which is applied to the design of the mold, is divided into two aspects: the parametric design of dimensions and the parametric design of topological structures. In terms of parametric design of dimensions, based on the analysis of structural characteristics of the mold, the main design parameters of the mold are extracted, and the parametric design process is planned using the top-down design method. The concept of parameters tracing and the method of tracing main design parameters are proposed so as to modify the dimensions of the mold rapidly through parameters. In aspect of parametric design of topological structures, some topological structures of the mold can be modified parametrically by combining the knowledge engineering module of CATIA with object-oriented technology. Based on CATIA CAA secondary development platform, a parametric design system of mold in autoclave processing for composites structures is developed and verified with examples.

Keywords: Composite materials; Framed-mold; Parametric design; Parameters tracing; Topological structure

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.084

复合材料因其高比强度、高比刚度、热膨胀系数小、耐腐蚀等优越性能^[1], 在航空航天领域被广泛应用, 且其用量及应用水平已成为评价飞行器先进性的重要标志之一^[2-3]。复合材料作为新一代飞机机体结构的主要材料之一^[4], 对其产品的制造质量有较高要求。复合材料产品通常在成型模具中制造, 且材料制造与结构成型

同时完成, 因此模具在极大程度上决定了复合材料构件的外形、尺寸及与其他构件的配合精度等^[5]。

为了提高模具的设计效率和设计质量, 国内外已有研究将参数化设计、模板化设计及知识工程等技术融入模具的设计过程, 如 Lin 等^[6] 提取出拉伸模的最小参数集, 开发了基于 Pro/E 平台的拉伸模参数化设计系统,

缩短了拉延模的设计周期;Wang等^[7]通过建立一组存储企业设计经验的参数化模板,并开发基于模板的拉延模结构设计系统,实现拉延模的流程化和快速化设计;Hadzistevic等^[8]开发了基于规则推理的注塑模具设计系统,帮助设计人员进行模具参数计算和模架选择,简化了注塑模具的设计流程。现阶段热压罐成型工艺是应用最广泛的复合材料成型方法,而框架式模具是此种工艺中最常见的成型模具。框架式模具结构形式变化较少,形状规则,支撑结构大多相似,零部件数量繁杂,针对框架式模具的设计,李桂东等^[9]引入参数级联驱动概念,建立框架式模具支架的级联参数化模型,提出模具支架的参数化设计方法;张富官等^[10]在分析框架式模具结构特点的基础上,提取设计参数,开发了包括型面板和支架在内的模具整体参数化设计系统;田欢欢等^[11]则针对模具支撑板的具体排布方式和支撑板通风孔的对齐方式提出了相关算法;韩志仁等^[12]采用敏捷开发原则,使用模块化和参数化设计方法提高模具设计效率的同时,给定参数规范值范围,实现了模具的规范化设计。

现阶段各大航空制造企业在设计框架式模具时,虽然已采用数字化方法,但仍需设计人员手动完成绘制草图、创建特征等重复性工作,并对各个支撑板、底板等结构逐个建模。在有限元分析完成需要对模具进行修改时,由于模具各零部件间关系的复杂性,也需要对零部件的诸多尺寸逐个修改。框架式模具的设计工作无论在初始设计还是后续修改阶段,均存在效率低的问题。本文针对复合材料构件框架式成型模具典型结构的设计进行研究,对于初始设计阶段,提出自顶向下的框架式成型模具参数化设计方法并开发相应系统,将需要人工完成的重复性工作全部由参数化设计程序实现,以此为基础,针对模具后续修改阶段效率低的问题,提出参数追溯算法和拓扑结构的参数化设计方法,实现参数变更驱动模具尺寸更新和拓扑结构的快速更改,为复合材料构件成型模具的快速设计及修改提供一种有效的解决方案。

1 结构分析

在热压罐成型工艺中复合材料构件依靠模具,需要经过加热、保温等操作后固化成型,对成型模具的温度场分布和热传导性等性能要求较高。具有蛋盒式结构的框架式成型模具结构轻便,支撑板上开有多个散热通风孔,其传热效率较高,模具型面加热快,温度分布较均匀,在飞机制造企业被广泛应用。框架式成型模具由型面板及支撑结构组成,支撑结构包括支撑板、叉车槽及底板,如图1所示。型面板上表面与预浸料接触,用来

最终成型复合材料构件^[13],下表面与支撑板贴合。支撑板分为内支撑板和外支撑板,按照一定布局呈网格状结构,U、V向支撑板交叉处通过卡槽连接,板上开有若干通风孔和散热孔,以提升模具的传热性能,保证复材产品的成型质量。支撑板结构固定,散热孔和通风孔形状相似。模具下端的底板上侧附有两个叉车槽,其分布于模具重心的两侧。

2 参数化设计

2.1 结构参数提取

参数化设计技术以几何约束来表达模型的形状特征,同时通过参数定义尺寸约束,以尺寸约束驱动模型的修改^[14],因此参数是参数化设计方法的核心。复合材料构件成型模具包含众多尺寸,若在参数化设计过程中全部予以体现则过于繁杂,且无法通过修改少量参数驱动整个模型的修改,因此本文在分析模具结构的基础上,提炼出若干主参数以及次要参数,并建立与尺寸变量之间的关系式,建立全参数驱动的复合材料构件成型模具三维模型。结合图2所示的模具各部分结构示意图,复合材料框架式成型模具设计主参数如表1所示。

主参数中包含一些控制模具尺寸变量的参数,其与模具尺寸变量之间的关系式如表2所示。主参数决定了模具结构的整体尺寸。除此之外,模具结构中还存在一些决定局部尺寸的次要参数,包括通风孔倒圆角半径,叉车槽型材方钢的宽度、高度和厚度。

2.2 自顶向下的模具设计流程

自顶向下的设计是从产品的顶层出发,按照产品的设计功能和要求,先建立一个顶层基本骨架,在该骨架的基础上进行各个子部件的详细设计方法^[15]。这种方法使得各个子部件之间及子部件与骨架之间存在关联关系,由顶层基本骨架管理整个装配体的设计,便于产品各层级之间共享数据和传递设计意图的变更。由于复合材料构件成型模具是一个复杂装配体,各个子部件之间存在尺寸关联及拓扑关系,若采用传统的自底向上

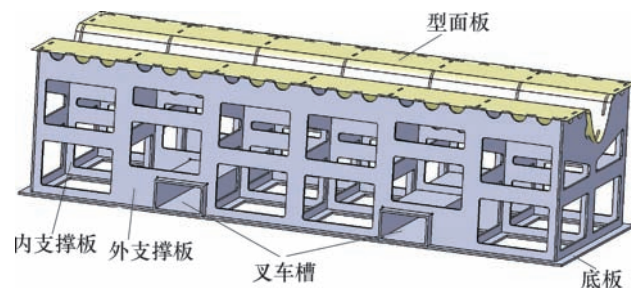


图1 复合材料构件框架式成型模具结构
Fig.1 Structure of composite components mold

的设计方法,不便于协调子部件间的尺寸及空间位置,因此本文采用自顶向下的设计思路规划模具的设计流程,通过建立骨架与子部件间的参数关联,实现模具模型参数驱动,作为后续参数化修改模型的基础。

首先由设计人员从复合材料产品三维模型中提取出成型面,经过修补孔洞、延伸、偏置等操作后形成模具所需的复合材料产品成型曲面,设计人员向参数化设计系统输入此成型曲面并创建模具型面板后,输入相关参数以及定义基准,由系统自动生成复合材料成型模具顶层基本骨架。骨架由复合材料产品成型曲面、支撑结构轮廓多边形、底板基准平面及支撑板参数化网格构成,如图3所示,是进行后续支撑结构设计的基础。基于顶层基本骨架,设计人员通过输入预先计算的相关设计参数,对支撑结构进行详细的参数化设计。在对支撑结构进行详细设计时,内支撑板布局遵照支撑板参数化布局网格,外支撑板依据轮廓多边形投影创建,底板定位于底板基准平面,按照参数化布局网格生成底板网格。复合材料成型模具参数化设计的具体流程如图4所示。

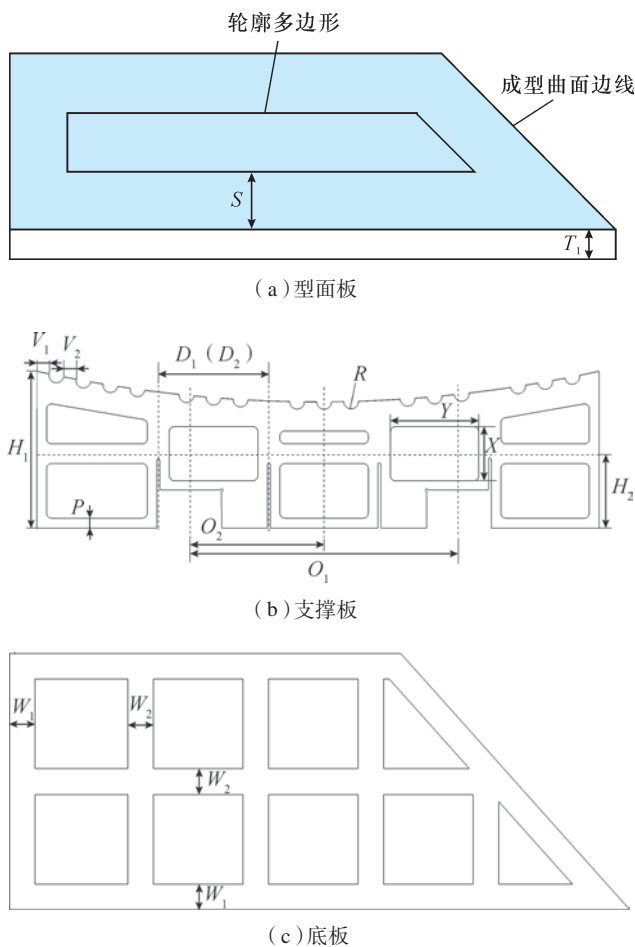


图2 模具各部分结构示意图
Fig.2 Structure diagram of mold parts

表1 复合材料框架式成型模具设计主参数

Table 1 Main design parameters of composites framed-mold

设计参数	尺寸意义
T_1	型面板厚度
S	成型曲面边线与轮廓多边形之间的偏移距离
T_2	支撑板厚度
R	支撑板半圆形散热孔半径
V_1	散热孔与支撑板边缘距离
V_2	相邻散热孔间距
P	支撑板通风孔与支撑板边缘距离
H_1	通风孔分层高度
W_1	内底板宽度
W_2	外底板宽度
T_3	底板厚度
H_2	支撑板高度
D_1	U向支撑板间距
D_2	V向支撑板间距
O_1	两个叉车槽中心之间的距离
O_2	叉车槽与模具中心之间的距离

表2 主参数与模具尺寸变量的关系式

Table 2 Relationship of main parameters and dimension variables

主参数	模具尺寸变量	关系式
型面板厚度 T_1	模具高度 Z	$Z=T_1+H_2+T_3$
支撑板高度 H_2		
底板厚度 T_3		
通风孔分层高度 H_1	通风孔宽度 X	$X=H_1-2P$
通风孔边距 P		
U(V)向支撑板间距 $D_1(D_2)$	通风孔宽度 Y	$Y=D_1(D_2)-2P$
通风孔边距 P		

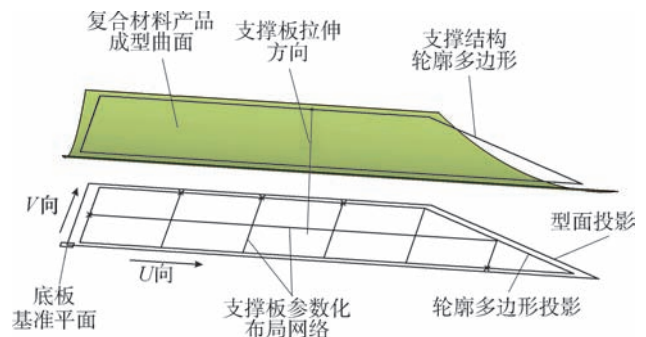


图3 复合材料成型模具顶层基本骨架
Fig.3 Top basic skeleton of composite components mold

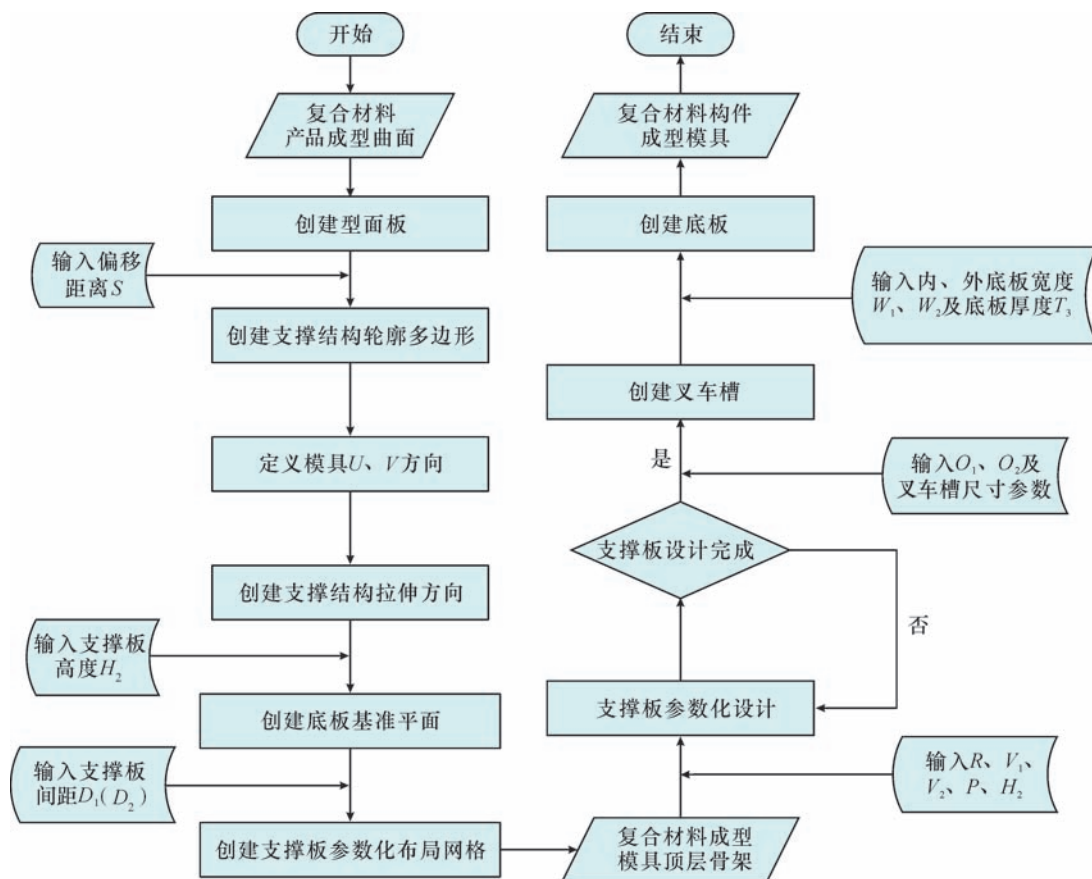


图4 复合材料成型模具参数化设计流程图

Fig.4 Overall parametric design flow chart of composite components mold

3 参数追溯

传统的复合材料成型模具设计方法依靠设计人员手动建模,在设计过程中存在大量重复性工作,前文提出的完全程序参数化设计方法虽然能够提高设计效率,且建立了模具的参数化模型,但其中子部件之间及子部件与骨架间的参数关联无法直观体现于生成的模型中,导致设计人员无法迅速了解当前模具的所设参数,设计人员修改模具时也无处输入自己的设计意图。针对此问题,本文结合 CATIA 知识工程,提出了参数追溯算法。

