

航空制造技术

2023年 第8期

Vol.66 No.8



封面文章
**激光多材料增材制造
技术研究进展和展望**

专稿
**焊缝高效精密磨抛
智能技术研究进展**

论坛
智能装配

www.amte.net.cn

ISSN 1671-833X



ISSN 1671-833X CN 11-4387/V



航空制造全过程测量解决方案

辰维科技面向航空制造过程中的不同检测需求构建敏捷检测系统，可覆盖从零部件到部装、总装、交付使用等全生命周期的所有环节，实现对生产辅助工艺设备的安装定位、组件/部件装配指导、部件/产品外形尺寸测量和变形监测等。

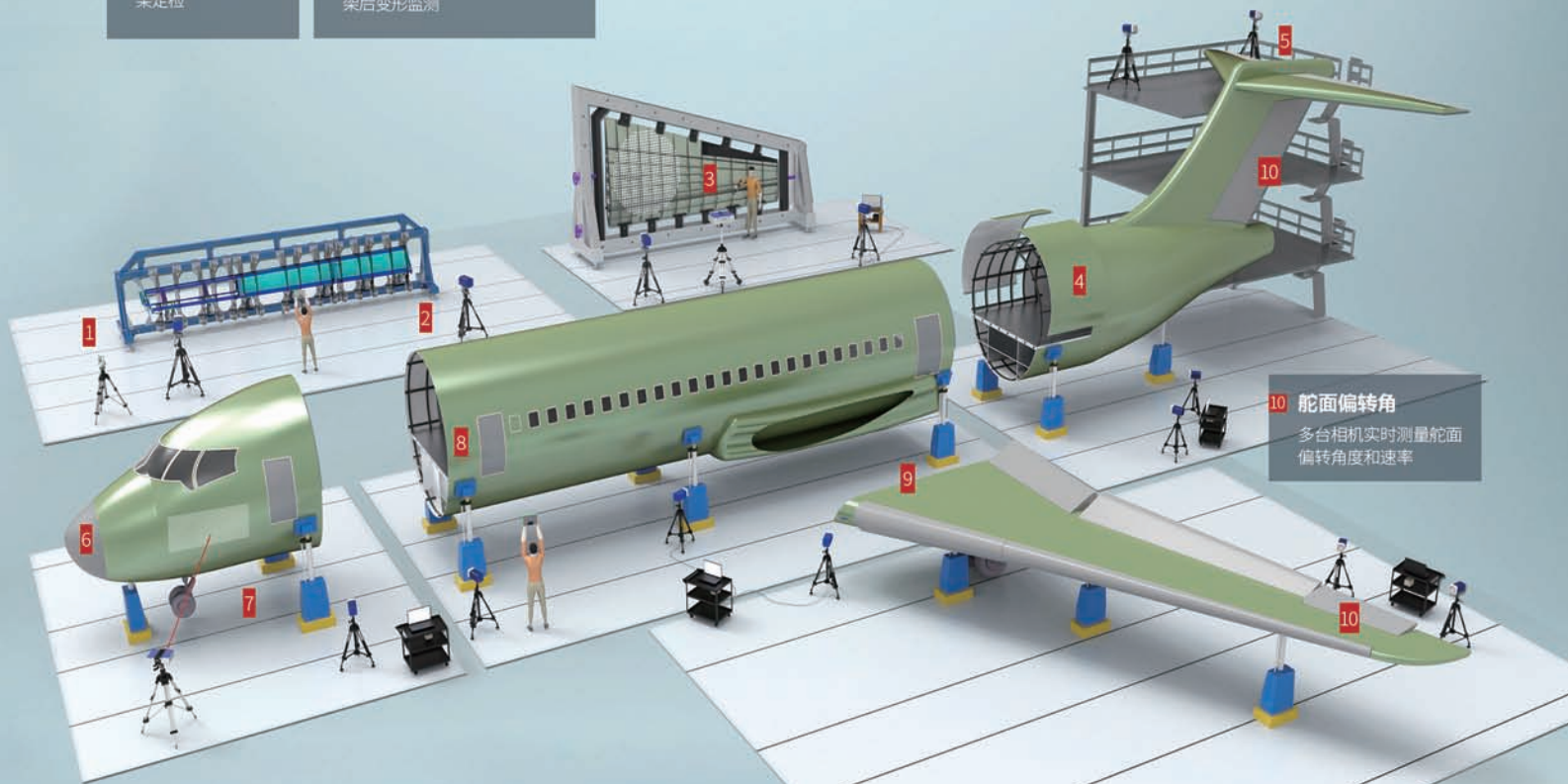
1 模胎和工装
模胎数字化、工装型架定检

2 部件装配质量在位实时检测
蒙皮间隙动态分析与调整，部件下架后变形监测

3 辅助装配与装配质量检测
装配工艺信息投射，装配质量检测，测量结果原位返投

4 机身壁板装配
实时测量壁板装配位置和姿态，边装配、边测量、边调整

5 垂尾整流罩装配
4台相机实时测量垂尾整流罩安装偏差，并快速给出调整量



10 舵面偏转角
多台相机实时测量舵面偏转角度和速率

6 机头/机翼/舵面/整机
大型曲面外形快速摄影(扫描)测量

7 RVSM波纹度
大范围便携式点云采集

8 舱门测量与模拟装配
摄影扫描实测点云数据，进行间隙、阶差和干涉分析

9 机身/机翼对接
多台相机实时测量舵面偏转角度和速率



G 500 H

卧式成形磨床



新的G-H系列精密磨齿机用于齿轮、轴齿、蜗杆、转子和丝杠的加工。

一个通用的解决方案能满足您的特殊要求。

工件直径可以增加至600mm



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.china@emag.com

广告索引号23-1022



官方微信

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

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)

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/李 明
Text Editor May Zhang/Linda Cheng/Seven Hao/Winne Li
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 北京市宣武兴华印刷厂
Printing Beijing Xuanwu Xinghua Printing House
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: 20.00元 国外定价: 16.00美元

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

创新计量解决方案 INNOVATIONS IN METROLOGY

CIMT展位号 W3-A301



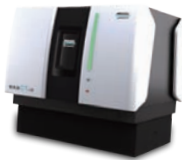
3D 数字化解决方案



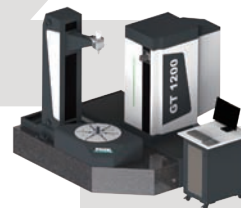
便携式测量解决方案



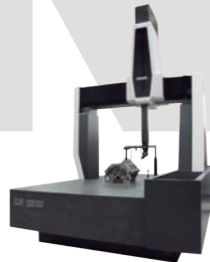
汽车测量解决方案



无损测量工业 CT 解决方案



齿轮测量解决方案



三坐标测量技术



高速光学扫描测量解决方案



温泽测量微信公众号

温泽测量仪器(上海)有限公司

上海市青浦区崧秀路219号

电话: +86 21 5970 3088

传真: +86 21 5970 3082

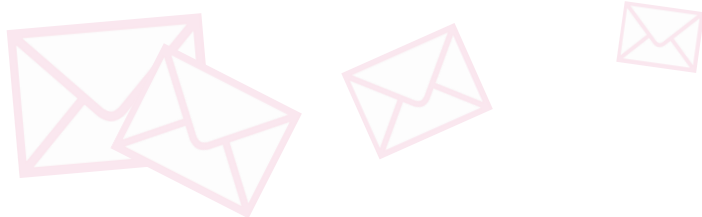
邮箱: info@wenzel-cmm.cn

广告索引号23-1015



编-读-往-来

READERS & EDITORS



随着产品向复杂化、轻量化、精密化和光机电一体化等方向发展,服役环境越来越恶劣化和极限化,装调难度越来越大,装配环节对产品性能的保障作用正日益凸显。未来随着人工智能、智能检测等技术的发展,智能装配将成为复杂装备装配的战略高地,也是装配技术向高性能机械装配发展的更高阶段。

本期论坛以“智能装配”为主题,特别邀请中国航空制造技术研究院、湘潭大学、东华大学、青海大学等单位的科研团队介绍各自在先进装配技术领域的最新研究成果。本期封面文章由中国科学院宁波材料技术与工程研究所正高级工程师韦超阐述激光多材料增材制造技术国内外的研究前沿。在此,对各位专家学者的大力支持,表示衷心的感谢。

学术编辑 崔 静

随着我国航空工业的快速发展,航空装备制造技术以及相关制造产业也日新月异,尤其是在高精度数控切削加工、高性能复合材料制造的工艺和装备等方面。《航空制造技术》深耕于航空制造领域,立足于宣传和推广我国航空制造的最新技术成果,不仅搭建了我国航空制造科研人员的交流平台,也形成了我国航空制造技术水平向国外展示的窗口。期刊编审认真敬业、学术和业务水平高,推动了期刊学术指标和影响力的快速提升。希望更多的航空人在期刊中分享科研成果,共同助力我国航空工业。

西南交通大学 江 磊



《航空制造技术》主要关注航空技术、飞行器结构、数值模拟、先进制造等领域,文章由权威的学者和业内专家撰写。期刊审稿严格,论文整体水平高,受到国内外学术界的普遍认可。期刊不仅促进了国际间的学术交流,也为中国航空制造技术的发展做出了重大贡献。在当前我国鼓励科研人员把高质量论文更多发表在国内科技期刊背景下,希望期刊时刻不忘办刊宗旨,紧跟时代发展,百尺竿头,更进一步!

绍兴市特种设备检测院 任绪凯





Stock Code:688333.SH



Nadcap认证



CNAS实验室认可



ISO9001:2015 / ISO14001:2015 / ISO45001:2018



CE安全认证



FDA激光安全注册安全认证



ATEX整机防爆认证

Xi'an Bright Laser Technologies Co., Ltd.

聚焦航空航天工业零件研制和批产需求
 设备、材料、工艺、优化设计、检验检测
金属增材制造全套解决方案
 提质、增效、降本
 为空天高品质零部件保驾护航

☎ 400-863-8885
 ✉ p&d@xa-blt.com
 🌐 www.xa-blt.com
 📍 陕西省西安市高新区上林苑七路1000号



Stock Code:688333.SH

深圳 / 上海 / 北京 / 江苏 / 渭南



微信公众号



微信视频号

广告索引号23-1073

专稿 Feature

14 焊缝高效精密磨抛智能技术研究进展

Research Progress on High-Efficiency Precision Grinding of Weld Bead

郭文兴 黄小康 陈华斌 陈小奇
GUO Wenxing HUANG Xiaokang CHEN Huabin CHEN Xiaoqi

封面文章 Cover Story

26 激光多材料增材制造技术研究进展和展望

Research Progress and Prospect of Laser-Based Multi-Material Additive Manufacturing Technology

韦超 杨潇 鲁淑芬 程东旭 高学浩 袁丁
WEI Chao YANG Xiao LU Shufen CHENG Dongxu GAO Xuehao YUAN Ding

论坛 Forum

智能装配 Intelligent Assembly

38 飞机总装生产线节拍闭环控制模型设计与分析

Design and Analysis of Pulsation Closed-Loop Controlling Model of Aircraft Final Assembly Line

孙晋豪 杨毅 杜瑞 张学孟 李星辰 牛力
SUN Jinhao YANG Yi DU Rui ZHANG Xuemeng LI Xingchen NIU Li

47 自冲铆连接工艺数值模拟及优化研究进展

Research Progress on Numerical Simulation and Optimization of Self-Piercing Riveting Joining Process

张越 蒋家传 彭锐涛 雷贝
ZHANG Yue JIANG Jiachuan PENG Ruitao LEI Bei

59 基于MATLAB-GUI的螺栓紧固力加载数字化工艺技术研究

Study on Digital Process Technology of Bolt Tightening Loading Based on MATLAB-GUI

赵兵 李恒 欧阳蔚瑾 曹崇兴 张守阳
ZHAO Bing LI Heng OUYANG Weijin CAO Chongxing ZHANG Shouyang

65 基于改进雅克比-旋量模型的航空发动机转子-叶片结构装配精度分析

Assembly Precision Analysis for Rotor-Blade Structure of Aero-Engine Based on Improved Jacobian-Torsor Model

丁司懿 周文波 毛新华
DING Siyi ZHOU Wenbo MAO Xinhua

SECO TOOLS TURBO 16 玉米铣刀 产品系列

航空航天领域的
强力伙伴

减少停机时间并提高零件质量 更重要的是：安全的玉米铣削性能 新一代 TURBO 16 玉米铣刀

新一代 Helical Turbo 16 铣刀将顶级性能与易用性相结合，利用全面的山高刀片材质和槽型，实现出色的材料去除率（MRR）。更大的切削和强劲的MRR缩短了循环时间并加快了生产速度，而优化的冷却液通道以及凹槽和切削前刀提供了出色的刀具稳定性。这种积极的设计可实现更平滑的切削，延长刀具寿命和工艺可靠性，从而加快生产速度，使用更少的刀片并形成更好的切屑。

降低对低刚性的敏感性
设置并获得更低的切削阻力
通过优化设计实现不同的切削
角度

产品优势

- 加工时间更短
- 更大的切深和切宽
- 让设备具有加工时具备更高安全性和可靠、可预测的性能 —— 在航空领域尤其重要
- 能够提供广泛的产品范围选择 —— 标准品

工件待加工表面不平整
也能实现加工安全性
具有平滑、宽广的排屑
空间

产品纵览

刀片

- 圆角范围标准品支持 0.4 mm 到 6.3 mm (0.016" 到 0.248")
- 5种槽型可选 E07, ME11, M09, M13, 和 MD14

刀体

- 刀体范围支持 \varnothing 32-100 mm (1.5" - 3.0")
- 切深范围支持 29-98 mm (1.69" - 3.89")



扫描二维码
或访问 SECOTOOLS.COM 了解更多信息

SECO

广告索引号23-1069

研究论文 Research

- 78 增材制造 γ -TiAl 合金超声喷丸表面完整性数值及试验分析
蔡晋 谭明昕 李云玲 王朔 曲敬龙
Numerical and Experimental Analysis of Surface Integrity of Additive Manufacturing γ -TiAl Alloy by Ultrasonic Shot Peening
CAI Jin TAN Mingxin LI Yunling WANG Shuo QU Jinglong
- 86 单向SiC/SiC 复合材料拉伸行为模拟研究
任金伟 宋有贺 徐洁 王剑浩 张方舟 李爱军
Numerical Investigation on Tensile Behavior of Unidirectional SiC/SiC Composites
REN Jinwei SONG Youhe XU Jie WANG Jianhao ZHANG Fangzhou LI Aijun
- 93 固溶时效处理对新型超高强钛合金组织和力学性能的影响
刘运玺 杨毅 黄涛 周琳 陈玮 李志强 张晨辉
Effect of Solution Aging Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a New Ultra-High Strength Titanium Alloy
LIU Yunxi YANG Yi HUANG Tao ZHOU Lin CHEN Wei LI Zhiqiang ZHANG Chenhui
- 100 稀土氧化物改性氧化锆/ 铂铝热障涂层的制备及其高温性能
方向 袁珂 曾佳敏 黄子琳 王强 高雨毅 杨倩 何雯婷 魏亮亮
Preparation and High Temperature Performance of Rare Earth Oxide Modified Zirconia/PtAl Thermal Barrier Coatings
FANG Xiang YUAN Ke ZENG Jiamin HUANG Zilin WANG Qiang
GAO Yuyi YANG Qian HE Wenting WEI Liangliang
- 110 9310钢螺旋锥齿轮喷丸强化残余应力场计算仿真研究
郭敏智 邓明明 姜婷婷 刘景琳 唐进元
Numerical Research of Shot Peening Residual Stress Field for 9310 Steel Spiral Bevel Gear
GUO Minzhi DENG Mingming JIANG Tingting LIU Jinglin TANG Jinyuan
- 117 AZ31/LA141 搅拌摩擦搭接焊接头的组织与力学性能
雷朱坦 武冰冰 王津 耿家源 刘刚
Microstructure and Mechanical Properties of AZ31/LA141 Friction Stir Lap Welded Joints
LEI Zhutan WU Bingbing WANG Jin GENG Jiayuan LIU Gang

CIMT2023展位号: E1-A313



CIMATRON



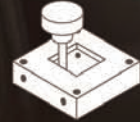
型腔模设计



冲压模设计



电极设计



数控编程

工模具CAD/CAM 解决方案

借助可为工模具制造商
带来显著优势的专用软件
使您在整个运营过程中保持竞争力

www.cimatron.com

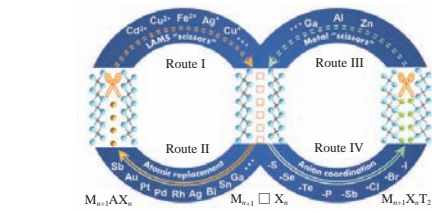
广告索引号23-1013



宁波材料所提出“化学剪刀”编辑层状材料结构新策略

2023年3月17日,中国科学院宁波材料技术与工程研究所先进能源材料工程实验室黄庆研究员等在 *Science* 上发表了题为 *Chemical scissor-mediated structural editing of layered transition metal carbides* 的研究论文。该研究成功开发了一种“化学剪刀”辅助的层状过渡金属碳化物/氮化物(MAX相和MXene)结构编辑策略,实现了层状过渡金属碳化物/氮化物结构拓扑转变及组分精准调控,并创制出一类金属原子插层型二维碳化物新材料。

研究表明,非范德华力层状材料层间的打开和闭合完全由“化学剪刀”和客体种类性质而定,而MAX相和MXene之间的拓扑转变可精细化地由



4个反应路径完成。路径I:路易斯酸熔盐阳离子作为“化学剪刀”刻蚀MAX相的A位原子,打开非范德华间隙,形成层间原子空位结构;路径II:熔盐中溶剂化的插层原子扩散进入层间原子空位形成MAX相;路径III:还原性金属原子作为“化学剪刀”敲除MXene的表面端基,打开范德华间隙;路径IV:熔盐中阴离子与M位原子配位形成MXene材料。通过路径III和路径II可以实现二维MXene到三维MAX相的拓扑

结构转变,即 $M_{n+1}X_nT_x$ 的化学端基T被“化学剪刀”敲除之后,层间原子空位可重新放入金属原子A, $M_{n+1}□X_n$ 重新组装为 $M_{n+1}AX_n$ 。“化学剪刀”辅助的结构编辑策略不仅为MAX相和MXene材料的结构及化学组分的精准调控提供了有效的手段,而且有望为二维材料的三维组装提供新思路。

该研究得到了中科院国际合作伙伴计划、浙江省重点研发计划、浙江省双创项目、宁波市顶尖人才团队计划、广东东江实验室专项、国家自然科学基金和宁波材料所所长基金等项目支持。

上图为“化学剪刀”辅助层状过渡金属碳化物结构编辑策略示意图。

(本刊记者 逸飞)

西安交大在亚稳β钛合金强韧化方面取得新进展

近日,西安交大金属材料强度国家重点实验室孙军院士团队自主设计了Ti-1Al-8.5Mo-2.8Cr-2.7Zr(质量分数,%)亚稳钛合金,提出了一种与众不同的结构设计策略,即少量的多形态硬质-塑性α纳米析出相分布于亚稳态软相β基体的新型异质叠层结构,明显不同于以往大量的亚稳态软相镶嵌在硬相基体中的层状化设计。

该团队采用循环热轧和短时固溶工艺克服了亚稳态β钛合金晶粒易粗化的弊端,通过改变循环次数,实现了纳米析出相晶内与界面的双态分布和软相β层厚(0.3~3.2 μm)的灵活控制,使得变形机制在临界层厚尺寸~0.8 μm发生转变。合金中硬质-塑性α纳米析出相不仅作为强化相用来提升材料的强度,还作为应力集中源在高应力下激活亚稳态基体的马氏体相变实现TRIP效应增加延性,同时在变形后期这些纳米析

出相可触发界面分层增韧机制以增加材料的断裂韧性。

因此,通过调控基体层厚尺寸与硬质-塑性纳米析出相的分布,精准控制了TRIP和ODP的启动次序,并在随后的大应变下激活TRIP,实现了亚稳态软相β基体的新型异质叠层结构,使合金屈服强度提升一倍而不损失其均匀塑性。该团队提出的新型异质叠层结构设计策略为开发高性能亚稳态β钛合金提供了一种有效的范例,并为设计先进钛合金和其他具有类似特性的金属结构材料提供了新的思路。

该团队的研究成果以 *Trifunctional nanoprecipitates ductilize and toughen a strong laminated metastable titanium alloy* 为题在线发表在 *Nature Communications* 上。该工作得到了国家自然科学基金、陕西省青年创新团队等项目共同资助。

(本刊记者 逸飞)

复旦团队制备用于多光谱防御的柔性MXene基复合膜

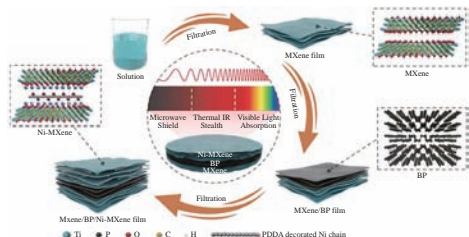
复旦大学车仁超团队设计并制造了一种超薄MXene基复合膜(20 μm),包含黑磷(BP)和镍链(M-B-M(Ni)),具有集成的高效热红外隐身、可见光吸收和电磁波屏蔽功能。M-B-M(Ni)表现出0.1的极低红外发射率,降低了周围环境和目标设备之间的辐射温差。BP提供了80%的高太阳能吸收率,保证了从可见光到热的能量转换。此外,M-B-M(Ni)的电磁屏蔽效率的吸收比例比纯MXene膜的吸收比例(68.7%)高16%,这是由于通过磁性Ni链

修饰改善了磁损耗。由于MXene、BP和Ni链的综合优点,M-B-M(Ni)为构建先进的多光谱兼容材料开辟了一条道路,用于热红外隐身、电磁波屏蔽和能量转换等多用途应用。

近日,该团队的研究成果以 *Flexible MXene-based composite films for multi-spectra defense in radar, infrared and visible light bands* 为题发表在 *Advanced Functional Materials* 上。

下图为MXene膜的设计与制备。

(本刊记者 逸飞)



沈阳材料科学国家研究中心高熵稀土双硅酸盐高温稳定相结构设计准则新成果

沈阳材料科学国家研究中心陶瓷及复合材料研究部环境障涂层团队长期致力于航空发动机多功能热/环境障涂层的精准设计与先进制造技术研究。该研究利用高通量理论模拟结合试验验证,研究了多主元(高熵)稀土双硅酸盐的相形成及演变机理,建立了通过构型熵描述符和多元稀土等效离子半径等来预判和控制相结构的普适方法。

该研究通过试验制备了20多种四元稀土双硅酸盐验证块体材料,借助X射线衍射结构精修和高

分辨高角度环形暗场成像等结构表征技术,发现材料的相结构演化规律与多元稀土半径的平均值和均方差密切相关。

该研究提出了从晶体结构系综的角度预测多主元/高熵复杂陶瓷相形成能力的必要性,改进了以往研究中普遍采用的“随机结构建模”研究范式。同时提出了低膨胀系数(nRE_x) $_2Si_2O_7$ 相的多元稀土设计准则。该研究明晰了多主元/高熵稀土双硅酸盐的相形成及演变关键机理,拓宽了这类材料中多元稀土组合的成分区间

和相结构控制空间,为稀土硅酸盐类环境障涂层材料的多稀土元素精准设计和多功能复合的目标提供了重要的指导和支撑。

相关研究成果于2023年3月8日以 *Phase formation capability and compositional design of β-phase multiple rare-earth principal component disilicates* 为题发表在 *Nature Communications* 上,得到了国家自然科学基金、国家重点研发计划、中科院重点部署项目、辽宁省“兴辽英才计划”等项目资助。(本刊记者 逸飞)



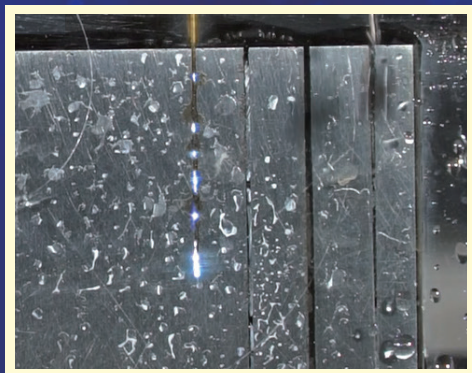
DIC[®]-305

电火花钻孔液

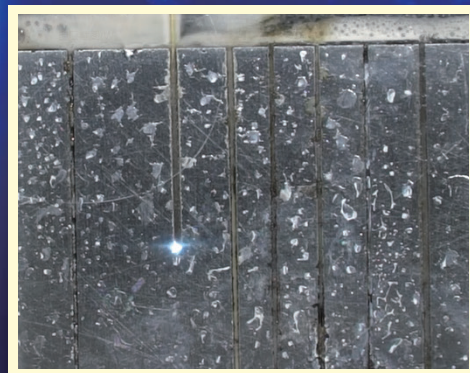
EDM drilling fluid

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23-1004

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

中科大俞书宏院士团队成功研发高抗冲击陶瓷-聚合物复合材料

近日,中国科学技术大学的俞书宏院士、高怀岭教授团队提出了一种独特的仿生梯度布利冈(Bouligand, GB)结构设计。在铸造机器人的帮助下,氧化铝纳米片首先在高岭土细丝内同轴排列,然后通过调节每层的细丝间距将其排列成GB结构

骨架,随后通过进一步烧结骨架和聚合物渗透获得仿生GB结构陶瓷-聚合物复合材料。

该研究系统评估了不同结构元素(纳米片排列、聚合物相、陶瓷丝的Bouligand排列和成分的梯度分布)对所得陶瓷-聚合物复合材料性能改进

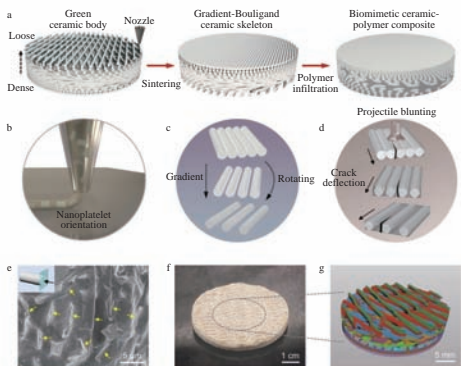
的预期结果。与非结构和单一结构相比,GB结构复合材料表现出显著改善的动态抗冲击性。

GB-PC复合材料与所有其他结构复合材料相比显示出最高的峰值力,表明陶瓷-聚合物复合材料的梯度和Bouligand结构设计可以有效提升抗冲击性能。

该团队的研究成果以 *Biomimetic gradient Bouligand structure enhances impact resistance of ceramic-polymer composites* 为题发表在 *Advanced Materials* 上。

左图为仿生GB结构陶瓷-聚合物复合材料的制造。

(本刊记者 逸飞)



3D 打印将塑料转为碳材料,为碳材料量产化带来新工艺

碳材料在储能、热管理、电子设备、生物工程、高性能复合材料等众多领域扮演着重要的“角色”。但长期以来,碳材料的加工之路却因其熔点过高等原因一直“困难重重”。

虽然碳纤维、石墨烯、碳纳米管等高性能的碳材料功能性强,但仍不能作为材料主体被应用。在大多数情况下,只能作为添加剂或增强性材料被共混在聚合物中进行加工。因此会导致碳材料优秀的导热、导电性能被“浪费”。

近日,美国南密西西比大学助理教授强哲课题组开发了一种简单、可扩展的方法,首次实现可量产化制备3D宏观结构碳材料。该研究从高分子的制备角度出发,通过3D打

印一种常见的高分子聚丙烯(Polypropylene, PP),然后进行特殊的交联,成功地将PP转变成构型和机械性能良好的碳材料。

值得关注的是,由于碳材料具备良好的电热性能和力学性能,通过3D打印将塑料变成碳的工艺,可实现高效的电热转换,有望解决传统工业中高能耗的问题,甚至解决塑料垃圾可回收的问题。

用简单的方法和最普及的塑料实现对碳材料的三维结构控制,该技术将对多个应用领域起到深远的影响。相关研究以 *Additive manufacturing of carbon using commodity polypropylene* 为题发表在 *Advanced Materials* 上。

(本刊记者 逸飞)

汉诺威金属加工世界全球巡回发布会在深圳举办

2023年3月16日,EMO Hannover 2023巡回新闻发布会在深圳举办,以线上线下融合办会的模式召开。中国是EMO Hannover在40个国家和地区进行全球巡回发布会的其中一站,计划在北京、济南、上海、深圳、重庆举办,谋求“触达”更多的中国企业。

2023汉诺威金属加工世界以“创新制造”为主题,旨在呼吁客户投资新技术和激励制造商展示最新的创新成果和解决方案。

着眼于全球工业面

临的挑战,EMO Hannover 2023将“感知未来的脉动”作为重要话题之一。其中“商业的未来”关注新的市场、商业模式和机遇;“互联的未来”围绕工业4.0、工业物联网、数字商业模式、预测性维护、机器学习、互联性、互操作、人工智能、增强现实等趋势展开;“生产可持续性的未来”则着眼于资源节约、气候中和型生产与工厂规划的创新方法和概念。

下图为EMO Hannover 2023巡回新闻发布会中国深圳站现场。

(本刊记者 逸飞)



安徽工大团队成功研发低硼化钛含量新型陶瓷

近日,安徽工业大学材料科学与工程学院教授冉松林团队分别在 *Journal of Advanced Ceramics* 和 *Journal of the American Ceramic Society* 上发表结构功能一体化复相陶瓷的最新研究成果。

据悉,碳化硼(B_4C)陶瓷具有熔点高、密度低、化学稳定性强以及耐磨性好等优良性能,广泛应用于耐磨、装甲防护等领域。在碳化硼基体中引入

第二相硼化钛(TiB_2),形成 B_4C-TiB_2 复相陶瓷,不仅能有效提高碳化硼陶瓷的力学性能,还能显著降低复相陶瓷的电阻率,实现结构功能一体化。然而,由于硼化钛比碳化硼比重更大,本征硬度更低,硼化钛的加入也增加了材料的比重,降低了材料的硬度。

经过一系列研究,冉松林团队发现在保证高致密度和良好导电性能的前

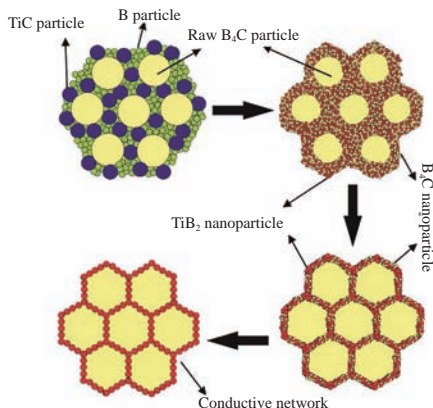
提下,降低 B_4C-TiB_2 复相陶瓷中硼化钛的比例,可进一步满足工业和军工领域对超轻、超硬材料的需求。

该团队通过化学反应协同基体晶粒选择性吸收生长法,设计并制备了一种低硼化钛含量的超轻、超硬、导电 B_4C-TiB_2 复相陶瓷,并通过探索复相陶瓷的显微结构与其导电性能、力学性能间的关系,实现了对 B_4C-TiB_2 复相陶瓷在结构和功能性能上的可控调节。为结构功能一体化材料的制备及性能研究提供了一种新的思路。

该研究工作得到了国家自然科学基金、安徽高效协同创新项目、安徽工业大学“青年拔尖计划-青年学者”人才项目等支持。

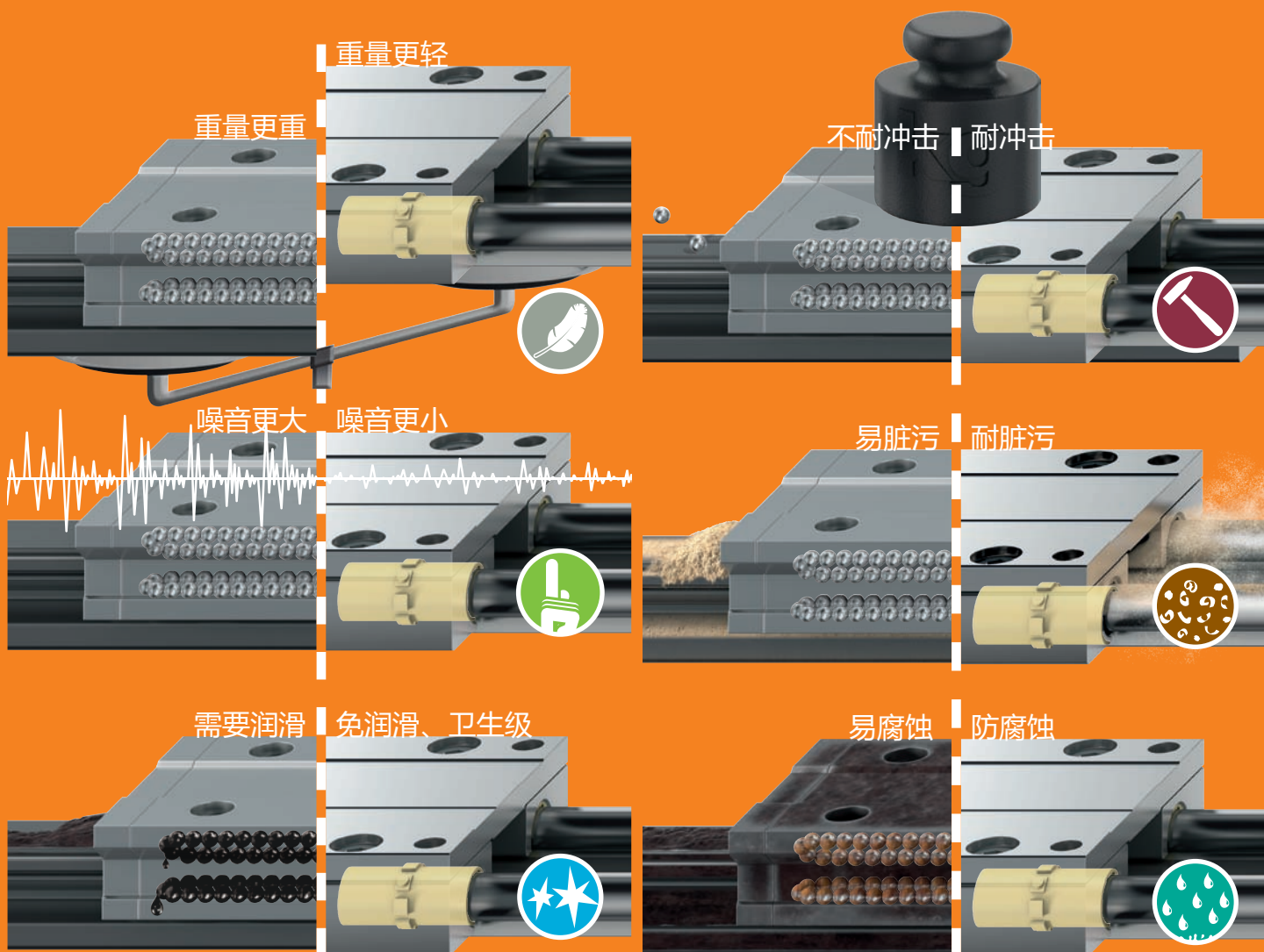
左图为 B_4C-TiB_2 导电复相陶瓷的设计原理。

(本刊记者 逸飞)



运动应用? 用塑料!

...drylin®直线轴承为您节约40%成本...



易格斯工程塑料轴承可在线计算其使用寿命：www.igus.com.cn/drylin

广告索引号23-1051



引文格式: 郭文兴, 黄小康, 陈华斌, 等. 焊缝高效精密磨抛智能技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 14-25.

GUO Wenxing, HUANG Xiaokang, CHEN Huabin, et al. Research progress on high-efficiency precision grinding of weld bead[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 14-25.