参数追溯是参数化设计系统自动对设计人员给定的初始设计主参数进行追踪,并将参数添加到三维模型的特征树中,然后创建追溯到的主要参数与模具尺寸变量的关系式,实现参数和参数关联可视化,由此便于设计人员直观获知当前模具的各项主要参数,同时在后续修改模具时也可通过变更特征树上的参数值修改模具尺寸,并驱动模具模型更新。

根据参数与模具的主要结构和尺寸变量的关系,将

待追溯参数分为尺寸参数和位置参数两类,表1中所列参数1~11为尺寸参数,12~16为位置参数。尺寸参数决定了模具模型草图中的尺寸变量,如散热孔半径 R 、通风孔边距 P 等尺寸为支撑板草图中的尺寸,或如型面板厚度 T_1 、支撑板厚度 T_2 等为凸台特征拉伸长度参数;位置参数控制模具顶层基本骨架中基准点和基准平面的位置,其控制关系如图5和6所示。

两类待追溯参数有不同的追溯方法,驱动模具模型更新的原理也不同。对一给定尺寸参数 A ,其追溯和驱动模具模型更新的实现方法如图7(a)所示。

对于位置参数, U (V)向支撑板间距参数 D_1 (D_2)与支撑板高度参数 H_2 及叉车槽相关参数 O_1 、 O_2 追溯方法不尽相同。支撑板间距参数的追溯和驱动模具模型更新的实现方法如图7(b)所示。

对于支撑板高度参数 H_2 及叉车槽相关参数 O_1 、 O_2 ,调用接口将其加入特征树,赋值为设计人员给定的初始值,创建与对应基准平面的控制关系式,修改参数时可利用关系式改变基准平面的位置,驱动支撑板下边界、底板和叉车槽位置的更新。

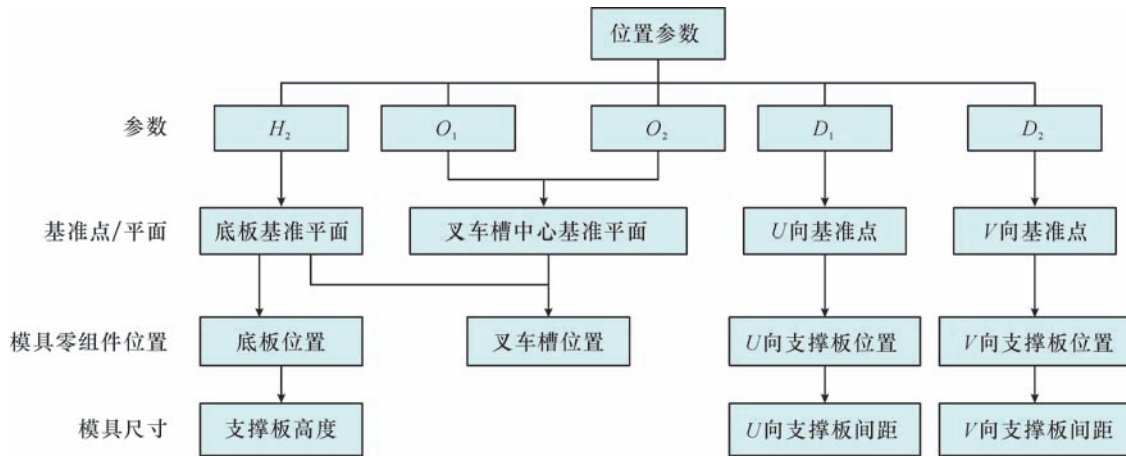


图5 位置参数与模具元素的控制关系

Fig.5 Control relationship of positional parameters and components of mold

4 模具拓扑结构的参数化设计

模具中的抽真空管路出口通常设置于模具外支撑板的矩形通风孔中,如图8(a)所示。由于参数化模型往往由程序批量生成,不支持个性化定义,若模具中通风孔不符合设置管路出口的要求,或某些结构存在不合理之处,则需设计人员手动修改模具,既降低了设计效率,而且修改后的结构依赖设计人员的经验,也不符合标准化设计理念。

传统参数化设计方法只能实现尺寸参数化,对模型几何拓扑结构的修改则无能为力。面向对象的技术被用于对特征进行描述,使得特征不仅包含了尺寸属性,也包含了拓扑信息^[16]。在CATIA中,特征的拓扑信息表现为一布尔类型的参数:活动性(Activity),当该参数值为True时,对应特征即被激活并显示在产品模型中;当该参数值为False时,特征不被激活,不显示在产品模型中。CATIA知识工程中的规则模块允许设计人员编写条件语句,控制某一行在满足所定义的特定条件时即被触发。综合以上技术基础,以通风孔为例,描述参数化驱动模具拓扑结构特征变更的方法如下。

(1) 在需变更的三角形通风孔处预设一矩形凹槽特征,如图8(b)所示。

(2) 创建一布尔类型的全局参数 B ,控制凹槽特征的激活与否。

(3) 调用规则模块相应接口,编写条件控制语句:当全局控制参数 B 的值为True时,凹槽特征的Activity参数值为True,则此处通风孔变为所需形状;当 B 的值为False时,Activity值为False,则此处通风孔仍为三角形。

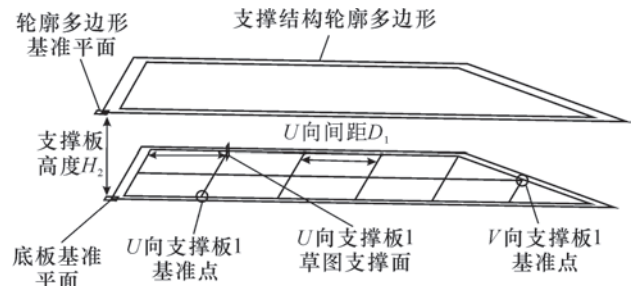


图6 位置参数及模具元素示意图

Fig.6 Schematic diagram of reference point and plane

设计人员只需更改全局控制参数的值,即可驱动模型拓扑结构变更,节约了时间成本。通过定义预设凹槽特征的标准,还可消除设计人员的个人经验对结构修改过程的影响,符合标准化设计理念。

5 设计实例

本文使用CAA开发工具开发了基于CATIA平台的复合材料框架式成型模具参数化设计系统,并通过调用接口等方法实现了参数追溯算法及拓扑结构的参数化设计。如图9所示,以某型飞机复合材料构件成型模具的设计为例,其初始设计及后续修改流程如下。

(1) 根据上文提出的参数化设计流程,首先设计人员向系统内导入 $2760\text{ mm} \times 960\text{ mm}$ 的复合材料产品成型曲面,创建型面板,然后在交互界面输入相应参数,参数设置如表3所示,得到成型模具初始数模如图9(c)所示。

(2) 根据上文提出的参数追溯算法,程序在生成模具数模的同时,对设计人员输入的结构参数进行识别,

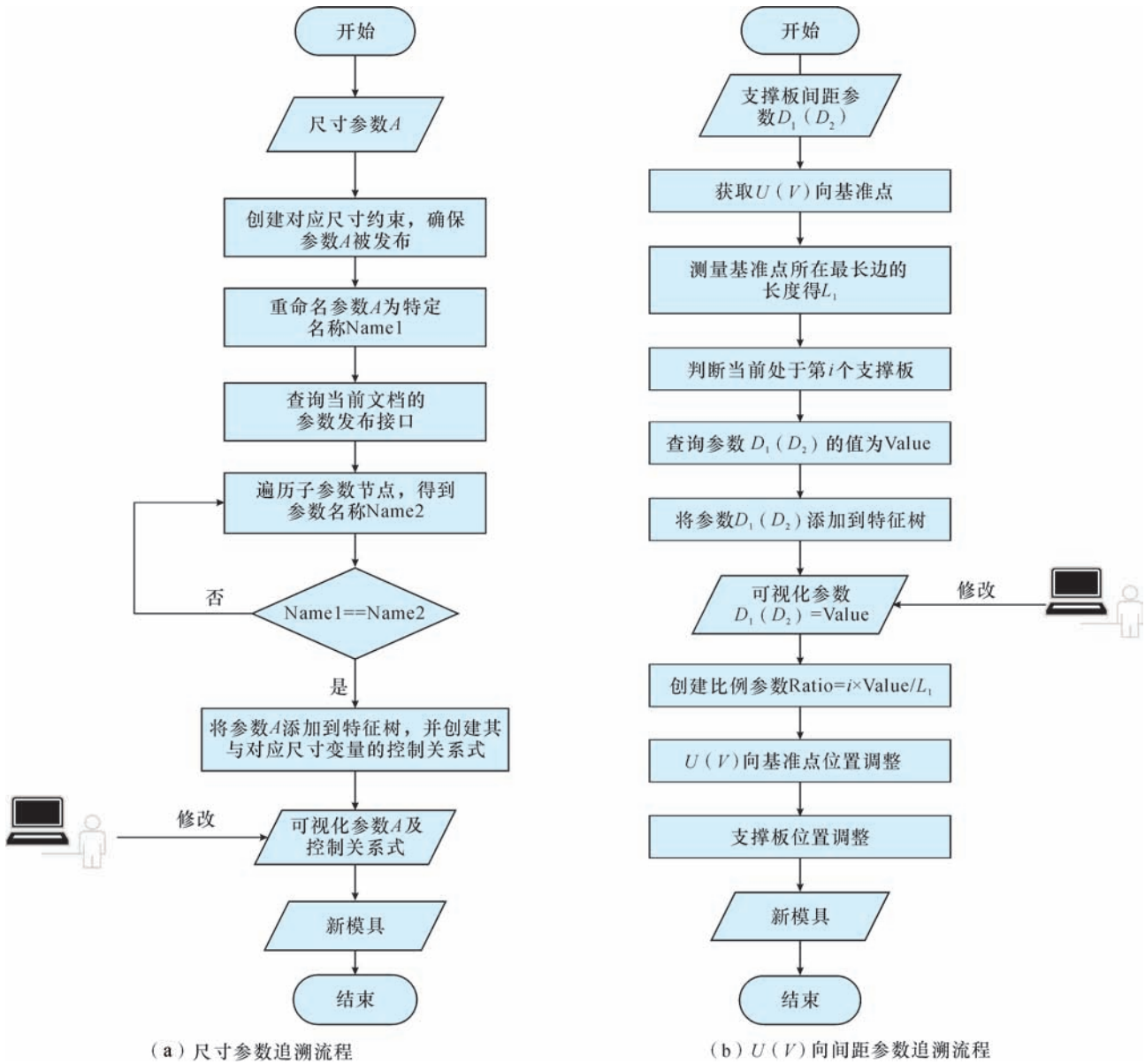


图7 参数追溯流程图
Fig.7 Flow chart of parameters tracing

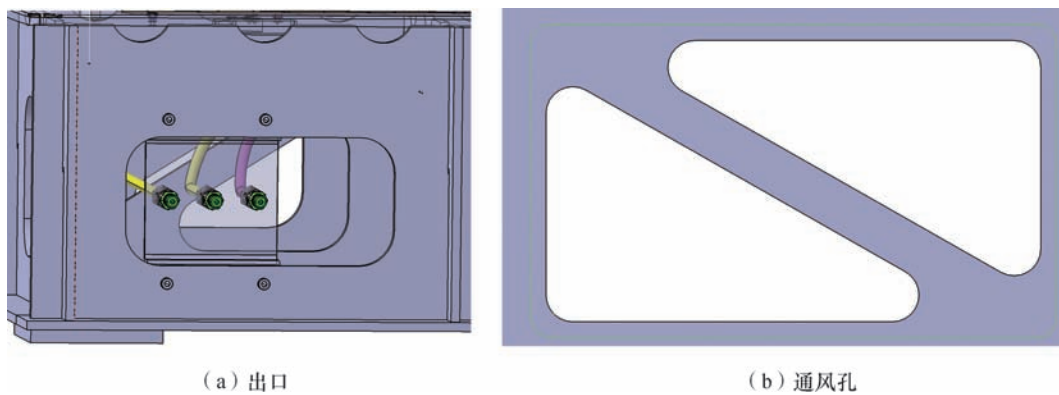


图8 抽真空管路系统出口及通风孔的更改
Fig.8 Vacuum pipeline system outlet and modification of vant

采用不同的方法自动进行追溯,并将追溯结果及驱动关系式添加到结构树中,部分参数追溯结果如图 10 所示。设计人员更改参数值,通过关系式可快速修改模具尺寸。

(3) 由图 9 (c) 可知,当前模具中通风孔形状为三角形,若需将一处通风孔更改为矩形,只需根据拓扑结构的参数化设计方法,在对应位置预设矩形凹槽特征,创建一布尔参数,编写相应控制规则以控制凹槽特征的激活与否,即可快速修改模具的拓扑结构,如图 11 所示。

根据上述流程,设计人员使用模具参数化设计系统可在 10 min 内完成模具的初始设计及后续尺寸和拓扑结构的修改,而手动完成这一系列工作则需 1 h 以上。

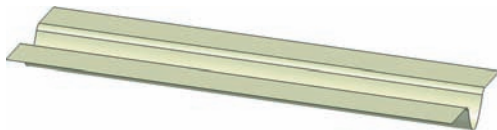
6 结论

(1) 提出了复合材料热压罐固化框架式成型模具的参数化设计方法,利用自顶向下的设计方法规划了模具的参数化设计流程。使用 CAA 开发工具开发了基于

表 3 主参数具体数值设置

Table 3 Values of main parameters

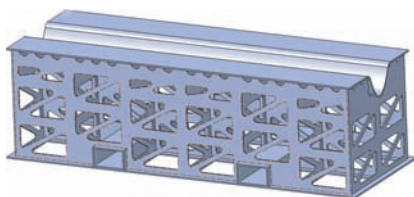
主参数	数值 /mm
T_1	12
S	60
T_2	10
R	40
V_1	50
V_2	55
P	50
H_1	310
W_1	100
W_2	100
T_3	10
H_2	800
D_1	450
D_2	450
O_1	1100
O_2	550



(a) 复合材料产品成型曲面



(b) 系统用户界面



(c) 复合材料热压罐固化框架式成型模具

图 9 模具参数化设计实例

Fig.9 Example of parametric design of mold

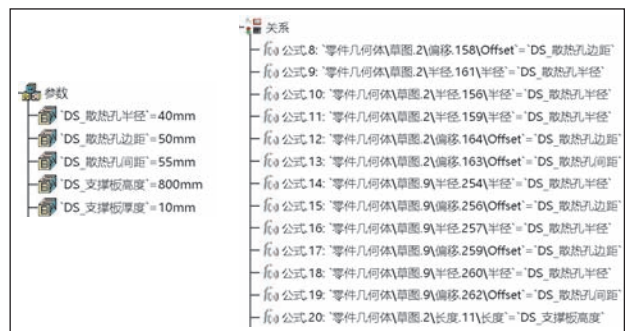


图 10 部分参数追溯结果及关系式

Fig.10 Tracing results and relations of some parameters

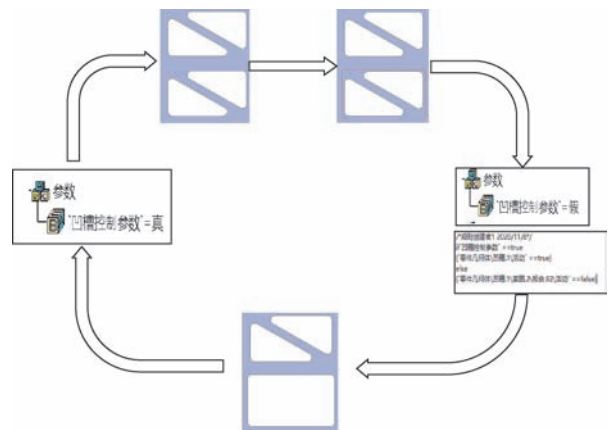


图 11 通风孔结构更改示意图

Fig.11 Modification of vant

CATIA 平台的复合材料构件框架式成型模具参数化设计系统,并使用实例验证了方法的可行性,结果显示使用系统可大幅缩短模具设计时间。

(2) 引入参数追溯概念,针对不同类型的主要设计参数,提出了不同的参数追溯方法,通过参数驱动模具尺寸更改,解决了修改模具尺寸困难的问题。

(3) 将参数化设计方法与面向对象的技术结合,使用全局参数控制特征的布尔属性,提出了模具拓扑结构的参数化设计方法,可快速对通风孔等结构进行修改,提高了修改模具拓扑结构的效率。

(4) 通常模具在完成初始设计后还需进行有限元分析和优化,需要修改如支撑板厚度、通风孔高度等模具的尺寸和通风孔形状等拓扑结构,以减轻模具重量,改善模具传热性能。本文提出的参数追溯算法及拓扑结构的参数化设计方法可快速变更模具尺寸和拓扑结构,为优化结果反馈入模具的三维模型提供有效途径。

参考文献

- [1] HALE D K. The physical properties of composite materials[J]. Journal of Materials, 1976, 11(11): 2105-2141.
- [2] 杜善义. 先进复合材料与航空航天[J]. 复合材料学报, 2007, 24(1): 1-12.
- DU Shanyi. Advanced composite materials and aerospace engineering[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(1): 1-12.
- [3] 顾轶卓, 李敏, 李艳霞, 等. 飞行器结构用复合材料制造技术与工艺理论进展[J]. 航空学报, 2015, 36(8): 2773-2797.
- GU Yizhuo, LI Min, LI Yanxia, et al. Progress on manufacturing technology and process theory of aircraft composite structure[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2015, 36(8): 2773-2797.
- [4] 安鲁陵, 李薇, 孙小峰, 等. 飞机复合材料构件工装的数字化设计[J]. 航空制造技术, 2010, 50(6): 74-77.
- AN Luling, LI Wei, SUN Xiaofeng, et al. Digital design of assembly jig for aircraft composites structure[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2010, 50(6): 74-77.
- [5] 匡载平, 梁宪珠, 张西伟, 等. 复合材料模具技术[J]. 航空制造技术, 2016, 59(17): 86-89.
- KUANG Zaiping, LIANG Xianzhu, ZHANG Xiwei, et al. Technology of composite mould[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(17): 86-89.
- [6] LIN B T, CHAN C K, WANG J C. A knowledge-based parametric design system for drawing dies[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2008, 36(7-8): 671-680.
- [7] WANG Y L, HU X G. Research on templated-based parameterized structure design for drawing dies[C]. Second International Conference on Digital Manufacturing & Automation, Zhangjiajie, 2011.
- [8] HADZISTEVIC M, MATIN I, HODOLIC J, et al. Rule base reasoning in the knowledge-based mould design system[J]. Tehnicki Vjesnik, 2014, 21(5): 1143-1148.
- [9] 李桂东, 周来水. 复合材料构件成型模具设计方法[J]. 南京航空航天大学学报, 2009, 41(6): 777-782.
- LI Guidong, ZHOU Laishui. Design method for composite component mold[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2009, 41(6): 777-782.
- [10] 张富官, 安鲁陵, 李汝鹏. 复合材料构件成型模具的参数化设计[J]. 宇航材料工艺, 2008, 38(6): 10-14.
- ZHANG Fuguan, AN Luling, LI Rupeng. Parameterized design of molding tool for composite component[J]. Aerospace Materials & Technology, 2008, 38(6): 10-14.
- [11] 田欢欢, 安鲁陵. 飞机复合材料构件成型模具型板参数化设计[J]. 航空制造技术, 2015, 58(1): 119-121.
- TIAN Huanhuan, AN Luling. Parametric design of mold plate rack for aircraft composites component[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(1): 119-121.
- [12] 韩志仁, 贾琛, 何万飞, 等. 复合材料模具模块化、规范化、数字化快速设计研究[J]. 航空制造技术, 2017, 60(18): 79-82, 92.
- HAN Zhiren, JIA Chen, HE Wanfei, et al. Research on modularization, standardization and digital rapid design in composite molds[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(18): 79-82, 92.
- [13] 毕凤阳. 面向大幅面 CFRP 制件的框架式模具设计系统关键技术研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2014.
- BI Fengyang. Research on key technologies of computer aided design system for large size CFRP parts framed-mould[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014.
- [14] 张峰, 李兆前, 黄传真. 参数化设计的研究现状与发展趋势[J]. 机械工程师, 2002(1): 13-15.
- ZHANG Feng, LI Zhaoqian, HUANG Chuanzhen. The research status quo and development trends of parameterized design[J]. Mechanical Engineer, 2002(1): 13-15.
- [15] 齐从谦, 崔琼瑶. 基于参数化技术的 CAD 创新设计方法研究[J]. 中国机械工程, 2003, 14(8): 681-683.
- QI Congqian, CUI Qiongyao. Research on innovation design method of CAD based on parametric technology[J]. China Mechanical Engineering, 2003, 14(8): 681-683.
- [16] 魏晓东. 飞机装配工装快速设计技术研究与系统开发[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2019.
- WEI Xiaodong. Research and system development of rapid design technology for aircraft assembly tooling[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019.

通讯作者: 周来水, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为数字化制造。

(责编 古系)

引文格式: 靳江艳, 庞彩珠, 方忆湘, 等. 基于数字孪生的飞机型架可视化装配工艺设计[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 92-100, 106.

JIN Jiangyan, PANG Caizhu, FANG Yixiang, et al. Digital twin-based visual assembly process design for aircraft tools[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 92-100, 106.

基于数字孪生的飞机型架可视化装配工艺设计*

靳江艳¹, 庞彩珠¹, 方忆湘¹, 赵亮^{1,2}, 李景伟¹

(1. 河北科技大学, 石家庄 050018;

2. 中车唐山机车车辆有限公司, 唐山 064000)

[摘要] 装配型架是飞机机翼、机身等部件装配普遍采用的装配工艺装备, 具有远高于其他所装配飞机部件的装配精度要求。本文以某型号飞机部件装配型架为研究对象, 面向装配工艺装备精确安装需要, 应用数字孪生技术的相关技术理念, 构建基于数字孪生的装配过程模型, 综合考虑与型架装配过程关联的人员、工具、标准、检验要求等相关构成元素, 规划型架装配过程并进行仿真验证, 以可视化装配工艺指令指导实际装配过程, 并通过建立数字空间与物理空间的关联实现信息交互与反馈。

关键词: 飞机装配; 装配型架; 装配工艺规划; 数字孪生; 装配工艺执行; 信息交互与反馈

Digital Twin-Based Visual Assembly Process Design for Aircraft Tools

JIN Jiangyan¹, PANG Caizhu¹, FANG Yixiang¹, ZHAO Liang^{1,2}, LI Jingwei¹

(1. Hebei University of Science and Technology, Shijiazhuang 050018, China;

2. CRRC Tangshan Locomotive & Rolling Stock Co., Ltd., Tangshan 064000, China)

[ABSTRACT] The assembly tools are the assembly process equipment for aircraft wings, fuselage, and other components. It has much higher assembly accuracy requirements than the aircraft components assembled on it. In this paper, the assembly tools of an aircraft component are the research object. According to the technical concepts of digital twin, a digital twin-based assembly process model is constructed to install assembly equipment accurately. And considering related elements such as personnel, tools, standards, and inspection requirements associated with the tools assembly process, the assembly process of the tools is planned and simulated. The visual assembly process orders are used to guide the actual assembly process, and the information interaction and feedback are realized by establishing the association between digital space and physical space.

Keywords: Aircraft assembly; Assembly tools; Assembly process planning; Digital twin; Assembly process execution; Information interaction and feedback

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.092

飞机产品在制造过程中, 其零部件的种类和数量非常多, 整机结构复杂, 装配耗时且成本高^[1]。同时, 构成飞机主体结构的零部件多为钣金件, 尺寸较大、质量轻, 在装配的过程中容易发生变形。因此, 为保证飞机的装配质量, 必须确保待装配零部件的结构外形与安装位置

准确, 这就需要在装配过程中大量使用专用的装配工艺装备^[2]。装配工艺装备是指飞机产品在由组件、部件装配到总装配的过程中, 用以控制其几何参数所用的具有定位功能的专用装备, 即产品制造过程中所需的刀具、夹具、模具、量具等工具的总称, 在飞机^[3-4]、汽车^[5-6]、轨

* 基金项目: 国家自然科学基金(51075119); 石家庄市科学技术研究与发展计划(181110271A)。

道机车^[7]等制造领域中被广泛应用。其中,装配型架作为装配工装中的一种重要装配定位夹具,具有独立的定位系统,用于飞机部件、段件、组件等装配单元的定位和夹紧,是飞机装配的重要辅助装置,一般分为骨架、定位件、夹紧件和辅助设备4个部分^[8]。

随着当前世界经济与技术飞速发展,全球的制造业都在向着智能制造转变,基于模型的定义(Model based definition, MBD)技术^[9-10]和产品数据管理(Product data management, PDM)等技术逐渐发展成熟的同时也暴露出了产品在制造过程中存在设计部门与生产部门之间沟通障碍等问题^[11-12]。数字孪生技术作为智能制造的核心技术之一^[13-16],能够根据实际运行状态和环境变化的数据对物体实际运行情况进行仿真预测,加强物理实体与信息数据之间的全面交互与深度融合^[17-18]。型架作为保障飞机装配质量的重要工艺装备,其装配工作的重要性不言而喻。型架安装过程通常需要借助激光跟踪仪等数字化测量设备来完成,怎样在数字化环境下,更快地实现实测值和理论值之间的协调是目前研究的重要课题。应用数字孪生技术可以建立理论数据与现场数据之间的关联,保证型架装配质量,并缩短装配周期。与传统方法相比,基于数字孪生的装配工艺规划能够更好实现面向生产过程的建模与仿真,一方面通过在虚拟环境中发现工艺问题并提前修改优化,能极大地提高方案的可行性和产品质量,避免由于操作者无法根据现场情况确定安装步骤导致对装配过程的整体把控不足,消除设计部门与制造车间的信息传递障碍,形成对装配现场高效的安装指导;另一方面将装配过程中的测量数据等制造信息经交互接口存储到后台数据库,为型架后期的定检与复测提供数据支持。本研究以某型号飞机的装配型架为研究对象,探讨基于数字孪生的型架装配工艺规划实现技术,旨在提高型架的装配效率和装配质量。

1 基于数字孪生的飞机型架装配工艺设计解决方案

1.1 基于数字孪生的型架装配工艺规划总体方案

数字孪生技术应用需要具备物理空间的物理产品、虚拟世界的虚拟产品以及连接虚拟产品与物理产品的数据和信息3要素^[19]。针对研究对象综合考虑与型架装配过程关联的人员、工具、标准、检验要求等相关构成元素,完成整个方案的编制,将总体安装方案分为数字空间下型架装配工艺规划与仿真验证、物理空间的实际安装过程和连接两个空间的信息交互平台构建3部分,得到如图1所示数字孪生技术下的型架装配工艺规划总体方案。

面向型架装配过程的数字孪生技术应用,分析型架各类定位构件安装精度要求与装配结构特点,划分零部件装配结构层次并确定装配工艺顺序,规划型架装配过程并进行仿真验证,在数字空间形成以可视化装配工艺文件为表达形式,且与实际装配现场一致的数字孪生装配过程模型;物理装配现场依据可视化装配工艺文件确认装配现场相关信息、执行装配工艺指令,完成型架的装配,并通过连接物理空间与数字空间的信息交互接口反馈装配进程信息及装配过程中出现的问题,以完善和改进型架装配工艺;构建连接数字空间与物理空间的信息交互接口,实现接收型架工艺指令、执行装配过程并反馈各类装配进程信息。

1.2 型架坐标系的拟合过程

型架的装配以及装配完成后的复测与定检的主要对象都是定位件和夹紧件。由于激光跟踪仪实际测量获得的坐标值是在测量坐标系下的实测值,代表零件在测量坐标系下的实际位置,而飞机产品零部件和型架定位元件的设计都是基于产品坐标系,数模中所有的理论坐标值都被统一到产品坐标系下,因此需要通过型架的关键控制点将不同坐标系统一,如图2所示。