焊缝高效精密磨抛智能技术研究进展*

郭文兴¹, 黄小康¹, 陈华斌¹, 陈小奇^{1,2}

(1. 上海交通大学, 上海 200240;

2. Swinburne University of Technology, Melbourne VIC3122)

[摘要] 焊接表面的缺陷严重影响焊接结构件的后续加工和服役, 焊缝的高效精密磨抛是获得焊缝高质量表面的关键技术之一, 研究焊缝高效精密磨抛具有重大意义。聚焦于焊缝高效精密磨抛的智能技术, 总结焊缝磨抛的特点, 从基本磨抛原理和模型、智能磨抛设备以及力控算法和基于视觉技术的焊缝高效精密磨抛 3 个方面详细阐述了焊缝磨抛智能技术的发展现状; 最后阐述智能技术给焊缝高效精密磨抛技术带来的机遇与挑战, 提出该领域亟待解决的问题。

关键词: 焊缝; 高效精密磨抛; 磨抛原理与模型; 智能技术; 视觉测量

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.014



郭文兴

博士研究生, 研究方向为基于视觉的焊缝高效精密磨抛。

焊接技术广泛应用于航空航天、造船和发电等行业^[1], 焊接结构件表面的缺陷将严重影响其后续加工(如涂层、电镀、装配等)和服役^[2-3](力学性能、腐蚀性能等), 而焊缝的高效

* 基金项目: 国家重点研发计划重点专项(2018YFC0310400)。

精密磨抛是获得高质量表面的一项关键技术。

焊缝的磨抛主要有 3 个特点。(1) 局部性, 缺陷位置不固定且缺陷范围较为局部, 焊缝表面缺陷种类多样, 打磨参数视缺陷特征而定^[4]; (2) 强柔顺性, 焊缝的几何特征与局部性决定了其磨抛需兼顾复杂曲面的形状与焊缝区和母材区的平滑过渡, 防止磨抛过程中出现过磨、过切等现象^[5]; (3) 强自适应性, 焊缝区域的热变形和应力状态难以预测^[6-8], 导致焊缝磨抛轨迹不能完全按照预先设计的数字模型进行规划, 故焊缝区域磨抛需要很强的自适应性。针对这些特性, 目前焊缝磨抛的技术路线是以视觉识别算法+轨迹规划算法+智能控制算法为核心, 以机器人为执行机构, 实现焊缝的高效精密、柔性和自适应磨抛。

与传统磨抛工艺相比, 高效磨抛工艺(High performance grinding, HPG)在时间、成本、质量和可行性 4 个方面中的一个或者多个方面具有显

著改进^[9-10]。早期的工作主要包含两个方面, 一方面建立描述磨抛参数与磨抛性能指标的定量模型, 在此基础上发展简单的磨抛过程控制方法^[11]; 另一方面, 开发用于提高磨抛效率和表面质量的高速磨抛磨粒材料, 主要包括超级磨料和烧结高效铝基陶瓷磨料^[12]。在此基础上, 针对不同的焊缝场景开发不同的焊缝磨抛设备以及相应的控制算法^[13-15], 如智能力控砂带机、力控磨抛浮动装置及力控算法等。目前, 机器人重复精度的改善及智能技术的进步, 进一步推动高效磨抛向更加智能和自适应的新方向发展, 由此发展的基于视觉的认知检测、机器人路径规划与自动引导等智能磨抛技术正在逐步应用于工业生产以提升磨抛效率和自适应性。

1 基本磨抛模型与分层智能控制方法

1.1 磨抛原理、磨料系统与磨抛模型

1.1.1 磨抛原理

磨抛的基本原理揭示了磨抛过

程中磨粒与工件表面的相互作用机制,从机理上解释了材料性质和磨抛参数对磨抛过程的影响,因此了解磨削的基本原理对开发焊缝的高效精密磨抛智能技术十分重要。

磨抛过程微观上是移动路径或者接触力受限的单个磨粒去除材料的过程,其原理如图1所示。在接触的界面上首先发生弹性变形,随后发生塑性变形,而切削过程则出现材料的塑性流动^[16]。工件表面的摩擦条件、材料的流动特性及切削速度等会影响磨抛过程的运动学和接触条件^[17]。

单磨粒模型虽然描述了磨粒与工件表面的相互作用,但忽略了磨抛过程中材料和磨粒接触面特性的动态变化。一是材料加工过程中硬化作用导致应力状态改变,影响磨抛表面材料的硬度和屈服强度^[18]等,进而影响接触面的接触状态;二是忽略磨抛过程能量分配引起温度变化进而影响材料的力学特性。磨抛过程输入的能量绝大部分转化成热能,主要分布在工件、磨具、磨屑和冷却剂上,而以热能形式进入工件的能量与磨削参数相关^[19]。磨抛表面的弹塑性力学特性以及摩擦学特性等会受到磨抛温度影响,控制不当会引起工件表面相变和烧蚀,破坏工件表面完整性^[20]。磨抛表面材料特性的改变将引起磨抛参数的变化,应该控制磨抛参数以保证磨抛质量^[21]。

1.1.2 磨料系统

磨料的切削效率主要取决于其硬度、韧性、导热性和化学惰性。超高的硬度和韧性保证了磨粒的机械强度,减少磨损以维持恒定的切削能力;优良的导热性能够改善磨抛表面散热条件,减少热量进入工件;化学惰性则减少材料与磨粒的高温粘连。

目前,主要用于磨抛的磨料有两类,一是包含立方氮化硼(CBN)和金刚石的超级磨料,二是氧化铝及其氮化物的烧结高效铝基陶瓷磨料^[12]。

超级磨料是一种硬度高、耐磨、长寿命的磨粒,其高硬度、高耐磨性以及高导热性保证了磨削面的表面质量。一些难加工材料(如铬、钛等)的焊缝磨抛中,往往需要选择超硬的超级磨料。CBN磨粒的微观结构如图2所示,主要的结合剂体系如表1所示^[22-23]。图3^[12]展示了不同结合剂磨具能承受的最大周向速度 V_s 和材料去除率 $Q'_{w,max}$ 。相比于超级磨料,

烧结的高效铝基陶瓷磨料价格更便宜,可用于磨削硬度高达67HRC的材料,并且烧结的晶粒有优先断裂面,断裂的颗粒可以保持锐度,磨抛过程中不断有新的切削刃形成以持续保持较高切削能力^[24]。图4^[9]展示了常规磨粒和烧结磨粒的断裂。

1.1.3 磨抛模型

对磨抛过程进行理论分析与建模的关键性主要体现在两方面,一是

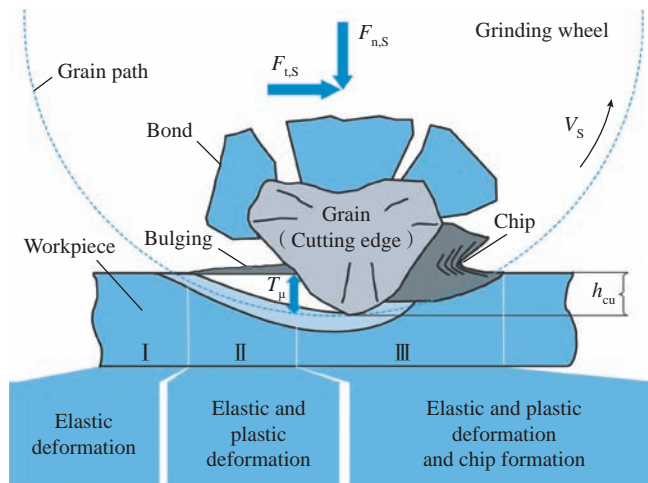


图1 磨削过程中的弹性变形区、塑性变形区和切屑形成区

Fig.1 Zones of elastic deformation, plastic deformation and chip formation during grinding

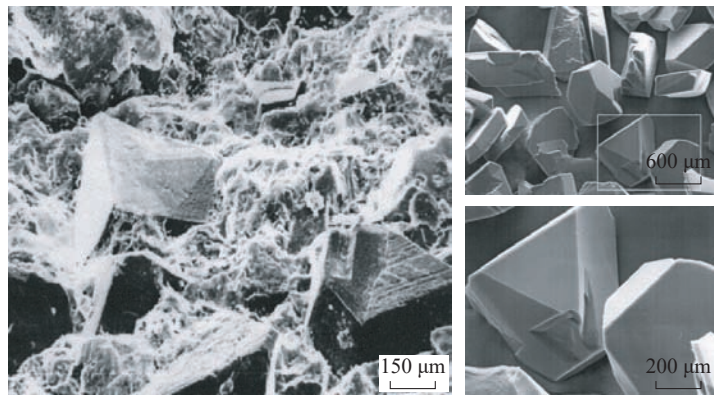


图2 CBN磨粒微观结构

Fig.2 CBN microstructure

表1 4种结合剂/植砂方法和特性^[22-23]

Table 1 Four different types of bondings and their characteristics^[22-23]

结合剂种类 / 植砂方法	特性
树脂类结合剂	大多数磨具使用酚醛和聚酰胺树脂,可以快速去除废料,但是耐高温性和寿命有限 ^[22]
金属类结合剂	质地坚硬,能比较好地控制材料去除率 ^[22]
电镀磨粒植入方法	单层,具有较大的磨粒突出和切削空间,具有较高的材料去除率 ^[23]
陶瓷类结合剂	易于修整,具有高耐磨性,并且孔隙率可以调整 ^[23]

建立定量磨抛模型有利于深入了解磨抛过程的细节；二是借助模型的量化关系能够控制焊缝磨抛的效率、精度及表面质量。主要的磨抛模型及基本公式如表 2 所示^[11,25-34]。对切削厚度模型分析可得到恒定材料去除率与恒定切削厚度磨抛条件下各参量的变化,如图 5 和 6 所示^[24]。

焊缝磨抛模型定量构建的难点集中在以下方面。一是模型内在的不足,如缺少对材料弹塑性变形、多磨粒之间的夹板效应和多磨粒划痕重叠^[11]等问题的考虑,因此这些模型对柔性磨抛的描述并不准确;二是对状态参数的全面描述和准确获取十分困难^[35],如上述模型的 C_{gw} 磨削工具的形貌常数。因此完善和改进现有的磨抛模型依然是焊缝高效精密磨抛的基础工作之一。

针对模型对弹性形变考虑的不足,Qu 等^[36]建立了弹性状态驱动机器人带式磨削的切屑厚度模型,将其用于工件表面粗糙度的预测;该模型根据杨氏模量公式计算了接触轮的组合弹性模量,并根据能量平衡假设进一步确定了线性 and 非线性挠度影响的指数。

1.2 分层智能控制方法

影响焊缝磨抛的因素十分复杂且相互耦合,通过控制单变量来研究磨抛过程的方法不够全面,使用现代系统解耦^[37]与信息融合^[38]的智能技术对磨抛系统进行分析与控制更为可行。因此一个分层的基于已知模型的焊缝高效精密磨抛的智能控制框架有必要被建立。如图 7 所示,该框架由第 1 层的基本磨抛原理模型作为基础,在单磨粒磨削模型上分析磨抛动态变化过程,如砂轮和砂带等磨损钝化、温度能量变化,为建立描述动态磨抛参数与材料特性的模型提供底层依据;第 2 层由描述动态磨抛参数与材料特性的模型组成,目的是为磨抛过程控制模型与算法提供参数输入;第 3 层为控制模型与算

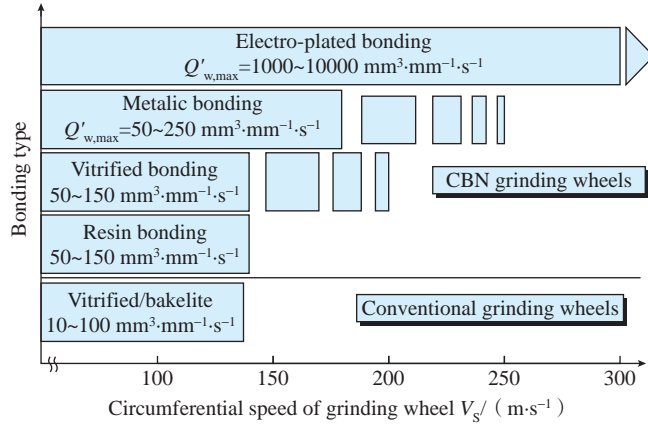


图 3 CBN 粘接体系和周向速度区间^[12]

Fig.3 Bonding systems of CBN grinding wheels and their range of circumferential speed^[12]

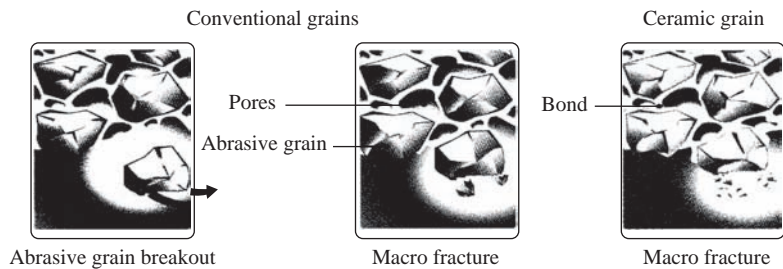


图 4 常规磨粒和烧结磨粒的断裂^[9]

Fig.4 Fracture of conventional and sintered ceramic grain^[9]

表 2 磨抛模型及其基本公式^[11,25-34]

Table 2 Grinding and polishing model and its basic formula^[11,25-34]

模型名称	基本公式	解释
切削厚度模型 ^[25-27]	$h_{\max} = C_{gw} \left(\frac{1}{q} \right)^{e_1} a_e^{e_2} \left(\frac{1}{d_{eq}} \right)^{\frac{e_1}{2}}$	描述最大切削厚度与磨抛参数之间的关系
磨具形貌模型 ^[28-29]	$N_{kin} = C_{gw} \left(\frac{1}{q} \right)^{e_1} a_e^{e_2} \left(\frac{1}{d_{eq}} \right)^{\frac{e_1}{2}}$ $N_{sl} = Cz^{e_2}$	描述动态切削刃和静态切削刃数量与磨抛参数之间的关系
切削力模型 ^[30-31]	$F'_n = F'_s + C_{wp} C_{gw} \left(\frac{1}{q} \right)^{e_1} a_e^{e_2} V_c^{e_3} V_w^{e_4}$	描述切向力、法向力与磨抛参数之间的关系
温度模型 ^[32]	$\theta_{zmax} = A_1 \frac{\alpha^{e_1}}{\lambda} a_e^{e_2} V_w^{e_3} V_c^{e_4} d_{eq}^{e_5} \exp(A_2 a_e^{e_6} V_w^{e_7} d_{eq}^{e_8} Z)$	描述接触面最高温度与磨抛参数之间的关系
表面粗糙度模型 ^[33]	$R_1 = C_{wp} C_{gw} \left(\frac{1}{q} \right)^{e_1} a_e^{e_2} \left(\frac{1}{d_{eq}} \right)^{e_3}$	描述磨抛面的表面粗糙度与磨抛参数之间的关系
能量模型 ^[34]	$e_c = \gamma a_m^{\epsilon}$ $a_m = w^2 \frac{1}{q} a_e^{1/2} \left(\frac{1}{d_{eq}} \right)^{1/2}$	描述磨抛比能量与磨抛参数之间的关系

注: C_{gw} 、 C_{wp} 为常数; q 为速度比 V_w/V_s , V_w 和 V_s 分别为工件速度和磨具的周向速度; a_e 为进给深度; d_{eq} 为磨具当量半径; $e_1 \sim e_8$ 为指数常数; h_{\max} 为最大切削厚度; N_{kin} 为动态切削刃数量; N_{sl} 为静态切削刃数量; C 为系数; z 为轮廓厚度; F'_n 为法向力; F'_s 为门檻力; V_c 为切削速度; V_w 为材料去除率; Z 为无量纲量; θ_{zmax} 为接触区域最高温度; R_1 为最大表面粗糙度; e_c 为切削能; γ 、 ϵ 为常数; w 为理论切削刃间距; a_m 为切屑平均截面积。

法,负责控制外部执行机构,提供评估模型与算法的输入和接受评估模型与算法的反馈;第4层为质量评估模型与算法,可接受外部传感器与测量工具的输入,为第3层提供反馈,

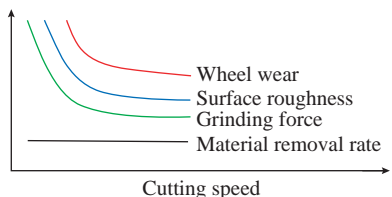


图5 恒定材料去除率高速磨抛^[24]

Fig.5 Highspeed grinding at const material removal rate^[24]

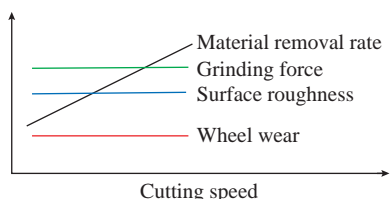


图6 恒定切削厚度高速磨抛^[24]

Fig.6 Highspeed grinding at const chip thickness^[24]

并且完成质量评估。

2 焊缝高效磨抛智能力控设备与力控算法

工业应用中,建立磨抛模型和改进磨抛工艺解决了关于效率和质量的部分问题,但复杂的焊缝场景需要设计特殊的磨抛设备以取代人力。而智能设备与算法的发展也为焊缝高效精密磨抛提供了新的解决方案^[39],其中力控设备与算法比较常见且有效。

2.1 力控设备

力控磨抛能够过滤磨削力的突变以保证表面质量和磨抛精度^[40],并且能通过施加法向力缓解因磨具磨损造成的磨具切削能力下降的问题^[41]。实现精细且高速响应的力控是复杂曲面焊缝柔性磨抛的关键。

Xu等^[13]针对复杂曲面的磨抛开发了一套砂带机配合一维主被动

混合力控打磨设备,可用于飞机发动机叶片的修复磨抛,如图8所示,实现了主/被动的混合力控策略。其中主动力控采用六维力/力矩传感器获取机器人与外部环境的交互力信息,采用由力-位置和PI/PD控制器组成的主动力控制算法;被动力控则采用一维力传感器获取力学信息,而后使用PID控制算法实现被动力控。最后引入卡尔曼信息融合方法将主/被动控制方法结合,解决了加工环境未知变化引起的加工力剧烈变化的问题,从而保证加工过程的稳定性和可靠性,提高了表面质量和产品的一致性。

大型焊接件的焊缝力控磨抛需使用小型磨抛设备来进行移动磨抛。Attanasio等^[42]发明了一种利用气缸和液压设备来保证磨具恒力加载的装置,以获得高质量抛光表面;但该装置缺少主动力控,因此缺乏一定的自适应性。而后,Seiki等^[43]利用力传感器和气缸相配合,开发了一款可以实现闭环高精度力控的轴向浮动打磨头;该工作设计了一个简单的反馈补偿器,用以改善对特定频率下的扰动抑制特性,来实现精确的力控,其结构如图9所示^[43-44]。

2.2 力控算法

力控算法是力控磨抛设备的核心,而工业机器人因其灵活性适合作为执行机构。机器人力控算法解决的基本问题是如何确定磨抛过程中的磨削力,并有效地将传感器获得的信号转变为准确的机器人控制信号,以控制机器人各关节的位置、速度、加速度和力^[15]。目前主流的力控算法主要基于自适应控制^[45]、鲁棒控制^[46]及与基本控制方法相结合的集成学习策略^[47]。自适应控制方法和鲁棒控制方法包括柔顺控制、阻抗控制、混合力/位控制及显式力控。此外,神经网络^[48]和模糊控制^[49]等智能控制算法近年来也越来越多地用于机器人磨抛的力控。

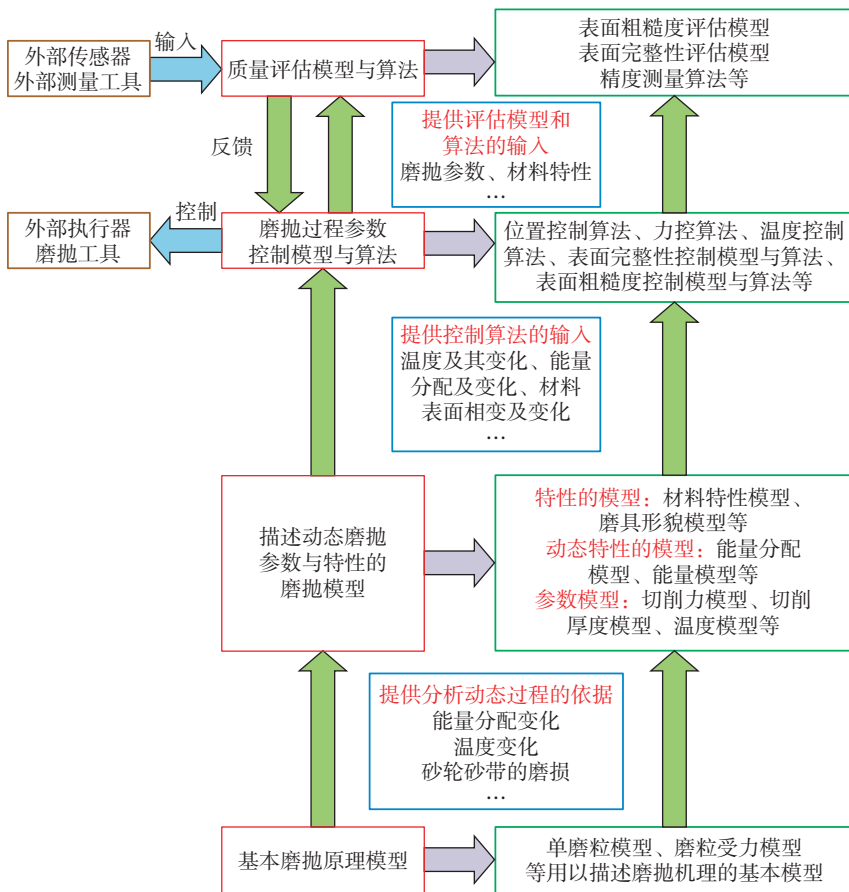
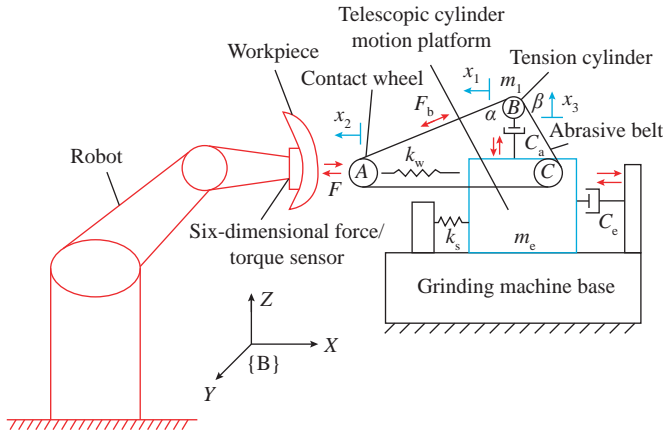
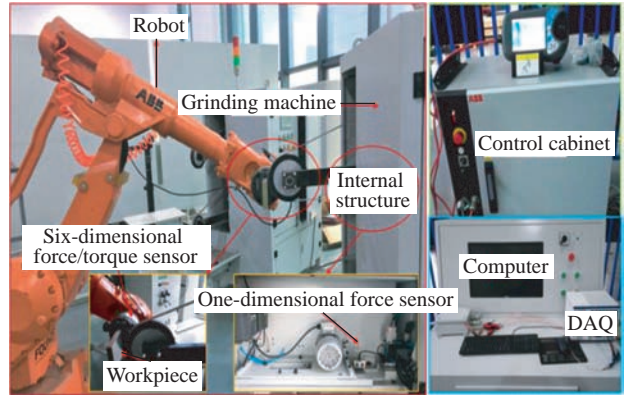


图7 焊缝高效精密磨抛分层控制框架

Fig.7 High-efficiency and precise grinding of welding bead layered control framework



(a) 机器人加工系统简化动力学模型



(b) 机器人加工系统整体试验装置

图8 机器人加工系统模型及整体试验装置^[13]

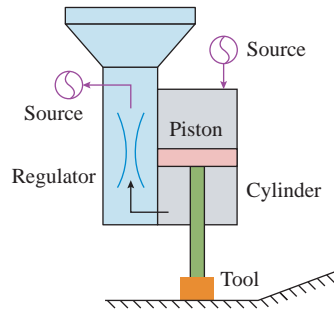
Fig.8 Model and overall experimental setup of robot-external machining system^[13]

Xu 等^[50]提出了一种新型的力-位混合控制与PI/PD控制相结合的力控系统,并将其成功应用于复杂几何形状的机器人砂带磨削;其中力控制策略应用于工具的Z方向,位置控制策略应用于机器人砂带工具的X方向;结合零漂移和重力补偿算法来校准六维力/力矩传感器并且实现了力和位置的反馈控制;最后通过机器人砂带磨削试验工件和航空发动机叶片的两个典型案例,验证了所提出的力控算法的实用性和有效性。其算法流程如图10所示。

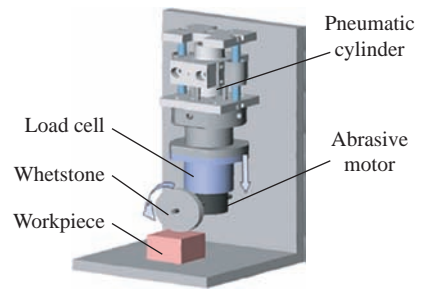
机器人力控算法需解决的是如何应对状态估计能力差、滤波效率低,算法的学习能力及鲁棒性与稳定性不足所导致机器人力控算法针对复杂状况的处理、对环境参数变化的预知与对未知环境的约束及干扰的适应能力有限的问题。

2.3 统一多用的磨检一体集成系统

焊缝精密磨抛的自动化与智能化设备主要分成两类,第一类是部分取代人工进行自动化焊缝磨抛的辅助设备,可以提高效率、节约成本;第二类是集成现代传感以实现磨抛参量的闭环控制,进而实现自适应性、高精度和高表面质量的智能磨抛设备。磨抛设备开发也从单一磨料、单一功能的磨具逐渐转变为专用磨抛工具、多系统集成、自适应机电一



(a) 活塞压力调节导向机构^[44]



(b) 3D组装图^[43]

图9 恒力浮动磨抛头

Fig.9 Constant force pneumatic floating grinding head

体化智能磨抛系统。

因此,一个用于焊缝高效精密磨抛的磨检一体集成系统有待被完善^[51]。该系统以工业机器人为执行机构,集成视觉、力等传感器,获取多元传感信息用于磨抛控制及质量评估,其系统组成如图11所示^[52],PLC和工控机收集各类信号并且控制砂带机、电动主轴、磨抛头机及自动上下料台等设备与机器人系统协调工作,并且配合相应的建模和路径规划及智能控制算法和软件,对机器人焊缝磨抛的路径和姿态进行规划并完成自动磨抛任务,以实现高自由度、高精度、高柔性和高自适应性焊缝高效精密磨抛的目标。

3 基于视觉技术的焊缝高效精密磨抛

工业机器人以其方便灵活的

性成为焊缝高效精密磨抛设备的执行机构,但传统机器人焊缝磨抛的示教-回放模式存在自适应性和柔性较差的缺陷。基于视觉技术的感知、定位、认知和运动控制使机器人磨抛系统更加智能化^[53]。因此视觉技术在焊缝高效精密磨抛中的应用也是近年来研究的热点。

3.1 基于视觉的磨抛工件表面质量监控

磨抛表面质量对材料疲劳性能与抗腐蚀性能有显著影响^[54-55]。与传统接触式表面质量检测技术相比,基于视觉的表面检测方法具有非接触、快速、无损的特点,特别是对于高精度表面更具有优势。通过图像提取表面特征获得磨抛表面质量信息是目前基于视觉的表面质量检测研究较多的方法,其关键在于建立图像信息与表面质量指标的关系。

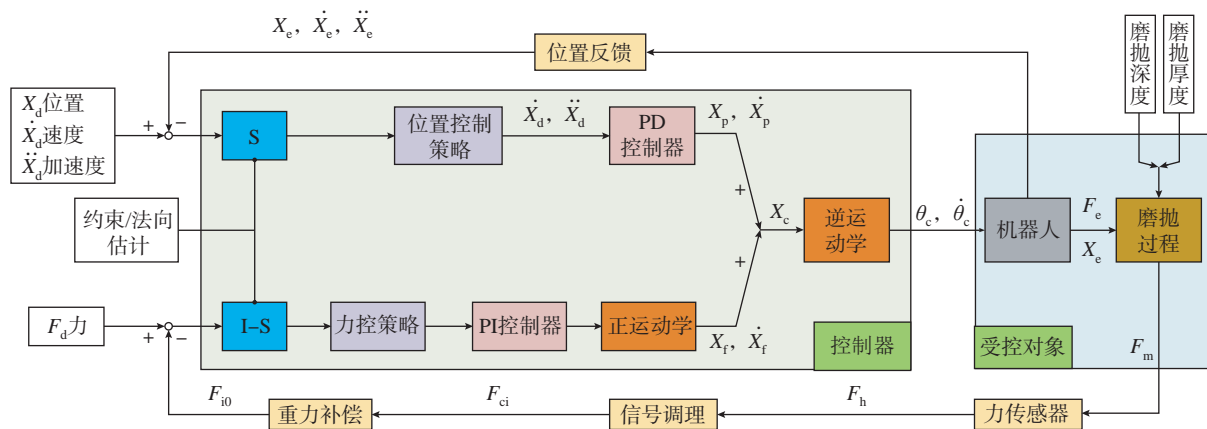


图 10 力-位控制算法控制流程^[50]
 Fig.10 Hybrid force-position algorithm flow chart^[50]

表面粗糙度是焊缝磨抛表面质量的评判指标之一。Shivanna 等^[56]研究了不同磨削参数对表面粗糙度的影响,并且比较了视觉系统测量和探针测量的粗糙度值,表明两种粗糙度具有极强的相关性,试验结果如图 12 所示^[56-57],证明了使用视觉系统测量粗糙度的可行性。Chen 等^[58]提出了一种基于 CCD 图像采集的非接触式的表面粗糙度检测方法,该方法使用基于边缘检测和图像分割的图像处理算法获得预测的表面粗糙度值,并且与传统的触针表面粗糙度值有很好的相关性。Palani 等^[59]利用二维傅里叶变换获得的图像特征作为输入,表面粗糙度作为输出,开发了一种基于反向传播算法的人工神经网络(ANN)模型,预测了表面粗糙度。Manish 等^[60]采用 Canny 边缘检测和直方图分析方法研究表面粗糙度对像素强度分布的影响,并利用机器视觉系统对软钢矩形试样进行边缘检测。研究者们对检测结果进行了可视化比较,观察了不同参数条件下的边缘检测结果,通过试验分析为提出不同磨削条件下的表面质量的分类方法奠定了基础。

烧损区域是由于磨抛表面材料过热形成的,其本质是过热导致材料组织及应力状态发生变化,经常成为表面裂纹源^[61],并且伴随着表面材料

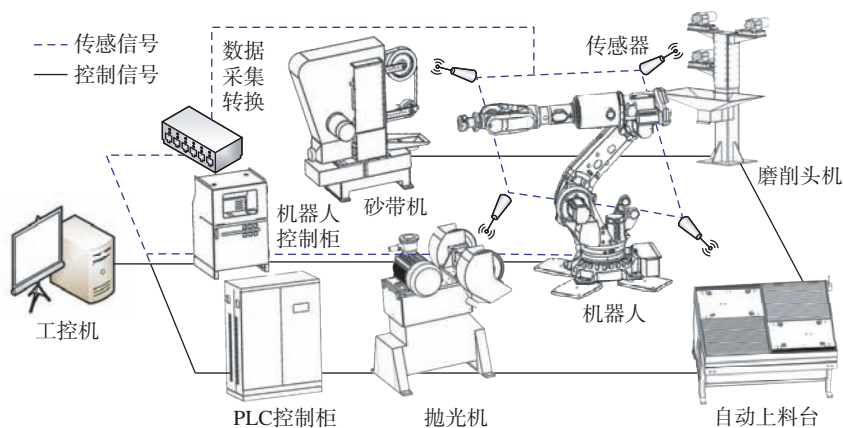


图 11 智能焊缝磨抛系统^[52]
 Fig.11 Intelligent welding bead grinding and polishing system^[52]

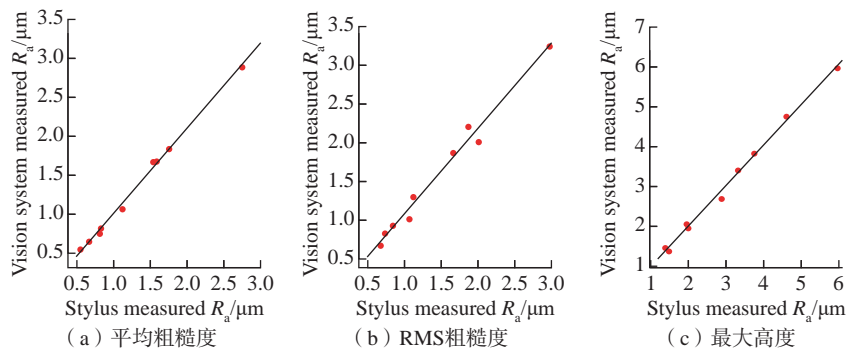


图 12 接触式测量与视觉测量粗糙度的关系^[56-57]
 Fig.12 Relationship between contact measurement and visual measurement of roughness^[56-57]

氧化变质而发生剧烈的颜色变化^[62]。控制磨抛时间及改善冷却条件是避免烧损的有效途径^[63]。图 13^[64]展示了 N2711 级钢在不同进给量下的磨削表面烧蚀程度。图 14^[20]展示了使用 CCD 进行无损磨削烧损检测的流程,该流程分为 3 个模块,分别是

图像采集模块、图像储存和显示模块及图像处理模块。

Saravanapriyan 等^[65]指出不同氧化层膜厚度的表面颜色能够反映磨抛温度,也可用于表示热引发相变。莫国影等^[66]提出了采用 CCD 评估磨抛过程中材料烧伤程度的新

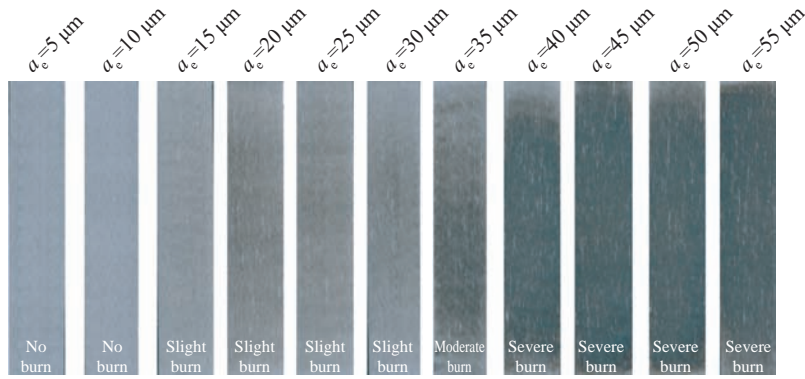


图 13 N2711 级钢磨抛烧伤等级^[64]

Fig.13 N2711 grade steel grinding burn degrees^[64]

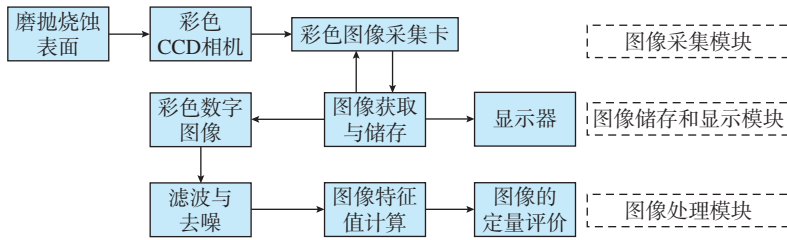


图 14 使用彩色 CCD 获取表面烧伤流程^[20]

Fig.14 Process flowchart for the quantitative evaluation of grinding burn using CCD imaging^[20]