统一坐标系即指在装配过程中,将通过激光跟踪仪获取的测量坐标系与数模中的产品坐标系,通过一定的转换关系将两者共同拟合到型架坐标系下,通过实测值与理论值对比,控制两者之间的偏移误差,完成整个型架的装配。坐标系拟合过程如图3所示,理论坐标值如图4所示。

2 型架装配过程建模与仿真

面向现场的实际生产环境,在数字空间通过算法拟合坐标系,综合考虑待装零件、测量工具及工作人员的分配情况,编制详细的装配工艺规程,建立以产品信息、工艺信息、资源信息为主要内容的工艺结构,确定每个工序的具体内容,获取关键控制点的理论值,完成详细的工艺设计,并通过仿真验证型架装配工艺的可行性,生成数字化的装配工艺文件。

2.1 PPR 结构模型与工艺编制

在 DELMIA 软件的数字化工艺工程(Digital process engineer, DPE)模块中完成数字空间下型架装配工艺规划。首先,工艺人员结合产品数模和型架物料清单(Bill of material, BOM)表,对型架零部件按照精度要求和类型进行分类管理,确定型架的装配工序并编制详细的工步内容,针对型架的层次关系和属性信息定制专属工艺模板^[20]。其次,对生产过程中所有产品、工艺和制造资源信息进行组织、管理和评估,以DPE二次开发的方式批量导入型架模型和信息,将装配过程需要的人员信

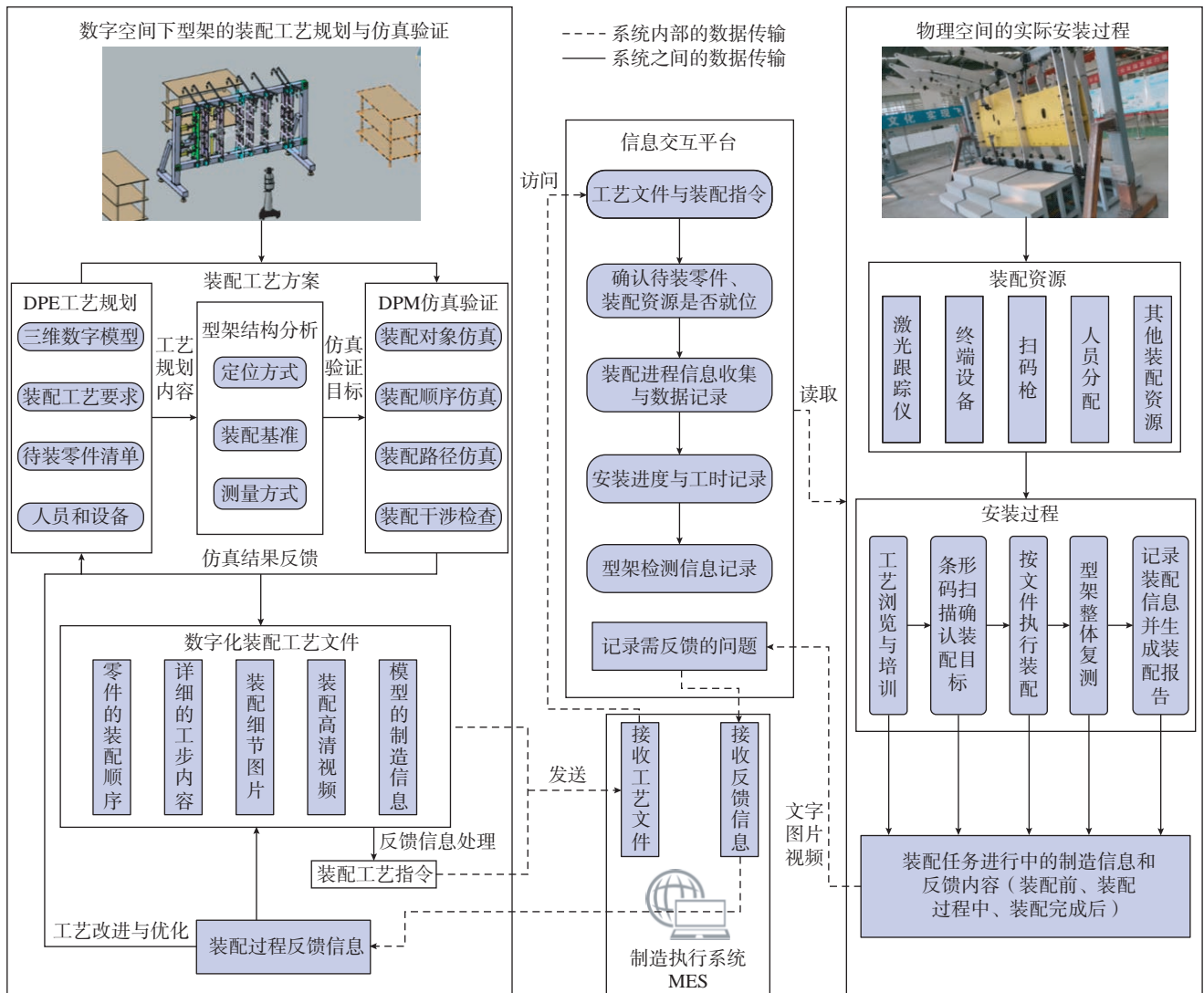


图1 基于数字孪生的型架装配工艺规划总体方案

Fig.1 General scheme of tools assembly process planning based on digital twin

息、安装工具及测量设备等所有参与到实际装配过程的元素导入资源信息，建立工艺结构树并录入工艺信息。最后，开展装配工艺过程仿真，对上述详细工艺内容规定的装配顺序、装配路径、工艺装备和工具、人机工程等进行验证、调整和完善，直到获得正确的工艺规程，生成产品、工艺、资源相互关联的产品-工艺-资源(Product-process-resource, PPR)结构模型^[21]，如图5所示。

2.2 装配仿真验证

数字空间的装配工艺过程仿真是对所编制的工艺指令进行可靠性验证，是整个工艺设计结果合理性和有效性的保证。在 DELMIA 软件的数字化制造工艺(Digital process manufacturing, DPM)模块中开展的装配仿真过程如图6所示。通过仿真验证可以在实际装

配之前发现工艺设计中不合理的内容，并提前修改完善，降低企业的返工成本并提高车间整体的工作效率和准确度。

其中，装配工艺仿真过程主要包括装配顺序仿真、装配路径仿真、装配干涉检查和装配对象检查，如图7所示。装配顺序仿真主要检验工艺结构树下的各级节点的设计是否合理，判断零部件能否无阻碍拆装；装配路径仿真是根据货架的摆放位置规划一条恰当的路线将零件逐步安装到指定位置，在避免干涉的前提下选择最优路线；装配干涉检查是指在完成仿真后通过碰撞检查来找出装配过程中型架零部件之间的干涉问题；装配对象检查针对各装配工艺结点所需的零件及工装是否缺少或冗余。

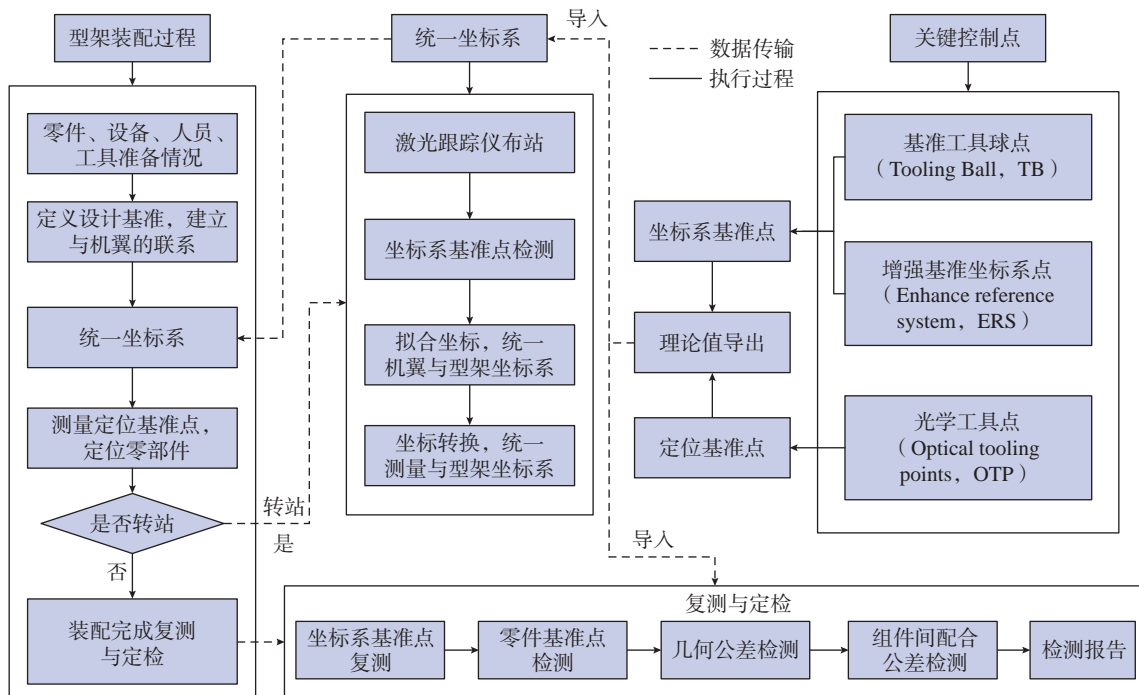


图2 型架装配过程总体规划
Fig.2 Tools assembly process planning

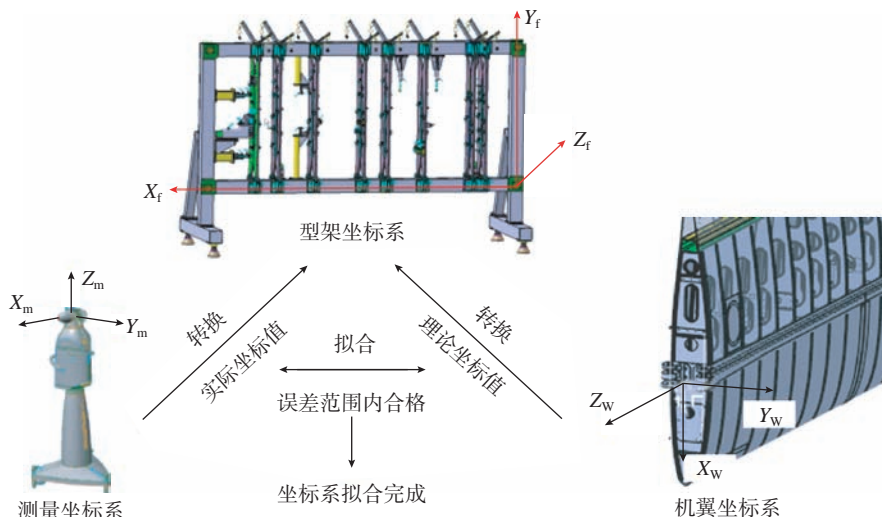


图3 坐标系拟合过程
Fig.3 Coordinate system fitting process

DPE 的工艺设计与 DPM 的仿真验证是相互统一的，在 DPE 下编制初步的工艺结构到仿真环境里，在仿真的同时填写工艺内容，对不合适的工艺结构做出调整，两者的数据可以保持同步更新，保证了工艺信息的一致性。

2.3 数字化装配工艺文件

通过装配仿真进一步验证了型架整体装配方案的可实施性，为了更加便捷地指导现场的装配工作，需要对车间发送可视化的装配工艺指令，并将 DPE 中设计和规划的工艺内容以文件的形式储存并发送到制造车

间。数字化的装配工艺文件应包含 DPE 中设计的全部工艺内容，为了满足信息的快速查阅和工艺文件的批量生成，通过二次开发接口为 DPE 编写 VB Script 软件的脚本程序，批量提取装配制造信息，在装配大纲中生成文字版的装配工艺并自动获取与本次装配相关联的注意事项、质量要求、产品技术条件等内容。最后将虚拟装配录制成视频并捕捉三维装配细节图片，以二次开发的形式加载到装配大纲中，完成型架数字化装配工艺文件的创建，如图 8 所示。

3 工艺执行与信息反馈

物理空间接收数字空间编制的装配工艺文件,依据

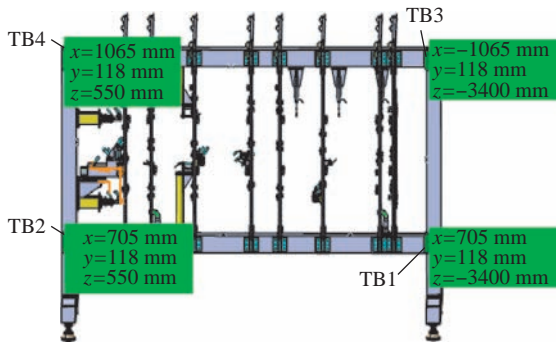


图4 关键控制点理论坐标值
Fig.4 Theoretical coordinate value of key point

相关指令完成实际的装配过程,提出型架的检测与维护方案,同时通过电子设备采集和记录现场装配进程信息和现场装配问题,并将装配问题反馈至相应部门。

信息的采集要贯穿整个安装过程,需要工作人员持有记录人员信息的工牌进入装配现场,逐个比对并登记待装产品和资源的信息。相较于传统的型架装配,信息采集技术使车间对零部件和资源信息的感应和读取方式更加便捷、高效,加强了整个安装过程的信息化和数字化。物理空间信息的采集主要依靠条形码或电子标签记录所需信息,通过扫码枪或无线射频识别(Radio frequency identification, RFID)扫描并读取记录信息^[22],验证现场带有标识的产品和资源是否符合使用需求。待产品装配完成后将电子标签固定到对应零件上,工作人员扫码即可便捷读取所需信息,标签应包含编号、名

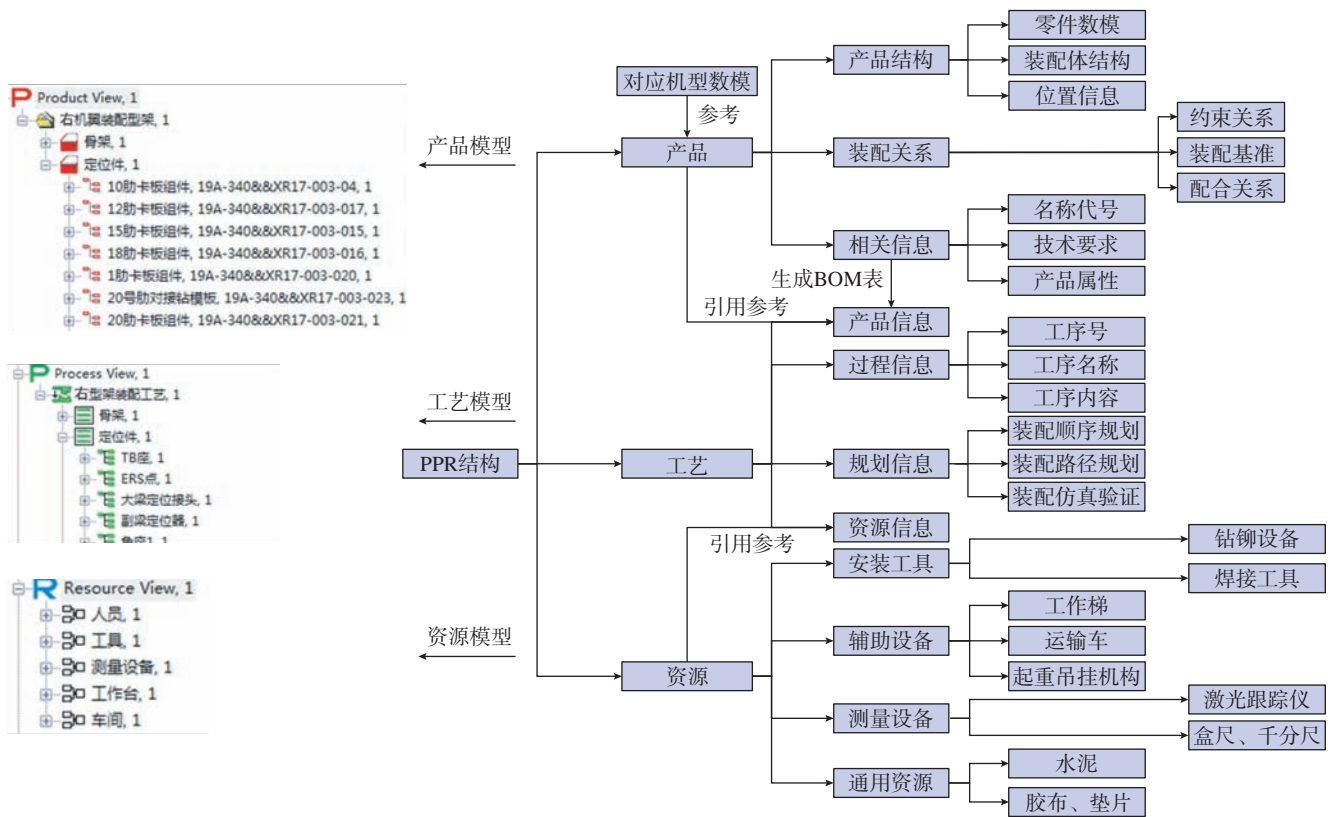


图5 DPE下的PPR模型树
Fig.5 PPR model tree under DPE

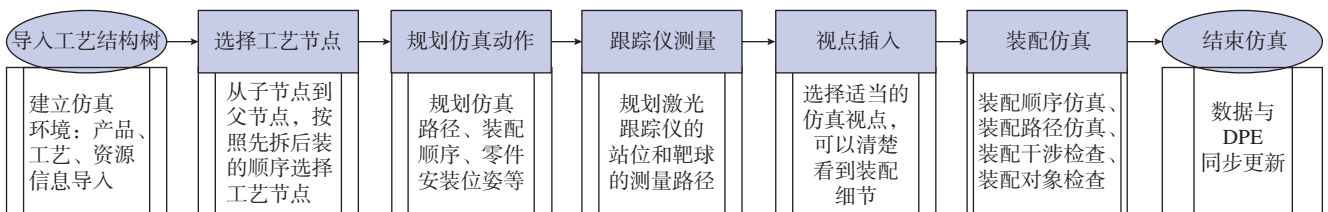


图6 DPM下的装配仿真设计流程
Fig.6 Assembly simulation design process under DPM

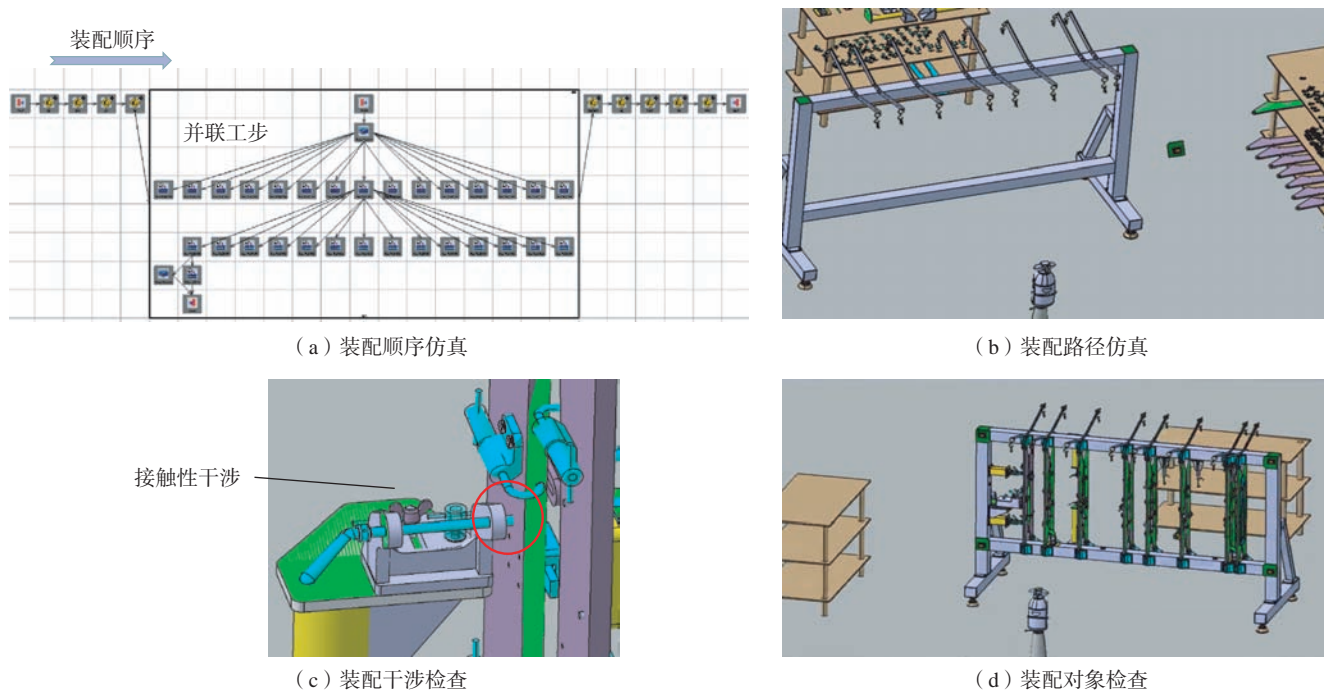


图7 装配工艺仿真

Fig.7 Assembly process simulation

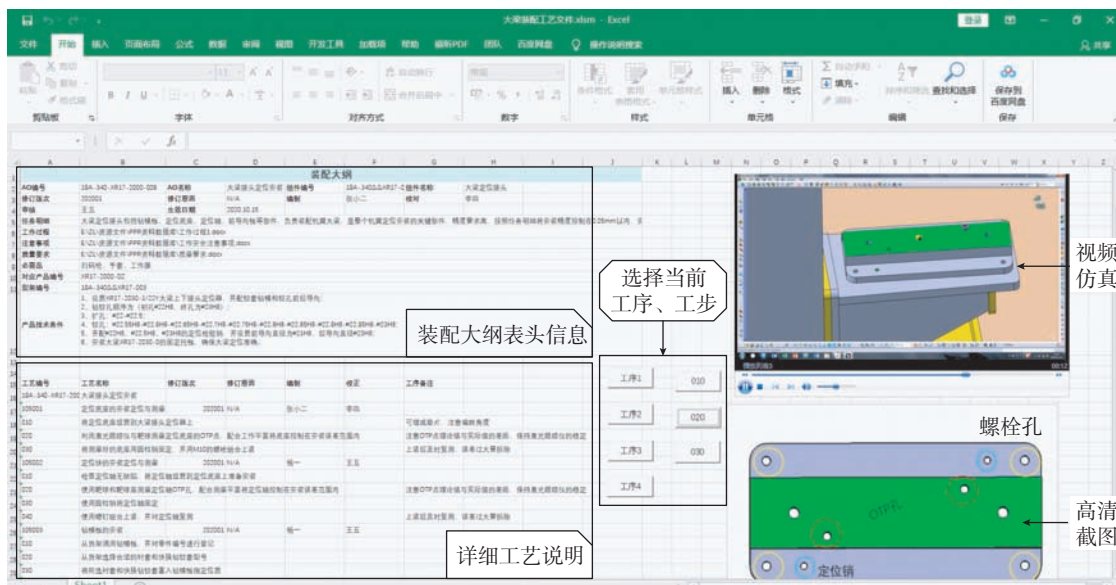


图8 型架的数字化装配工艺文件

Fig.8 Digital process document for tools assembly

称、所属部件等内容。

物理装配车间可以利用交互接口完成对现场问题的反馈,如图9和10所示。如装配过程中的工序问题、零件问题、工具不足等,装配人员都可以通过手机录制并上传现场出现问题的视频或高清图片等附件,配以相关文字说明,通过平台的反馈功能选择问题类型,并借助制造执行系统(Manufacturing execution

system, MES)检索相关人员信息库,当反馈内容上传到对应部门时,系统会发出提示,提醒相关人员尽快处理。在复检中检测各个定位件的工作平面与定位孔,以及检测组件间的相互配合公差,例如图11为装配完成后的主辅梁类接头,分别负责机翼的前、中、后3段的加紧和定位,需保证3个接头的定位轴线同处于公差范围内。当所有部件检测均合格后,生成一份

整体的检测结果和报告,将所有装配过程信息导入到电子标签中。待需要使用型架安装机翼时,通过 RFID 或扫码枪扫描,即可立即获取包括检测结果在内的所有制造信息。

4 交互接口的构建

信息交互接口构建的最终目的是实现数字空间向物理空间的信息传递和物理空间向数字空间的信息反馈,即实现整个型架装配工艺执行的信息交互。首先,工艺设计人员为型架装配规划合理的工艺内容,将工艺文件和装配指令通过企业内部的 MES 下发到装配车间的移动终端上。然后,装配人员通过终端设备查看工艺文件,在装配执行前熟悉装配对象、装配顺序、装配方法

及装配工艺要求等内容,依据工艺指令确认待装零件、装配资源是否准备就绪、测量工具是否完成校准,施工环境能否保证装配工作进行顺利等。操作人员按照工艺文件和装配指令完成型架的安装,将装配过程中的工作进程信息与问题及时由交互接口系统上传至 MES,反馈给相关工艺人员,为整个工艺提供改进与优化的依据,最后重新下发修订后的工艺文件,使整个工艺过程的信息流成为闭环,如图 12 所示。

基于数字孪生技术的型架装配工艺规划将型架制造和使用过程中涉及到的全部零件、设备、工具和人员联系起来,及时发布工作信息,综合考虑型架在制造和装配过程的需求,应用 VB.NET 软件开发交互接口,通过 Access 数据库实现数据管理,包括数据存储、读取和传递等功能,通过与 Excel 的链接对数据进行整合、汇总及生产报告。接口的主要功能包括装配执行、信息反馈和复检与维护。

(1) 装配执行。装配现场操作人员接收工艺文件和装配指令后,依据可视化的工艺指令,按步骤完成型架的装配工作,同时记录每个装配工步完成后的制造信息、测量数据、进程信息和完工时间等工艺执行信息。装配工艺执行界面如图 13 所示。

(2) 信息反馈。物理现场装配过程中产生的信息分为 2 类:一类是装配工艺执行信息,另一类是装配过程中出现的问题。对于装配工艺执行信息,通过条码技

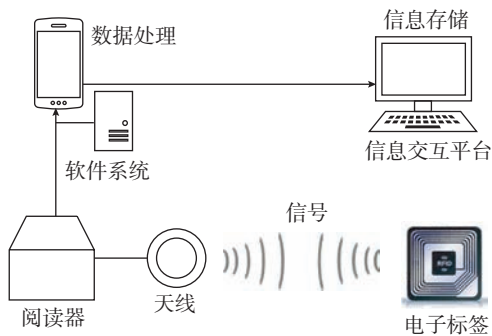


图 9 RFID 采集数据的过程
Fig.9 Process of RFID data acquisition

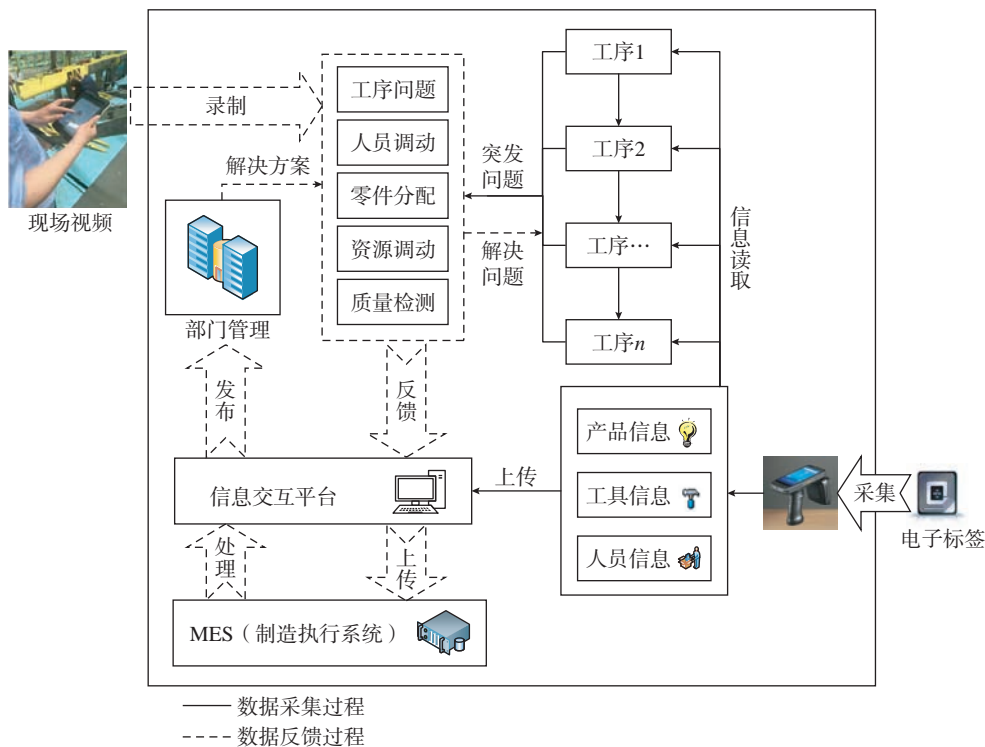


图 10 数据采集与反馈过程
Fig.10 Data collection and feedback process

术、RFID 技术或人工填报的方式进行采集,实做的装配工艺执行信息通过信息交互接口反馈至 MES 系统,通过 MES 系统随时监控当前的装配进度、产品工艺状态、设备状态、物料信息和关键装配数据等执行信息。对于装配过程中出现的问题,进一步细化为产品、工艺和资源 3 类信息,便于相关部门处理不同类型的问题,如图 14 所示。通过信息交互接口记录问题内容、发生时间、工艺状态、产生原因、处理方案、处理结果和处理人员等信息,并反馈至 MES 系统,形成实做工艺执行信息,作为后续装配工作的参考。