方法。研究人员使用数字图像处理技术,分析了不同烧伤程度图像空域的均值方差及频域的功率密度和功率谱等特征,表明烧伤表面图像的色度方差具有明显特征,可以作为烧伤程度的评价指标。相关研究为建立高温合金磨抛烧伤程度的定量评价指标体系提供了新途径。

3.2 基于视觉的磨具状态和磨抛状态检测

磨具状态是指磨具表面磨粒的形貌状态,基于视觉的磨具表面状态检测通常是根据视觉传感器数据获得一个统计意义上的指标。良好的磨具状态能够保证磨抛过程中的材料去除率以及表面质量,因此实时的磨具状态检测能够及时提示更换或修整磨具以延长其寿命及提高利用率^[67]。

WeiB 等^[68]认为从砂带中提取的特征统计值容易获得,但缺乏与工件接触的切削刃尺寸和数量的详细信息,因此提出了一种基于切削刃边界角的限制角模型的砂带表面

功能特性的描述方法。Arunachalam 等^[69]利用 CCD 获取砂轮表面图像,通过图像处理的方法获得砂轮表面纹理特征,并且据此对砂轮状态建模,得出修整砂轮所需的修整孔型数,从而对砂轮表面修整提出指导意见,该试验设置如图 15 所示。Li 等^[70]通过立体显微镜和扫描电镜获得砂带表面几何形态,其微观形貌如图 16 所示,研究者建立了基于单磨粒的机器人砂带磨削力模型和材料去除率模型,将整个磨削过程分为初始阶段、稳定阶段和加速阶段,根据磨粒磨损程度分析了各个阶段的摩擦、犁耕、切割效果和磨削力;通过研究晶粒的分布和每个晶粒的穿透深度,计算磨削力和材料去除率。

当前,亟需建立和完善更加准确精细的模型,用以描述通过视觉获得的磨具表面状态特征与磨抛加工参数之间关系。而开发一种快速获取砂带形貌的视觉方法也成为许多研究者的目标。

焊缝磨抛状态是指焊缝在磨抛

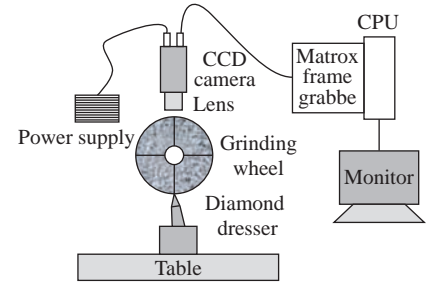
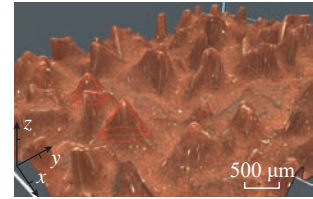
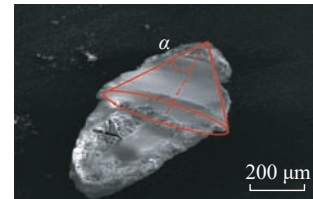


图 15 试验装置示意^[69]

Fig.15 Schematic of experimental setup^[69]



(a) 砂带形貌



(b) 单磨粒SEM

图 16 砂粒形貌^[70]

Fig.16 Grain morphology^[70]

过程中的剩余量。实时检测和推理焊缝磨抛状态,有助于建立完备准确的材料去除率预测模型,以准确预测推理磨抛加工过程的进度与时长,避免出现磨抛现象。

Whitney 等^[71]为 PUMA 560 机器人开发了一个非线性力控制律,实现以一个结构光视觉系统实时测量材料体积;该系统能够根据焊缝磨抛状态计划和执行焊缝的多道磨抛,以完整高效地去除焊缝,该装置如图 17 所示。Pandiyam 等^[72]采用基于编码器-解码器体系结构的 VGG-16 神经网络对低碳钢工件 4 种不同焊缝状态进行训练识别,如图 18 所示;结果表明,所开发的基于视觉+神经网络图像识别的方法可以用于柔性砂带磨削过程中焊缝去除终止点的实时预测。

综上,使用视觉对焊缝磨抛状态推测将是实现焊缝磨抛控制精度、预测加工时长及多道次磨抛路径规划

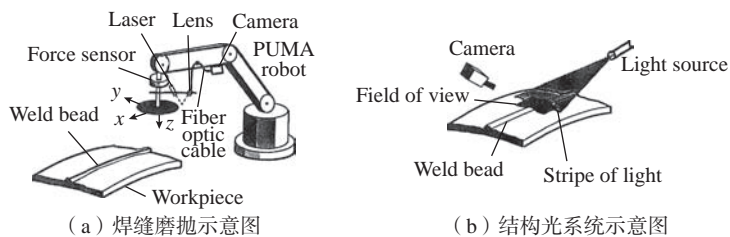


图 17 基于结构光焊缝磨抛状态视觉检测系统^[71]

Fig.17 Visual system for welding bead grinding and polishing state inspection based on structured light^[71]

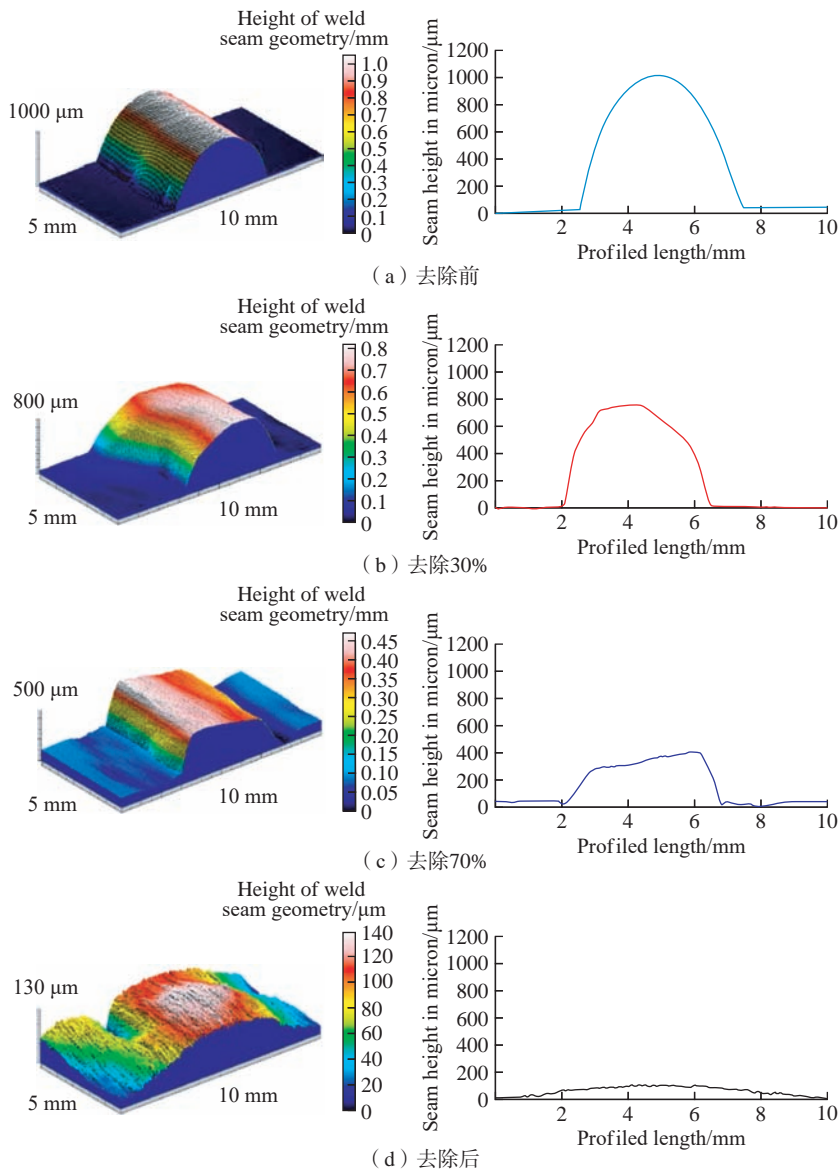


图 18 4种焊缝磨抛状态^[72]

Fig.18 Four welding seam grinding status^[72]

的方法之一。

3.3 基于视觉的焊缝识别与磨抛轨迹规划

对于复杂的空间焊缝,依靠示教的方法获得磨抛轨迹繁琐且效率

低,加工精度严重依赖示教的精细程度^[14,73],而基于视觉的焊缝识别及路径规划能够自动识别焊缝,自适应地规划路径及工具姿态,能够有效保证焊缝磨抛的效率和精度。

目前主流的视觉传感器主要有线激光轮廓扫描仪和三维点云相机,前者精度高但视域小,后者视域大但是精度稍差。在使用以上传感器之前需要进行精确的手眼标定以确保机器人能够准确到达待加工区域^[74-75]。

针对管道焊接的环形焊缝,Guo等^[76]开发了一款新型的空间环状焊缝自动测量磨抛一体化工具(图19),该工作提出了一种机器人磨抛运动轨迹规划的方法,实现了对管道上空间环状焊缝的测量和识别,完成了焊缝的磨抛并且证明了该装置的高效。对于内壁上普通机器人与传感器不可达的焊缝,Xu等^[77]开发了一种用于管道内壁的新型轮驱动磨抛机器人,用于直径在550~714 mm之间的管道内焊缝打磨;该机器人由运动结构、定位结构和抛光结构组成;机器人的视觉系统采用CCD相机和线激光器,通过人工控制实现机器人快速准确的移动、定位和磨削。

Feng等^[78]用线激光扫描获得自由表面的轮廓,通过移动平均滤波和滤波前后数据的差值获得焊缝特征来实现焊缝识别;并且通过主成分分析(PCA)算法估算机器人工具的位姿,采用B样条曲线拟合磨抛路径,最终通过试验证明了该方法的可行性,其焊缝轨迹规划如图20所示。其他研究者也进行了类似的研究^[79-81],如将焊缝特征添加到原有的CAD母模型从而构建新的CAD模型,以便于后续的离线编程^[79];或将线激光扫描仪集成在机器人工具末端,使用线激光轮廓扫描仪获取焊缝信息,最后获得磨削点坐标,实现了焊缝的在线识别和磨抛,但该工作并没有获得工具的姿态^[81]。

激光轮廓扫描仪获得数据的视域有限,因而导致邻域信息的同步受限,影响数据的实时处理。因此在线激光引导焊缝磨抛时,需提前获得加工点邻域信息。相比于线激光轮廓扫描仪,三维点云相机具有更大的视

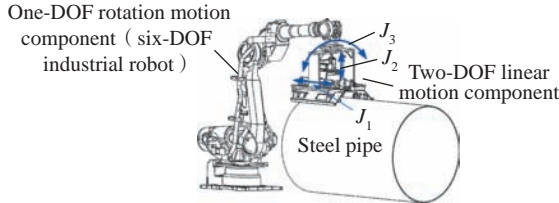
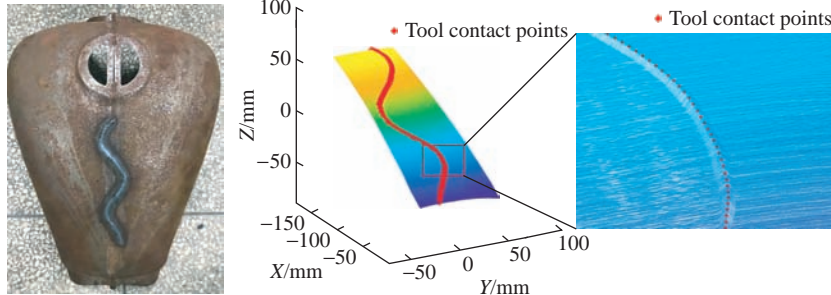


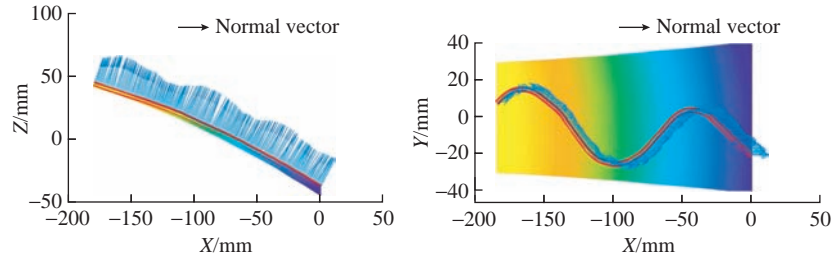
图19 自动焊缝磨抛机器人^[76]

Fig.19 Automatic welding bead grinding and polishing robot^[76]



(a) 磨削前的工件

(b) 工具接触点



(c) 法向量在XZ平面

(d) 法向量在XY平面

图20 焊缝识别与轨迹规划^[78]

Fig.20 Weld bead recognition and trajectory planning^[78]

域和更快的扫描速度,因此也被用于磨抛焊缝轮廓的获取,其关键问题是能否快速识别焊缝区域并且自动规划路径与工具位姿。

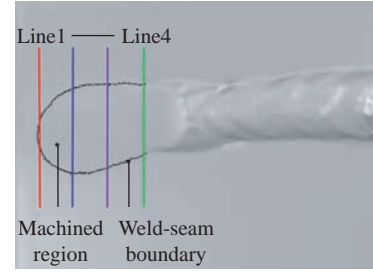
Yang等^[82]提出了一种精细的特征提取算法,用于激光扫描大规模不规则表面的测量与特征识别。Demarsin等^[83]利用主成分分析估计点云的法向,使用区域增长算法根据法向的变化特征对点云进行分割,得到点云的特征曲线。Ou等^[84]基于自主研发的双目视觉系统开发了用于修复后叶片焊缝识别与模型重构的测量方法;通过粗定位降低三维重建和后续点云处理的复杂度,基于区域增长和点云法向滤波对点云进行分割和精确定位,得到了具有精确边界的焊缝模型;如图21所示,该方法提取的边界平均误差比传统方法

低0.263 mm,加工误差小于0.07 mm,提高了修复零件的加工质量和效率。

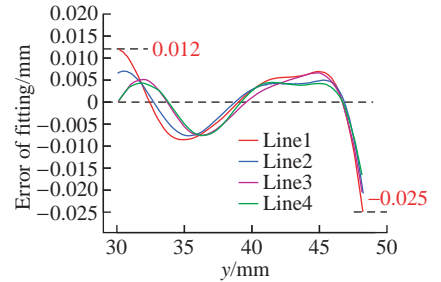
点云作为数据媒介引导焊缝磨抛存在以下问题。点云数据庞大、信息丰富,而焊缝磨抛局部性的特点要求点云处理算法能够快速定位及识别特征;焊缝磨抛的柔顺性要求磨抛工具姿态合理,但根据点云对机器人工具末端位姿的估计还缺少比较通用的方法;对焊缝类型(角接、搭接、对接、堆焊等)及缺陷识别的方法不够完善;基于点云技术对焊缝磨抛精度的测量方法还不成熟。

4 结论

焊缝高效精密磨抛中的智能技术立足于基本磨抛原理与模型,是智能磨抛技术在焊缝磨抛场景的应用。基本磨抛原理和模型,以及建立在这些



(a) 截面提取



(b) 平滑误差统计

图21 平滑误差^[84]

Fig.21 Smoothness error^[84]

原理和模型之上的磨料开发和磨抛工艺改进工作,在焊缝高效精密磨抛技术发展过程中是通用的,发展智能技术的同时需要兼顾基础模型的完善。

针对不同场景应用开发的焊缝高效磨抛设备及配套智能控制算法代替人工来提升效率和质量,如为实现柔性磨抛而开发的智能力控设备和力控算法。目前结合智能制造技术的焊缝高效精密磨抛成为研究热点,例如结合视觉技术以提升磨抛的自适应性。

基于当前的研究现状,未来的研究需要聚焦以下3个层面。在磨抛模型方面,根据更精细的磨具表面磨粒几何分布特征建立更加准确的材料去除量预测模型;在控制技术方面,关注焊缝高效精密磨抛表面质量和完整性,并需要开发一套能快速有效地保证磨抛表面完整性的智能磨抛控制方法;在视觉技术方面,开发一种简化点云数据及快速获取焊缝点云特征的方法。

参考文献

[1] SINGH A K, DEY V, RAI R N. Techniques to improve weld penetration in

- TIG welding (a review)[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2017, 4(2): 1252–1259.
- [2] KROLCZYK G M, NIESLONY P, KROLCZYK J B, et al. Influence of argon pollution on the weld surface morphology[J]. *Measurement*, 2015, 70: 203–213.
- [3] DENKENA B, BOESS V, NESPOR D, et al. Engine blade regeneration: A literature review on common technologies in terms of machining[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 81(5): 917–924.
- [4] 陈磊. 恒力打磨机器人数学建模与焊缝缺陷打磨工艺研究[D]. 天津: 天津理工大学, 2020.
- CHEN Lei. Research on modeling of constant force polishing robot and welding seam defect polishing technology[D]. Tianjin: Tianjin University of Technology, 2020.
- [5] BRAUN M, WANG X. A review of fatigue test data on weld toe grinding and weld profiling[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 145: 106073.
- [6] DENG D, KIYOSHIMA S. Numerical simulation of welding temperature field, residual stress and deformation induced by electro slag welding[J]. *Computational Materials Science*, 2012, 62: 23–34.
- [7] WU C S, CHEN J, ZHANG Y M. Numerical analysis of both front-and back-side deformation of fully-penetrated GTAW weld pool surfaces[J]. *Computational Materials Science*, 2007, 39(3): 635–642.
- [8] UEDA Y, MURAKAWA H, MA N. Computational approach to welding deformation and residual stress[M]. Sanpo: Sanpo Publication, 2007.
- [9] KOPAC J, KRAJNIK P. High-performance grinding—A review[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, 175(1–3): 278–284.
- [10] KLOCKE F, BARTH S, MATTFELD P. High performance grinding[J]. *Procedia CIRP*, 2016, 46: 266–271.
- [11] TÖNSHOFF H K, PETERS J, INASAKI I, et al. Modelling and simulation of grinding processes[J]. *CIRP Annals*, 1992, 41(2): 677–688.
- [12] JACKSON M J, DAVIS C J, HITCHINER M P, et al. High-speed grinding with CBN grinding wheels—Applications and future technology[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 110(1): 78–88.
- [13] XU X H, CHEN W, ZHU D H, et al. Hybrid active/passive force control strategy for grinding marks suppression and profile accuracy enhancement in robotic belt grinding of turbine blade[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2021, 67: 102047.
- [14] ZHAN J M, YU S H. Study on error compensation of machining force in aspheric surfaces polishing by profile-adaptive hybrid movement-force control[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, 54(9): 879–885.
- [15] ZENG G W, HEMAMIA. An overview of robot force control[J]. *Robotica*, 1997, 15(5): 473–482.
- [16] KLOCKE F, KUCHLE A. *Manufacturing processes: Vol.2*[M]. Berlin: Springer, 2009.
- [17] KÖNIG W, KLOCKE F. *Fertigungsverfahren: Drehen, fräsen, bohren: Vol. 8*[M]. Berlin: Springer, 2008.
- [18] HEINZEL C, BLEIL N. The use of the size effect in grinding for work-hardening[J]. *CIRP Annals*, 2007, 56(1): 327–330.
- [19] REN X K, CHAI Z, XU J J, et al. A new method to achieve dynamic heat input monitoring in robotic belt grinding of Inconel 718[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 57: 575–588.
- [20] HE B F, WEI C E, DING S Y, et al. A survey of methods for detecting metallic grinding burn[J]. *Measurement*, 2019, 134: 426–439.
- [21] 李晓伟. 曲面薄壁件焊缝高速铣削抛光加工系统的研制[D]. 广州: 华南理工大学, 2012.
- LI Xiaowei. Research and manufacture of high-speed milling and polishing system for curve thin-walled component weld seam[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2012.
- [22] WEBSTER J, TRICARD M. Innovations in abrasive products for precision grinding[J]. *CIRP Annals*, 2004, 53(2): 597–617.
- [23] KLOCKE F, BRINKSMEIER E, EVANS C, et al. High-speed grinding—fundamentals and state of the art in Europe, Japan, and the USA[J]. *CIRP Annals*, 1997, 46(2): 715–724.
- [24] KLOCKE F, ENGELHORN R, MAYER J, et al. Micro-analysis of the contact zone of tribologically loaded second-phase reinforced Sol-gel-abrasives[J]. *CIRP Annals*, 2002, 51(1): 245–250.
- [25] KURREIN M. Die bearbeitbarkeit der metalle im zusammenhang mit der festigkeitsprüfung[J]. *Werkstattstechnik*, 1927, 21: 612–621.
- [26] PETERS J. *Les recherches actuelles dans le domaine de la rectification*[M]. Brussels: Centre de Recherches Scientifiques et Techniques de L'Industrie des Fabrications Metalliques, 1966.
- [27] COLDING B N. *A wear relationship for turning, milling and grinding: Machining economics*[M]. Stockholm: Lund, 1959.
- [28] PEKLENIK J. *Ermittlung von geometrischen und physikalischen kenngrößen für die grundlagenforschung des schleifens*[M]. Aachen: Aachen Publication, 1957.
- [29] LORTZ W. *Schleifscheibentopographie und spanbildungsmechanismus beim schleifen*[D]. Bochum: Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule, 1975.
- [30] SALJE E. *Grundlagen des schleifvorganges*[J]. *Werkstatt und Betrieb*, 1953, 86(4): 177–182.
- [31] LINDSAY R P. *On the metal removal and wheel removal parameters, surface finish, geometry and damage in precision grinding*[D]. Worcester: Worcester Polytechnic Institute, 1971.
- [32] JAEGER J C. *Moving sources of heat and the temperature of sliding contacts*[J]. *Journal and Proceedings of the Royal Society of New Wales*, 1942, 76: 203–225.
- [33] KNOP M. *Rechnergeführte stellgrößenwahl beim außenrundeinstechschleifen: Abrichtereinfluß und temperaturberechnung*[M]. Aachen: RWTH Aachen, 1989.
- [34] MALKIN S, LENZ E. *Burning limit for surface and cylindrical grinding of steels*[J]. *Annals of the CIRP*, 1978, 27(1): 233–236.
- [35] BRINKSMEIER E, AURICH J C, GOVEKAR E, et al. *Advances in modeling and simulation of grinding processes*[J]. *CIRP Annals*, 2006, 55(2): 667–696.
- [36] QU C, LV Y J, YANG Z Y, et al. An improved chip-thickness model for surface roughness prediction in robotic belt grinding considering the elastic state at contact wheel-workpiece interface[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 104(5): 3209–3217.
- [37] 马平, 杨金芳, 崔长春, 等. 解耦控制的现状及发展[J]. *控制工程*, 2005, 12(2): 97–100.
- MA Ping, YANG Jinfang, CUI Changchun, et al. Current situation and development of

decoupling control[J]. Control Engineering of China, 2005, 12(2): 97–100.

[38] 李洋, 赵鸣, 徐梦瑶, 等. 多源信息融合技术研究综述[J]. 智能计算机与应用, 2019, 9(5): 186–189.

LI Yang, ZHAO Ming, XU Mengyao, et al. A survey of research on multi-source information fusion technology[J]. Intelligent Computer and Applications, 2019, 9(5): 186–189.

[39] WEGENER K, BLEICHER F, KRAJNIK P, et al. Recent developments in grinding machines[J]. CIRP Annals, 2017, 66(2): 779–802.

[40] LIU C, CHEN A, CHEN C C, et al. Grinding force control in an automatic surface finishing system[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 170(1–2): 367–373.

[41] INASAKI I. Principles of abrasive processing[J]. Machining Science and Technology, 1998, 2(1): 155–156.

[42] ATTANASIO C, SEIGUE J C. Polishing machine with pneumatic tool pressure adjustment: US 5325636[P]. 1994–07–05.

[43] SEKI K, SHINOHARA Y, IWASAKI M, et al. High precision force control of pneumatic cylinders considering disturbance suppression with specific frequency[C]// Proceedings of 2011 IEEE International Conference on Mechatronics. Piscataway: IEEE, 2011: 937–942.

[44] ZHU W, BEAUCAMP A. Compliant grinding and polishing: A review[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2020, 158: 103634.

[45] ROY J, WHITCOMB L L. Adaptive force control of position/velocity controlled robots: Theory and experiment[J]. IEEE Transactions on Robotics and Automation, 2002, 18(2): 121–137.

[46] OH S, KONG K. High-precision robust force control of a series elastic actuator[J]. IEEE/ASME Transactions on Mechatronics, 2017, 22(1): 71–80.

[47] JIA L, HAN C, CHIU M S. Dynamic R-parameter based integrated model predictive iterative learning control for batch processes[J]. Journal of Process Control, 2017, 49: 26–35.

[48] JUNG S, HSIA T C. Neural network impedance force control of robot manipulator[J]. IEEE Transactions on Industrial Electronics, 1998, 45(3): 451–461.

[49] ZUPERL U, CUS F, MILFELNER M. Fuzzy control strategy for an adaptive force

control in end-milling[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 164–165: 1472–1478.

[50] XU X H, ZHU D H, ZHANG H Y, et al. Application of novel force control strategies to enhance robotic abrasive belt grinding quality of aero-engine blades[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2019, 32(10): 2368–2382.

[51] 李东旭. 焊接筒管焊缝自动检磨一体化加工系统研究[D]. 成都: 四川大学, 2021.

LI Dongxu. Research on automatic inspection and grinding integrated processing system of welded pipe weld[D]. Chengdu: Sichuan University, 2021.

[52] 黄小康, 任绪凯, 陈华斌, 等. 高温合金机器人柔性磨削表面完整性研究进展[J]. 航空制造技术, 2021, 64(7): 38–52.

HUANG Xiaokang, REN Xukai, CHEN Huabin, et al. Research progress of surface integrity in robotic compliant grinding of superalloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(7): 38–52.

[53] PERVEZ M R, AHAMED M H, AHMED M A, et al. Autonomous grinding algorithms with future prospect towards SMART manufacturing: A comparative survey[J]. Journal of Manufacturing Systems, 2022, 62: 164–185.

[54] 郑雷, 全芳, 屈新河, 等. 激光磨抛复合强化对 15CrMnMoVA 钢孔结构疲劳性能的影响研究[J]. 现代制造工程, 2020(7): 53–59, 18.

ZHENG Lei, QUAN Fang, QU Xinhe, et al. Effect of composite strengthen process of laser shock, grinding and polishing on the fatigue properties of 15CrMnMoVA hole structure[J]. Modern Manufacturing Engineering, 2020(7): 53–59, 18.

[55] 牛金涛. 铝锂合金 2A97 铣削加工表面完整性及耐腐蚀性能研究[D]. 济南: 山东大学, 2020.

NIU Jintao. Surface integrity and corrosion behavior of milled Al–Li alloy 2A97[D]. Jinan: Shandong University, 2020.

[56] SHIVANNA D M, KIRAN M B, VENKATESH G S, et al. Analyzing the effects of machining parameters on surface roughness of machined surfaces using vision system[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 47: 4885–4890.

[57] HUNTER J D. Matplotlib: A 2D graphics environment[J]. Computing in Science & Engineering, 2007, 9(3): 90–95.

[58] CHEN X W, ZHANG Z K, LIU Z H.

Measurement of surface roughness by computer vision in planning operations[J]. Advanced Materials Research, 2010, 146–147: 361–365.

[59] PALANI S, NATARAJAN U. Prediction of surface roughness in CNC end milling by machine vision system using artificial neural network based on 2D Fourier transform[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011, 54(9): 1033–1042.

[60] MANISH R, VENKATESH A, ASHOK S D. Machine vision based image processing techniques for surface finish and defect inspection in a grinding process[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(5): 12792–12802.

[61] KOVACH J, MALKIN S. Thermally induced grinding damage in superalloy materials[J]. CIRP Annals, 1988, 37(1): 309–313.

[62] LIU Q, CHEN X, GINDY N. Fuzzy pattern recognition of AE signals for grinding burn[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2005, 45(7–8): 811–818.

[63] 段练. 高温合金叶片机器人砂带磨削关键技术以及表面完整性研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2019.

DUAN Lian. Research on key technology and surface integrity of superalloy blade robotic belt grinding[D]. Chongqing: Chongqing University, 2019.

[64] HÜBNER H B, DUARTE M A V, DA SILVA R B. Automatic grinding burn recognition based on time-frequency analysis and convolutional neural networks[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 110(7): 1833–1849.

[65] SARAVANAPRIYAN S N A, VIJAYARAGHAVAN L, KRISHNAMURTHY R. On-line detection of grinding burn by integrated sensing[C]//Proceedings of the First ISA/IEEE. Sensors for Industry Conference. Piscataway: IEEE, 2002: 89–94.

[66] 莫国影, 左敦稳, 马浩, 等. 高温合金磨削烧伤表面的 CCD 图像特征研究[J]. 机械制造与自动化, 2006, 35(6): 99–102.

MO Guoying, ZUO Dunwen, MA Hao, et al. Characterization of CCD image of burned surface of ground high temperature alloy[J]. Machine Building & Automation, 2006, 35(6): 99–102.

[67] PANDIYAN V, CAESARENDRA W, TJAHHOWIDODO T, et al. In-process tool condition monitoring in compliant abrasive belt grinding process using support vector

- machine and genetic algorithm[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, 31: 199–213.
- [68] WEIB M, KLOCKE F, BARTH S, et al. Detailed analysis and description of grinding wheel topographies[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2017, 139(5): 054502.
- [69] A R U N A C H A L A M N , VIJAYARAGHAVAN L. Assessment of grinding wheel conditioning process using machine vision[C]//*Proceedings of 2014 International Conference on Prognostics and Health Management*. Piscataway: IEEE, 2015.
- [70] LI L F, REN X K, FENG H J, et al. A novel material removal rate model based on single grain force for robotic belt grinding[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 68: 1–12.
- [71] WHITNEY D E, EDSALL A C, TODTENKOPF A B, et al. Development and control of an automated robotic weld bead grinding system[J]. *Journal of Dynamic Systems, Measurement, and Control*, 1990, 112(2): 166–176.
- [72] PANDIYAN V, MURUGAN P, TIAHJOWIDODO T, et al. In-process virtual verification of weld seam removal in robotic abrasive belt grinding process using deep learning[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2019, 57: 477–487.
- [73] TIAN F J, LI Z G, LV C, et al. Polishing pressure investigations of robot automatic polishing on curved surfaces[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 87(1): 639–646.
- [74] SHARIFZADEH S, BIRO I, KINNELL P. Robust hand-eye calibration of 2D laser sensors using a single-plane calibration artefact[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2020, 61: 101823.
- [75] XIE H, PANG C T, LI W L, et al. Hand-eye calibration and its accuracy analysis in robotic grinding[C]//*Proceedings of 2015 IEEE International Conference on Automation Science and Engineering (CASE)*. Piscataway: IEEE, 2015: 862–867.
- [76] GUO W J, ZHU Y G, HE X. A robotic grinding motion planning methodology for a novel automatic seam bead grinding robot manipulator[J]. *IEEE Access*, 2020, 8: 75288–75302.
- [77] XU Z L, LU S, YANG J, et al. A wheel-type in-pipe robot for grinding weld beads[J]. *Advances in Manufacturing*, 2017, 5(2): 182–190.
- [78] FENG H J, REN X K, LI L F, et al. A novel feature-guided trajectory generation method based on point cloud for robotic grinding of freeform welds[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 115(5): 1763–1781.
- [79] WANG X F, ZHANG X Q, REN X K, et al. Point cloud 3D parent surface reconstruction and weld seam feature extraction for robotic grinding path planning[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 107(1): 827–841.
- [80] ZHANG G F, WANG J W, CAO F, et al. 3D curvature grinding path planning based on point cloud data[C]//*Proceedings of 12th IEEE/ASME International Conference on Mechatronic and Embedded Systems and Applications (MESA)*. Piscataway: IEEE, 2016: 1–6.
- [81] GE J M, DENG Z H, LI Z Y, et al. Robot welding seam online grinding system based on laser vision guidance[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 116(5): 1737–1749.
- [82] YANG Y, FANG H R, FANG Y F, et al. Three-dimensional point cloud data subtle feature extraction algorithm for laser scanning measurement of large-scale irregular surface in reverse engineering[J]. *Measurement*, 2020, 151: 107220.
- [83] DEMARSIN K, VANDERSTRAETEN D, VOLODINE T, et al. Detection of closed sharp edges in point clouds using normal estimation and graph theory[J]. *Computer-Aided Design*, 2007, 39(4): 276–283.
- [84] OU J, ZOU L, WAN Q H, et al. Weld-seam identification and model reconstruction of remanufacturing blade based on three-dimensional vision[J]. *Advanced Engineering Informatics*, 2021, 49: 101300.

通讯作者: 陈小奇, 教授, 博士生导师, 研究方向为先进材料智能制造。

Research Progress on High-Efficiency Precision Grinding of Weld Bead

GUO Wenxing¹, HUANG Xiaokang¹, CHEN Huabin¹, CHEN Xiaoqi^{1,2}

(1. Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

2. Swinburne University of Technology, Melbourne VIC3122, Australia)

[ABSTRACT] The defects of welding surface seriously affect the subsequent processing and service of welded structural parts. High-efficiency precision grinding is one of the key technologies to obtain high-quality weld surface. Therefore, the research on efficient precision grinding of weld beads is of great significance. This paper focuses on the intelligent technology of efficient and precise weld beads grinding, and summarizes the characteristics of welding beads grinding and polishing. The development status of welding seam grinding and polishing intelligent technology is elaborated from three aspects: Basic grinding and polishing principle and model, intelligent grinding equipment and force control algorithm and high-efficiency and precise weld beads grinding based on vision technology. Finally, the opportunities and challenges brought by intelligent technology to the efficient and precise grinding technology of welds are expounded, and the urgent problems to be solved in this field are put forward.

Keywords: Weld bead; High-efficiency precision grinding; Principle and model of grinding; Intelligent technology; Visual measurement

(责编 逸飞)

引文格式: 韦超, 杨潇, 鲁淑芬, 等. 激光多材料增材制造技术研究进展和展望[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 26-34.

WEI Chao, YANG Xiao, LU Shufen, et al. Research progress and prospect of laser-based multi-material additive manufacturing technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 26-34.

激光多材料增材制造技术研究进展和展望

韦超, 杨潇, 鲁淑芬, 程东旭, 高学浩, 袁丁

(中国科学院宁波材料技术与工程研究所, 宁波 315201)

[摘要] 以航空航天为代表的极端使役零部件工作环境严酷, 结构复杂, 功能集成。多材料增材制造(Multi-material additive manufacturing, MMAM)能够满足特殊区域的宏观性能定制化和结构-功能一体化, 在核能、军事、航空和医疗等领域具有极大的应用潜力。重点阐述了MMAM技术影响界面结合强度的主要因素及消除缺陷的方法; 介绍了目前MMAM技术不同的送粉方法和每种送粉方法的优缺点; 讨论了工艺参数对MMAM技术的影响规律; 最后总结MMAM技术目前的瓶颈性难题, 展望了未来的主要研究方向。

关键词: 多材料增材制造(MMAM); 界面结合; 工艺参数; 送粉系统; 缺陷抑制

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.026



韦超

正高级工程师, 博士生导师, 主要研究方向为多材料激光粉末床熔融增材制造。

增材制造(Additive manufacturing, AM)技术基于离散-堆积的独特成形原理, 相较传统制造技术, 在降低生产成本、提高生产效率以及制造复杂结构零件方面具有较大的优势, 已

经在航空航天、核能和医疗等高度定制化领域逐渐代替传统制造技术^[1-2]。传统的AM技术仅限于成形单一均质材料, 已无法满足特殊性能零件的生产要求, 如火箭隔热罩、热交换管、发动机腔等热端部件, 这些零件在工作区域要保持高耐热和高导热性, 而在非工作区仅需要保持一定的强度, 同时还要求降低生产成本^[3]。多材料增材制造(Multi-material additive manufacturing, MMAM)技术是将多种材料按照结构和功能要求集成在一个零件上, 在材料成分、形状结构和宏观性能上具有更高的设计自由度, 能够通过精确调整将不同的材料沉积到构件的任意位置上, 根据环境或结构要求对零件进行特殊定制生产, 突破了传统多材料制备技术的诸多限制, 适用于制备功能和结构复杂的零件, 生产成本低且性能优异, 是高性能零件最理想成形方案^[4-5]。激光增材制造(Laser-based additive manufacturing, LAM)以高能量激光

束作为热源, 通过微小的激光光斑精确快速扫描, 熔池尺寸小且熔凝速度快, 所获得的制品具有晶粒细小、成分均匀、组织致密等优点, 是增材制造技术中应用最为广泛的技术^[6-8]。LAM技术又分为激光粉末床熔融(Laser-based powder bed fusion, L-PBF)和激光定向能量沉积(Laser powder directed energy deposition, L-DED)^[9], 前者先铺粉再用激光将粉层局部按需熔化, 后者则利用激光束实时熔化从喷嘴高速喷出的粉末。

金属多材料增材制造通常是将不同材料的物理特性/生物兼容等特性组合来实现超常规的性能组合, 最常用的金属包括不锈钢、铝合金、钛合金、铜合金、镍基合金和铁基合金等^[10-11]。金属多材料增材制造与单材料零件相比, 性能更加优异, 如表1所示^[12-18]。本文从界面结合、送粉系统和参数优化3个方面分析该领域研究现状, 阐述了缺陷产生原因

表1 典型多材料体系的组合和应用^[12-18]Table 1 Composition and application of typical multi-material systems^[12-18]

材料体系	材料物性	应用零件	较单材料零件性能提高	参考文献
铜-镍	导热性/强度	火箭燃烧室	导热性↑	[13]
铜-钨	导热性/抗等离子体辐射	核反应堆	导热性↑	[14]
镍-不锈钢	强度/抗腐蚀性	船坞零件	抗腐蚀性↑	[15]
钴-钛	生物相容性/耐磨性	髋臼杯	生物相容性↑	[16]
铜-钛	导热性/强度	热交换器	强度↑	[17]
铜-不锈钢	延伸率/强度	吸能结构	延伸率↑	[18]

并提出抑制方法,最后总结技术未来发展方向。

1 多材料增材制造界面结合研究现状

多材料的界面结合主要受不同材料的物理性、不同材料制件的连接方法和两种影响因素所产生的缺陷的影响,以下分别从这3个维度出发,对界面结合主要影响因素进行系统分析。

1.1 材料物理性能对界面结合的影响

1.1.1 物理性能

在材料体系选择时,不仅要考虑服役环境的功能性,还要兼顾不同材料之间的物性关系,例如晶体结构、熔点、热膨胀系数和密度等物理性质。异质材料的物理性质相似会获得惊人的界面结合强度,并且降低裂纹和孔洞等缺陷产生的风险。如316L不锈钢和In718镍合金晶体结构均为相似的单面中心立方晶体结构,并且具有相似的热膨胀系数,Yusuf等^[19]在L-PBF制造316L-In718双金属材料中发现材料界面表现出良好的结合强度;Errico等^[20]证实了不锈钢-镍高温合金界面处具有的良好结合强度,且界面无裂纹和孔隙。此外,Ti5Al2.5Sn-Ti6Al4V^[21]、CoCrMo-Ti6Al4V^[16]、IN625-Cu^[22]、IN625-SS304L^[23]等多材料体系也具有良好的冶金结合强度。但是,当异质材料的物理性质相差较大,界面结合强度不足难以抑制

巨大的拉应力,则会在界面处产生裂纹、孔隙和分层等缺陷。如何提高异质材料的界面结合强度是MMAM技术面临的首要难题。如异质材料的熔点相差较大,在相同激光能量下会引起低熔点的材料蒸发或者高熔点的材料熔化不充分,元素蒸发造成化学成分变化,而材料熔化不充分则直接破坏材料之间的结合。Tan等^[24]在界面偏铜侧发现未熔化的钨合金颗粒,造成不规则形状的孔隙和裂纹,这是由于铜合金和钨合金熔点相差较大。Wei等^[25]在制备Invar36-Cu10Sn双金属时发现铜合金完全熔化、高熔点的Invar36粉末颗粒未完全熔化,导致界面结合强度下降,这是由于两者熔点相差较大及铜的高导热率。

1.1.2 元素扩散

除传统的物理性质外,密度、缺陷、晶体结构、化学成分等物理因素还影响界面周围的元素扩散。元素充分扩散往往能够提高界面结合强度和力学性能,Wu等^[26]在Ti6Al4V-AlSi10Mg双金属界面处发现,两种合金的界面结合强度良好,主要是由于L-PBF过程中的热循环和钛合金较低的热导率使界面元素充分扩散;Chen等^[27]发现316L和CuSn10样品的横截面微观结构在界面处具有元素扩散区,有助于提高界面的结合强度;Bai等^[28]在对CrMn-MS1部件的界面和力学性能表征和测试时发现,两种不同材料之间形成了宽度

约为130 μm的界面,界面结合良好且没有孔隙、夹杂物和裂纹,这源于界面处的元素充分扩散,并且硬度值平滑地从CrMn钢(277 ± 11HV_{0.05})过渡到MS1(360 ± 9HV_{0.05}),缓解了两种材料的性能不匹配。但是元素在扩散时结合形成新的金属间相,其晶格类型与基体材料的晶格类型完全不同,并且往往脆性较大,容易萌生缺陷,大大降低界面结合强度和力学性能。研究发现可以通过相图计算(Calculation of phase diagram, CALPHAD)避开易产生金属间相的成分含量组合。Yin等^[29]在Ti6Al4V-316L多材料体系中发现Ti和Fe元素在激光熔化时形成了TiFe和TiFe₂金属间相,是裂纹产生和结合强度降低的主要原因。Reichardt等^[30]证实脆性金属间化合物FeTi相和Fe-V-Cr相是造成样品开裂的原因,提出通过多组分相图路径规划,避免沿梯度形成不利的相。Carroll等^[23]则在IN625-304L的梯度区SS304L端部附近(约82%(质量分数)SS304L)观察到导致裂纹的二级相微米颗粒。Aydogan等^[31]在SS420-IN718材料体系中发现弱碳化物和Laves相的存在,这使其硬度和拉伸强度都低于纯合金制品。不同材料粉末混合,元素的密度不同也会抑制元素扩散,较高密度的元素下沉到熔池底部,并聚集在熔池边界附近,造成局部成分偏析。

1.2 材料分布对界面结合的影响

1.2.1 直接连接

异质材料的连接分为直接连接、梯度连接及过渡层连接,材料分布如图1所示^[32]。直接连接只适用于物理性质相似且兼容性较好的不同材料,否则会出现化学成分和物理性能突变,产生尖锐的界面,引起应力集中,严重时直接造成连接界面失效。如镍-铜合金因差异较大的物理特性,直接连接时会导致界面失效^[33];物理差异较大的铜-不锈钢、钨-铜

体系等,以及钛-不锈钢等易产生金属间相的体系,采用直接连接会降低界面结合强度。

1.2.2 梯度连接

功能梯度(FGM)连接是指成分、结构和性能在某一方向呈现出连续/准连续变化。相较尖锐的界面,FGM平滑的过渡区不仅有利于元素扩散和提高异质材料的界面结合强度,而且消除了明显的边界,避免裂纹扩展和应力集中,表现出更加出色的性能^[34-35]。Su等^[15]在对FGM结构的316L-Inconel718梯度材料研究时发现,FGM结构的合金成分过渡均匀,层间无突变,并且利于层间元素充分扩散,提高了界面结合强度。Tan等^[36]证实了采用FGM结构的钢-铜合金具有更高的界面结合强度,有效降低孔隙率至0.042%。Chen等^[37]通过L-DMD(Laser direct metal deposition)制备了FGM结构的316L-In625构件,发现Fe和Ni等主要元素的含量沿梯度方向均匀变化,元素无聚集,结果表明FGM结构的316L-In625构件具有良好的界面结合强度。Onuikwe等^[33]比较了L-DED制造In718-GRCop84镍铜合金双金属的直接连接和成分梯度两种连接样品的界面结合,最终结果显示,因两种材料的物理特性不匹配而导致直接连接界面失效,但FGM结构提高了两种合金的相容性且提高了界面结合强度。Hu等^[38]在316L-CuCrZr双金属中使用FGM连接,大大提高了样品的界面结合强

度,并且形成了具有梯度晶粒尺寸和非均匀的微观结构,这种独特的微观结构使316L-CuCrZr样品具有优异的剪切和拉伸强度。

1.2.3 过渡层连接

当两种材料的物理性质差异较大时,如铜-不锈钢材料体系的物理、化学和机械性能相差较大,导热系数和热膨胀系数存在明显差异,梯度连接难以提高界面结合强度,需要增加过渡层连接。Zhang等^[39]提出通过增加镍基合金D22作为过渡层,制成的Cu-D22-SS结构大幅度提高了界面结合强度,Cu-D22和D22-SS界面的结合强度值大于226 MPa和648.2 MPa,均大于Cu-SS的124 MPa,并且导热率提高了约100%,热扩散率提高了近370%。FGM结构不能避免两种材料生成金属间相,Scaramuccia等^[40]在FGM结构的Ti6Al4V-In718体系中观察到,因Ti₂Ni相引起的裂纹需要通过添加过渡层来避免两种材料的直接接触,降低缺陷的产生并且提高结合强度;Li等^[41]将V-Cr-Fe夹层添加至Ti6Al4V-SS316结构中,如图2所示,这种结构有效减少了裂纹产生,还防止了金属间相的产生。Onuikwe等^[42]制造了一种具有Nb夹层的Ti6Al4V-SS410双金属结构,在过渡区未发现脆性金属间相,并且抗剪强度和抗压强度增加,具有良好的抗裂纹扩展能力。Meng等^[43]使用Inconel 625作为过渡层制造了FGM结构的SS316L-Ti6Al4V多材料,同

时使用同步预热降低样品中的温度梯度,结果发现没有形成金属间相,组织更加均匀且精细,有效防止了裂纹产生,如图3所示。

1.3 界面缺陷的产生原因和抑制方法

方法

综上所述,导致界面处产生裂纹和孔洞等缺陷的原因主要分为3类:材料的物性差异、生成的有害相及加工参数,下面将逐一提出抑制缺陷产生的方法。

因异质材料的物理性质差异产生的缺陷,缺陷抑制方法有以下两种。(1)当材料物性差异性不大时,可使用FGM结构提高元素扩散程度,从而增强界面结合,消除缺陷。如Onuikwe等^[33]通过FGM结构提高了镍-铜合金的相容性并提高了结合强度,避免界面失效和裂纹产生。

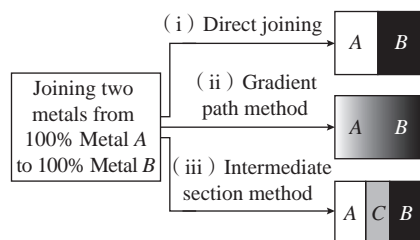


图1 两种金属的连接种类^[32]

Fig.1 Build strategies of joining two metals^[32]

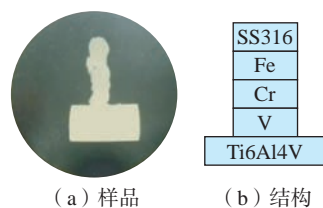
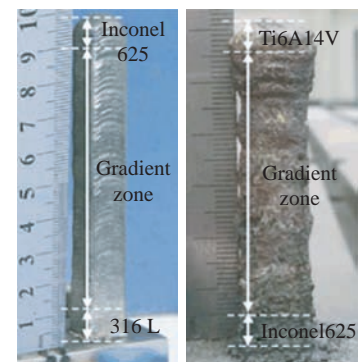
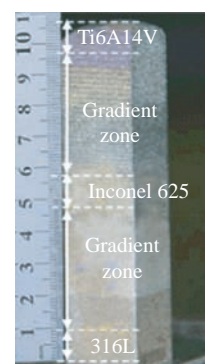


图2 Ti6Al4V-V-Cr-Fe-SS316过渡层样品和结构示意图^[41]

Fig.2 Specimen and schematic of structure of Ti6Al4V-V-Cr-Fe-SS316^[41]



(a) 无预热



(b) 同步预热

图3 L-DED沉积梯度无预热和同步预热样品^[43]

Fig.3 Direct laser metal deposited graded samples with no preheating and synchronous preheating^[43]

(2) 当材料物性差异较大, FGM 难以消除应力集中产生的缺陷时, 添加过渡层是降低缺陷的有效手段。如 Zhang 等^[39] 在 Cu-SS 构件中加入镍基合金 D22 作为过渡层, 获得了良好的冶金结合和无缺陷的 Cu-D22-SS 界面。

不同材料熔化过程中元素相遇生成脆性金属间化合物, 导致形成裂纹, 其抑制方法包括以下 3 种。(1) 可以通过相图计算和模型预测, 优化材料组分占比, 避开产生金属间相成分的路线。Reichardt 等^[30] 通过热力学模型和相图计算, 从成分上绕过相容性较差区域和金属间化合物易形成的路线。(2) 通过添加过渡层避免两种材料元素的直接接触, 避免脆性金属间化合物的产生, 同时提高结合强度。Oniuke 等^[42] 采用过渡层连接制成 Ti6Al4V-Nb-SS410 多材料, 避免了 Ti 和 Fe 元素产生的脆性相, 并且该结构具有良好的抗裂纹扩展能力。(3) 添加第 3 种金属元素来提高材料的延展性, 避免脆性相无法承受巨大的应力而开裂。Chen 等^[44] 通过用 Ni 和 Fe 元素部分取代 Co_3V 金属间相中的 Co 元素, Co_3V 的晶格可以从非塑性六边形结构(D019)变为塑性面心立方结构(L12)。

因加工工艺参数不佳和加工特性产生的缺陷可以通过改变参数进一步优化。Scaramuccia 等^[40] 通过优化激光功率和扫描速度获得无孔制品, 其他工艺参数对缺陷的影响在后文将展开详细描述。因加工时瞬时温度较高和冷却速度较快引起的热应力也是缺陷产生的原因之一, 这类缺陷可以通过提高预热温度以及降低冷却温度来抑制裂纹。Beal 等^[45] 在制备 Cu-H13 体系时发现, 由于凝固过程中的热应力和快速冷却而出现了裂纹; 此外, 还有研究人员在激光粉末沉积过程中发现裂纹的萌生和扩展主要与激光粉末沉积过程中

的快热和速冷有关。Meng 等^[43] 采用同步预热降低样品内部的温度梯度, 有效防止了裂纹的产生。此外利用热处理和热等静压等后处理技术也是消除缺陷的手段, Zhou 等^[46] 对 SLM 制备的 W-316L 构件热处理后, 发现 316L 区域和结合区域的气孔和裂纹缺陷明显减少。

2 多材料增材制造送粉系统研究现状

2.1 L-DED 送粉系统

相比 L-PBF 工艺, L-DED 技术在生产多材料结构件方面具有更高的灵活性和便捷性, 这是由于传统的 L-PBF 工艺基于刮刀/辊式铺粉系统, 难以在同层或不同层实现多材料的送粉, 而 L-DED 装备中配有一组粉末给料器, 可分别储存和输送不同粉末, 通过增加料斗即可完成对多材料增材设备的改造, L-DED 设备示意图如图 4 所示^[34]。Hofmann 等^[47] 通过增加料斗完成多材料增材装备的改造, 并且成功制造了 Ti-6Al-4V-V 及 304L-Invar36 合金的几种多材料功能梯度部件。此外 L-

DED 设备中给料器与激光器同轴, 送粉和激光熔化同时进行, 更易实现点对点材料组分控制, 因此所制备的梯度材料具有更好的结合强度和机械性能, 但难以达到 L-PBF 的高精度和高表面质量。

2.2 L-PBF 送粉系统

L-PBF 设备如图 5 所示^[48], 由于传统 L-PBF 设备的送粉系统是通过刮刀/辊式在同层均匀铺粉, 难以实现同层或不同层点对点精确沉积多种材料, 这成为限制 L-PBF 成形多材料的主要问题。因此, 如何设计传统粉末床的送粉系统成为制备多材料的关键, 现有多材料送粉系统分为刮刀送粉系统、超声辅助送粉系统、电子照相送粉系统和刮刀+超声辅助送粉系统, 如图 6 所示^[49]。

2.2.1 刮刀送粉系统

刮刀送粉系统是最早实现多材料打印的装置, 两个或多个粉末容器可以分别储存和输送两种或多种粉末。但是这种送粉系统仅可制造沿沉积方向上的多材料构件, 难以实现同沉积层的多材料沉积, 可适用的材料体系有限, 因此不具备发展潜力。

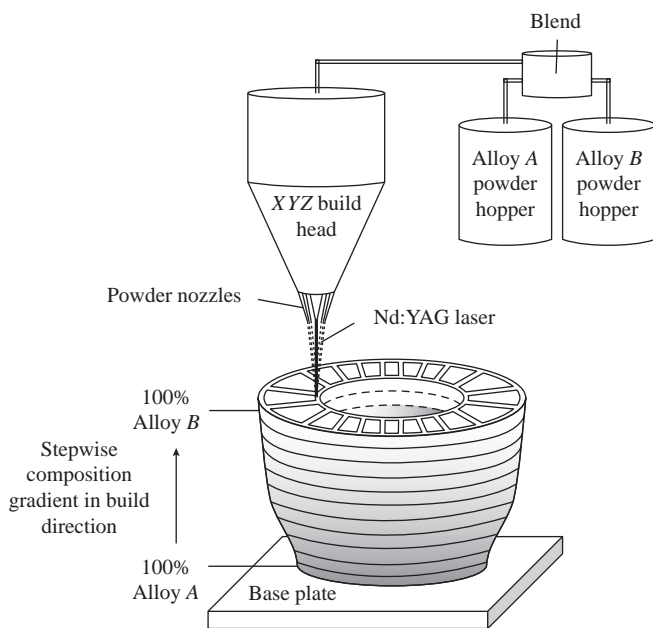
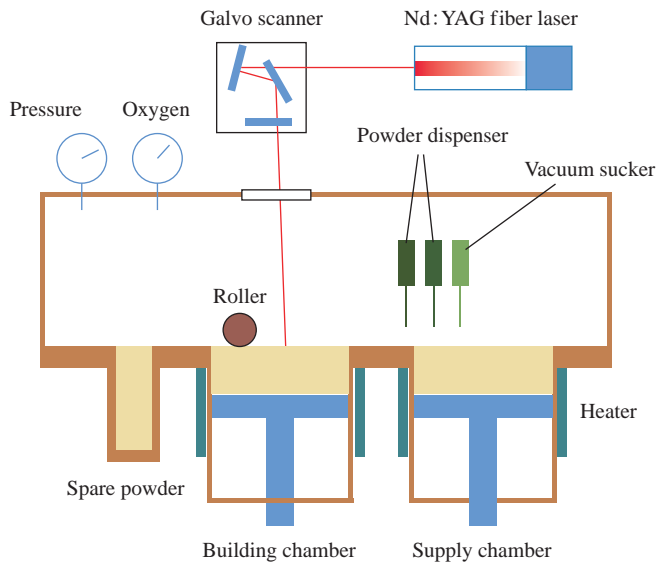
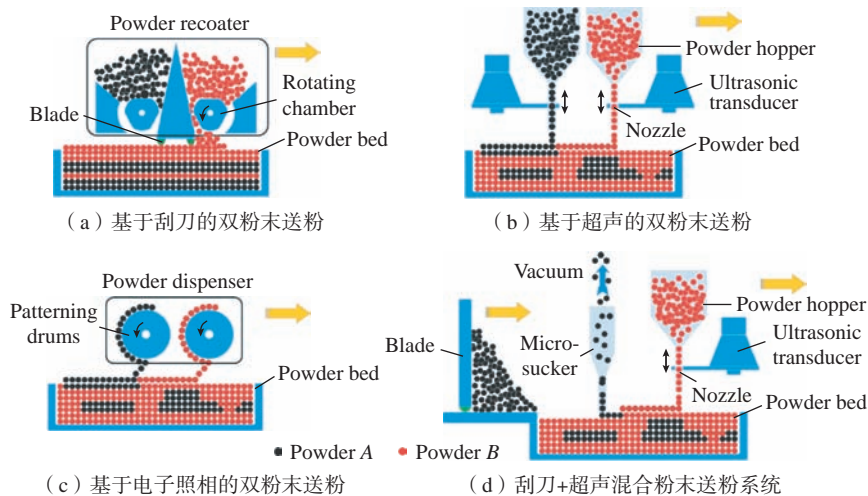


图 4 L-DED 设备示意图^[34]

Fig.4 Schematic of L-DED device^[34]

图5 L-PBF设备示意图^[48]Fig.5 Schematic of L-PBF device^[48]图6 多材料L-PBF送粉系统示意图^[49]Fig.6 Schematics of powder spreading system for multi-material L-PBF^[49]

新加坡的研究人员升级了标准L-PBF的送粉系统,使用双粉末仓成功实现了铜-不锈钢双金属的成形,这种成形制件存在尖锐的材料界面,材料突变极易在材料界面处产生孔隙、裂纹和分层等缺陷,难以实现商业应用^[50]。

2.2.2 超声波辅助送粉系统

超声波辅助送粉系统最早是在选择性干粉输送中得到广泛研究,该装置可以以均匀的送料速率送粉,其精度可以达到微米级水平,但是逐点超声波送粉的效率较低,

限制了该送粉系统在粉末床中的应用。曼彻斯特大学的研究人员使用超声波振动按照不同的几何模型将多种材料的干粉颗粒输送到粉末床上,成功激光成形了二维的多材料组件。此外,Wei等^[51]还指出该送粉系统所输送的层厚均匀性需要进一步提高。

2.2.3 电子照相送粉系统

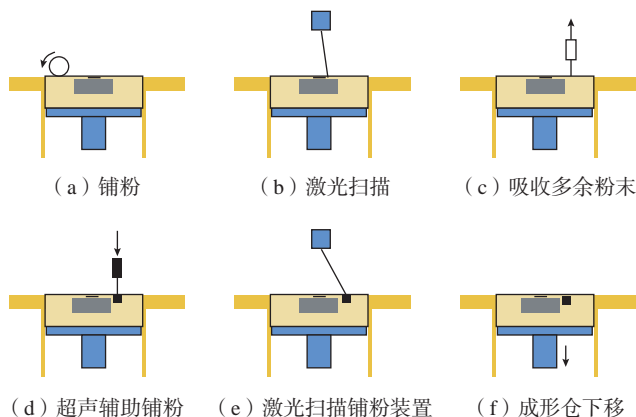
电子照相技术在工业印刷行业的应用非常成功,它是利用静电力将材料选择性地转移到基材上,因此,有学者提出将电子照相技术应用在

3D打印中来实现多材料选择性增材制造。虽然该系统能够快速、精确地输送多材料粉末,但是堆叠成三维零件仍存在一定难度,因为电场会随着沉积厚度的增加而减小。Stichel等^[52]开发出一款基于粉末床的电子照相送粉系统,证明了该送粉系统制造多材料具有可行性,并且在印刷粉末层的表面和光电导体之间实现恒定电势,降低了沉积层厚度相关性。电子照相技术目前仍存在不足,如工艺参数不当会导致粉末意外掉落,极易造成粉末污染,此外还需要对沉积的粉末进行材料和粒度上的分类。

2.2.4 刮刀+超声辅助送粉系统

刮刀+超声辅助送粉系统是目前比较理想的解决方案,该系统由曼彻斯特大学的研究人员提出,集成了刀片和超声粉末分配器,并且使用真空粉末抽吸装置,能够精确去除粉末。通过超声波振动激励信号精确控制粉末流的开始和停止,使用超声波振动可以改善干粉流动,破坏粉末团聚,确保实现稳定且连续的粉末流动,结构和成形过程如图7所示^[48]。Wei等^[51,53]使用该装置成功制备出一系列的316L不锈钢和Cu10Sn铜合金组成的多种金属材料制品,证明了该系统不仅具备可行性,还提高了粉末沉积效率,但送粉效率仍需进一步提升。

与传统单一材料的设计不同,多材料成形软件应具备对材料力学性能、空间分布和几何形状进行设计的功能,基于体素建模的3D CAD软件可以实现这些功能,但是需要建立完备的材料学资料库来匹配,目前仍不具备多材料增材制造成形的专业性。而市面上仅有的几款软件,如ParaMatters和Monolith等多材料增材制造工具软件主要用于成形聚合物,对于金属材料的应用较少,因此今后需要对多材料增材制造软件进行深入探索和设计^[54]。

图7 超声波辅助多材料 SLM 工艺流程图^[48]Fig.7 Process flow chart of ultrasound-assisted multiple materials SLM^[48]

3 多材料增材制造工艺参数优化研究现状

激光多材料增材制造过程中主要受到激光能量密度 E 的影响, E 通过公式(1)表示, 由激光功率 P 、扫描速度 v 、扫描间距 h 和层厚 z 确定, 此外还受到扫描策略、粉末流速、预热温度和冷却速度的影响。最佳的工艺参数能获得熔化和凝固状态最佳的熔池, 使粉末充分熔化, 可使制件的组织致密且表面质量好, 而多材料体系中组分和占比不断变化, 意味着每个材料组合和材料比例都要达到最佳工艺参数, 因此如何通过优化来降低参数对制件组织和性能影响是学界面临的挑战之一^[55]。

$$E = \frac{P}{h \times v \times z} \quad (1)$$

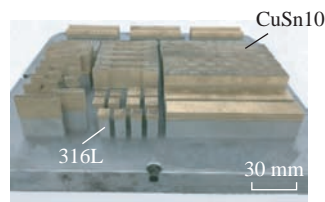
3.1 激光能量密度

不同的参数组合能得到相同的激光能量密度, 如何通过调整激光的工艺参数降低缺陷和改善组织是大多数学者的必要研究内容。Scaramuccia 等^[40] 通过优化激光功率和扫描速度制备 Ti6Al4V-IN718 双金属构件, 获得无孔的多材料制品, 还发现增加激光功率会降低裂纹的产生。Sing 等^[56] 在工艺优化过程中试图以降低扫描速度制备具有较高相对密度的样品, 但是扫描速度低

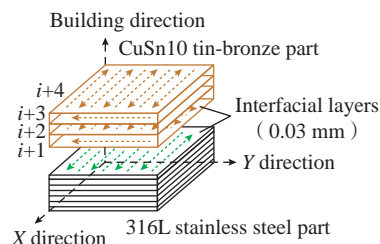
于极限值之后, 孔隙和未融化粉末增多, 这是由于瞬时温度过高引起飞溅液滴造成的。Tey 等^[57] 通过使用高激光扫描速度来降低激光能量输入, 使钛-铜合金界面厚度变薄, 并且发现高扫描速度可起到细化晶粒的作用, 这是由于熔池中心温度的降低, 也降低了温度梯度。但是工艺参数的调整是有限的, 如激光功率过低或者扫描速度过高会使激光能量输入不足, 使得粉末熔化不充分, 熔池不稳定, 从而产生球化、裂纹等缺陷, 而激光能量输入较大, 较多的飞溅颗粒和输入较大的应力同样会产生缺陷。

3.2 扫描策略

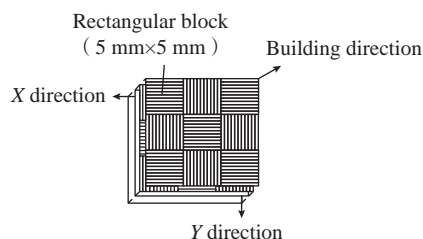
扫描策略对残余应力、表面球化和翘曲变形有较大的影响。Zou 等^[58] 通过建立单激光和多激光扫描策略的残余应力模型, 发现优化扫描方向和扫描顺序可减少残余应力, 此外还发现与单扫描策略相比, 双扫描策略(也称为重熔)可以将残余应力降低 10.6%。Chen 等^[59] 研究了双扫描策略对 316L-CuSn10 合金形成质量的影响, 发现层间交错扫描方法减少了孔隙率, 并提高了过渡段的结合强度, 此外还发现矩阵岛的扫描策略有助于减少残余应力, 316L-CuSn10 合金结构和两种扫描策略如图 8 所示。Lu 等^[60] 发现矩阵岛的扫描策略是通过调节粉末床中的热分布来



(a) 316L/CuSn10 多材料双金属结构



(b) 层间交错扫描策略示意图



(c) 矩阵岛扫描策略示意图

图8 316L-CuSn10 多材料双金属结构与层间交错扫描策略和矩阵岛扫描策略^[59]Fig.8 316L-CuSn10 multi-material bimetallic structure and inter-layer staggered scanning strategy and island scanning strategy^[59]

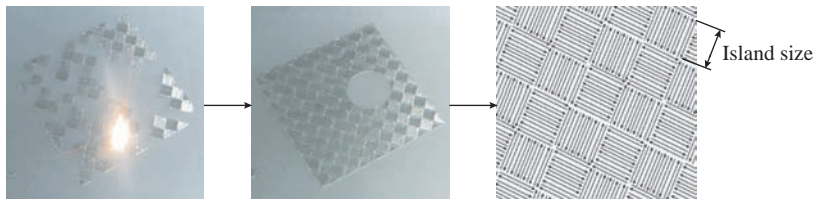
影响构件的机械性能和残余应力(图9)。

3.3 非直控参数

除上述直接控制的参数外, 冷却速率、熔池凝固和流动等非直控参数同样对制件的微观组织有巨大影响。如冷却速度较慢时, 晶体获得足够的时间和能量生长; 冷却速度快时, 晶体来不及长大, 从而获得更加细小的组织。Khodabakhshi 等^[61] 在 LAM 装置中添加了可以控制熔池峰值温度和冷却速度的闭环系统, 探究冷速对组织和性能的影响发现, 通过控制冷速可获得组织更加均匀的样品, 从而使制件展现出优异的性能。

4 结论

本文综述了多材料增材制造的

图9 SLM 过程中岛矩阵扫描策略^[60]Fig.9 Illustration of the island scanning strategy during SLM process^[60]

最新研究进展,诸多研究成果已经证明该技术的可行性和应用潜力,然而对多材料体系的选择仍需要深入的材料学研究,多材料送粉系统的技术成熟度仍是考验其应用的难题,工艺优化还需要大量的试验证明。

传统的增材制造方法不适用于多材料体系的研究,传统的单材料计算机设计软件只需建立几何图形,而多材料需要根据不同材料的特性、空间分布和几何图形来设计模型,目前没有一款专业性软件与多材料增材制造相匹配,因此 MMAM 技术软件开发是亟待解决的难题。

此外,对多材料进行相图计算和模型演变预测,需要专业的模拟软件和完备的多材料体系热力学数据库;并且需要引入人工智能辅助系统,通过自动建模及计算得到多材料体系模型,来简化模拟步骤并减少实际试验量。工艺参数优化过程中,需要实时对缺陷和熔池形貌观测,海量的优化过程费时费力,需要引入原位检测系统和机器学习系统,对缺陷和熔池特征进行实时检测、缺陷分类和收集数据,自动设计参数并根据数据推测规律,简化优化过程。以上这些研究方向对提高 MMAM 工艺效率和减少缺陷有质的帮助,尽管面临重重困难,但多材料增材制造技术必将推动工业生产朝着多元化、多功能化、多结构化和低成本化的方向发展。

参考文献

[1] HUANG S H, LIU P, MOKASDAR A, et al. Additive manufacturing and its societal impact: A literature review[J]. The International

Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 67(5): 1191–1203.

[2] GUO N N, LEU M C. Additive manufacturing: Technology, applications and research needs[J]. Frontiers of Mechanical Engineering, 2013, 8(3): 215–243.

[3] WEI C, ZHANG Z Z, CHENG D X, et al. An overview of laser-based multiple metallic material additive manufacturing: From macro-to micro-scales[J]. International Journal of Extreme Manufacturing, 2021, 3(1): 012003.

[4] ZHENG X Y, WILLIAMS C, SPADACCINI C M, et al. Perspectives on multi-material additive manufacturing[J]. Journal of Materials Research, 2021, 36(18): 3549–3557.

[5] PAJONK A, PRIETO A, BLUM U, et al. Multi-material additive manufacturing in architecture and construction: A review[J]. Journal of Building Engineering, 2022, 45: 103603.

[6] ZHANG B, LI Y T, BAI Q. Defect formation mechanisms in selective laser melting: A review[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2017, 30(3): 515–527.

[7] TAN J H K, LEONG SING S, YEONG W Y. Microstructure modelling for metallic additive manufacturing: A review[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2020, 15(1): 87–105.

[8] COLLINS P C, BRICE D A, SAMIMI P, et al. Microstructural control of additively manufactured metallic materials[J]. Annual Review of Materials Research, 2016, 46: 63–91.

[9] NADAMMAL N, MISHUROVA T, FRITSCH T, et al. Critical role of scan strategies on the development of microstructure, texture, and residual stresses during laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2021, 38: 101792.

[10] ANSARI M, JABARI E, TOYSERKANI E. Opportunities and challenges in additive manufacturing of functionally graded metallic materials via powder-fed laser directed

energy deposition: A review[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 294: 117117.

[11] WANG D, LIU L Q, DENG G W, et al. Recent progress on additive manufacturing of multi-material structures with laser powder bed fusion[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2022, 17(2): 329–365.

[12] GHANAVATI R, NAFFAKH-MOOSAVY H. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials: A review of experimental and numerical studies[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 13: 1628–1664.

[13] GRADL P R, PROTZ C S. Technology advancements for channel wall nozzle manufacturing in liquid rocket engines[J]. Acta Astronautica, 2020, 174: 148–158.

[14] SUZUKI S, AKIBA M, ARAKI M, et al. Thermal cycling experiments of monoblock divertor modules for fusion experimental reactors[J]. Fusion Technology, 1992, 21(3P2B): 1858–1862.

[15] SU Y, CHEN B, TAN C W, et al. Influence of composition gradient variation on the microstructure and mechanical properties of 316L/Inconel 718 functionally graded material fabricated by laser additive manufacturing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 283: 116702.

[16] BARTOLOMEU F, CARVALHO O, GASIK M, et al. Multi-functional Ti6Al4V–CoCrMo implants fabricated by multi-material laser powder bed fusion technology: A disruptive material's design and manufacturing philosophy[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2023, 138: 105583.

[17] TERRAZAS C A, GAYTAN S M, RODRIGUEZ E, et al. Multi-material metallic structure fabrication using electron beam melting[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 71(1): 33–45.

[18] ZHANG X C, PAN T, FLOOD A, et al. Investigation of copper/stainless steel multi-metallic materials fabricated by laser metal deposition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 811: 141071.

[19] YUSUF S M, ZHAO X, YANG S F, et al. Interfacial characterisation of multi-material 316L stainless steel/Inconel 718 fabricated by laser powder bed fusion[J].

Materials Letters, 2021, 284: 128928.

[20] ERRICO V, POSA P, FUSCO A, et al. Intralayer multi-material structure stainless-steel/nickel-superalloy fabricated via laser-powder bed fusion process[J]. Manufacturing Letters, 2023, 35: 11–15.

[21] WANG S Q, LIU J H, CHEN D L. Tensile and fatigue properties of electron beam welded dissimilar joints between Ti–6Al–4V and BT9 titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 584: 47–56.

[22] PAN T, ZHANG X C, YAMAZAKI T, et al. Characteristics of Inconel 625–copper bimetallic structure fabricated by directed energy deposition[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 109(5): 1261–1274.

[23] CARROLL B E, OTIS R A, BORGONIA J P, et al. Functionally graded material of 304L stainless steel and Inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling[J]. Acta Materialia, 2016, 108: 46–54.

[24] TAN C L, ZHOU K S, KUANG T C. Selective laser melting of tungsten-copper functionally graded material[J]. Materials Letters, 2019, 237: 328–331.

[25] WEI C, GU H, LI Q, et al. Understanding of process and material behaviours in additive manufacturing of Invar36/Cu10Sn multiple material components via laser-based powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2021, 37: 101683.