(3) 复检与维护。该功能区详细记录着型架每次的检测信息以及维护内容,登记检测人员和型架使用

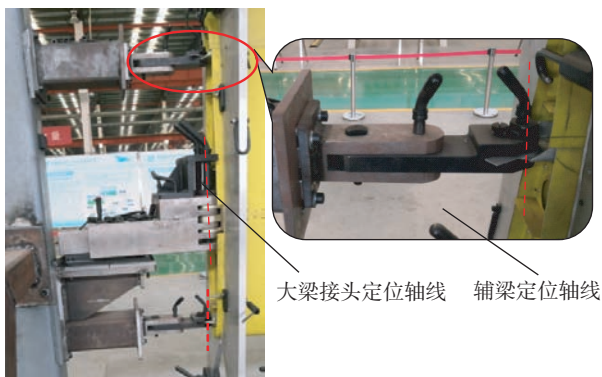


图 11 接头轴线之间的协调
Fig.11 Coordinating between joint axes

状态等基本信息,重点检测使用焊接或水泥等方式固定的位置,避免误差累计从整体评价零件组合间的形位公差,选择添加附件可将每次的检测报告上传至系统,检测界面如图 15 所示。每次复检和维护的型架状态、时间和人员等信息通过信息交互接口记录并反馈至 MES 系统,便于在装配工艺执行过程中获取型架的最新状态信息。

5 结论

(1) 以某飞机的机翼及其装配型架为研究对象,构建由数字化装配工艺规划、实际装配执行过程以及两者之间的信息传递 3 部分内容构成的装配型架在数字孪生技术下的装配工艺设计解决方案,建立三维数字化的安装工艺与装配现场工艺执行过程的闭环控制与实现模式。

(2) 在数字空间,依据基于数字孪生的型架装配工艺规划及实施总体技术方案,通过研究分析型架各类定位构件安装精度要求与装配结构特点,划分零部件装配结构层次并确定装配工艺顺序,以达索公司的工艺规划与仿真软件 DELMIA 为支撑平台,进行装配工艺设计与装配过程仿真,生成包含详细工序内容的可视化三维装配工艺文件,用于指导物理现场的实际装配进程;物理装配现场依据可视化装配工艺文件确认装配现场相关信息、执行装配工艺指令,完成型架的装配。

(3) 通过分析物理空间与数字空间交互信息的构

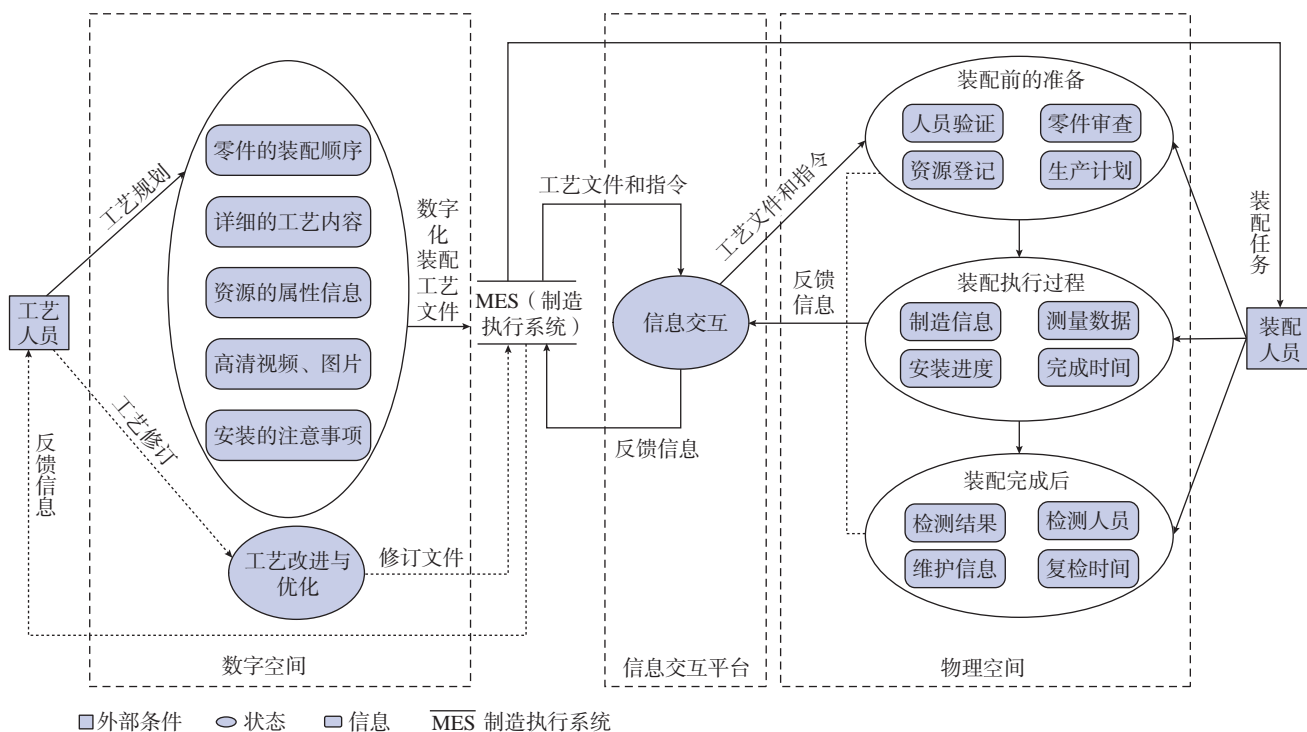


图 12 工艺过程信息流模型
Fig.12 Process information flow model

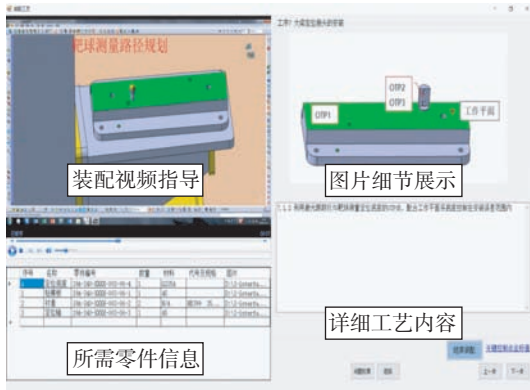


图 13 装配工艺执行界面
Fig.13 Assembly process execution interface

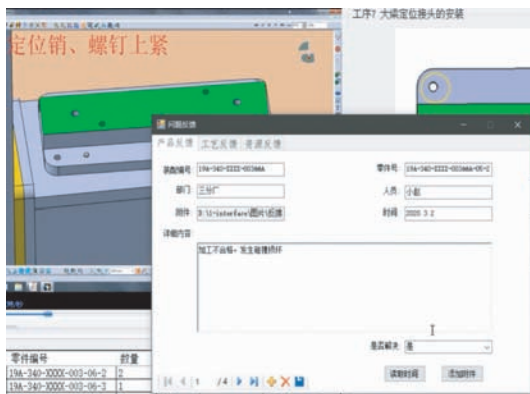


图 14 装配问题反馈界面
Fig.14 Feedback interface for assembly problems

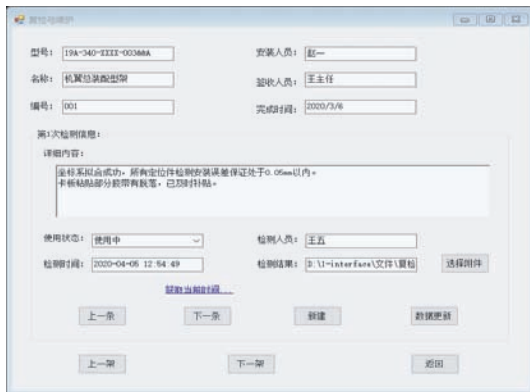


图 15 型架复检与维护界面
Fig.15 Recheck and maintenance interface

成,构建信息流模型,应用 VB.NET 软件设计并开发信息交互平台,实现装配信息的传递与反馈,对于提高装配效率和装配质量具有重要意义。

参考文献

[1] 范玉青. 飞机数字化装配技术综述——飞机制造的一次革命性变革[J]. 航空制造技术, 2006, 49(10): 42-48.

FAN Yuqing. Overview of digital assembly technology for aircraft—A revolutionary change in aircraft manufacturing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2006, 49(10): 42-48.

[2] 李继红. 飞机装配型架模块化设计相关技术分析 [J]. 国防制造技术, 2016(3): 32-34.

LI Jihong. Technical analysis of modular design of aircraft assembly model[J]. Defense Manufacturing Technology. 2016(3): 32-34.

[3] 关晓玲. 关于飞机工装设计制造技术之研究 [J]. 科技创新与应用, 2019(17): 143-144.

GUAN Xiaoling. Research on the design and manufacture technology of aircraft tooling[J]. Technology Innovation and Application. 2019(17): 143-144.

[4] 吴璇, 张宏博, 郑联语. 飞机装配型架骨架优化布局方法研究与应用 [J]. 航空制造技术, 2018, 61(18): 74-81.

WU Xuan, ZHANG Hongbo, ZHENG Lianyu. Research and application on optimal layout design method for aircraft assembly jig skeleton[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(18): 74-81.

[5] 黄益民. 空调出风口工装设备装配工艺设计与实现 [J]. 内燃机与配件, 2020(7): 52-53.

HUANG Yimin. Design and realization of assembly process of air conditioning outlet tooling equipment[J]. Internal Combustion Engine & Parts, 2020(7): 52-53.

[6] 牛磊. 一种装配定位汽车前端模块的方法和工装 [J]. 科技创新与应用, 2020(16): 134-135, 138.

NIU Lei. Method and tooling for assembling positioning automobile front-end module[J]. Technology Innovation and Application, 2020(16): 134-135, 138.

[7] 徐志强, 张海燕. 轨道车辆工艺装备设计的标准化及通用化探讨 [J]. 机械工程师, 2016(11): 158-159.

XU Zhiqiang, ZHANG Haiyan. Discussion on standardization and generalization of railway vehicle process equipment design[J]. Mechanical Engineer, 2016(11): 158-159.

[8] 《航空制造工程手册》总编委会. 航空制造工程手册—飞机工艺装备 [M]. 北京: 航空工业出版社, 1994.

General Editorial Board Aviation Manufacturing Engineering Handbook. Aeronautical manufacturing engineering manual—aircraft process equipment[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 1994.

[9] QUINTANA V, RIVEST L, PELLERIN R, et al. Will model-based definition replace engineering drawings throughout the product lifecycle? A global perspective from aerospace industry[J]. Computers in Industry, 2010, 61(5): 497-508.

[10] 靳江艳, 黄翔, 刘希平, 等. 基于模型定义的飞机装配工艺信息建模 [J]. 中国机械工程, 2014, 25(5): 569-576.

JIN Jiangyan, HUANG Xiang, LIU Xiping, et al. Model-based definition assembly process information modeling for aircrafts[J]. China Mechanical Engineering, 2014, 25(5): 569-576.

[11] 郭洪杰, 杜宝瑞, 赵建国, 等. 飞机智能化装配关键技术 [J]. 航空制造技术, 2014, 57(21): 44-46.

GUO Hongjie, DU Baorui, ZHAO Jianguo, et al. Key technology on intelligent aircraft assembly[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(21): 44-46.

(下转第 106 页)

引文格式: 周建华, 张发平, 李伊, 等. 涡扇发动机转子系统装配过程 PFMEA 技术应用研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(1/2): 101-106.

ZHOU Jianhua, ZHANG Faping, LI Yi, et al. Research on application of PFMEA technology in assembly process of turbofan engine rotor system[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(1/2): 101-106.

涡扇发动机转子系统装配过程 PFMEA 技术应用研究*

周建华¹, 张发平², 李伊², 何山¹

(1. 北京动力机械研究所, 北京 100074;

2. 北京理工大学, 北京 100076)

[摘要] 为了进一步提高涡扇发动机转子系统装配的可靠性, 根据涡扇发动机转子系统的装配工艺特点, 提出了一种针对转子系统装配的工艺故障模式影响分析方法。给出了转子系统装配的 PFMEA 分析流程、PFMEA 分析对象, 并以螺母装配工序和转子动平衡工序为例进行了 PFMEA 分析, 给出了典型的工艺故障模式, 并提出相应的故障预防措施, 以达到提高转子系统工艺可靠性的目的。为提高 PFMEA 分析效率, 实现转子系统装配工艺故障模式的有效管理, 提出了 PFMEA 分析系统, 给出了系统的功能模块和实现方法。

关键词: 装配工艺; PFMEA; 转子系统; 工艺可靠性; 故障模式

Research on Application of PFMEA Technology in Assembly Process of Turbofan Engine Rotor System

ZHOU Jianhua¹, ZHANG Faping², LI Yi², HE Shan¹

(1. Beijing Power Machinery Research Institute, Beijing 100074, China;

2. Beijing Institute of Technology, Beijing 100076, China)

[ABSTRACT] In order to further improve the reliability of the turbofan engine rotor system assembly, this paper proposes a process failure mode influence analysis method for the rotor system assembly based on the assembly process characteristics of the turbofan engine rotor system. The PFMEA analysis process and PFMEA analysis objects of the rotor system assembly are given, and the PFMEA analysis is carried out with the nut assembly process and the rotor dynamic balance process as examples. The typical process failure modes are given, and the corresponding failure prevention measures are put forward to achieve the purpose of improving the process reliability of the rotor system. In order to improve the efficiency of PFMEA analysis and realize the effective management of the failure mode of the rotor system assembly process, the PFMEA analysis system is proposed, and the functional modules and implementation methods of the system are given.