[26] WU X P, ZHANG D Y, YI D H, et al. Interfacial characterization and reaction mechanism of Ti/Al multi-material structure during laser powder bed fusion process[J]. Materials Characterization, 2022, 192: 112195.

[27] CHEN J, YANG Y Q, BAI Y C, et al. Single and multiple track formation mechanism of laser powder bed fusion 316L/CuSn10 multi-material[J]. Materials Characterization, 2022, 183: 111654.

[28] BAI Y C, ZHAO C L, ZHANG Y, et al. Microstructure and mechanical properties of additively manufactured multi-material component with maraging steel on CrMn steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140630.

[29] YIN S, YAN X C, CHEN C Y, et al. Hybrid additive manufacturing of Al–Ti6Al4V functionally graded materials with selective

laser melting and cold spraying[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 255: 650–655.

[30] REICHARDT A, DILLON R P, BORGONIA J P, et al. Development and characterization of Ti–6Al–4V to 304L stainless steel gradient components fabricated with laser deposition additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2016, 104: 404–413.

[31] AYDOGAN B, O'NEIL A, SAHASRABUDHE H. Microstructural and mechanical characterization of stainless steel 420 and Inconel 718 multi-material structures fabricated using laser directed energy deposition[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 68: 1224–1235.

[32] YAN L, CHEN Y T, LIOU F. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials using laser metal deposition[J]. Additive Manufacturing, 2020, 31: 100901.

[33] ONUIKE B, BANDYOPADHYAY A. Bond strength measurement for additively manufactured Inconel 718–GRCop84 copper alloy bimetallic joints[J]. Additive Manufacturing, 2019, 27: 576–585.

[34] REICHARDT A, SHAPIRO A A, OTIS R, et al. Advances in additive manufacturing of metal-based functionally graded materials[J]. International Materials Reviews, 2021, 66(1): 1–29.

[35] ZHANG C, LIU Y, LU J Q, et al. Additive manufacturing and mechanical properties of martensite/austenite functionally graded materials by laser engineered net shaping[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 17: 1570–1581.

[36] TAN C L, CHEW Y, BI G J, et al. Additive manufacturing of steel-copper functionally graded material with ultrahigh bonding strength[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 72: 217–222.

[37] CHEN B, SU Y, XIE Z H, et al. Development and characterization of 316L/Inconel 625 functionally graded material fabricated by laser direct metal deposition[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 123: 105916.

[38] HU Z P, MA Z Q, YU L M, et al. Functionally graded materials with grain-size gradients and heterogeneous microstructures achieved by additive manufacturing[J]. Scripta Materialia, 2023, 226: 115197.

[39] ZHANG X C, LI L, LIOU F. Additive manufacturing of stainless steel–copper

functionally graded materials via Inconel 718 interlayer[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 2045–2058.

[40] SCARAMUCCIA M G, DEMIR A G, CAPRIO L, et al. Development of processing strategies for multigraded selective laser melting of Ti6Al4V and IN718[J]. Powder Technology, 2020, 367: 376–389.

[41] LI W, KARNATI S, KRIE WALL C, et al. Fabrication and characterization of a functionally graded material from Ti–6Al–4V to SS316 by laser metal deposition[J]. Additive Manufacturing, 2017, 14: 95–104.

[42] ONUIKE B, BANDYOPADHYAY A. Functional bimetallic joints of Ti6Al4V to SS410[J]. Additive Manufacturing, 2020, 31: 100931.

[43] MENG W, ZHANG W H, ZHANG W, et al. Additive fabrication of 316L/Inconel 625/Ti6Al4V functionally graded materials by laser synchronous preheating[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 104(5): 2525–2538.

[44] CHEN Y, MATSUO M, TATARA, N. Study on the possibility of structure modification for ductilization of (Fe, Co, Ni)3V[J]. Progress of Theoretical Physics Supplement, 2000, 138: 151–153.

[45] BEAL V E, ERASENTHIRAN P, HOPKINSON N, et al. The effect of scanning strategy on laser fusion of functionally graded H13/Cu materials[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2006, 30(9): 844–852.

[46] ZHOU Y, DUAN L C, LI F, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical property of W/316L multi-material fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 890: 161841.

[47] HOFMANN D C, ROBERTS S, OTIS R, et al. Developing gradient metal alloys through radial deposition additive manufacturing[J]. Scientific Reports, 2014, 4: 5357.

[48] WEI C, LI L, ZHANG X J, et al. 3D printing of multiple metallic materials via modified selective laser melting[J]. CIRP Annals, 2018, 67(1): 245–248.

[49] WEI C, LI L. Recent progress and scientific challenges in multi-material additive manufacturing via laser-based powder bed

fusion[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2021, 16(3): 347–371.

[50] LIU Z H, ZHANG D Q, SING S L, et al. Interfacial characterization of SLM parts in multi-material processing: Metallurgical diffusion between 316L stainless steel and C18400 copper alloy[J]. *Materials Characterization*, 2014, 94: 116–125.

[51] WEI C, GU H, SUN Z, et al. Ultrasonic material dispensing-based selective laser melting for 3D printing of metallic components and the effect of powder compression[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 29: 100818.

[52] STICHEL T, BRANDL T, HAUSER T, et al. Electrophotographic multi-material powder deposition for additive manufacturing[J]. *Procedia CIRP*, 2018, 74: 249–253.

[53] WEI C, SUN Z, CHEN Q, et al. Additive manufacturing of horizontal and 3D functionally graded 316L/Cu10Sn components via multiple material selective laser melting[J]. *Journal of Manufacturing Science and*

Engineering, 2019, 141(8): 081014.

[54] DOUBROVSKI E L, TSAI E Y, DIKOVSKY D, et al. Voxel-based fabrication through material property mapping: A design method for bitmap printing[J]. *Computer-Aided Design*, 2015, 60: 3–13.

[55] KUO C N, CHUA C K, PENG P C, et al. Microstructure evolution and mechanical property response via 3D printing parameter development of Al–Sc alloy[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2020, 15(1): 120–129.

[56] SING S L, WIRIAFE, YEONG W Y. Selective laser melting of titanium alloy with 50wt% tantalum: Effect of laser process parameters on part quality[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, 77: 120–127.

[57] TEY C F, TAN X P, LEONG SING S, et al. Additive manufacturing of multiple materials by selective laser melting: Ti–alloy to stainless steel via a Cu–alloy interlayer[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 31: 100970.

[58] ZOU S, XIAO H B, YE F P, et al.

Numerical analysis of the effect of the scan strategy on the residual stress in the multi-laser selective laser melting[J]. *Results in Physics*, 2020, 16: 103005.

[59] CHEN J, YANG Y Q, SONG C H, et al. Interfacial microstructure and mechanical properties of 316L/CuSn10 multi-material bimetallic structure fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 752: 75–85.

[60] LU Y J, WU S Q, GAN Y L, et al. Study on the microstructure, mechanical property and residual stress of SLM Inconel–718 alloy manufactured by differing island scanning strategy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2015, 75: 197–206.

[61] KHODABAKHSHI F, FARSHIDIANFAR M H, GERLICH A P, et al. Nanoindentation plasticity and loading rate sensitivity of laser additive manufactured functionally graded 316L and 410L stainless steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 862: 144437.

Research Progress and Prospect of Laser-Based Multi-Material Additive Manufacturing Technology

WEI Chao, YANG Xiao, LU Shufen, CHENG Dongxu, GAO Xuehao, YUAN Ding

(Ningbo Institute of Materials of Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China)

[ABSTRACT] The extreme service parts represented by aerospace have harsh working environment, complex structure and integrated functions. Multi-material additive manufacturing (MMAM) can meet the macro performance customization and structure function integration in special areas, and has great application potential in nuclear, military, aviation and medical fields. The main factors that influence the interface bonding strength of MMAM technology and the methods to eliminate the defects are introduced. The different powder-feeding methods of MMAM technology and the advantages and disadvantages of each powder-feeding method are introduced. The influence of process parameters on MMAM technology is described. Finally, the current bottleneck problems of MMAM technology are summarized, and the main research directions in the future are prospected.

Keywords: Multi-material additive manufacturing (MMAM); Interface bonding; Process parameter; Powder-feeding system; Defect suppression

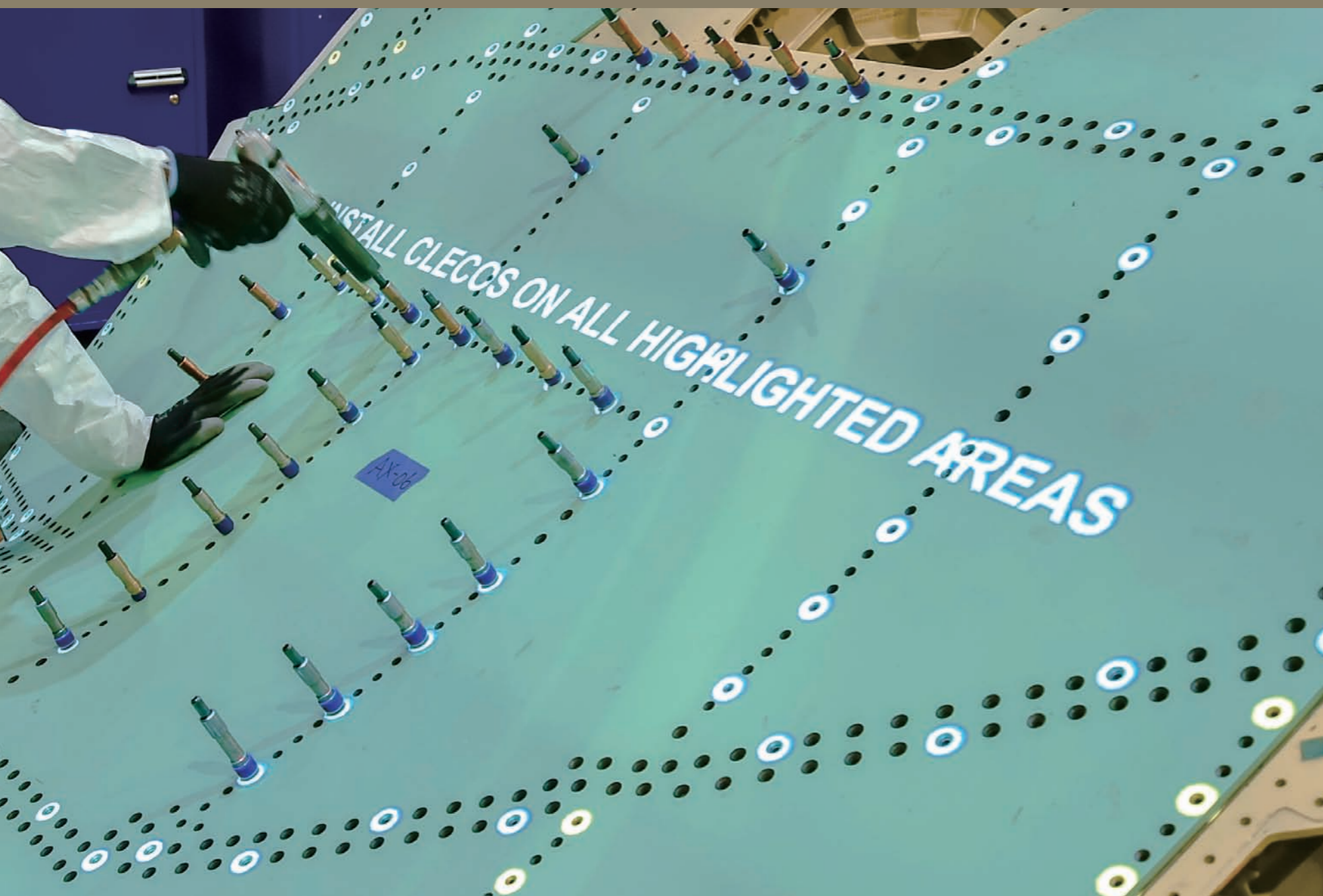
(责编 逸飞)

2023年9月 浙江乌镇

2023（第六届） 中国航空科学技术大会

主办单位

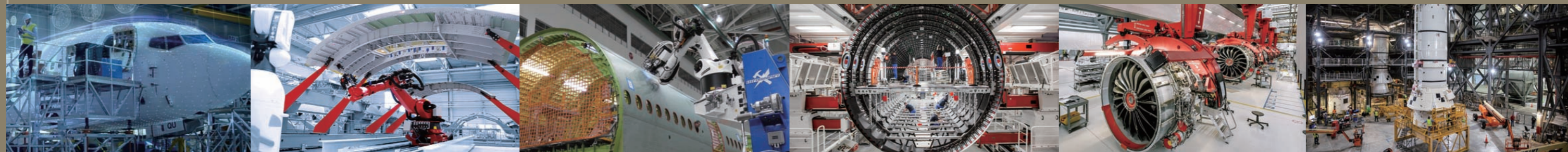
中国航空学会



智能装配

Intelligent Assembly

智能装配技术涉及传感器技术、网络技术、自动化技术等先进技术,是控制、计算机、人工智能等多学科交叉融合的高新技术。通过逐次构建智能化的装配单元、装配车间,基于信息物理融合系统,进行装配系统的智能感知、实时分析、自主决策和精准执行,完成产品装配过程的智能化。



引文格式: 孙晋豪, 杨毅, 杜瑞, 等. 飞机总装生产线节拍闭环控制模型设计与分析[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 38-46.

SUN Jinhao, YANG Yi, DU Rui, et al. Design and analysis of pulsation closed-loop controlling model of aircraft final assembly line[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 38-46.

飞机总装生产线节拍闭环控制模型设计与分析*

孙晋豪¹, 杨毅², 杜瑞², 张学孟¹, 李星辰², 牛力³

(1. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024;

2. 航空工业陕西飞机工业(集团)有限公司, 汉中 723215;

3. 北京化工大学, 北京 100029)

[摘要] 总装作为飞机制造的重要环节,如何提高其产能和稳定生产一直是研究热点。基于某类运输机产能分析,对总装生产过程的异常问题进行归一化分类,设计出了一种总装生产线节拍闭环控制模型,利用异常类别比率作为该类产品总装生产节拍控制模型的输入参数,将负载率和产能作为输出。采用神经网络模型分析输入变量与输出变量之间的关系,构建出总装生产线健康状态评估模型。依据状态评估模型的产能输出,采用马尔可夫模型构建了总装线产能预测模型,进而评估总装线节拍生产计划执行情况,并反馈给节拍控制器实现节拍调整。最后,一个实践设计表明该闭环控制模型可以通过节拍控制实现产能控制。

关键词: 总装生产线; 健康状态评估; 产能预测; 生产节拍; 闭环控制

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.038



孙晋豪

高级工程师,博士,研究方向为智能感知网络技术、智能化测试系统及先进物流技术。

现代飞机受到制造技术复杂、构型独特多变以及市场需求不明等因素制约,总装生产线在相当长的时间里难以采用移动生产模式。近年来随着数字化设计、柔性化制造及精准化配送等先进技术陆续出现,业界在扩大飞机产能的过程中再次把目光投向移动生产模式。然而传统的连续移动生产模式由于分工过细不利于结构复杂、需求多变的飞机总装^[1],所以在借鉴连续移动生产模式的基础上,开创出介于固定站位生产模式与连续移动生产模式之间的脉动生产模式,以解决移动生产模式与飞机总装之间的矛盾。

国际著名飞机制造商波音、洛马、空客的总装生产线均以降低成本和提高产能为目标,波音 737 采用移动式生产线,波音 787 采用脉动式生

实在模块化和并行工艺上下足了功夫,反而有一定优势^[2]。据有关报道,1999年,波音 737 移动式装配生产线的总装时间短至 8 天^[3]。2012年,F-35 移动式装配生产线^[4]的总装时间短至 1 天,移动速度 1.22 m/h。2021 年 10 月华夏日报报道,自 2008 年以来,天津空客 A320 总装车间的交付架数为 500 架,可估算单架总装时间 20 天左右,但是否是全产能能力未知。以上国际巨头均对我国封锁航空制造关键技术,尤其涉及先进军机的总装线,其内部生产如何管控运行也未见更多报道。国内,航空工业西飞于 2010 年正式投入运行我国首条飞机总装脉动生产线^[5]。2015 年 11 月 2 日,中国商飞 C919 正式总装下线,C919 总装线采用了续动式,移动速度为 0.6 m/h,总装时间约 65 天。目前,国内四代军机主要集中在西飞

* 基金项目: 国防基础科研项目(JCKY2018205C003)。产线,脉动线在形式上看似落后,其

和成飞,三代机、小型运输机集中在沈飞和陕飞,依据四代机装备速度来看,产能仍是短板。总体来看三代机的总装时间在3~15天,四代机的总装时间预估在30~100天。飞机总装效率影响产能,也影响装备大规模列装。

1 总装脉动线产能控制方法分析

为应对飞机需求扩大使生产订单爆发式增长的情况,各飞机制造厂商扩大生产规模、改进制造技术并提高管理水平,努力使自己处在航空制造业的领先地位,而在飞机诸多生产环节中,总装因工作量和作业周期整体占比高成为企业升级改造和竞争力提升的关键^[1]。飞机制造计划与实际生产进度脱节、作业任务失衡和产能无法满足需求等状况时有发生,研制任务量不断增加,大部分脉动线、固定线及移动线是固定产能,很少具有动态优化能力,装备生产无法依靠资源的无限投入提高产量。因此,研究总装生产节拍控制模型来控制生产节奏就显得颇为重要。脉动线节拍取决于各站位的最长工作周期,不平衡的脉动装配线会造成生产资源的浪费,降低生产效率和产能。脉动装配线平衡问题具有并行操作多、资源约束多和不确定性大等特点,同时还要考虑站位间平衡及站位内平衡两方面,相比传统装配线的平衡优化问题,其建模和求解难度更大^[3]。

在学术研究与实际应用紧密结合的背景下,为使得装配线节拍控制问题研究成果更具应用价值,越来越多的科研人员以具体的在制品装配线为对象,并针对产品自身以及装配线的特点开展装配线节拍平衡问题研究。装配线节拍平衡问题主要研究的装配线生产模式是连续移动式装配,因此以汽车、电视、手机及其零部件为装配对象的大规模流水生

产线平衡问题研究备受学界关注^[6]。与汽车装配线相比,飞机总装生产线的节拍控制问题研究起步较晚,所以关于飞机总装生产线节拍控制问题及相关规划问题的研究较少。现有研究多从飞机总装生产线的作业特点和规划需求出发,并根据对象的特点构建问题模型,随后针对问题模型的数理特点选择或设计一种优化方法加以求解,从而获取所需的优化结果^[7-12],如张超等^[8]运用一种改进的逆向差分粒子群算法优化求解第二类飞机移动装配线平衡问题,并在Plant Simulation仿真平台中构建模型对优化结果进行仿真验证,以证明该算法的有效性;杨超等^[11]针对飞机移动装配线的特点建立多约束的飞机总装移动装配线作业调度模型,通过基于加权资源空间稀缺度与最晚开始时间(WRST)的启发式方法优化求解问题模型获取最优作业调度方案等。

总装作业具有内容复杂、专业性强、工作面窄和开敞性差等特点^[13]。同时,产品一致性差导致装配调试过程中反复较多,工艺过程数据不稳定及没有全面数字化使生产节拍难于控制,产能闭环分析及控制缺乏等严重制约总装产能。常见的提高效率的技术手段^[14]包括:使用新的自动化设备将装配工艺过程细化固化,升级质量信息在线监督、检测、故障分析设备来提升产品质量^[13],

部署具有智能化控制方法的制造执行系统^[15-17],预测脉动生产线现场节拍状态^[18]和工业大系统产品质量实时闭环控制^[19]等。现在常用的方法有班组会分层管理、模糊综合评价和简单的数学运算。这些方法均忽视了产能结果和各因素之间的宏观非线性关系,尤其当计算工作量很大的时候,采用传统控制手段计算、调度、求解都很复杂。反向传播神经网络(Back-propagation network),简称BP神经网络,其概念于1986年提出,是应用最为广泛的神经网络,具有很强的非线性映射能力^[20],马尔可夫链具有有限非平稳时间序列特点^[18],因此提出基于神经网络和马尔可夫链的闭环控制进行研究就非常有价值。

2 飞机总装线二级闭环控制回路系统结构

飞机总装生产线制造执行系统(Manufacturing execution system, MES)通常需要采集生产线上各站位有关的人员、物料、设备、工艺质量、安防以及与其相关的生产管理信息和报警信息。站位或者整线都会通过生产线现场的各种信息适时调整生产计划,图1展示了总装线二级闭环控制回路。

理想化的脉动生产就是按照设定的生产计划和固定的工艺流程,以既定节拍完成每一级架次飞机的总

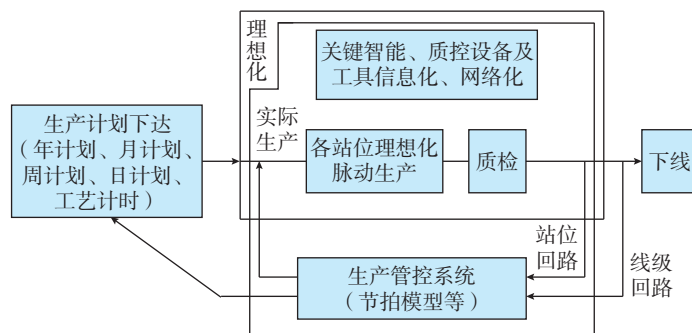


图1 飞机总装线二级闭环控制回路系统结构

Fig.1 Double closed-loop control system for aircraft final assembly line

装任务,此时生产管控系统起到派工、完工反馈、过程记录的作用。实际生产过程中,需要管控系统不仅是一个信息化流程系统,也要具有一定的预测和分析能力,避免停产,并且能够依据产线实时过程信息给出计划调整方案。由此可见,图1中反馈回路中的节拍模型的设计就显得尤为重要。

3 飞机总装线节拍控制器闭环控制系统结构设计

针对脉动式飞机总装生产线的计划执行过程控制展开研究。首先,统计各类因素的历史数据,全面分析影响脉动式飞机总装生产线节拍的因素,并将这些因素进行分类。然后,设计一种基于节拍控制器闭环控制的系统结构,如图2所示。该模型的被控对象是节拍控制器,控制对象是总装生产过程,反馈环节包含两个过程,一是基于BP神经网络的状态评估,二是基于马尔可夫链的产能预测。通过BP神经网络训练的模型评估产能、负载率结果,应用总装生产过程节拍状态控制方法来实现对总装生产过程节拍状态的控制。

节拍控制器闭环控制系统中存在于生产计划和实际生产两个环节。在生产计划阶段,节拍控制系统根据生产计划生成人工工时、设备分配、物料配套等节拍信息,通过基于神经网络的状态评估模型获取生产线负载率、产能、载荷和健康等级的评估值和基于马尔可夫链的产能状态预测模型获取产能预测值,并将相关数据反馈到节拍控制器以适当调整计划的生产节拍,通过迭代使生产线各状态参数达到最优;在实际生产环节利用MES采集设备故障率、人员到岗率和工序质量合格率等实时信息,通过基于神经网络的状态评估模型动态评估生产线负载率、产能、载荷和健康等级情况,修正基于马尔可

夫链的产能状态预测模型的预测产能,并将相关数据反馈到节拍控制器,由节拍控制器分析判断各参数是否仍然满足生产计划及是否需要调整后续生产计划。

当某个站位节拍时间和状态等级固定,影响总装线节拍运行状态的因素主要包括人员、物料、设备、工序质量和工具等。不同的操作人员因知识背景、累计经验、身体条件等差异,相同工艺操作技术、速率等就会有所不同,从而使时间产生差异;物料配套的准确率及物料是否按时配送等也会造成停工等待;设备发生故障也会造成脉动线停产;工序质量不合格、工具维修换新等也会对脉动线效率有影响。以上述5类因素作为基于神经网络的节拍状态评估模型的输入变量。依据现场需求和工程经验,创新性地提出总装线4个评价指标作为输出变量(图2),分别是负载率、产能、载荷和健康等级。其中,负载率是衡量总装线现场资源利用程度的指标,负载率过低,造成人员、设备、物料等资源浪费;产能是当前总装线的交付能力;载荷是反映总装线最大生产能力的技术参数,对总装线载荷进行预测和分析,有助于提高产能;健康等级(H)是判定是否需要加班、人员借调、停工检修、工艺检查、改造升级的依据。

4 飞机总装生产过程状态评估模型介绍

4.1 节拍模型的一般描述

总装线建设完毕后,需要一定的生产准备时间,之后将会按照固定的节拍进行总装生产,产品在各站位跳动一次称之为一个节拍。产品生产过程的节拍模型是指脉动线生产现场环境因素与节拍执行状态之间的关系。总装节拍模型的建立是实现生产计划闭环控制的关键,通过建立节拍模型、形成节拍状态指标在线预测,最终实现总装生产过程的闭环节拍控制。总装生产过程的节拍模型可以用数学表达式表示为

$$S(t) = f \left\{ \begin{matrix} L_1, L_2, \dots, L_l \\ H_1, H_2, \dots, H_h \\ R_1, R_2, \dots, R_R \end{matrix} \right\} \quad (1)$$

式中, S 为某一时刻总装过程节拍模型节拍状态; f 表示总装生产过程节拍模型的映射关系; L_1, L_2, \dots, L_l 为影响总装节拍状态的站位变量; H_1, H_2, \dots, H_h 为总装节拍状态空间变量; R_1, R_2, \dots, R_R 为总装过程站位节拍扰动变量。

4.2 基于神经网络的节拍状态评估模型

飞机总装线影响生产节拍的多种因素之间存在耦合效应,很难运用单一结构化的模型解耦。因此,采用神经网络模型通过分析输入变量与

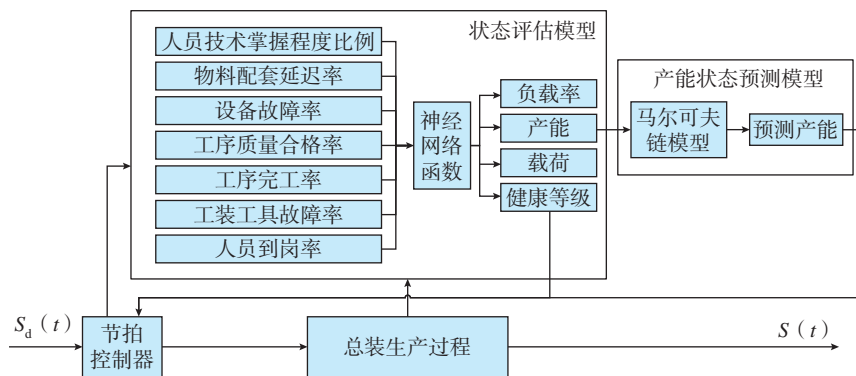


图2 基于节拍控制器闭环控制系统结构
Fig.2 Closed loop control system based on pulsation controller

输出变量之间的关系,形成节拍评估模型,进而评估节拍生产计划执行情况。神经网络节拍评估模型的输入与输出能反映出状态指标参数与总装过程操作变量之间的非线性函数关系。建立节拍健康状态评估模型,主要包括对节拍状态进行划分和确定评估模型参数,其中确定模型参数包含确定初始参数和参数训练,如图3所示。该节拍状态评估模型在总装生产过程中会不断进行优化,以适应总装生产过程节拍控制的新要求。

4.3 节拍评估模型的应用

通过建立总装生产过程节拍评估模型,可以获得节拍实时状态和总装线实时状态与总装生产过程操作变量之间的近似映射关系,可以用来分析总装生产过程中各个操作变量对节拍状态指标参数的影响。有助于形成计划执行的闭环控制体系,解决复杂作业车间生产管理过程中的复杂性和不确定性问题,提高资源配置效率,实现资源优化^[21]。

建立总装生产过程节拍模型,依据总装生产过程数据实现节拍模型的不断进化,提高模型的准确度和精度。同时,这也对总装现场工业互联网提出更高要求,大量实时、动态数据将通过现场工控网上传到质量管理系统,便于实现基于大数据的质量稳定性分析和工艺参数优化。

5 飞机总装生产过程产能状态预测模型

5.1 马尔可夫过程理论^[15,21]

马尔可夫过程理论属于随机过程的重要组成部分,在针对无后效性数据的序列问题上始终保持着高精度、高准确度的预测效果,尤其是针对波动性大的系统更能体现稳定和高精度的优点。马尔可夫过程的原理就是通过确定目前所需变量的所处状态来预测未来一段等时距时间内的发展变化趋势。其核心在于确

定变量的状态转移概率矩阵,通过计算和论证确定所求变量在目前时刻的所处状态并对未来所需的某一时刻事物所处的状态进行预测。

马尔可夫过程理论中有3个重要概念:状态空间、转移概率和转移概率矩阵。随机变量 H_1, H_2, \dots, H_h 组成马尔可夫链后,每一个变量 H_i 都有几种不同的可能取值,它们所有可能取值的集合,被称为“状态空间”, H_i 的值代表着马尔可夫链在 i 时刻的状态。在前一时刻某一取值的条件下,当前时刻取值的条件概率为转移概率,表示为 $P_{st}=P(H_t=t|H_{t-1}=s)$,即在前一时刻状态为 s 的条件下,当前时刻状态为 t 的概率。由于在不同时刻状态不止一种,所以由前一个时刻的状态转移到当前的某一个状态有多种情况,那么所有的转移概率会组成一个矩阵,这个矩阵被称为“转移概率矩阵”,也被叫做“状态转移矩阵”。若每一个时刻的状态有 h 种,前一时刻的每一种状态都有可能转移到当前时刻的任意一种状态,则存在 $h \times h$ 种状态转移的情况,组成矩阵形式为

$$P = \begin{bmatrix} P_{11} & \dots & P_{1h} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ P_{h1} & \dots & P_{hh} \end{bmatrix} \quad (2)$$

P_{st} 即为 i 时刻 s 状态在 $i+1$ 时刻转移为 t 状态的概率,因为时间间隔为1,所以也称为一步转移概率。若当前状态受前 n 个时刻的状态影响,则该过程为 n 阶马尔可夫过程^[22]。

5.2 基于马尔可夫过程理论的产能状态预测模型

总装线的节拍状态是一个有限非平稳时间序列,状态的指标参数值在时间轴上是离散的,可以等效为典型的马尔可夫链^[18]。根据节拍状态影响因素的变动规律建立时间序列模型如图4所示,通过分析数据之间的关系形成状态转移矩阵。在总装

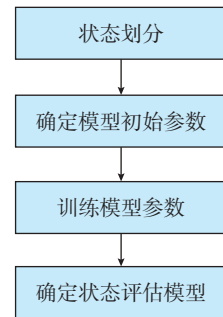


图3 节拍评估建模过程
Fig.3 Modeling process of station pulsation state assessment

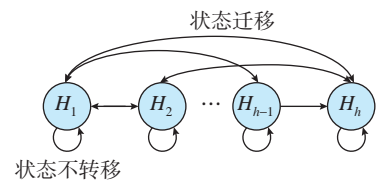


图4 状态转移的时间序列模型
(马尔可夫链模型)

Fig.4 Model of status transfer in time series
(Markov chain)

线节拍状态变化的过程中,通过输入某一时刻状态分布,利用时间序列模型(马尔可夫链模型)预测出下一周期状态分布。

将总装线的产能作为脉动装配线运行状态的一项指标参数,同时也作为马尔可夫链状态划分的依据。假设总装线的周最大产能为3,则将状态集 H 包含 $H_1, H_2, H_3, H_4, H_5, H_6, H_7$ 这7种状态, H_i 表示以当前的状态稳定生产1周,周产能为 $(7-i)/2$,即 H_1 表示以当前的状态稳定生产1周,周产能为3; H_2 表示以当前的状态稳定生产1周,周产能为2.5; H_3 表示以当前的状态稳定生产1周,周产能为2; H_4 表示以当前的状态稳定生产1周,周产能为1.5; H_5 表示以当前的状态稳定生产1周,周产能为1; H_6 表示以当前的状态稳定生产1周,周产能为0.5; H_7 表示以当前的状态稳定生产1周,周产能为0。

通过对某飞机制造厂某型号飞机现场调研,在生产过程中偶发的设备故障、物料不齐套和人员到岗等情况总是会影响到总装脉动装配线的

实际生产效率。以1周为周期建立脉动装配线月产能的状态转移矩阵 P 。

n 步转移概率 $P_{st}(n)$ 指的是系统从状态 s 经过 n 步后转移到 t 的概率,它对中间的 $n-1$ 步转移过程的状态无要求;相应的称 $P(n)=[P_{st}(n)]$ 为 n 步转移矩阵。

$$P_{st}(n)=P(H_{m+n}=t|H_m=s), \text{其中 } t, s \in H, m \geq 0, n \geq 1 \quad (3)$$

根据查普曼-科尔莫戈罗夫方程 (Chapman-Kolmogorov equation) [23] 可知,对一切 $t, s \in H, m, n \geq 0$ 有

$$P_{st}(m+n) = \sum_{k \in H} P_{sk}(m) \cdot P_{kt}(n) \quad (4)$$

$$P(n) = P \cdot P(n-1) = \dots = P^n \quad (5)$$

假设总装线当前的产能状态 H 为 H_k ,则根据马尔可夫过程理论的产能状态预测模型得到月产能 I 为

$$I = \frac{(7-k)}{14} + \sum_{\substack{i=1,2,3 \\ j=1,2,3,4,5,6,7}} \left[\left(\frac{(7-j)}{14} \right) \cdot P_{kj}(i) \right] \quad (6)$$

6 飞机总装生产节拍闭环控制实践讨论

应用总装生产过程节拍状态控制方法可以实现对总装生产过程的节拍状态进行控制,其控制实现过程如下。

(1) 详细分析该类产品总装的工艺路线图和装配网络图,对站位或工位布局进行优化设计,确定将操作变量的相互影响降到最低,便于实现节拍模型输入参数的解耦。

(2) 充分对总装生产过程的历史数据,包括人、机、料、法、环和测等相关数据进行统计分析,并需要对生产现场的工艺经验进行总结和归纳。采用BP神经网络确定观测扰动变量的类型和数量。

(3) 进行总装生产过程节拍控制器的设计,建立以总装生产过程状态指标参数和节拍状态控制器为核心的控制系统,依据总装线产能要求

实现总装生产过程的节拍状态的闭环控制。

6.1 实践过程设计

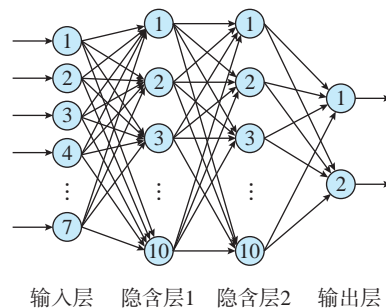
BP神经网络是一种按照误差逆向传播算法训练的多层前馈神经网络。1989年有科学家证明了用一个3层网络可以模拟任意复杂的非线性系统 [24]。BP神经网络的过程主要分为两个阶段,第1阶段是信号的前向传播,从输入层经过隐含层,最后到达输出层;第2阶段是误差的反向传播,从输出层到隐含层,最后到输入层,依次调节隐含层到输出层的权重和偏置,输入层到隐含层的权重和偏置 [20]。

通过对某型号飞机总装现场调研和部分生产数据分析,选取人员技术掌握程度、物料配套延迟、设备故障率、工序质量合格率、工序完工率、工装工具故障率、人员到岗率为输入变量,负载率和产能作为输出变量,设计神经网络架构,如图5所示,输入层为7个节点,两个隐含层每层各10个节点,输出层2个节点。隐含层传递函数为S型的正切函数“tansig”,输出层为纯线性函数“purelin”。

BP神经网络将数据集的90%作为训练集,10%作为测试集进行训练。BP神经网络训练参数配置如图6所示,训练次数设置为50000次,学习速率设置为0.01。训练结果作为初始的状态评估模型。

表1抽象处理了实际上线采集的20组连续6个周期的运行数据,进行状态划分,求取状态转移矩阵 O ,进而对节拍状态进行预测。

依据预期节拍状态 $S_d(t)$ 的数值,将产能等级状态分为 $H_1、H_2、H_3、H_4、H_5、H_6、H_7$ 7种, H_1 表明运行状态很好,状态指标参数为3; H_2 表明运行状态较好,状态指标参数为2.5; H_3 表明运行状态一般,状态指标参数为2; H_4 表明运行状态较差,状态指标参数为1.5; H_5 表明运行状态很



输入层 隐含层1 隐含层2 输出层

图5 BP神经网络架构

Fig.5 Structure of BP neural network

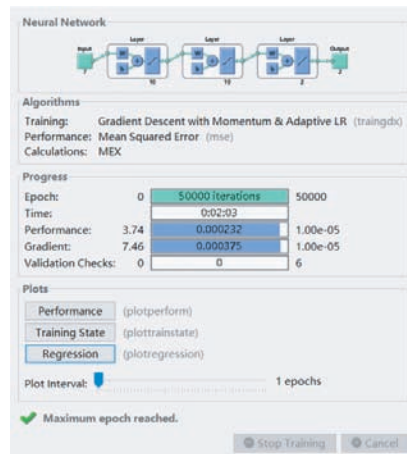


图6 BP神经网络训练参数配置

Fig.6 Training parameter configuration of BP neural network

差,状态指标参数为1; H_6 表明运行状态相当差,状态指标参数为0.5; H_7 表明运行状态最差,状态指标参数为0。建立具有7个状态的时间序列模型(此时图4中的 $h=7$),依据马尔可夫链模型的要求,任一个状态可以改善、保持和恶化。

以第5周期状态为初始分布状态,通过对前5周期数据进行统计,选择频数的方法求取状态转移矩阵。本节给出基于频数统计方法的状态转移矩阵建立过程。根据状态指标参数,得到相邻两个周期之间状态转移频数,如表2~5所示。通过对前5周期状态转移频数求和,得到前5周期状态转移频数,如表6所示。通过统计各个状态间转移的频数,得出状态转移概率矩阵为

$$O_{\text{count}} = \begin{bmatrix} 2/11 & 2/11 & 1/11 & 2/11 & 0 & 1/11 & 3/11 \\ 1/4 & 1/4 & 1/8 & 0 & 1/8 & 1/8 & 1/8 \\ 5/18 & 1/18 & 1/9 & 1/18 & 1/6 & 2/9 & 1/9 \\ 1/2 & 0 & 1/6 & 0 & 0 & 1/3 & 0 \\ 2/17 & 1/17 & 5/17 & 2/17 & 2/17 & 4/17 & 1/17 \\ 1/13 & 0 & 4/13 & 0 & 2/13 & 1/13 & 5/13 \\ 0 & 0 & 1/7 & 2/7 & 4/7 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

表1 状态指标参数
Table 1 Value of state indicator

组别	第1周期	第2周期	第3周期	第4周期	第5周期	第6周期
1	0.5	2	0.5	0.5	0	0
2	3	2.5	2	2	0	0.5
3	2	0	2	3	0	0
4	2	1	0.5	2	0.5	1
5	1.5	3	1.5	0.5	1	2.5
6	2.5	1	1.5	0.5	0	2.5
7	1	0	1.5	3	2	2
8	3	1.5	3	0	1.5	0.5
9	2	1.5	2	3	3	0
10	2	0.5	0	1	2	2
11	1	1	2	3	0	1
12	0.5	2	2	3	3	1
13	1	0.5	0	1	1.5	3
14	1	2	0.5	1	3	1
15	0.5	2	1	1	0.5	0
16	2.5	0	1	2	3	3
17	2	1	3	0.5	0	1
18	1	2.5	2.5	2.5	3	2
19	0	1	2	2.5	3	1.5
20	1	0.5	3	2.5	0.5	1.5

表2 第1、2周期状态转移频数

Table 2 Frequency of state transition between the first and second periods

状态	H_1	H_2	H_3	H_4	H_5	H_6	H_7
H_1	0	1	0	1	0	0	0
H_2	0	0	0	0	1	0	1
H_3	0	0	0	1	2	1	1
H_4	1	0	0	0	0	0	0
H_5	0	1	1	0	1	2	1
H_6	0	0	3	0	0	0	0
H_7	0	0	0	0	1	0	0

表3 第2、3周期状态转移频数

Table 3 Frequency of state transition between the second and third periods

状态	H_1	H_2	H_3	H_4	H_5	H_6	H_7
H_1	0	0	0	1	0	0	0
H_2	0	1	1	0	0	0	0
H_3	0	0	1	0	1	2	0
H_4	1	0	1	0	0	0	0
H_5	1	0	2	1	0	1	0
H_6	1	0	0	0	0	0	2
H_7	0	0	1	1	1	0	0

表4 第3、4周期状态转移频数

Table 4 Frequency of state transition between the third and fourth periods

状态	H_1	H_2	H_3	H_4	H_5	H_6	H_7
H_1	0	1	0	0	0	1	1
H_2	0	1	0	0	0	0	0
H_3	4	1	1	0	0	0	0
H_4	1	0	0	0	0	2	0
H_5	0	0	1	0	1	0	0
H_6	0	0	1	0	1	1	0
H_7	0	0	0	0	2	0	0

表5 第4、5周期状态转移频数

Table 5 Frequency of state transition between the fourth and fifth periods

状态	H_1	H_2	H_3	H_4	H_5	H_6	H_7
H_1	2	0	1	0	0	0	2
H_2	2	0	0	0	0	1	0
H_3	1	0	0	0	0	1	1
H_4	0	0	0	0	0	0	0
H_5	1	0	1	1	0	1	0
H_6	0	0	0	0	1	0	3
H_7	0	0	0	1	0	0	0

表6 5个周期状态转移频数统计

Table 6 Total quantity for the frequency of state transition in five periods

状态	S_1	S_2	S_3	S_4	S_5	S_6	S_7
S_1	2	2	1	2	0	1	3
S_2	2	2	1	0	1	1	1
S_3	5	1	2	1	3	4	2
S_4	3	0	1	0	0	2	0
S_5	2	1	5	2	2	4	1
S_6	1	0	4	0	2	1	5
S_7	0	0	1	2	4	0	0

6.2 实践结果分析

通过 BP 神经网络训练的模型预测产能、负载率结果如图 7、8 所示,训练过程中的均方误差的变化情况如图 9 所示,可以看出模型准确率较高,能够作为站位节拍状态评估模型,进而评估站位节拍生产计划执行情况。

基于马尔可夫过程理论的产能状态预测模型,第 6 周期真实的状态数是 $S_6 = (2, 2, 3, 2, 5, 2, 4)$, 利用频数统计模型对第 6 周期状态分布的预测结果为 $S_{count} = (2.9949, 1.2608, 3.1754, 3.0340, 4.3411, 2.1226, 3.0713)$ 。

假设总装线当前的产能状态 H

为 H_k ,则根据马尔可夫理论的产能状态预测模型得到产能 I 。

经计算,各产能状态 H_k 对应未来 1 个月的产能如表 7 所示。

7 结论

本文对飞机总装脉动线的节拍状态控制方法进行了分析,提出了基于节拍控制器的生产线状态闭环控制方法。通过对脉动线站位的异常报警进行归一化处理,构建了以影响总装节拍状态的站位变量、空间变量、扰动变量为输入,站位节拍状态为输出的过程状态评估模型。利用以周产能为基础状态的状态转移矩阵,构建了脉动式总装生产线产能状态预测模型。通过上述两个模型的实时计算,可实现脉动线产能有效预测,为同类型总装生产线节拍闭环控制提供了一条有效途径。通过开展实践研究,得出 3 点结论。

(1) 建立了基于 BP 神经网络的生产线状态评估模型,该模型包含设备故障率、工序质量合格率等 7 个输入参数,负载率和产能作为输出参数,从实践结果和模型输出结果对比来看,模型准确度较高。

(2) 建立了基于马尔可夫链的生产线产能预测模型,通过分析总装线的实际产能将其离散为 7 个状态,并建立产能状态转移矩阵,从实

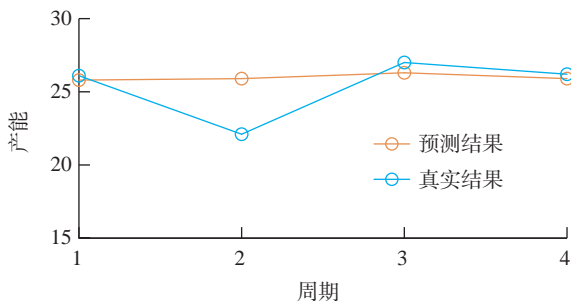


图 7 产能预测结果
Fig.7 Prediction of production capacity

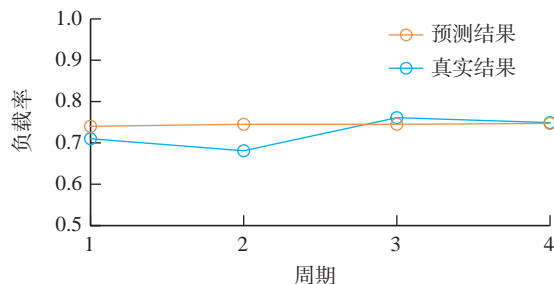


图 8 负载率预测结果
Fig.8 Prediction of load rate

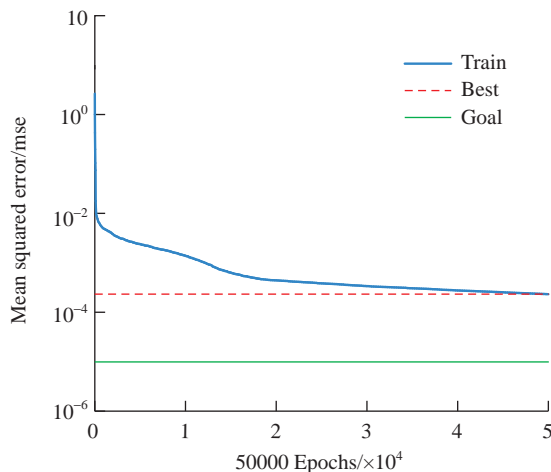


图 9 训练过程中的均方误差
Fig.9 Mean square errors during the training process

表 7 未来 1 个月产能表
Table 7 Production capacity in the next month

产能状态	未来 1 个月的产能
H_1	7.5609
H_2	7.3197
H_3	6.4684
H_4	6.3355
H_5	5.4213
H_6	4.4646
H_7	4.3687

践结果和模型输出结果对比来看,模型准确度较高,具备一定的参考价值。

(3) 由于实践中可用样本较少,模型在应用过程中还有待进一步优化和验证。

参考文献

- [1] 张超, 孙元亮. 飞机移动装配线生产管理系统研究[J]. 航空制造技术, 2014, 57(17): 80-84.
- ZHANG Chao, SUN Yuanliang. Research on aircraft production management system of moving assembly line[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(17): 80-84.
- [2] 范玉青. 波音 787 飞机总装配线及其特点[J]. 航空制造技术, 2011, 54(23/24): 38-42.
- FAN Yuqing. Boeing 787 final assembly line and its characteristics[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2011, 54(23/24): 38-42.
- [3] 方水良, 刘猛男, 鲜果, 等. 飞机移动装配线一脉动与续动[J]. 航空制造技术, 2021, 64(16): 40-50.
- FANG Shuiliang, LIU Mengnan, XIAN Guo, et al. Aircraft moving assembly line—Pulsation and continuation[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(16): 40-50.
- [4] KINARD D A. F-35 production-advanced manufacturing and the digital thread[C]//Proceedings of 2018 Aviation Technology, Integration, and Operations Conference. Reston: AIAA, 2018: 3369.
- [5] 李金龙, 杜宝瑞, 王碧玲, 等. 脉动装配生产线的应用与发展[J]. 航空制造技术, 2013, 56(17): 58-60.
- LI Jinlong, DU Baorui, WANG Biling, et al. Application and development of pulse assembly line[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013, 56(17): 58-60.
- [6] 潘志豪. 飞机总装脉动生产线平衡问题研究与应用[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2018.
- PAN Zhihao. Research and application of the aircraft pulsating assembly line balancing problem[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2018.
- [7] RÍOS J, MAS F, MENÉNDEZ J L. Aircraft final assembly line balancing and workload smoothing: A methodological analysis[J]. Key Engineering Materials, 2012, 502: 19-24.
- [8] 张超, 李慧. 基于粒子群算法和仿真分析的飞机移动装配线平衡研究[J]. 航空科学技术, 2016, 27(11): 61-67.
- ZHANG Chao, LI Hui. Study of aircraft moving assembly line balancing based on PSO algorithm and discrete event simulation[J]. Aeronautical Science & Technology, 2016, 27(11): 61-67.
- [9] 魏方剑. 飞机脉动生产线的建模仿真与优化方法研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2016.
- WEI Fangjian. Research on modeling simulation and optimization for aircraft pulse production line[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2016.
- [10] 段胜文. 飞机脉动总装线生产物流布局方法研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2016.
- DUAN Shengwen. Research on the production logistics layout method of the aircraft pulse final assembly line[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2016.
- [11] 杨超, 陆志强. 项目拆分和多项目调度集成决策模型与算法[J]. 计算机集成制造系统, 2018, 24(3): 550-557.
- YANG Chao, LU Zhiqiang. Integrated decision making model and algorithm of project splitting and multi-project scheduling[J]. Computer Integrated Manufacturing Systems, 2018, 24(3): 550-557.
- [12] 汪圆. 飞机脉动装配线平衡方法与人员调度研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2016.
- WANG Yuan. Research on balance method and personnel scheduling of aircraft pulsating assembly line[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2016.
- [13] 袁书梅, 杨根军, 陈军. 飞机总装脉动生产线智能制造技术研究与应用[J]. 航空制造技术, 2016, 59(16): 41-47.
- CHANG Shumei, YANG Genjun, CHEN Jun. Research and application of intelligent manufacturing technology for aircraft final assembly pulsation production line[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(16): 41-47.
- [14] 李西宁, 支劲伟, 蒋博, 等. 飞机总装数字化脉动生产线技术[J]. 航空制造技术, 2016, 59(10): 48-51.
- LI Xining, ZHI Shaowei, JIANG Bo, et al. Digital pulsation production line for aircraft final assembly[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(10): 48-51.
- [15] 薛晓东, 邹方, 张家谔, 等. 一种基于任务优先级的柔性生产线调度方法[J]. 航空制造技术, 2019, 62(7): 95-100.
- XUE Xiaodong, ZOU Fang, ZHANG Jiae, et al. Scheduling algorithm of flexible production line based on task priority[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(7): 95-100.
- [16] 张家谔, 杨建军. 基于模糊综合评判的实际生产调度决策研究[J]. 湖南大学学报(自然科学版), 2014, 41(2): 79-84.
- ZHANG Jiae, YANG Jianjun. Research on the practical production scheduling decision based on fuzzy synthetic evaluation[J]. Journal of Hunan University (Natural Sciences), 2014, 41(2): 79-84.
- [17] 张家谔, 薛晓东, 宋冬雪. 面向飞机脉动总装作业过程的多目标优化方法及装置: CN110781562A[P]. 2020-02-11.
- ZHANG Jiae, XUE Xiaodong, SONG Dongxue. Multi-objective optimization method and device for aircraft pulse final assembly process: CN110781562A[P]. 2020-02-11.
- [18] 秦亚茹, 侯志霞, 吕瑞强, 等. 基于马尔可夫链模型的脉动装配线运行状态预测[J]. 航空制造技术, 2017, 60(5): 92-95, 104.
- QIN Yaru, HOU Zhixia, LÜ Ruiqiang, et al. Prediction on pulse production line running state based on Markov forecast model[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(5): 92-95, 104.
- [19] 孔金生, 陈铁军, 万百五. 产品生产过程质量模型与闭环质量控制[J]. 科技进步与对策, 2005, 22(6): 116-117.
- KONG Jinsheng, CHEN Tiejun, WAN Baiwu. The quality model and closed-loop quality control for the product produce process[J]. Science & Technology Progress and Policy, 2005, 22(6): 116-117.
- [20] 董沛武, 刘微微, 娄岩峰. 基于遗传算法和神经网络的企业核心竞争力评价模型研究[J]. 兵工学报, 2009, 30(S1): 114-118.
- DONG Peiwu, LIU Weiwei, LOU Yanfeng. Research on enterprise core competitive power evaluation model based on genetic algorithm and neural network[J]. Acta Armamentarii, 2009, 30(S1): 114-118.

[21] 吴光辉, 陈子坤, 田永亮. 大型客机信息化研制支撑体系架构研究 [J]. 航空学报, 2019, 40(1): 522736.

WU Guanghui, CHEN Zikun, TIAN Yongliang. Architecture of informatization support systems for development of large airliners[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2019, 40(1): 522736.

[22] 钱忠民, 应坚刚. 随机分析引论

[M]. 上海: 复旦大学出版社, 2017.

QIAN Zhongmin, YING Jianguang. Introduction to stochastic analysis[M]. Shanghai: Fudan University Press, 2017.

[23] 魏利胜, 费敏锐. 基于马尔可夫模型的NCS可靠性分析 [J]. 工业仪表与自动化装置, 2007(5): 6-8, 13.

WEI Lisheng, FEI Minrui. A reliability analysis of NCS based on the Markov model[J].

Industrial Instrumentation & Automation, 2007(5): 6-8, 13.

[24] 卢言利, 穆景阳. 基于遗传BP神经网络的隐身涂层老化性能评价模型 [J]. 兵工学报, 2015, 36(8): 1580-1586.

LU Yanli, MU Jingyang. Evaluation model of aging properties of stealth coatings based on genetic BP neural network[J]. Acta Armamentarii, 2015, 36(8): 1580-1586.

Design and Analysis of Pulsation Closed-Loop Controlling Model of Aircraft Final Assembly Line

SUN Jinhao¹, YANG Yi², DU Rui², ZHANG Xuemeng¹, LI Xingchen², NIU Li³

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China;

2. AVIC Shaanxi Aircraft Industry (Group) Company Ltd., Hanzhong 723215, China;

3. Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China)

[ABSTRACT] As an important part of aircraft manufacturing, final assembly line, how to improve and stabilize production capacity has always been a research hotspot. Based on the production capacity analysis of a transport airplane, the alarm problems in the final assembly have been normalized, and a pulsation closed-loop control model of the aircraft final assembly line has been proposed. The alarm type ratios have been used as the input variables of the control model, and the load rate and production capacity have been taken as the output parameters. The neural method has been used to construct the health status evaluation by analyzing the relationship between input variables and output parameters. According to the production capacity output of the above state evaluation model, the production capacity prediction model has been constructed using the Markov chain, which successfully evaluates the implementation of the production plan of the pulsation final assembly line and gives feedback to the pulsation controller to achieve production pulsation adjustment. Finally, the pulsation closed-loop controlling model is proved to be very effective through a practical design.

Keywords: Final assembly line; Health status evaluation; Production capacity prediction; Pulsation production; Closed-loop controlling

(责编 逸飞)

引文格式: 张越, 蒋家传, 彭锐涛, 等. 自冲铆连接工艺数值模拟及优化研究进展[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 47-58.

ZHANG Yue, JIANG Jiachuan, PENG Ruitao, et al. Research progress on numerical simulation and optimization of self-piercing riveting joining process[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 47-58.

自冲铆连接工艺数值模拟及优化研究进展*

张越^{1,2}, 蒋家传¹, 彭锐涛^{1,2}, 雷贝¹

(1. 湘潭大学机械工程与力学学院, 湘潭 411105;

2. 湘潭大学力学博士后流动站, 湘潭 411105)

[摘要] 自冲铆接技术作为新型连接技术,在薄板材料的连接中具有优异的连接性能。其接头质量受连接的可行性和连接参数的影响,而接头质量主要由接头的力学性能来表征,因此接头的质量和力学性能已成为目前自冲铆技术的主要研究方向。随着数值模拟技术的发展,它在自冲铆连接技术上的应用成为一种研究趋势。对近年来自冲铆数值模拟技术的发展进行系统阐述,从自冲铆接头成形质量的数值模拟技术出发,对自冲铆数值模型建立、自冲铆影响因素研究、数值模型优化和数值预测模型 4 个方面进行说明,综述了材料连接的可行性和连接参数对接头性能的影响,对接头力学性能进行模拟,对接头力学强度和疲劳寿命进行预测,为自冲铆工艺的研究和发展提供新的方向。

关键词: 自冲铆; 数值模拟; 接头质量; 力学性能; 失效形式

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.047



张越

副教授,博士,主要研究方向为轻量化与成形技术。

随着全球气体排放的增加,碳达峰、碳中和是我国当前所面临的一场广泛而深刻的社会经济变革。目

前,交通运输成为仅次于火电系统的碳排放来源,航空航天等交通工具的节能减排已成为交通行业目前研究的重点。轻量化发展是应对当前能源紧缺和保护环境的重要举措,也是航空航天企业提高连接性能和降低成本并提高市场竞争力的一个重要方法^[1-2]。目前轻量化材料如铝合金、高强度钢、镁合金和复合材料等广泛应用在轻量化结构设计中,不同材料的性能存在很大差异。而当前实现轻量化的有效方法是使用先进的连接技术,以实现轻量化材料的有效连接。

目前,轻量化材料的连接工艺可分为冶金连接技术、机械连接技术、粘接技术及复合连接技术 4 个方面。传统的电阻点焊难以实现铝合金等材料的有效连接,自冲铆(Self-

piercing riveting, SPR)作为机械连接技术,是传统电阻点焊(RSW)的一种替代方法,已广泛应用于航空航天等领域的结构制造。自冲铆连接技术是一种机械冷成形连接技术,铆钉在冲头的作用下刺穿上层板材,并且在下层板材张开,实现机械互锁而不穿透下层板材,形成具有一定强度的连接点,可用于连接不同的材料,如铝合金、钢、镁合金和复合材料^[3-5]。研究表明,自冲铆接技术在薄板连接技术种类中(电阻点焊、螺栓连接、自冲铆连接、压印连接、粘接)的应用范围和实用价值具有更大的优势,自冲铆接头具有更好的强度性能和疲劳性能。由于 SPR 连接技术是一种依靠接头中材料冷成形实现机械互锁的工艺,因此,接头的有效连接和接头性能受铆接工艺参数的影响,良

* 基金项目: 国家自然科学基金(51901199、51975504); 湖南省优秀博士后创新人才项目(2021RC2093); 湖南省自然科学基金青年基金(2020JJ5548)。

好的接头具有一定的抗拉和抗剪强度,而接头的强度会受到底部厚度、互锁值、铆钉高度等结构参数的影响^[6-9]。自冲铆在航空航天实际运用中,连接结构会受到一定振动和冲击,导致接头发生疲劳磨损和接头破坏失效。为了研究自冲铆连接技术,国内外学者对 SPR 连接的可行性、接头成形质量的影响因素、接头的力学性能、接头失效机理和疲劳寿命进行了系统研究。随着自冲铆连接技术的发展,材料已经从碳钢、铝合金扩展到高强度钢、钛合金和镁合金等新型轻量化材料,相同和不同材料的连接技术已经成熟,研究的方法也在不断扩展。

伴随数值模拟技术的日益成熟,为了节省试验成本和时间,一些学者利用不同的有限元分析软件来模拟自冲铆成形过程,模拟 SPR 成形过程不仅可以确定板材连接的可行性,得到有效的连接方式,还可以对所得接头的质量进行第 1 阶段评估^[10]。使用数值模拟与试验相结合,得出连接参数对 SPR 接头质量的影响规律,相对应的可以确定连接参数选择范围。通过有限元软件和数学方法相结合建立 SPR 接头力学模型,对接头进行拉伸和剪切模拟,研究接头力学性能及其失效机理。由于深度学习神经网络具有学习能力强、计算速度快和运用领域广等特点,许多学者将有限元和深度学习相结合,创建数值预测模型,在 SPR 接头力学性能和疲劳寿命的预测上已经取得研究

性成果,相对应的数值模拟技术也取得进一步发展。

本文介绍了自冲铆试验和数值模拟之间的关系,结合数值模拟技术与试验介绍了 SPR 成形机理和力学性能,分析了不同材料的连接性能,介绍了材料参数、铆钉几何参数、工艺参数和环境因素等影响接头成形和力学性能的主要参数。随着自冲铆连接技术的不断发展,有限元分析并不能完全模拟 SPR 的成形机理和力学性能,本文还重点介绍了有限元分析和数学方法关于优化 SPR 成形质量和力学性能的数值模拟运用,并对目前自冲铆前沿研究方法进行介绍,发现有限元和深度学习网络相结合能够预测 SPR 接头成形质量、接头力学性能和疲劳寿命,最后指出了当前研究的局限性和未来的发展方向。

1 数值模型建立

自冲铆接本质为机械冷成形技术,可以实现两层或多层板材的有效连接。其连接原理为铆钉在冲头的作用下穿刺上下板材并向四周张开形成有效互锁,最后在下板中形成一个永久性紧固结构,从而实现板材的有效连接,自冲铆成形过程可分为 4 个步骤,如图 1 所示。其中图 1 (a) 为压边圈将上下板材压紧,并使板材贴紧下模;图 1 (b) 为冲头推动铆钉下行穿刺上板并进入下板;图 1 (c) 为在冲头和下模的共同作用下,下板的材料流入下模,同时铆钉腿向四

周张开,在上下板材之间形成机械互锁;图 1 (d) 为冲压压力达到预定压力时,冲头停止并返回。

由于自冲铆工艺复杂且成形速度快,难以通过观察接头表面成形状况来判断接头质量。目前对于 SPR 接头质量的评判方式可通过测量接头截面几何参数和进行拉伸-剪切试验获得接头静力学性能。而为了通过接头截面参数对接头的质量进行评价和确定,通常采取的方法是对接头剖面进行检测。图 2 为自冲铆接头的截面几何模型,所采取的检查标准为铆钉高度、互锁值、底部厚度和铆钉张开度。通常铆钉高度与上板材表面平齐,接头表面美观,底部厚度过小会导致铆钉刺入太深,易导致下板材被铆穿。互锁值是接头最重要的强度指标,通常互锁值越大表明接头力学性能越好,抗拉强度越高,但是该值的大小也要结合具体的铆钉和板材的材料组合情况,而铆钉张开度与互锁值互为补充,在评价接头强度时二者结合使用能更加全面地反映接头的真实连接质量。

数值模拟技术是分析自冲铆接头连接过程机制的有效方法,很多学者通过建立数值模型来研究自冲铆成形过程^[11]。由于 SPR 成形数值模型是关于铆钉轴中心线对称,可以使用轴对称二维数值模型,从而显著降低总体计算时间。相对于初始数值模型参数的设置,对网格尺寸的修改和重新细化网格是提高模拟精度的

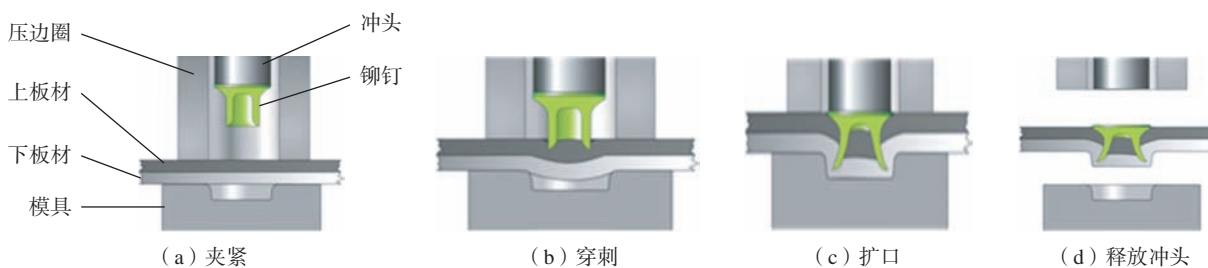


图 1 自冲铆成形过程

Fig.1 Self-piercing riveting forming process

一种有效方法。Du 等^[12]基于 r 自适应方法创建二维轴对称数值模型(图 3)来模拟钢铝混合材料 SPR 成形过程,并通过试验进行了验证,模拟结果与试验结果在截面形状上有很好的 consistency。

对于有限元软件 LS-Dyna, He 等^[13]对 SPR 成形过程进行了二维轴对称数值模拟,并通过对窗口监测技术监测 SPR 成形过程中的力-时间曲线及 SPR 接头横截面形状,模拟结果与试验数据具有良好的 consistency,验证了数值模拟结果的准确性。Rusia 等^[14]开发了一个模拟过程链,分别建立 SPR 成形过程和接头连接强度的数值模型,在创建二维数值模型中采用新的固壳结合创建方法,可通过数值模型快速准确地预测同载荷条件下自冲铆接头的几何形状和静力学性能,结果表明,作者提出模拟过程链的性能在预测 SPR 接头的几何形状和新材料组合的强度中得到证明。

Atzeni 等^[15]通过试验和数值模拟了 SPR 接头的成形机理,利用

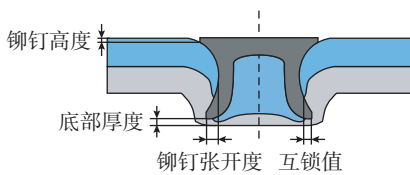


图 2 自冲铆接头的截面几何模型
Fig.2 Cross-sectional geometry of a self-piercing rivet joint

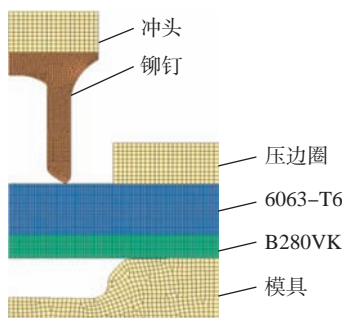


图 3 SPR 二维轴对称数值模型^[12]
Fig.3 SPR 2D axisymmetric numerical model^[12]

Abaqus 建立了二维 SPR 模型,模拟了 SPR 成形过程,验证了二维数值模型的准确性,并建立三维模型,生成 SPR 接头节理数值模型,用于模拟 SPR 接头拉伸-剪切试验,与试验结果比较,接头变形形状和载荷-位移曲线均具有较好的一致性。Kim 等^[16]采用二维轴对称模型对 SPR 成形过程进行模拟,通过得到准确二维 SPR 成形接头模型生成三维模型,对单搭接拉伸-剪切试验进行三维数值模拟,并将接头几何形状和载荷-位移曲线分别与试验值进行比较(图 4,其中 NHU 和 HU 分别表示没有材料历史更新和历史更新),验证了自冲铆接过程和搭接拉伸-剪切试验的数值模型的准确性和鲁棒性。这表明创建三维有限元模型可以准确地模拟 SPR 成形过程和静力学性能。

由上可知,分析 SPR 成形过程的有效方法是进行数值模拟,数值模型的建立推动了学者们对自冲铆接性能的研究,有效降低了试验成本。数值模拟有效弥补了 SPR 成形试验过程中实时窗口在线监测的缺陷,可以在线监测 SPR 成形过程中的力-时间曲线以及预测接头成形的几何形状。建立 SPR 数值模型是研究自冲铆接工艺的基础,后续对接头成形质量、力学性能和失效机理的研究都建立在有效的数值模型上。有效 SPR 成形模型可以为三维数值模型提供

准确结构参数,进一步构建三维数值模型,最后利用三维模型对接头力学行为和疲劳试验进行模拟分析。

2 自冲铆接影响因素

在 SPR 接头成形过程中,铆钉在刚性模具几何形状的引导下,铆钉腿张开到下层板中,而不会穿透其下表面。接头的成形需要在铆钉和底板之间形成机械互锁,接头的质量依赖于接头截面参数。研究 SPR 连接可行性和接头质量是研究自冲铆工艺的主要方式,而连接的可行性和接头质量取决于 SPR 连接参数,包括铆钉材料参数、铆钉几何参数、材料参数、工艺参数和环境因素等^[17]。为了研究连接参数对自冲铆接的影响,传统的研究方式是逐一对参数进行自冲铆接试验,但存在试验时间长、成本高和受试验条件限制等缺点。而使用数值模拟技术研究 SPR 连接参数对自冲铆接头性能的影响是一种有效的方法,目前国内外学者使用数值模拟技术对自冲铆影响因素进行了研究。

2.1 铆钉和模具的几何参数

铆钉和模具的几何参数会对铆接过程和接头性能产生较大的影响。因此建立数值模型对 SPR 进行模拟,将模拟结果与试验结果相比较,可以研究各种连接参数(铆钉材料、铆钉几何参数、模具几何参数)对自

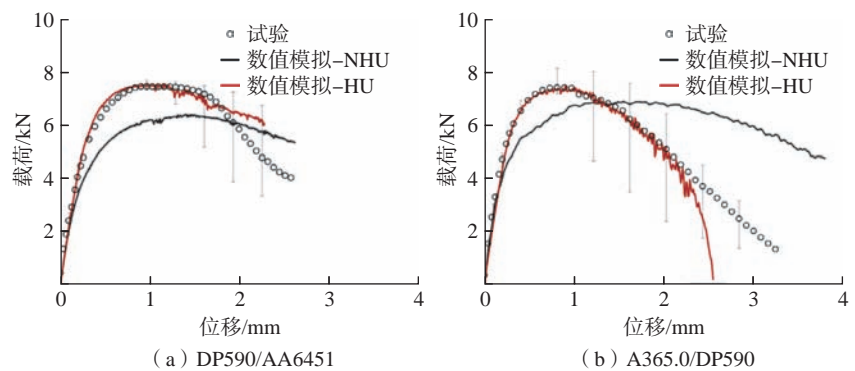


图 4 搭接剪切试验的预测载荷-位移曲线比较^[16]
Fig.4 Comparison of predicted load-displacement curves for lap-shear test^[16]

冲铆成形过程的影响,并且可以为连接参数设计提供一个参考范围。Mucha 等^[8]在 MSC Marc Menta 中开发了一个二维(2D)轴对称 SPR 模型,并对铆钉材料特性和模具几何形状对接头互锁值和最小底部厚度的影响进行了数值评估。Han 等^[18]利用 DEFORM-2D 软件对 SPR 进行了数值模拟,研究了 9 个独立的模具参数对 SPR 接头互锁值和底部厚度的主要影响,通过正交试验,获得凹模几何参数最优组合,并对优化的组合进行数值模拟验证。Xie 等^[19]研究了板厚、板厚比和铆钉长度对镀锌钢板 SPR 接头破坏机理和静力学性能的影响,建立了板材厚度与铆钉长度关系的经验方程,并指出板厚和厚度比是影响 SPR 接头静力学性能和失效机理的两个关键因素,可通过经验方程计算出板材厚度的最佳铆钉长度组合。

Karathanasopoulos 等^[20]通过数值模型和试验研究了铆钉和模具不同几何参数对两种板材组合(铝板+铝板、钢板+铝板)的 SPR 连接可行性和接头质量的影响,并且获得了板材弹塑性和断裂属性,确定了能成功连接的 SPR 工艺参数,通过试验和数值模拟验证,在铆钉腿厚度和模具深度值的特定范围内,可以获得成功的 SPR 连接接头和高互锁值的参数组合。使用优化算法可以提高数值模型的准确性,Wang 等^[21]使用光滑粒子伽辽金(SPG)算法建立钢铝板材连接的 SPR 三维数值模型,研究了铆钉几何参数和模具几何参数对接头横截面尺寸和横向抗拉强度的影响(图 5)。数值模拟结果表明,SPG 算法可以有效解决接头成形过程中铆钉刺穿上板引起的材料失效问题,该方法可以为铆钉和模具的型号选择和尺寸设计提供参考。Zhao 等^[22]通过试验与建立数值模型结合的方法研究了铆钉长度、模具直径、模具深度及其相互作用对接头互锁