Keywords: Assembly process; PFMEA; Rotor system; Process reliability; Failure mode

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.01/02.101

某涡扇发动机是热、力、电、磁等恶劣环境条件下长期反复使用的热力机械, 其中转子系统是发动机的重要组成部分, 其装配工艺可靠性对发动机的性能及稳定性具有重要影响, 试车过程中曾出现转子系统碰磨、松动、不平衡量增大等问题, 导致发动机结构出现损伤故障。

转子系统的工艺故障模式多种多样, 故障原因与多种工艺因素相关, 因此需要对转子系统的装配工艺可靠性进行全面分析^[1]。

PFMEA 作为工艺可靠性保障技术^[2], 是一种有效的装配工艺可靠性分析方法。PFMEA 的实质是在假

* 基金项目: 技术基础科研“十三五”项目(JSZL2016204B102)。

定工艺设计无误且满足要求的情况下,梳理工艺流程中每道工序潜在的工艺缺陷/故障及其影响,分析其原因,针对每个原因提出相应的控制措施和检测要求,并对控制措施的有效性进行验证,以此实现对每一个工艺缺陷/故障的闭环管理,达到消减与控制工艺缺陷/故障,提高工艺可靠性,保证产品合格率的目的^[3]。因此,研究涡扇发动机转子系统装配过程 PFMEA 技术、进行转子系统 PFMEA 分析、获得转子系统装配工艺故障模式对提升转子系统装配工艺可靠性具有重要意义。

1 转子系统装配工艺分析

1.1 转子系统组成

转子系统是涡扇发动机的重要组成部分,某涡扇发动机转子系统主要由高压涡轮转子、斜流轮、甩油盘、调整垫、螺母锁紧环、螺母、止推环、轴流轮、防振环、防振弹性环、轴斜转接座、轴承等组成。

1.2 转子系统装配工艺流程分析

某涡扇发动机转子系统中,斜流轮、甩油盘、调整垫、止推环、轴流轮、防振环、防振弹性环、轴斜转接座、轴承均安装在高压涡轮转子上。轴斜转接座、斜流轮与高压涡轮转子为过盈配合,采用热装的工艺方法,其余零件为小间隙配合,通过压装的工艺方法进行装配。以上各件安装到位后,通过拧紧螺母将转子轴系压紧,装配过程中,螺母拧紧力矩需在技术参数要求范围内严格控制,以保证转子系统的预紧力。装配完成后要求轴斜转接座与轴流轮、斜流轮端面之间无轴向间隙,并测量螺母外圆的跳动量,检测装配质量。满足要求进行动平衡测试及校正,保证转子系统的剩余不平衡量满足要

求^[4]。如果螺母跳动量或转子不平衡量不满足要求,则需分解转子系统,重新装配并测量,直到满足要求为止。转子系统装配工艺流程如图 1 所示。

2 转子系统 PFMEA 应用

通过对产品制造过程中可能出现的故障模式进行评估和分析,PFMEA 可以辅助工艺人员制定相应的工艺故障预防措施,降低和避免产品缺陷^[5]。因此,本研究采用 PFMEA 方法,结合发动机装配过程的历史数据和关键质量特性对发动机性能的影响,分析发动机转子系统的工艺故障模式,并评估可能的影响结果,明确发动机转子系统过程中的薄弱工艺环节,并提出改进和预防措施。针对 PFMEA 分析得到的工艺故障,从故障模式、故障原因和故障影响等方面进行分析,并计算风险优先数(RPN),确定关键工艺故障模式、重要工艺故障模式等,并制定改进措施,提高转子系统装配工艺可靠性^[6]。

2.1 转子系统 PFMEA 分析流程

基于 PFMEA 技术,研究制定了发动机转子系统的 PFMEA 分析流程,如图 2 所示^[7]。

2.2 转子系统 PFMEA 分析对象

根据某涡扇发动机转子系统结构及装配工艺,结合该类发动机历史试验数据及工艺经验,分析约 1000 台发动机装配数据和发动机性能数据,发现与装配相关的发动机振动故障中,由于转子螺母预紧力及转子系统不平衡量这两个质量特性超差导致的约占 83%。因此将形成以上两个质量特性的螺母装配工序及转子动平衡工序作为 PFMEA 分析对象,进行 PFMEA 分析,并针对

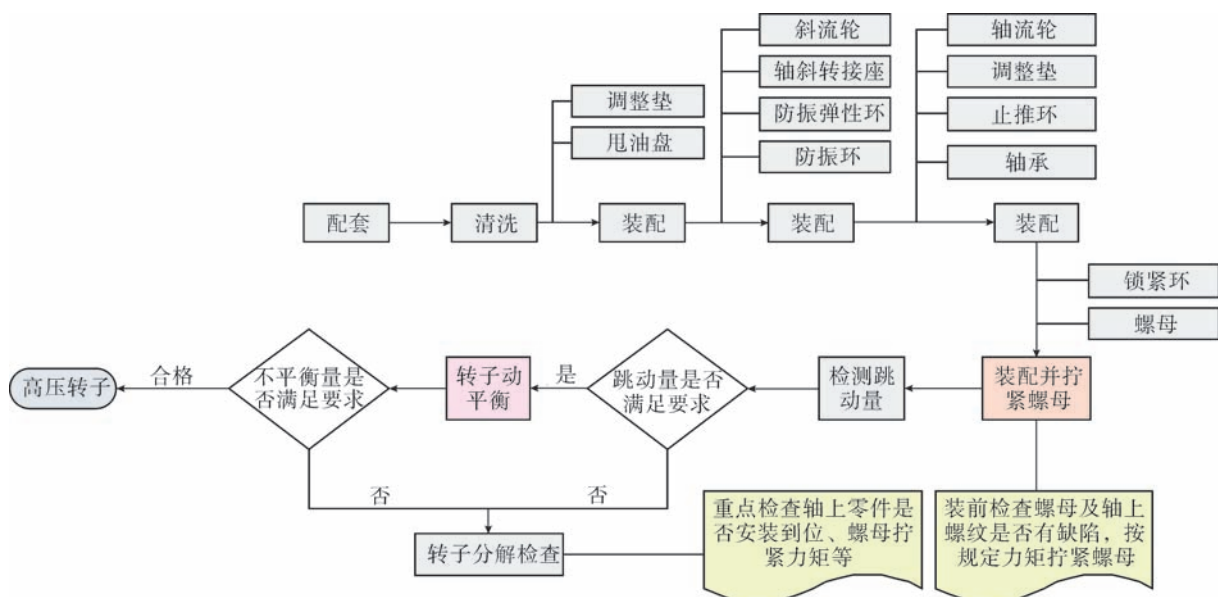


图 1 高压涡轮转子装配工艺流程图

Fig. 1 High-pressure turbine rotor assembly process flow chart

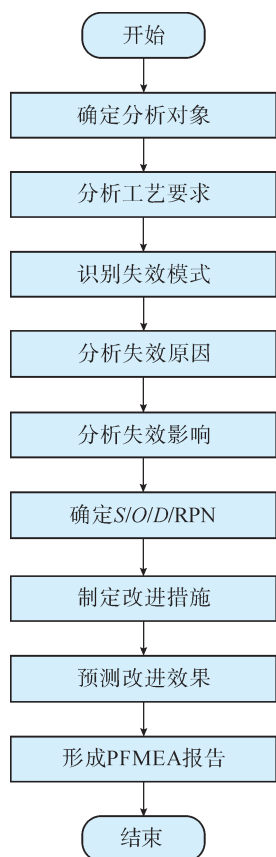


图2 PFMEA分析流程^[7]
Fig.2 PFMEA analysis process^[7]

识别出的薄弱环节采取改进措施,可提高转子系统的装配工艺可靠性。

2.3 转子系统 PFMEA 示例

2.3.1 故障模式、原因及影响分析

根据转子系统结构和装配工艺流程,转子系统上的各零件安装后,通过拧紧螺母,产生转子系统工作所需的预紧力,装配完成后进行转子动平衡,使转子系统剩余动平衡量满足要求,保证转子系统能够正常工作。按 PFMEA 分析流程,对转子系统螺母装配工序及转子动平衡工序进行全面分析,得到了所有可能的工艺故障模式,并对工艺故障原因和影响进行分析,建立了转子系统工艺故障模式数据库,其中转子系统典型工艺故障模式如表 1 所示。

2.3.2 风险优先数分析

风险优先数(RPN)是对故障模式风险等级的评价,是严酷度 S 、发生度 O 和检测度 D 的乘积,即

$$RPN = S \times O \times D \quad (1)$$

严酷度 S 是故障模式对相关方影响的严重程度的度量,是该故障模式所造成最坏的潜在后果严重程度等级的对应值^[8]。严酷度等级的评分准则如表 2 所示。

发生度 O 对应于相应的故障模式,是该故障模式在已有控制措施下发生可能性的度量,根据工艺实施过程中故障发生的可能性来确定。发生度等级的评分准则如表 3 所示。

检测度 D 是根据现有的控制手段及检测方法评估故障发生时检测的难易程度。检测度等级的评分准则如表 4 所示。

对每个工艺故障的严酷度等级(S)、发生度等级(O)、检测度等级(D)进行分析并量化,计算得到风险优先数(RPN),详见表 1 中的 S 、 O 、 D 、RPN。其中螺母松动故障模式的 S 、 O 、 D 分别为 9、4、3, $RPN=9 \times 4 \times 3=108$ 。

2.3.3 确定关键故障模式、重要故障模式和超风险故障模式

根据 RPN 值的大小及严酷度的大小等因素确定应重点预防的故障模式。根据装配工艺对转子系统工作的重要性,将严酷度等级为 9 以上的故障模式定为关键故障模式,严酷度等级为 8 的故障模式定为重要故障模式,将 RPN 值大于 100 的故障模式定为超风险故障模式。转子系统关键、重要及超风险故障模式如表 5 所示。

2.3.4 改进措施及效果

针对转子系统关键、重要和超风险故障模式及故障原因,制定了装后检验、增加拧紧角度控制、螺母按力矩上限拧紧、编制操作规范指导书等改进措施,如表 1 所示。采取改进措施后,细化了转子装配工艺,增加了螺母拧紧角度控制、关键部位装前检查和装后检验,并通过制定设备操作规范指导动平衡工艺参数设置和设备操作,使得各故障模式的发生度等级或检测度等级有了比较明显降低, RPN 值有了明显改善,取得了很好的效果。

3 PFMEA 分析系统设计开发

为实现转子系统装配工艺故障数据的有效管理,对数据进行有效分析利用,确定关键故障模式、高风险故障模式等,并生成 PFMEA 分析报告^[9],设计并开发了 PFMEA 分析系统。在明确 PFMEA 系统功能需求以及分析流程的基础上,以界面友好、操作方便、易学易用为原则,基于开发环境 Microsoft Visual Studio 完成软件界面和算法的开发,应用数据库管理系统 Oracle 构建工艺故障模式数据库,实现转子系统装配 PFMEA 系统的开发^[9]。

3.1 数据库设计

系统业务数据表单包括产品、工艺、文件库、PFMEA 分析表、严酷度、发生度和检测度共 7 张,针对以上每个表单进行数据字段、类型等设计,并合理定义数据之间的关系,形成数据库。

表1 转子系统典型工艺故障模式
Table 1 Typical process failure mode of rotor system

工序要求	潜在故障模式	故障影响			故障原因/机理	现有控制措施		严酷度 S	发生度 O	检测度 D	风险优先数 RPN	补充措施及效果					
		对下道工序	对产品	对人员和设施		检测方法	其他措施					采取措施	严酷度 S	发生度 O	检测度 D	风险优先数 RPN	
安装螺母	松动	无	试验振动大、转静碰磨	无	噪声	扭矩过小、锁紧失效、热变形	目视检查	无	9	4	3	108	装后检验、增加拧紧角度控制	9	2	2	36
	未对齐动平衡标记	无	试验振动大	无	噪声	安装角度不正确	目视检查	无	6	3	3	54	装后检验	6	2	2	24
	高压转子变形	无	试验振动大	无	噪声	扭矩过大	目视检查	无	7	3	3	63	装后检验	7	2	2	28
	拧紧力矩小	无	试验振动大	无	噪声	力矩扳手设置错误、零件变形	目视检查	无	7	3	3	63	装后检验	4	2	2	16
	松弛	无	试验振动大、转静碰磨	无	噪声	多次装配变形	目视检查	无	9	5	3	135	按螺母力矩上限拧紧	9	2	2	36
	螺纹损伤	无	试验振动大	无	噪声	加工问题、受力变形	目视检查	无	6	7	3	126	增加检查、控制力矩	6	2	2	24
转子动平衡	碰伤转子	无	产品损坏	无	噪声	去料过程操作失误	目视检查	无	9	3	3	81	加强操作培训	9	2	3	54
	剩余不平衡量超差	无	振动大、产品分解返修	无	噪声	参数不正确、平衡机精度不满足要求	目视检查	无	6	3	2	36	正确设置参数、合理选择平衡机	6	2	2	24
	去料尺寸超差	无	产品强度降低	无	噪声	初始不平衡量大、去料带小	目视检查	无	9	4	3	108	控制零件加工质量、合理设置去料带	7	2	3	42
	转子振动	无	损坏动平衡设备或转子	无	噪声	支承轴颈与支承滚轮的直径相等,驱动部位的直径与皮带轮直径相等	目视检查	无	9	3	3	81	编制操作规范指导书	9	2	3	54
高压转子动平衡	不平衡角度误差大	无	平衡效率低、重复去料	无	噪声	平衡机转速传感器设置不正确	目视检查	无	4	4	3	48	编制操作规范指导书	4	2	3	24

3.2 系统功能模块设计

根据转子系统 PFMEA 分析需求进行系统功能模块设计,主要包括产品、工序定义、参数库管理、PFMEA 分析、用户管理等,具体如表 6 所示。

3.3 系统开发

基于开发环境 Microsoft Visual Studio 和以上功能模块进行软件开发,形成了 PFMEA 分析工具软件^[10]。根据各工序的 RPN 值,在设定合理的阈值后,系统可自动进行关键故障模式、重要故障模式、超风险故障模式、高风险故障模式、需采取补充措施的故障模式等分析。