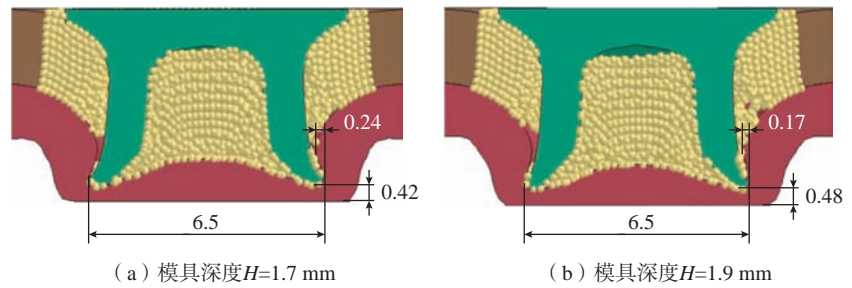


图 5 采用 SPG 算法数值模拟 SPR 接头质量(mm)^[21]
Fig.5 Numerical simulation of SPR joint quality by SPG algorithm (mm)^[21]

值和底部最小剩余厚度的影响,结果表明铆钉和模具参数对互锁值有显著影响,对底部最小剩余厚度影响较小,同时作者提出了一种简单有效的多元回归模型来预测 SPR 关节质量。

上述文献中,自冲铆过程涉及过多的连接参数,如模具的几何参数、铆钉材料尺寸、铆钉的几何参数、静摩擦系数等。通过分析这些参数对铆接过程模拟结果的影响可知,模具凸台高度的增加会直接影响接头成形性,使最终接头互锁值增加而底部厚度减少,增强了自冲铆接头的内锁性能和连接效果。铆钉材料和尺寸直接影响接头成形质量,要结合上下板材的材料和厚度选取适当的铆钉材料和几何参数。学者们使用有限元模型、数学公式以及开发优化算法对 SPR 进行了数值模拟,研究了铆钉和模具参数对 SPR 接头成形性能的影响,并且得出铆钉和模具最佳参数,可为自冲铆接技术铆钉和模具的选择提供参考范围。

2.2 材料参数

随着“碳达峰”和“碳中和”等环保政策的提出,航空航天和汽车行业开始使用铝合金、高强度钢等轻型材料作为机身结构以达到结构轻量化的要求^[7]。由于自冲铆接技术是一种冷成形技术,通过铆钉在上下板材穿刺过程中发生塑性变形,板材和铆钉在模具中形成镶嵌互锁接头,自冲铆成形过程和接头质量受板材材料性能影响^[23-24]。一些学者通过建立数值模型研究板材的材料特性对

自冲铆接工艺的影响。

Mori 等^[25]研究了多种铝合金和钢板的自冲铆接工艺,通过数值模拟和试验研究了钢板和铝合金板自冲铆接过程中的变形行为,以确定最佳连接条件。通过优化模具形状,扩大了 3 种高强度钢和铝合金板材自冲铆的连接范围,并成功地连接了超高强度钢、低碳钢和铝合金板材。针对不同板材材料特性的研究,需要构建板材成形过程中变形、损伤和失效的精确数值模型。Bouchard 等^[26]对具有不同几何参数和材料特性的自冲铆接过程进行了模拟,研究了模拟连接过程中板材之间的接触、塑性变形、损坏和断裂,显示了具有两个金属层的 SPR 成形过程的数值模拟的稳定性和适用性。涉及复合材料的模拟需要进一步研究,Hirsch 等^[27]提出了创建纤维增强复合材料(FRP)和金属板中的自冲铆接过程的数值模型,特别强调的是复合材料的变形和破坏行为的建模,指出复合材料的机械响应通常由层内和层间损伤现象控制,提出了一种复合材料表征和建模的方法,根据有效的各向异性弹性和粘弹性材料特性,使用均质化技术和连续损伤方法来预测复合材料的力学行为(图 6),并讨论了模型和参数识别的局限。

在 SPR 连接试验中不能观察材料成形的变形原理,缺少对材料特性机理的表征,而数值模型的建立,为研究不同板材材料在 SPR 成形过程

中发生的变形、破坏等问题提供了方法。由于数值模型的材料本构模型需要自己通过试验求得,并且选取不同损伤模型对接头质量有所影响,影响接头成形效果。从现有研究中可知准确模拟板材材料对自冲铆性能的影响,需要准确的材料本构模型和适合的损伤模型,上下板材和铆钉单元网格的类型和大小也能直接影响 SPR 接头成形质量,数值模型可有效解决板材在成形过程中的变形、破坏、残余应力等问题,可以通过建立合适损伤模型来模拟材料参数对自冲铆性能的影响。针对复合材料的表征,需要通过改进损伤模型的参数化和元素侵蚀的相互作用来解决材料损失的问题。

2.3 温度因素

由于自冲铆接头质量受铆接环境的影响,因此需要考虑温度对材料特性的影响。由于 SPR 成形过程中导致板材局部的塑性变形,部分机械能转化为热能,因此需要研究材

料的热软化和应变硬化,以表征材料在 SPR 连接条件下的机械行为。Carandente 等^[28]提出了一种基于热机械有限元模型来模拟 SPR 过程,在 1 s^{-1} 的应变率和从 $0\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内研究材料数据对 SPR 成形过程的模拟,使用 Simufact.forming TM 软件对摩擦和塑性变形引起的温度升高进行了数值研究,表征了板材材料(铝合金 AA5754)在不同应变率下的热软化和应变硬化的影响,数值模拟与试验结果之间取得很好的一致性,结果表明温度和应变力对 SPR 成形质量有影响(图 7)。Huang 等^[29]通过建立二维数值模型,模拟 SPR 铆过程的刺穿、回弹和冷却阶段,并引入了 ISV 材料模型,捕捉自冲铆过程的应变率和温度效应,通过中子衍射测量表征了 SPR 接头周围的残余应力分布,试验结果与数值模拟预测的残余应力具有良好的一致性,该模型可进一步运用到自冲铆接工艺优化和自冲铆接头疲劳分析中。

数值模拟技术在自冲铆环境因素的研究中取得有效成果,由于试验成本和条件的影响,对环境因素影响的研究受到一定的局限性。温度的变化直接影响材料的金相组织,从而改变材料性能,目前缺乏材料金相组织受温度影响而发生变化的表征方法。在自冲铆静态和动态力学试验中,通常忽略温度对接头力学性能的影响,在后续研究过程中,可构建温度场模拟温度对自冲铆接头力学强度和失效机理的影响。目前腐蚀环境下对接头力学强度的研究仅限于试验中,后续可使用软件创建和模拟腐蚀环境,并运用到自冲铆工艺研究中。

3 数值模型优化

数值模拟是一种研究自冲铆工艺的有效方法,为了提高数值模型模拟的准确性,一些学者提出用数学模型和优化有限元模型来研究自冲铆成形几何形状和接头强度。

Chen 等^[30]采用 Box-Behnken 设计(BBD)响应面试验方法,建立了铝合金 SPR 工艺参数的多元非线性回归模型。板材厚度、板材硬度和铆钉硬度作为研究因素,冲头行程、最大铆接力和失效载荷作为输出响应值,采用最小二乘拟合建立数学模型。进一步研究板材厚度、板材硬度和铆钉硬度对 SPR 接头的铆接力和失效载荷的影响,结果表明,试验值与模型预测的误差在 8% 以内,证明

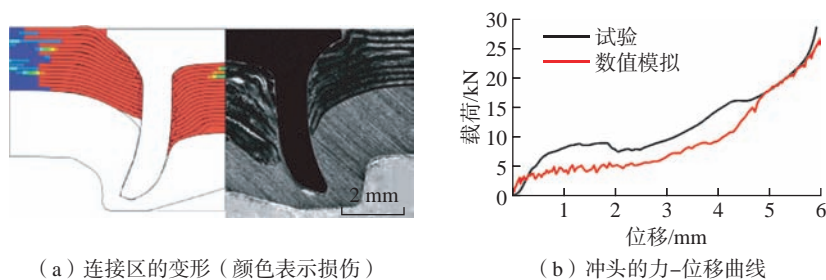


图 6 SPR 接头数值模拟与试验结果比较^[27]

Fig.6 Comparison of numerical simulation of SPR joint and experimental results^[27]

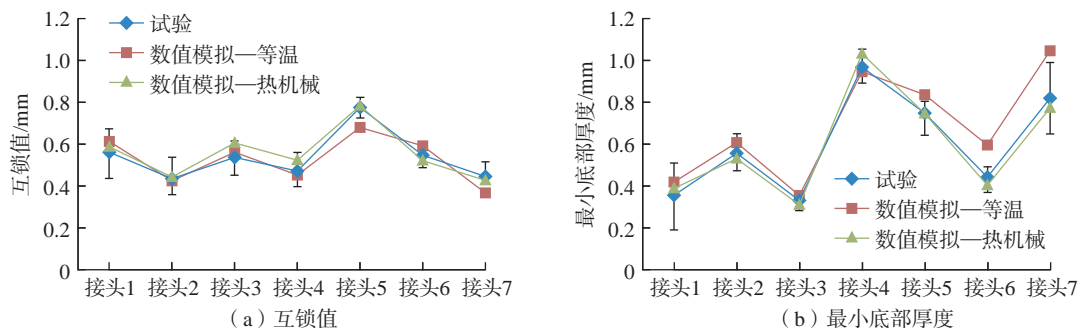


图 7 SPR 接头等温模型、热机械模型数值模拟与试验结果比较^[28]

Fig.7 Comparison of numerical simulation and experimental results of isothermal model and thermomechanical model of SPR joint^[28]

该模型具有较高的拟合度和可靠性,为通过建立数学模型研究自冲铆成形机理提供了理论依据。Haque 等^[31]开发了一种简单有效的数学模型来确定自冲铆接头中的铆钉张开度,该方法是一种基于力-位移曲线确定铆钉张开度的无损检测方法。在力-位移曲线中确定铆钉张开度开始和结束时冲头位移的两个关键数据,在板材厚度、模具和铆钉几何参数以及力-位移曲线两个关键数据之间建立线性关系方程。可通过数学模型确定铆钉张开度的大小,无需测量 SPR 接头横截面即可计算铆钉扩口,可直接用于 SPR 接头优化。

随着有限元模型的创建,有学者采用模型参数的优化方式提高数值模拟的准确度。Du 等^[32]基于 r 自适应方法,创建了 SPR 过程的二维有限元模型,并通过试验与有限元模型进行了检验验证,相对误差控制在 8% 以内,并提出了一种新的 SPR 接头三维有限元模型 (FEA) 生成方法 (图 8),通过创建的三维数值模型能够模拟 SPR 接头的静态和动态力学

行为。Porcaro 等^[33]使用 LS-DYNA 有限元软件,基于 r 自适应法创建二维轴对称数值模型来模拟 SPR 成形过程,还对成形过程的重要参数(摩擦、网格尺寸和破坏标准)进行了研究,通过有限元创建铆钉数值模型反求铆钉材料性能,为了验证数值模拟与试验的一致性,对比了 SRP 成形过程,得到力-变形曲线,如图 9 所示。

通过上述研究发现,根据影响因素对自冲铆接头质量的影响结果,使用数学方法创建数学模型,确定模型的输入因素和输出结果之间的关系式,实现自冲铆数值模型的优化,为研究自冲铆成形机理和接头截面参数提供准确的方法。数学模型的建立,节省对自冲铆接头进行相应的静力学试验和接头剖面的处理。在自冲铆接头后续的研究中,建立数学模型可对接头的力学强度和疲劳寿命进行计算,为研究自冲铆接头的静态和动态力学性及其失效机理提供有效的方法。对数值模型参数(网格单元类型、网格大小、摩擦、损伤模拟)

进行优化,可提高数值模型的模拟精度。有限元软件提供了一种可开发性和优化性的环境,把复杂的自冲铆工艺变成可视化。

4 数值预测模型

为了节省试验成本和时间,解决研究条件的不足和不能实现范围参数性研究的问题,学者们通过有限元分析和深度学习神经网络的结合运用,建立相应的自冲铆数值预测模型,对自冲铆接头成形质量、接头力学性能和疲劳寿命进行预测,有效解决了众多 SPR 试验所遇到的问题,促进了自冲铆研究方向的延展。近年来,SPR 数值预测模型取得了重要的进展。

4.1 SPR 接头成形质量预测

SPR 接头的截面参数(铆钉高度、互锁值、底部厚度和铆钉张开度)是评价接头强度的一种指标,目前使用接头剖面测量和数值模拟确定接头截面几何参数,而一些学者通过建立数值预测模型实现对 SPR 接头截面特征的预测。Karathanasopoulos

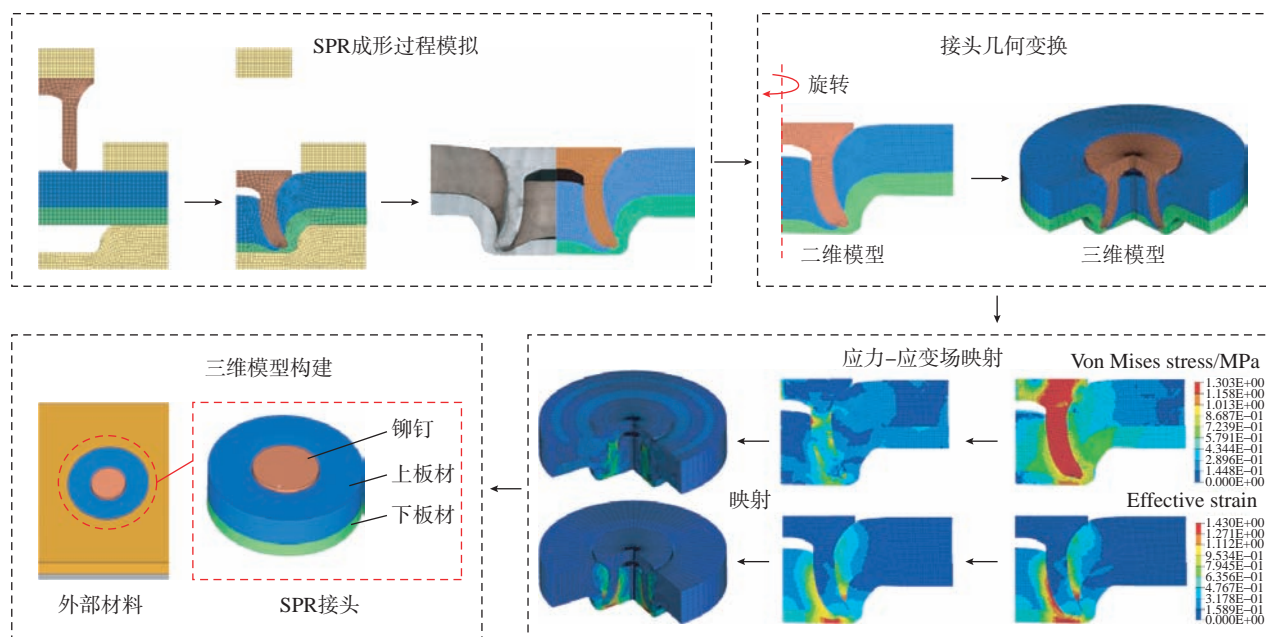


图 8 SPR 接头三维有限元模型生成方法概述^[32]

Fig.8 Overview of 3D FE model generation method of SPR joint^[32]

等^[34]建立二维轴对称数值模型,使用 Hosford-Coulomb 断裂面来校准数值模型,研究了 SPR 连接可行性和接头质量,并且通过深度学习神经网络构建数值预测模型,对 SPR 接头特征进行预测,与试验获得的 SPR 接头进行比较,验证了数值模型的预测,并分析了实现机械互锁接头所使用的铆钉和模具的几何参数之间的关系,得出了最有利的的设计参数实践结论。采用深度学习架构^[35-36]来创建数值预测模型,如图 10 所示,模拟钢铝板材自冲铆接过程并对接头截面几何形成进行预测,通过对预测模型进行训练,获得接头横截面几何参数(互锁值、底部厚度和铆钉张开度),并与试验值进行比较,评估预测模型的准确性,大部分金属材料 SPR 成形几何形状都可以使用深度学习模型进行预测。通过这种方式,可以减少对新材料自冲铆接成形研究所花费的时间。

Zhao 等^[37]开发了涉及 4 个连接参数(铆钉长度、上下板材厚度、模具深度和模具直径)的人工神经网络(ANN)模型来预测铆钉高度、互锁值和底部厚度值,进一步预测 SPR 接头质量,如图 11 所示,进行了相应 SPR 试验测试,铆钉高度、互锁值和底部厚度的预测值与试验结果之间的平均误差分别达到 0.059 mm、0.058 mm、0.075 mm,相应的平均百分比误差分别为 10.9%、42.2%、22.4%。此外,还提出了两种创新方法来简化 SPR 接头设计的铆钉和模具的选择:(1)通过将遗传算法(GA)与 ANN 模型相结合来实现,可以针对不同的接头质量标准生成最佳的铆钉和模具组合;(2)借助 ANN 模型绘制出不同铆钉和模具组合的应用范围图,可以快速确定铆钉与模具的参数范围。Zhao 等^[38]使用深度神经网络(DNN)开发了一种快速的 SPR 接头质量预测模型,

通过与自冲铆试验结果进行验证,并将 DNN 模型与 Monte Carlo 方法相结合,可以快速、自动地识别适合多个薄板组合的铆钉/模具几何参数的设计范围,根据连接几何参数预测

SPR 接头截面参数指标(互锁值、底部厚度和剩余底部厚度),使用 3 个指标来评估接头质量,与有限元模拟结果比较,验证预测模型的准确性(图 12)。基于所开发的 DNN 模型,

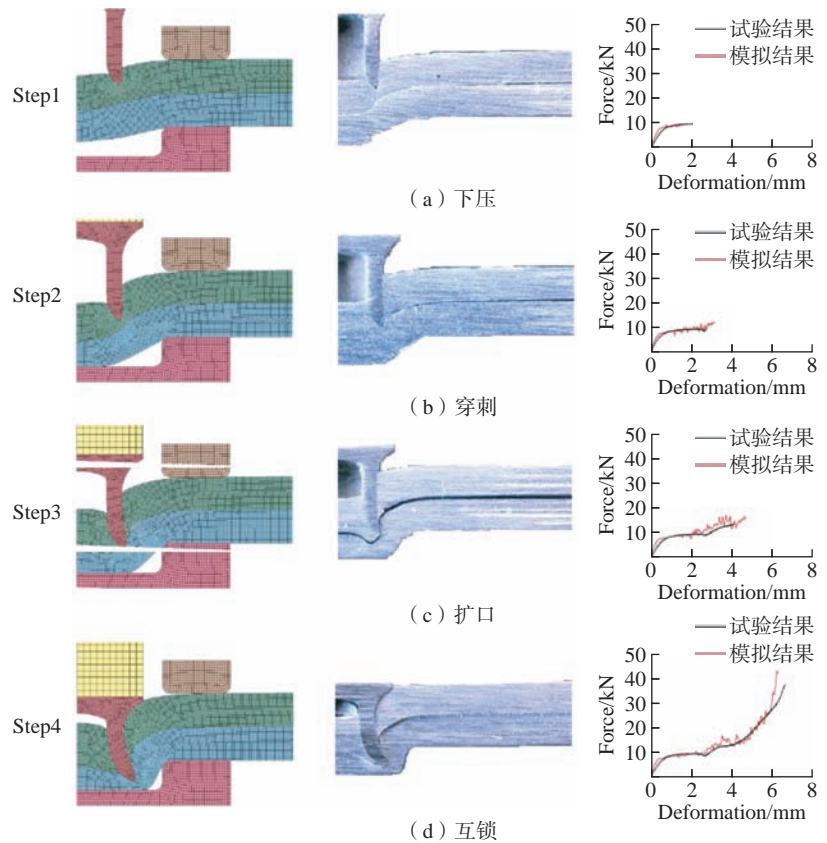


图 9 SPR 成形过程模拟与试验结果对比^[33]

Fig.9 Comparison of SPR molding process simulation and experimental results^[33]

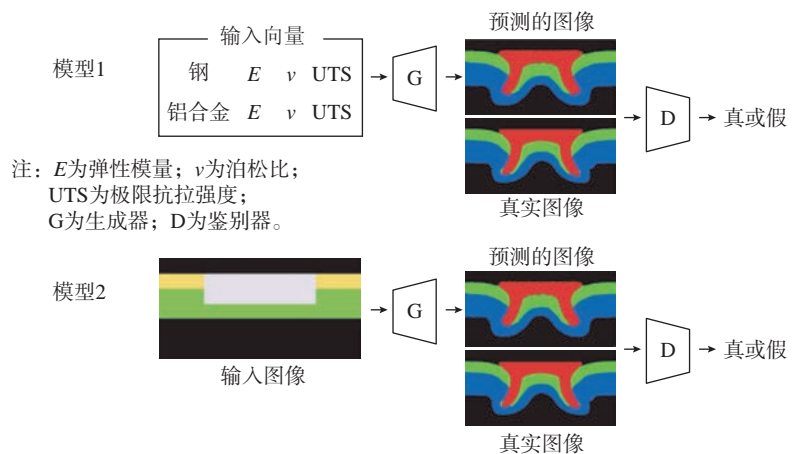


图 10 用于预测横截面形状的两个模型的数据流^[35]

Fig.10 Data flow of two models used to predict cross-sectional shape^[35]

本研究还进一步提出了两种方法来简化 SPR 接头设计,并确定适合多板材组合所需的最小铆钉 / 模具组合。

在 SPR 成形过程数值模拟的基础上,通过深度学习的方法可以构建 SPR 接头预测模型,预测模型具有预测精度高、计算时间快、通用性高和

降低研究试验成本等优点。将数值模拟与深度学习结合,将复杂的 SPR 接头可视化,根据研究需要改变神经网络模型的输入层和输出层参数,可将 SPR 接头连接参数与接头质量指标联系起来,实现对 SPR 接头截面特征参数化的计算,为 SPR 接头力

学性能研究提供适合试件。在未来的研究方向中,深度学习为学者们研究自冲铆接头质量和力学性能提供了一种有效的方法。

4.2 SPR 接头力学性能预测

一些学者在将数值模拟技术成功运用到 SPR 成形过程的基础

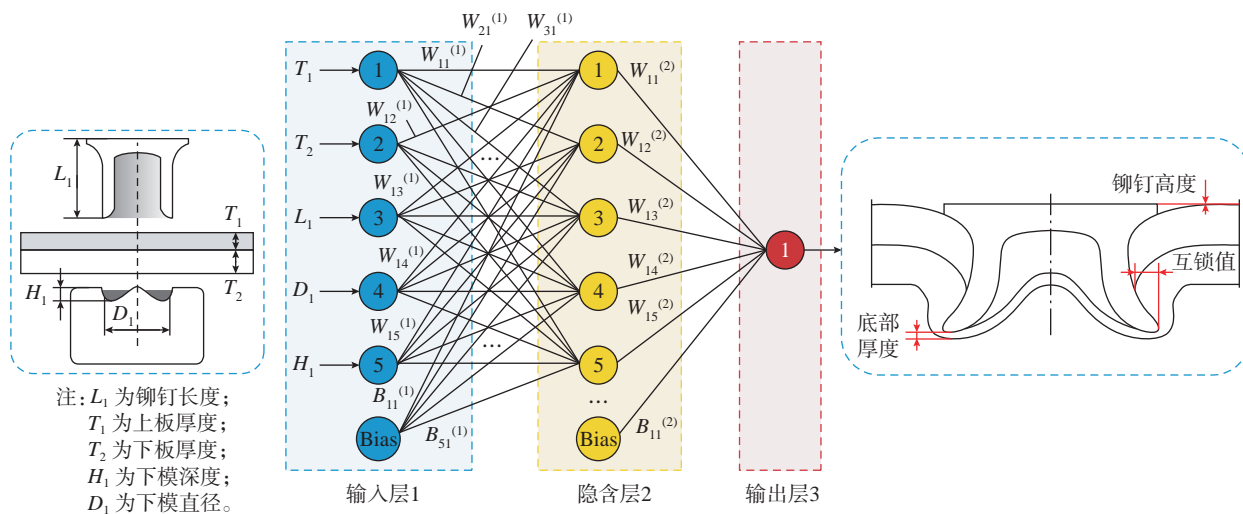


图 11 3 层人工神经网络 (ANN) 模型结构^[37]

Fig.11 Three-layer artificial neural network (ANN) model structure^[37]

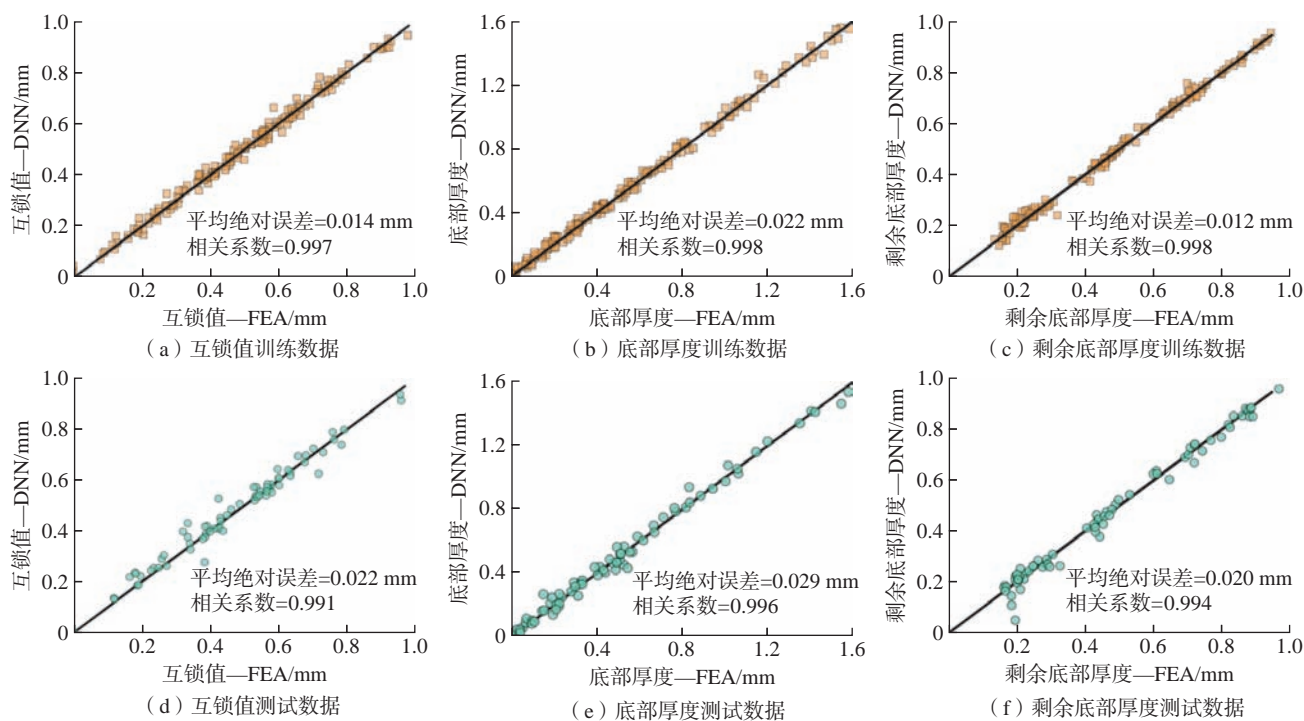


图 12 最佳深度神经网络 (DNN) 预测与有限元模型 (FEA) 模拟结果比较^[38]

Fig.12 Comparison of best deep neural network (DNN) predictions and finite element model (FEA) simulation results^[38]

上,进一步对 SPR 接头强度进行研究,创建 SPR 接头强度数值预测模型。Lin 等^[39]创建有限元模型,模拟 SPR 成形过程中铆钉和板材的塑性变形,将模拟过程得到的残余力学场导入二维有限元模型,对 SPR 接头进行交叉拉伸试验模拟,如图 13 所示。通过改变板材材料的力学性能和厚度进行数值模拟,得到许多 SPR 接头的交叉拉伸强度用于训练基于 XGBoost 算法的回归模型,以实现 SPR 接头交叉拉伸强度的预测,结果表明,SPR 接头交叉拉伸强度预测值与试验值相比误差小于 7.6%。

Porcaro 等^[40]使用一种新的算法将自冲铆过程的二维数值模型的结果映射到三维数值模型中,构建 SPR 接头的静力学试验模型,模拟预测过程侧重于板材厚度、试件的几何形状、板材材料特性和加载条件对接头质量的影响,数值模拟得到的力-位移曲线与试验曲线有很高的拟合精度,并且对比了试验的失效形式,该模型能够模拟 SPR 接头拉伸-剪切和拉伸-剥离试验的失效形式,如图 14 和 15 所示。Yan 等^[41]对冷弯薄壁型材 SPR 接头的力学性能进行了研究,并基于传染病模型(SIR)构建了 SPR 接头的拉伸-剪切强度计算模型,研究了端距、间距、数量、排列、铆钉长度、连接件之间的厚度差和加载比等参数对 SPR 连接抗剪强度的影响。该模型中的经验参数主要由铆接过程中的连接参数得到,能够准确呈现载荷-位移曲线的变

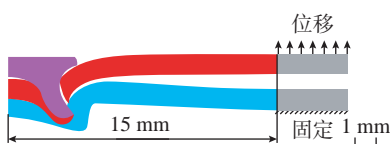


图 13 SPR 接头交叉拉伸试验的二维有限元模型^[39]

Fig.13 2D finite element model of SPR joint cross tensile test^[39]

化趋势,所提出的公式可以适当地预测 SPR 接头的抗剪强度。Haque 等^[42]基于铆钉扩口经验模型^[31],创建了拉伸-剪切和交叉拉伸强度预测模型,通过获取接头截面参数和 SPR 接头的力-位移曲线特征预测拉伸-剪切和交叉拉伸强度,在静载荷下建立接头强度模型,可用于进一步研究。Sun 等^[43]提出了一种预测接头强度的解析方法,基于下限载荷强度估计器,可以粗略估计 SPR 接头的静态交叉拉伸强度,并预测相应的失效模式,结果表明,SPR 接头的交叉拉伸强度取决于材料组合、铆钉参数、模具参数和铆接方向。

由上可知,数学方法和有限元模型的结合可以成功实现对自冲铆接头静力学强度的预测,不通过试验就可以得到接头的失效模式和力-位

移曲线,使用数值模拟获得接头强度比试验更经济。由于 SPR 接头力学强度受很多参数的影响,预测模型还未能表征参数对力学性能的影响,预测模型中不包括材料失效,因此无法预测与基础材料失效相关的失效模式。

4.3 SPR 疲劳寿命预测

目前,对于 SPR 接头疲劳的数值模拟研究较少。Huang 等^[5]对自冲铆接接头的疲劳行为进行了试验和数值研究,介绍了一种完整 SPR 疲劳寿命预测方法,用于预测裂纹类型的 SPR 疲劳失效形式和疲劳寿命,提出了一种新的结构载荷疲劳裂纹扩展模型来预测疲劳寿命和裂纹形状演化,如图 16 所示。对不同载荷比下疲劳行为进行模拟,疲劳循环和最终裂纹纵横比的预测结果与试验测试结果吻合较好,所有预测

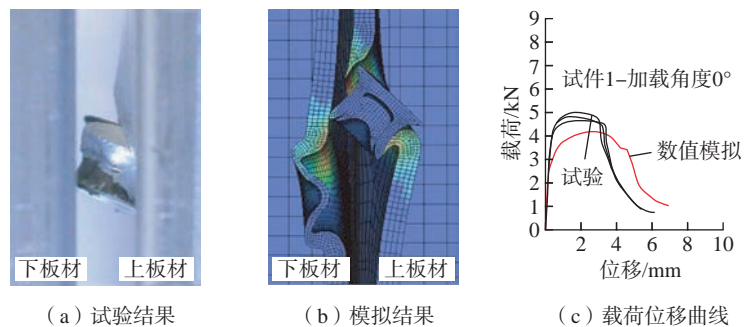


图 14 纯剪切条件下数值模拟和试验失效模式的比较^[40]

Fig.14 Comparison of numerical and experimental failure modes under pure shear conditions^[40]

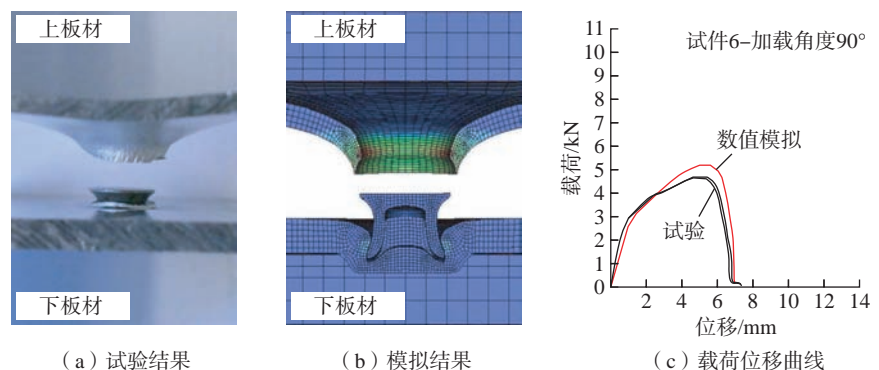


图 15 纯剥离条件下数值模拟和试验失效模式的比较^[40]

Fig.15 Comparison of numerical and experimental failure modes under pure peel conditions^[40]

的最终裂纹纵横比均在 0.26~0.30 之间,接近于试验观测值。新的结构载荷裂纹扩展方法表明疲劳寿命预测值和试验结果之间的一致性,如图 17 所示^[5]。失效形式表明,铆钉和铝板失效之间存在竞争,后者占主导地位,疲劳失效形式为板材发生裂纹,裂纹萌生位置在铆钉孔附近,以半椭圆形方式向板材厚度和宽度方向扩展。

目前,SPR 接头疲劳的数值模拟还处于开始阶段,由于 SPR 接头裂纹的萌生在成形阶段也受板材特性的影响,SPR 接头内部裂纹表征复杂,在不同载荷比作用下疲劳裂纹扩展存在内部竞争关系,仍然缺少相应方法对 SPR 疲劳行为进行准确表征。在自冲铆接头动态性能及其失效机理的研究中发现,微动磨损会导

致疲劳裂纹的产生,疲劳裂纹进行扩展最终使得接头失效,黑色磨屑是微动磨损的产物。对于当前数值模拟技术在自冲铆工艺运用的研究,未来可以建立 SPR 接头微动疲劳模型、变载荷下微动损伤和疲劳裂纹扩展简化模型,预测 SPR 接头的疲劳失效位置。通过疲劳应力法和断裂力学法建立 SPR 接头疲劳寿命预测模型,达到预测 SPR 接头的疲劳寿命及失效位置的目的。

5 结论

本文讨论了不同有限元软件、数学方法和深度学习对自冲铆连接过程和接头质量评估的研究。使用不同有限元软件和数学方法建立数值模型,对几何参数、材料参数和环境因素对自冲铆性能的影响进行数值模拟,并对数值模型进行优化,最后对自冲铆的成形质量、静力学强度和疲劳寿命进行模拟及预测,在自冲铆工艺运用研究中取得显著进展。

(1) 建立有效的数值模型可以模拟 SPR 成形过程,简化自冲铆接头结构,使自冲铆可视化,创建在线窗口,能实时监测自冲铆接头成形质量。通过模拟自冲铆连接参数(铆钉几何参数、模具几何参数、材料参数和环境因素)对接头性能的影响,能确定 SPR 连接的可行性和连接参数使用范围,节省试验成本和时间。

(2) 使用合适的损伤模型,将材料变形破坏、残余应力和应力-应变曲线映射到自冲铆力学数值模型中,在数学方法和有限元的结合作用下,实现对 SPR 接头静态力学性能和失效机理进行模拟及预测。使用深度学习网络建立 SPR 数值预测模型,可对不同连接参数下自冲铆成形质量和力学性能进行预测。

(3) 数值模拟技术在自冲铆工艺的运用上仍然存在一些缺陷,例如

复合连接(粘接+自冲铆接)接头有限元模型建立过程中板材中间粘接剂的特性难以构建,对于复合材料有限元的表征和建模存在一些方法上的空缺,可以通过数学方法构建和优化复合材料成形中变形、损伤和失效的精确数值模型。

(4) 目前,自冲铆接头疲劳寿命和失效机理的数值模型研究数量有限,而疲劳微动模型还未取得显著的进展。在未来的研究中,可以使用有限元方法、数学方法和深度学习网络进一步研究接头的疲劳寿命和失效机理,对试验结果进行近似模拟。

参考文献

[1] 魏文杰,何晓聪,张先炼,等. DP780/AA6061 薄板自冲铆接头微动损伤特性[J]. 机械工程学报, 2020, 56(6): 169-175.
WEI Wenjie, HE Xiaocong, ZHANG Xianlian, et al. Characteristics of fretting damage in hybrid DP780/AA6061 self-piercing riveted joints[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(6): 169-175.