4 结论

本研究首先对转子系统的装配工艺进行了全面的分析,明确了转子系统的组成及装配工艺流程。在此

表2 严酷度等级评分准则

Table 2 Scoring criteria for severity level

影响等级	故障模式影响严重程度说明	严酷度取值
灾难	人员死亡或多人重伤,产品报废,设施损坏,损失 100 万元以上,推迟进度 1 个月以上	9~10
致命	人员严重受伤或多人轻伤,产品基本功能丧失,损失 10~100 万元,推迟进度 1 周~1 月	7~8
中度	人员轻伤,产品受损降低使用,工装受损可修复,损失 1~10 万元,推迟 3 天~1 周	5~6
轻度	造成操作困难,产品基本功能未丧失,工装受损不丧失功能,损失 1 万元以下,推迟进度 3 天以下	3~4
可忽略	人员轻度不适,返工不影响进度,降低工作效率但不影响进度和质量,经济损失可忽略不计	1~2

基础之上,研究了转子动力 PFMEA 分析流程,明确了转子系统 PFMEA 分析对象,以转子系统螺母装配工序和转子动平衡工序为例介绍了 PFMEA 分析方法,确定了关键故障模式、重要故障模式及超风险故障模式,建立了转子系统工艺故障模式数据库。并设计、开发了 PFMEA 分析系统,用于指导转子系统的 PFMEA 分析,实现转子系统工艺故障模式数据库的有效管理。本研究可以为后续工艺可靠性模型的构建及工艺可靠性分析、控制提供有效的数据支撑。

表 3 发生度等级的评分准则

Table 3 Scoring criteria for occurrence level

发生率等级	故障模式发生度说明	发生度取值
极高	故障几乎不可避免	10
很高	故障经常发生	8~9
高	故障时有发生	6~7
中等	故障有可能发生	4~5
低	故障极少发生	2~3
极低	有把握故障不会发生	1

表 4 检测度等级评分准则

Table 4 Scoring criteria for detection level

检测度等级	故障模式检测度说明	检测度取值
极难	无检测方法能检测出故障模式	10
难	检测出故障模式的可能性很小	8~9
有可能	检测出故障模式的可能性小	6~7
可能	检测出故障模式的可能性中等	4~5
很可能	检测出故障模式的可能性很大	2~3
能	肯定能检测出故障模式	1

表 5 转子系统关键、重要及超风险故障模式

Table 5 Critical, important and ultra-risk failure modes of rotor system

工序要求	潜在故障模式	故障影响				故障原因 / 机理	严酷度 S	发生度 O	检测度 D	风险优先数 RPN
		对下道工序	对产品	对人员	对环境和设施					
安装螺母	松动	无	试验振动大、转静碰磨	无	噪声	扭矩过小、锁紧故障、热变形	9	4	3	108
	松弛	无	试验振动大、转静碰磨	无	噪声	多次装配变形	9	5	3	135
	螺纹损伤	无	试验振动大	无	噪声	加工问题、受力变形	6	7	3	126
转子动平衡	碰伤转子	无	产品损坏	无	噪声	去料过程操作失误	9	3	3	81
	去料尺寸超差	无	产品强度降低	导弹解体	噪声	初始不平衡量大、去料带小	9	4	3	108
	转子振动	无	损坏动平衡设备或转子	无	噪声	支撑轴颈与支撑滚轮的直径相等、驱动部位的直径与皮带轮直径相等	9	3	3	81

表 6 PFMEA 系统功能模块

Table 6 PFMEA system functional modules

模块	功能	
工序定义	产品信息维护	增加、修改、删除、查询产品信息
	基础工序信息维护	增加、修改、删除、查询基础工序信息
	产品工序信息维护	增加、修改、删除、查询产品工序信息
参数库管理	严酷度信息维护	增加、修改、删除、查询严酷度信息
	发生度信息维护	增加、修改、删除、查询发生度信息
	检测度信息维护	增加、修改、删除、查询检测度信息
PFMEA 分析	分析工作表信息维护	增加、修改、删除、查询分析工作表数据
	风险优先数分析模型	RPN 值总排序
		列出关键故障模式
		列出重要故障模式
		列出超风险故障模式
		列出高风险故障模式
	列出需采取补充措施的故障模式	
Excel 导入	数据导入	
Word 分析报告	分析报告输出	
主界面	信息显示	树型数据检索
		列表信息显示
用户管理	角色定义	权限控制
		角色与权限控制
	用户定义	增加、修改、删除用户
		用户修改密码
	用户查询	
	用户登录	

参考文献

[1] 陈白帆,王欣巍. 航天产品制造的“工艺可靠性设计”研究[J]. 导航与控制, 2016(5): 10-16.

CHEN Baifan, WANG Xinwei. Research on “process reliability design” of aerospace product manufacturing[J]. Navigation and Control, 2016(5): 10-16.

[2] 李福秋,史进朝,邵德生. 航天产品工艺 FMEA 技术及其应用[J]. 质量与可靠性, 2011(2): 29-33.

LI Fuqiu, SHI Jinchao, SHAO Desheng. Aerospace product process FMEA technology and its application[J]. Quality and Reliability, 2011(2): 29-33.

[3] 胡爽,董周战,高晓婷. 过程 FMEA 在壳体蒸汽发蓝中的应用[J]. 电子质量, 2016(2): 43-49.

HU Shuang, DONG Zhouzhan, GAO Xiaoting. Application of process FMEA in shell steam bluing[J]. Electronic Quality, 2016(2): 43-49.

[4] 韩帅. 航空发动机转子系统可靠性分析研究[D]. 西安: 西安工业大学, 2018.

HAN Shuai. Research on reliability analysis of aero-engine rotor system [D]. Xi'an: Xi'an Technological University, 2018.

[5] 杨虞微. 现代航空燃气涡轮发动机故障分析与智能诊断关键技术研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2007.

YANG Yuwei. Research on key technologies of modern aviation gas turbine engine fault analysis and intelligent diagnosis[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2007.

[6] 刘君,吴法勇,王娟. 航空发动机转子装配优化技术[J]. 航空发动机, 2014, 40(3): 75-78.

LIU Jun, WU Fayong, WANG Juan. Aeroengine rotor assembly optimization technology[J]. Aeroengine, 2014, 40(3): 75-78.

[7] 蒋志广,易旺民,张延磊. 卫星总装工艺 FMEA 应用初步研究[J]. 航天器环境工程, 2010, 27(4): 510-514.

JIANG Zhiguang, YI Wangmin, ZHANG Yanlei. Preliminary study on FMEA application of satellite assembly process[J]. Spacecraft Environmental Engineering, 2010, 27(4): 510-514.

[8] 孟亮国. 航空发动机转子装配工艺优化方法研究 [D]. 大连: 大连理工大学, 2020.

MENG Lianguo. Research on optimization method of aero-engine rotor assembly process[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2020.

[9] 陈红,孙志礼,王冬梅. 工艺 FMEA 在机械零件加工过程中的应用[J]. 机械工程师, 2010(8): 80-81.

CHEN Hong, SUN Zhili, WANG Dongmei. The application of process FMEA in the machining of mechanical parts[J]. Mechanical Engineer, 2010(8): 80-81.

[10] 聂森. FMEA 技术与软件系统发展 [D]. 合肥: 合肥工业大学, 2007.

NIE Miao. FMEA technology research and software system development [D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2007.

(上接第 100 页)

[12] LUO Y, XIAO X. Research on improving the innovation capability of key core technologies of intelligent manufacturing[C]// Conference Proceedings of the 8th International Symposium on Project Management, China (ISPM2020). Beijing: Aussino Academic Publishing House, 2020.

[13] 任占勇. 数字线索与数字孪生助力航空装备可靠性的提升[N]. 中国航空报, 2017-12-28 (6).

REN Zhanyong. Digital clues and digital twinning help improve the reliability of aviation equipment[N]. China Aviation News, 2017-12-28 (6).

[14] 孙敏. “数字孪生”改变行业规则的顶尖技术[J]. 大飞机, 2018(6): 44-47.

SUN Min. “Digital Twin” is a game-changing technology[J]. Jetliner, 2018(6): 44-47.

[15] LU Y Q, LIU C, WANG K I K, et al. Digital twin-driven smart manufacturing: Connotation, reference model, applications and research issues[J]. Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 2020, 61: 101837.

[16] HE B, BAI K J. Digital twin-based sustainable intelligent manufacturing: A review[J]. Advances in Manufacturing, 2021, 9(1): 1-21.

[17] 庄存波,刘检华,熊辉,等. 产品数字孪生体的内涵、体系结构及其发展趋势[J]. 计算机集成制造系统, 2017, 23(4): 753-768.

ZHUANG Cunbo, LIU Jianhua, XIONG Hui, et al. Connotation, architecture and trends of product digital twin[J]. Computer Integrated Manufacturing Systems, 2017, 23(4): 753-768.

[18] 戴晟,赵罡,于勇,等. 数字化产品定义发展趋势: 从样机到孪生[J]. 计算机辅助设计与图形学学报, 2018, 30(8): 1554-1562.

DAI Sheng, ZHAO Gang, YU Yong, et al. Trend of digital product definition: From mock-up to twin[J]. Journal of Computer-Aided Design & Computer Graphics, 2018, 30(8): 1554-1562.

[19] GRIEVES M. Digital twin: Manufacturing excellence through virtual factory replication[R]. Melbourne: U.S. Florida Institute of Technology, 2014.

[20] 冯廷廷,金霞,王珉,等. 基于 MBD 的飞机装配工艺模型设计[J]. 航空制造技术, 2010, 53(24): 95-98.

FENG Tingting, JIN Xia, WANG Min, et al. MBD-based model design for aircraft assembly process[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2010, 53(24): 95-98.

[21] 耿翔宇,方忆湘,靳江艳. 基于 DELMIA 的飞机产品三维可视化装配工艺设计[J]. 机械制造与自动化, 2017, 46(1): 15-18.

GENG Xiangyu, FANG Yixiang, JIN Jiangyan. Planning design of 3D visual assembly process for aircraft products based on DELMIA[J]. Machine Building & Automation, 2017, 46(1): 15-18.

[22] 宋聘. RFID 射频芯片在仓库定位中的应用[J]. 科技创新与应用, 2021, 11(12): 155-157.

SONG Cheng. Application of RFID chip in warehouse location[J]. Technology Innovation and Application, 2021, 11(12): 155-157.

通讯作者: 周建华,高级工程师,主要从事发动机精密装配技术研究。

(责编 古京)

通讯作者: 靳江艳,博士,讲师,研究方向为数字化设计与制造。

(责编 晓月)

创造价值 贡献航空

“高能束表面改性”专栏征稿

选题背景

高能束流技术对材料表面的改性处理是利用激光、电子束、离子束及等离子体等高能量密度束流改变材料表面的组织结构或成分实现的，组织结构的改变包括组织和相的改变，成分的改变包括表面合金化和熔覆等，以提高零件的寿命或使用性能。应用高能束表面改性技术可以节约大量材料及能源，使材料表面获得各项优异的力学性能，为航空制造业拓展了新的发展方向，是满足航空武器装备研制及民用航空高速发展的重要技术途径。

征稿范围

面向航空航天常规材料及新型材料的高能束（激光、电子束、离子束及等离子体）表面改性技术，包含激光冲击强化、激光表面熔覆、激光合金化、激光非晶化、离子注入、电子束表面淬火、电子束表面熔凝、电子束表面熔覆、电子束表面合金化等。

投稿要求

1. 综述或研究论文均可，论文要体现出创新性，论点明确、论证充分、结论可靠。
2. 保证投稿论文的原创性，无抄袭、剽窃和侵权等行为，不一稿多投。
3. 投稿请提前与本期责任编辑联系，论文发送至 yifei625@outlook.com。

截稿日期

2023年4月30日。

联系方式

学术编辑：崔逸飞

联系电话：15901138813（微信）

电子邮箱：yifei625@outlook.com

公司名称	位置	索引号
航发伊萨（北京）科技发展有限公司	封二	23-1002
北京韦林意威特工业内窥镜有限公司	封三	23-1005
DMG MORI	封底	23-1008
易加三维公司	1	23-1001
埃马克（中国）机械有限公司	3	22-1022
肯纳亚洲（中国）企业管理有限公司	5	22-1017
Tebis中国总部	7	23-1006
北京迪蒙数控技术有限责任公司	9	22-1011
北京东兴润滑剂有限公司	11	22-1004
瑞士巴索公司	13	23-1007
第二届中国天津工业博览会	108	22-1098



第二届中国·天津工业博览会

The 2nd China(TianJin) Industrial Exposition

2023.03.14-17

国家会展中心（天津）

工业全产业链
交易平台



官方网站



官方微信号



官方抖音号



官方视频号



官方今日头条号

CIE 2023

www.ciecn.com.cn

广告索引号22-1098

主办单位: 中国机械国际合作股份有限公司
中国机床总公司
中国国际贸易促进委员会天津市分会
中国电工技术学会

中国林产工业协会
机械工业信息研究院
国家会展中心（天津）有限责任公司
BLUELINE株式会社

承办单位: 中国如意技贸有限公司
地 址: 北京市海淀区四季青路8号郅城工作区633室
王先生: 18811062368 (同微信) 张女士: 18519998913 (同微信)
马先生: 13126666697 (同微信) 高先生: 18612292912 (同微信)



Part of Waygate Technologies, Baker Hughes

Everest Mentor Visual iQ™ VideoProbe™ 系列 韦林超级一体化手持式工业视频内窥镜系统

以镌刻时代至誉的气魄，迎礼专业的鉴赏
一直被模仿，从未被超越



- ✓ 韦林全新一代工业视频内窥镜旗舰产品
- ✓ 一体化手持式便携型设计,可更换不同规格与用途的视频探头
(如气动导向、电动导向、内置机械手通道、UV紫外等多功能的探头)
- ✓ 集成新版单物镜相位扫描三维立体测量功能

广告索引号23-1005

北京韦林意威特工业内窥镜有限公司

贝克休斯检测科技业务美国韦林工业内窥镜产品及服务中国专门经销商

中国北京亚运村汇欣大厦B座0901室至0907室 电话 (8610) 8499 1572 手机 (86) 13901023370 网站 www.everestbj.com



DMG MORI 航空航天卓越技术中心

卓越的机匣和旋转件解决方案

从项目构思到全新解决方案



复合加工技术

交钥匙解决方案



技术咨询和工艺开发

全工艺链的综合性解决方案

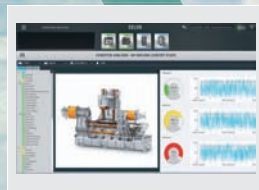
机床的CAD / CAM仿真和在机测量

准确装夹和自动加工工艺

绿色按钮工艺

刀具数据管理

监测和控制全工艺链



数字化和工艺分析



参与OEM厂商和科研机构的早期研发



工件规格 ▶ 首件合格



有关DMG MORI卓越技术中心的详细信息, 请访问官网:

aerospace.dmgmori.com

DMG MORI