[2] 徐小娟,穆瑞. 基于正交试验的铝合金板料自冲铆接成形参数优化[J]. 锻压技术, 2019, 44(9): 51-55.
XU Xiaojuan, MU Rui. Optimization on forming parameters of self-piercing riveting for aluminum alloy sheet based on orthogonal test[J]. Forging & Stamping Technology, 2019, 44(9): 51-55.

[3] HE X C, PEARSON I, YOUNG K. Self-pierce riveting for sheet materials: State of the art[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 199(1-3): 27-36.

[4] HE X C, ZHAO L, DENG C J, et al. Self-piercing riveting of similar and dissimilar metal sheets of aluminum alloy and copper alloy[J]. Materials & Design (1980-2015), 2015, 65: 923-933.

[5] HUANG L, SHI Y D, GUO H D, et al. Fatigue behavior and life prediction of self-piercing riveted joint[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 88: 96-110.

[6] LI D, HAN L, THORNTON M, et al. Influence of edge distance on quality and static behaviour of self-piercing riveted aluminium joints[J]. Materials & Design, 2012, 34: 22-31.

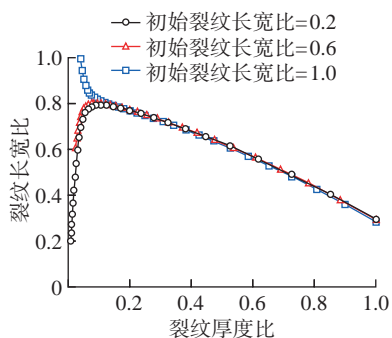


图 16 基于不同的初始裂纹长宽比预测裂纹形状演变^[5]
Fig.16 Prediction of crack shape evolution based on different initial crack length to width ratios^[5]

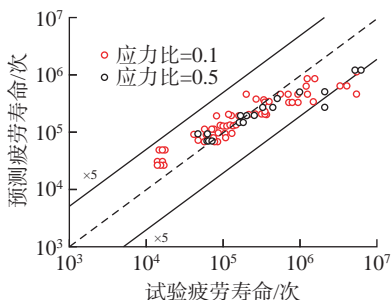


图 17 自冲铆 TS 试样疲劳寿命^[5]
Fig.17 Self-piercing riveting TS specimen fatigue life^[5]

- [7] LOU M, LI Y B, LI Y T, et al. Behavior and quality evaluation of electroplastic self-piercing riveting of aluminum alloy and advanced high strength steel[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2013, 135(1): 011005.
- [8] MUCHA J. A study of quality parameters and behaviour of self-piercing riveted aluminium sheets with different joining conditions[J]. *Strojniški Vestnik—Journal of Mechanical Engineering*, 2011, 57(4): 323–333.
- [9] XING B Y, HE X C, ZENG K, et al. Mechanical properties of self-piercing riveted joints in aluminum alloy 5052[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 75(1): 351–361.
- [10] MA Y W, LOU M, LI Y B, et al. Effect of rivet and die on self-piercing rivetability of AA6061-T6 and mild steel CR4 of different gauges[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 251: 282–294.
- [11] HE X C, GU F S, BALL A. Recent development in finite element analysis of self-piercing riveted joints[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 58(5): 643–649.
- [12] DU Z P, DUAN L B, JING L J, et al. Numerical simulation and parametric study on self-piercing riveting process of aluminium-steel hybrid sheets[J]. *Thin-Walled Structures*, 2021, 164: 107872.
- [13] HE X C, XING B Y, ZENG K, et al. Numerical and experimental investigations of self-piercing riveting[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, 69(1): 715–721.
- [14] RUSIA A, WEIHE S. Development of an end-to-end simulation process chain for prediction of self-piercing riveting joint geometry and strength[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 57: 519–532.
- [15] ATZENI E, IPPOLITO R, SETTINERI L. Experimental and numerical appraisal of self-piercing riveting[J]. *CIRP Annals*, 2009, 58(1): 17–20.
- [16] KIM C, MIN K M, CHOI H, et al. Development of analytical strength estimator for self-piercing rivet joints through observation of finite element simulations[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2021, 202–203: 106499.
- [17] LIU Y P, LI H, ZHAO H, et al. Effects of the die parameters on the self-piercing riveting process[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 105(7): 3353–3368.
- [18] HAN S L, LI Z Y, GAO Y, et al. Numerical study on die design parameters of self-pierce riveting process based on orthogonal test[J]. *Journal of Shanghai Jiaotong University (Science)*, 2014, 19(3): 308–312.
- [19] XIE Z Q, ZHANG A L, YAN W M, et al. Study on shear performance and calculation method for self-pierce riveted joints in galvanized steel sheet[J]. *Thin-Walled Structures*, 2021, 161: 107490.
- [20] KARATHANASOPOULOS N, PANDYA K S, MOHR D. An experimental and numerical investigation of the role of rivet and die design on the self-piercing riveting joint characteristics of aluminum and steel sheets[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 69: 290–302.
- [21] WANG D F, KONG D W, XIE C, et al. Study on the effect of rivet die parameters on joint quality of self-piercing riveting employed 3D modeling and MCDM method[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, 119(11): 8227–8241.
- [22] ZHAO H, HAN L, LIU Y P, et al. Modelling and interaction analysis of the self-pierce riveting process using regression analysis and FEA[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 113(1): 159–176.
- [23] ABE Y, KATO T, MORI K. Joinability of aluminium alloy and mild steel sheets by self piercing rivet[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, 177(1–3): 417–421.
- [24] JIANG H, SUN L Q, LIANG J S, et al. Shear failure behavior of CFRP/Al and steel/Al electromagnetic self-piercing riveted joints subject to high-speed loading[J]. *Composite Structures*, 2019, 230: 111500.
- [25] MORI K, ABE Y, KATO T. Self-pierce riveting of multiple steel and aluminium alloy sheets[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(10): 2002–2008.
- [26] BOUCHARD P O, LAURENT T, TOLLIER L. Numerical modeling of self-pierce riveting—From riveting process modeling down to structural analysis[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 202(1–3): 290–300.
- [27] HIRSCH F, MÜLLER S, MACHENS M, et al. Simulation of self-piercing riveting processes in fibre reinforced polymers: Material modelling and parameter identification[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 241: 164–177.
- [28] CARANDENTE M, DASHWOOD R J, MASTERS I G, et al. Improvements in numerical simulation of the SPR process using a thermo-mechanical finite element analysis[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 236: 148–161.
- [29] HUANG L, MORAES J F C, SEDI AKO D G, et al. Finite-element and residual stress analysis of self-pierce riveting in dissimilar metal sheets[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2017, 139(2): 021007.
- [30] CHEN G K, ZENG K, XING B Y, et al. Multiple nonlinear regression prediction model for process parameters of Al alloy self-piercing riveting[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19: 1934–1943.
- [31] HAQUE R, WILLIAMS N S, BLACKET S E, et al. A simple but effective model for characterizing SPR joints in steel sheet[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 223: 225–231.
- [32] DU Z P, WEI B L, HE Z C, et al. Experimental and numerical investigations of aluminium-steel self-piercing riveted joints under quasi-static and dynamic loadings[J]. *Thin-Walled Structures*, 2021, 169: 108277.
- [33] PORCARO R, HANSSSEN A G, LANGSETH M, et al. Self-piercing riveting process: An experimental and numerical investigation[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, 171(1): 10–20.
- [34] KARATHANASOPOULOS N, PANDYA K S, MOHR D. Self-piercing riveting process: Prediction of joint characteristics through finite element and neural network modeling[J]. *Journal of Advanced Joining Processes*, 2021, 3: 100040.
- [35] KIM H K, OH S, CHO K H, et al. Deep-learning approach to the self-piercing riveting of various combinations of steel and aluminum sheets[J]. *IEEE Access*, 2021, 9: 79316–79325.
- [36] OH S, KIM H K, JEONG T E, et al.

Deep-learning-based predictive architectures for self-piercing riveting process[J]. IEEE Access, 2020, 8: 116254–116267.

[37] ZHAO H, HAN L, LIU Y P, et al. Quality prediction and rivet/die selection for SPR joints with artificial neural network and genetic algorithm[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 66: 574–594.

[38] ZHAO H, HAN L, LIU Y P, et al. Automatic and robust design for multiple self-piercing riveted joints using deep neural network[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 122(2): 947–975.

[39] LIN J P, QI C W, WAN H L, et al.

Prediction of cross-tension strength of self-piercing riveted joints using finite element simulation and XGBoost algorithm[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2021, 34(1): 1–11.

[40] PORCARO R, HANSEN A G, LANGSETH M, et al. The behaviour of a self-piercing riveted connection under quasi-static loading conditions[J]. International Journal of Solids and Structures, 2006, 43,(17): 5110–5131.

[41] YAN W M, XIE Z Q, YU C, et al. Experimental investigation and design method for the shear strength of self-piercing rivet connections in thin-walled steel structures[J]. Journal of Constructional Steel Research, 2017,

133: 231–240.

[42] HAQUE R, DURANDET Y. Strength prediction of self-pierce riveted joint in cross-tension and lap-shear[J]. Materials & Design, 2016, 108: 666–678.

[43] SUN X, KHALEEL M A. Strength estimation of self-piercing rivets using lower bound limit load analysis[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2005, 10(5): 624–635.

通讯作者: 彭锐涛, 教授, 博士, 主要研究方向为高端动力装备关键零件的高效精密加工与传动。

Research Progress on Numerical Simulation and Optimization of Self-Piercing Riveting Joining Process

ZHANG Yue^{1,2}, JIANG Jiachuan¹, PENG Ruitao^{1,2}, LEI Bei¹

(1. School of Mechanical Engineering and Mechanics, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China;

2. Postdoctoral Flow Station of Mechanics, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China)

[ABSTRACT] As a new joining technology, self-piercing riveting technology has excellent joining properties in the connection of thin sheet materials. The joint quality is affected by the feasibility of the connection and the connection parameters, and the joint quality is mainly characterized by the mechanical properties of the joint, so the joint quality and mechanical properties of self-piercing riveting have become the main research content. With the development of numerical simulation technology, the application of self-piercing riveting connection technology has become a research trend. With the development of numerical simulation technology, the application of self-piercing riveting connection technology has become a research trend. The development of self-piercing riveting numerical simulation technology in recent years is systematically elaborated, starting from the numerical simulation technology of the forming quality of self-piercing riveting joints, and the establishment of the numerical model of self-piercing riveting, the study of the influencing factors of self-piercing riveting, the optimization of numerical model and the numerical prediction model are explained, and the feasibility of material connection and the influence of connection parameters on joint performance are summarized, the mechanical properties of joints are simulated, and the mechanical strength and fatiguelife of joints are predicted, which provides a new direction for the research and development of self-piercing riveting process.

Keywords: Self-piercing riveting; Numerical modeling; Joint quality; Mechanical properties; Failure modes

(责编 古京)

引文格式: 赵兵, 李恒, 欧阳蔚瑾, 等. 基于 MATLAB-GUI 的螺栓紧固力加载数字化工艺技术研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 59-64.

ZHAO Bing, LI Heng, OUYANG Weijin, et al. Study on digital process technology of bolt tightening loading based on MATLAB-GUI[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 59-64.

基于 MATLAB-GUI 的螺栓紧固力加载数字化 工艺技术研究*

赵 兵¹, 李 恒¹, 欧阳蔚瑾¹, 曹崇兴¹, 张守阳²

(1. 青海大学, 西宁 810016;

2. 南通大学, 南通 226019)

[摘要] 为解决基于扭矩法的航空发动机螺栓拧紧过程中紧固力分散程度大的问题, 探索出更便捷、更高效的螺栓紧固力加载工艺优化方法, 在扭矩法试验基础上提出了一种基于 MATLAB-GUI 的螺栓拧紧加载数字化工艺技术。搭建螺栓虚拟加载平台, 并以扭矩转角法加载为例, 在不同润滑形式下开展了虚拟加载效果评估, 两种修正策略下紧固力均有不同的改进效果, 为探索螺栓连接紧固力加载工艺优化方法提供了新的途径。

关键词: 航空发动机; 螺栓连接; 紧固力加载; 数字化工艺; MATLAB-GUI

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.059



赵 兵

副教授, 博士, 研究方向为航空发动机装配工艺、智能装配技术与装备研究。

航空发动机作为飞机的动力单元, 其装配的可靠性直接影响飞机的服役性能^[1-3]。螺栓连接是航空发动机中最典型的连接结构, 大量用于转子结构系统和静子结构系统^[4]。航空发动机转子螺栓连接紧固力一致性直接影响转子系统的动静刚度、临界转速、动力响应特性^[5-6], 进行螺栓连接紧固力一致性控制加载策略研究具有十分重要的意义^[7]。当前航空发动机转子螺栓紧固连接通常采用扭矩法加载, 通过扭矩扳手对其施加一定的扭矩达到紧固效果。扭矩扳手加载的总能量会被分解成 3 种形式: (1) 转化为螺栓紧固力储存在螺栓内部形成拉伸应力; (2) 在螺纹副旋进过程中以摩擦热能的形式被消耗; (3) 多数在螺母与被连接件支撑面接触过程中以摩擦热能的形式被消耗。因此, 使用扭矩法加载的螺栓紧固力偏差通常在

25%~50%^[8-9]。此外, 螺纹磨损、装配误差、被连接材料等也会对螺栓紧固力一致性控制产生影响^[10-13], 迫切需要开展螺栓紧固力加载工艺优化方法探索。

目前, 传统的装配过程展现方式相对匮乏, 多是文字图表形式, 无法直观展示装配变化过程^[14]。随着计算软件的发展, 数字化处理工具在虚拟装配、分析测试等领域得到了很广泛的应用。杨洋等^[15]针对航空发动机现有对接安装工艺过程复杂、精度低等缺点提出了数字化安装工艺, 可为我国飞机自动化装配领域提供技术支持。韩志仁^[16]和谷欣航^[17]等基于 CATIA Composer 开发出飞机部件装配进度可视化的三维模型, 对解决实际生产现场中装配状态信息反馈不直观的问题提供了思路。梁海波等^[18]为检验飞行器电气产品的稳定性、可靠性等性能指标, 采用

* 基金项目: 教育部产学研协同育人项目 (202102108040); 青海大学智能制造工程创新实验班建设项目 (RCPY-2021-04); 青海省科技厅应用基础研究项目 (2019-ZJ-7097)。

MATLAB-GUI 这一工具箱开发出读取数据的测试分析软件,有效提升了数据比对分析的效率。Zhou 等^[19]采用知识图谱的方法创建装配过程的数字化工艺技术,该方法能有效地利用装配过程知识生成装配序列,并能有效地找到可用的装配序列,对提高装配工艺规划的智能化水平具有一定的参考价值。

本文针对航空发动机转子螺栓连接紧固工艺控制能力提升需求,首先进行了扭矩法加载工艺试验,获取不同润滑形式下的试验数据^[20];然后,利用 MATLAB 软件编写数据提取程序以生成相应的扭拉曲线,并运用图形用户界面(Graphical user interface, GUI)开发虚拟加载输入与输出显示界面,搭建螺栓虚拟加载平台;最后,通过螺栓虚拟加载试验平台开展扭矩转角法虚拟加载试验,并对改进效果进行了相应的评估。

1 扭矩法试验

航空发动机螺栓连接装配过程中,通常在螺纹表面涂抹润滑脂,采用扭矩法拧紧加载。为探究螺栓连接紧固力一致性分布,本试验对航空发动机九级盘装配时的紧固力进行评估。因拧紧过程中润滑脂易产生积聚效应,本研究在仅润滑螺栓、充分润滑、仅润滑螺母与无润滑下进行紧固力的加载试验。具体润滑形式如表 1 所示。

表 1 具体润滑形式(润滑剂为二硫化钼润滑脂)
Table 1 Specific lubrication areas (lubricant is MoS₂ grease)

润滑方式	润滑情况
仅润滑螺栓	螺栓螺纹表面充分脂润滑
充分润滑	螺栓、螺母螺纹表面及接触面脂润滑
仅润滑螺母	螺母螺纹表面充分脂润滑
无润滑	螺纹表面、接触面均不润滑

每润滑组随机选取 5 套同一批次生产的航空发动机专用螺纹紧固件,为更好地接近实际装配情况,需要对试验套件进行充分拧紧加载试验。同时,润滑脂每次试验后对螺纹紧固件进行充分清洗,并进行重复试验。在 SCHATZ 扭拉试验机上加载 52 N·m 力矩用以获得目标紧固力 30 kN。对每一组螺栓试验套件通过扭拉试验平台进行 15 次重复加载试验,得到相应加载紧固力。为便于对比分析,将试验结果划分为每 5 次加载 1 组,分布情况如图 1 所示。

通过加载 52 N·m 的力矩可以看出,紧固力(均是稳定后的数据)在不同润滑形式下出现了不同的分布情况。仅润滑螺栓组,紧固力多集中在 25 kN 附近,紧固力相对比较稳定;充分润滑组,紧固力分布在 55 kN 附近,且首次加载紧固力分布在

40 kN 附近;仅润滑螺母组,紧固力多分布在 37.5 kN 上下;无润滑组,前 5 次拧紧加载时紧固力波动比较明显,后 10 次拧紧加载中紧固力多分布在 15 kN 上下。总体上看,在仅润滑螺栓和仅润滑螺母时紧固力相对稳定一些。对比图 1 中的 4 种情况可知,对于同一批次螺纹紧固件,在加载相同的扭矩、不同的润滑形式下其紧固力的差距非常大。从图 1(b)中可知,即使是采用相同的润滑形式,同一螺纹紧固件在不同拧紧加载次数下紧固力也会产生跳动现象。

2 虚拟加载试验研究

2.1 虚拟系统总体架构

借助 MATLAB 丰富的工具插件、强大的数据处理能力及友好的人机交互界面,调用 GUI 搭建螺栓虚拟加载平台框架,如图 2 所示。将扭

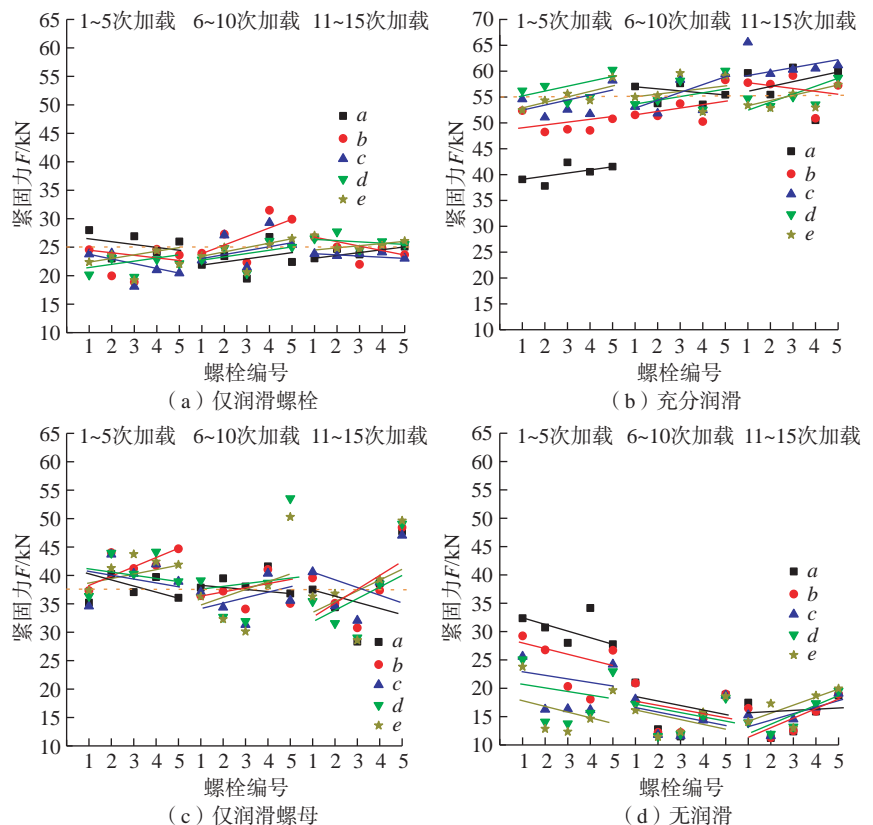


图 1 扭矩法加载紧固力分布情况

Fig.1 Tightening force distribution by torque method loading

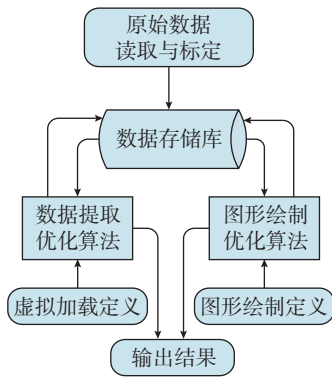


图2 虚拟加载平台框架

Fig.2 Framework building about virtual loading platforms

矩法试验获取的工艺数据资源导入所开发的平台后,经标定转换为平台数据库,平台具有螺栓虚拟加载和图形绘制两个功能模块,用户将需求参数输入到功能模块后,调用相应的算法即可在平台数据库内提取相应数据,最终以数据或图形的方式输出给用户。

基于上述虚拟加载平台框架开发出相应的螺栓虚拟加载平台的操作界面如图3所示,界面中有试验件编号、加载次数、加载扭矩、转角等录入框。螺栓虚拟加载平台共设置了3个加载步,从左到右依次执行。下面以扭矩转角法加载为例,在目标试验件框格中录入1~4#,在加载次数框格中录入1~8次,在第1加载步选择扭矩加载数值录入“26”,在第2加载步选择角度加载数值录入“197”,对第3加载步不做处理,单击最下面的“计算”按钮,即可在图3中显示出相应的计算结果。

螺栓虚拟加载平台图形绘制操作界面如图4所示。有目标试验件和加载次数2个输入框格,输出选项有 $T-F$ 曲线、 $F-\alpha$ 曲线和 $T-\alpha$ 曲线3个按钮。当录入指定试验件和加载次数后,单击相应的绘图按钮,则在右侧图形输出框格里会输出相应的扭拉关系曲线。下面以10#试验件,加载1~5次为例,在目标试验件



图3 虚拟加载平台操作界面

Fig.3 Virtual loading platform operator interface

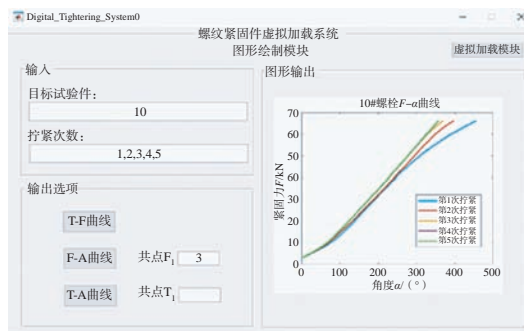


图4 虚拟加载平台图形绘制界面

Fig.4 Virtual loading platform graphics drawing interface

框格中录入“10”,在加载次数框格录入1~5,录入完成后单击“ $F-\alpha$ 曲线”,右侧图形输出框格里显示出加载曲线。

2.2 拟合曲线的生成

由扭矩法试验获取的初始扭矩和转角存储到数据库中,然后根据定义调用相应的扭矩、转角、紧固力等一系列结果。用虚拟系统对调用的数据进行分析处理,即可得到相应的转角-紧固力、扭矩-紧固力拟合曲线。经归一化处理后得到的螺纹紧固件不同加载次数下的转角-紧固力($\alpha-F$)、扭矩-紧固力($T-F$)的关系,如图5所示。

从图5(a)和(c)的拟合曲线可以看出,对于不同螺栓其紧固力与角度的关系曲线比较稳定,但从整体来看, $\alpha-F$ 曲线之间并不是完全的

正比例关系,存在一个转折的过程,与贴合点效应相匹配;从图5(b)和(d)中可以看出,紧固力与扭矩的关系比较分散,随着扭矩的增加紧固力分散程度增大。综合对比图5中的加载曲线可知,首先采用扭矩法克服摩擦因素的影响,螺母拧紧到贴合点位置以后使用转角法来控制相应的紧固力,这样可以更好地发挥 $\alpha-F$ 拟合曲线近似线性段的作用。

3 试验结果与讨论

3.1 扭矩转角法虚拟加载试验

取扭矩法中充分润滑时5个样本第1次拧紧加载曲线为加载目标扭矩的反演数据源,以30 kN紧固力为目标结果,反向提取充分润滑时5个样本的加载扭矩,并求取均值为40 N·m,取加载目标扭矩的40%作

为初始扭矩^[21],可得初始加载扭矩为 16 N·m。再利用上述情况下的 5 个样本 α - F 曲线的拟合斜率均值,计算初始扭矩后需要进一步确定加载的转角量,计算结果为 146.6189°,以上述所得初始扭矩和转角作为扭矩转角法策略下的加载数据,开展虚拟加载试验。

利用数字化虚拟平台系统加载,其中扭矩转角法具体加载数据如下:加载策略为扭矩转角法,反向截取扭矩均值为 40 N·m,初始扭矩均值为 16 N·m,转角均值为 146.6189°。通过 MATLAB-GUI 进行虚拟环境下加载数据的回溯读取,实现接近于实际工况的加载结果。以扭矩转角法虚拟加载为例,每组目标试验件为 1~5#,第 1 步:克服螺栓连接非线性阶段的影响,选定初始加载扭矩均值为 16 N·m。第 2 步:加载到贴合点后,选定角度加载值为 146.6189°,不施加第 3 步载荷,点击“计算”操作后便可得到加载过程中的扭矩值、转角

值及紧固力的大小。

在 4 种润滑作用下均采取相同的扭矩和转角值(反向截取扭矩均值为 40 N·m,初始扭矩均值为 16 N·m,转角均值为 146.6189°)进行相应的虚拟加载试验,仅提取每组试验套件前 5 次加载时的紧固力值,得到如图 6 所示数据。可知,仅润滑螺栓组,紧固力多分布在 30~35 kN;充分润滑组,紧固力多分布在 42.5 kN 上下;仅润滑螺母组,紧固力多分布在 35~40 kN;无润滑组,紧固力多分布在 35 kN 上下。与其他润滑形式相比,仅润滑螺栓组更加接近理论值。结果表明,加载相同的扭矩和转角时,扭矩转角法对充分润滑组、仅润滑螺母组、无润滑组修正效果不明显。

3.2 修正扭矩转角法虚拟加载试验

因润滑条件对紧固力的影响比较明显,进一步在不同润滑形式下采用单独修正方式,获取不同润滑组的 5 次加载测试数据得到 α - F 、 T - F 拟

合曲线,并反向截取紧固力理论值为 30 kN 时的扭矩作为反向截取扭矩,采用与扭矩转角法中相同的方法求取转角均值,取反向截取扭矩的 40% 作为初始扭矩,具体加载数据见表 2。

把表 2 中的数据输入到虚拟加载系统,便可得到相应的紧固力,仅提取其前 5 次加载紧固力时分布结果如图 7 所示。

观察图 7 中的数据可知,仅润滑螺栓组,紧固力多分布在 25 kN 附近;充分润滑组,除第 1 次加载分布在 30 kN 附近,其他多分布在 35~40 kN 之间;仅润滑螺母组,其紧固力分布在 30~35 kN;无润滑组,紧固力多分布在 30 kN 以下,并且对比 4 种润滑形式可知,无润滑情况下紧固力分散程度最大。

3.3 加载紧固力对比分析

对扭矩法及两种改进策略虚拟加载所得的紧固力区分不同润滑形式,统计其加载紧固力均值随加载次数变化趋势,仅取前 5 次加载数据,如图 8 所示。

观察图 8 中紧固力均值分布情况可知,在扭矩法试验下,紧固力分散程度异常明显;采用扭矩转角法时紧固力多分布在 30 kN 以上,在仅润滑螺栓作用下最贴近理论值;采用修正扭矩转角法时,在仅润滑螺栓和无润滑作用下紧固力分布在 30 kN

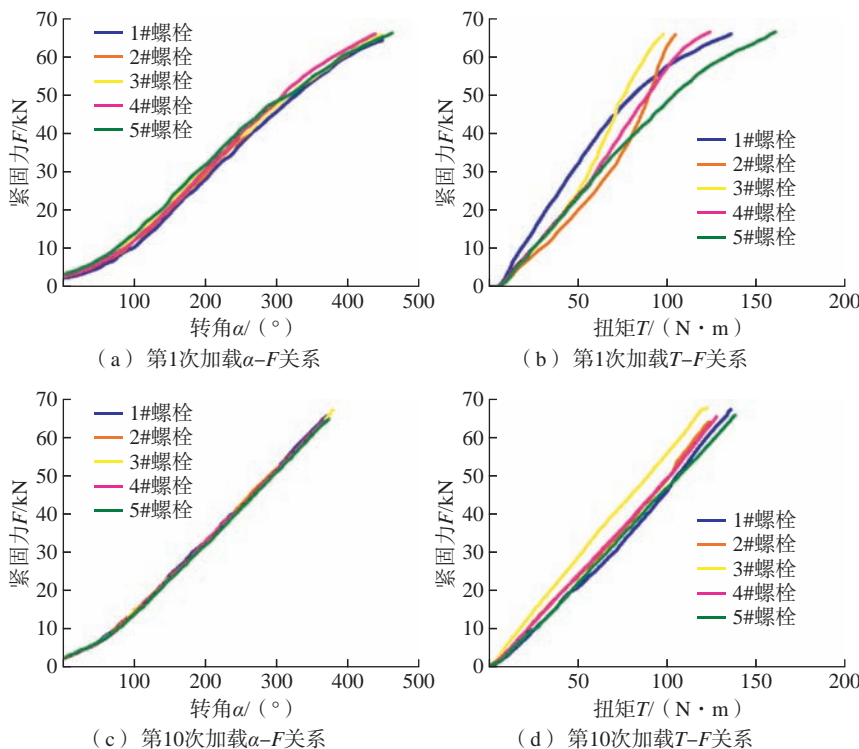


图 5 1~5# 螺栓平行试验下的加载曲线

Fig.5 Loading curves under parallel test of 1-5# bolts

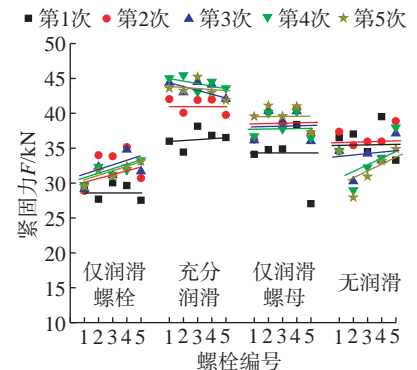


图 6 扭矩转角法加载紧固力分布

Fig.6 Tightening force distribution by torque-angle control method

表2 修正扭矩转角法加载数据

Table 2 Modified torque-angle control method loading data

润滑方式	反向截取扭矩均值 / (N·m)	初始扭矩均值 / (N·m)	转角均值 / (°)
仅润滑螺栓	46.3259	18.5304	106.2467
充分润滑	41.1920	16.4768	110.6073
仅润滑螺母	45.2285	18.0914	112.2536
无润滑	48.1	19.24	98.25

以下,在充分润滑和仅润滑螺母作用下紧固力多分布在 30 kN 以上。在首次加载时除仅润滑螺栓外其余 3 种润滑下紧固力均值均贴近理论值 30 kN。对比图 8 中的 3 种策略可以清晰地发现,在使用扭矩转角法虚拟加载策略下产生了一定的积极作用,为后续进行相应的试验提供理论性指导。

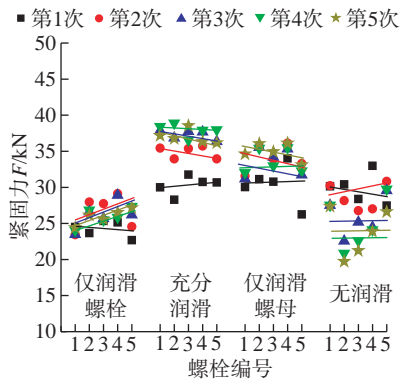
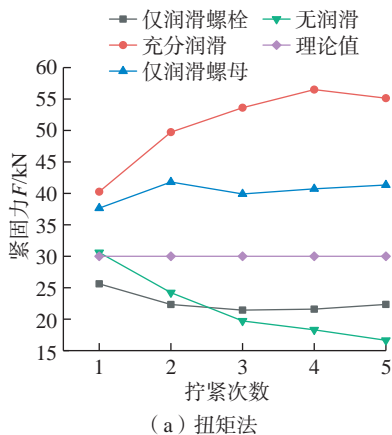
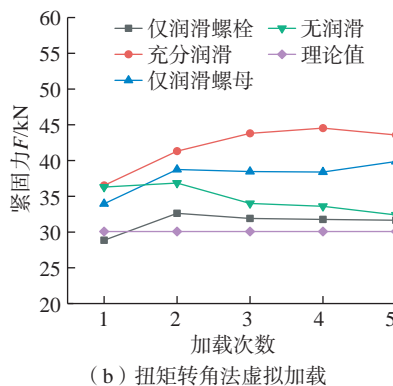


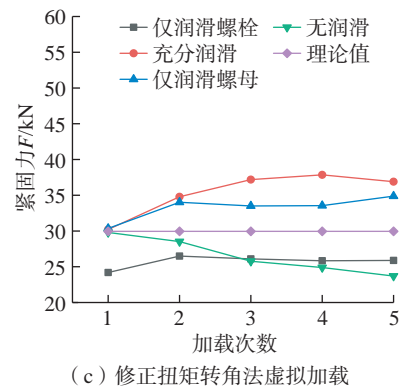
图7 修正扭矩转角法加载紧固力分布
Fig.7 Tightening force distribution by modified torque-angle control method



(a) 扭矩法



(b) 扭矩转角法虚拟加载



(c) 修正扭矩转角法虚拟加载

图8 不同策略下紧固力对比分析

Fig.8 Comparative analysis of tightening force under different strategies

4 结论

本文以航空发动机转子法兰螺栓连接结构为研究对象,针对航空发动机转子螺栓连接紧固工艺控制能力提升需求,提出了一种基于 MATLAB-GUI 的螺栓加载数字化工艺技术,采用该技术可实现各种螺栓紧固力加载工艺优化方法的探索与紧固力加载效果评估。

(1) 对比 3 种策略下的试验结果可知,同批次螺栓在不同润滑形式下,拧紧次数对转子紧固力会产生很大影响,导致同一加载条件下所得紧固力不一致。

(2) 对扭矩法试验得到的拟合曲线进行分析可知,采用转角法控制紧固力比扭矩法控制展现出更好的效果,也为探索出更好的拧紧策略提供支持。

(3) 通过虚拟加载后,得出了采用改进策略进行螺栓加载时其紧固

力较扭矩法拧紧更贴近理论目标值。在充分润滑下首次拧紧时,扭矩转角法和修正扭矩转角法加载后紧固力均值偏差较扭矩法试验分别降低了 3.874 kN、10.006 kN。

航空发动机在服役过程中,受振动、冲击等外力因素影响在所难免,紧固力的一致性对航空发动机的稳定运行有至关重要的影响。上述研究结果可为航空发动机转子螺栓连接紧固力加载工艺改进提供参考。

参考文献

- [1] BEAUDOIN M A, BEHDINAN K. Analytical lump model for the nonlinear dynamic response of bolted flanges in aero-engine casings[J]. Mechanical Systems and Signal Processing, 2019, 115: 14–28.
- [2] QIN Z Y, HAN Q K, CHU F L. Bolt loosening at rotating joint interface and its influence on rotor dynamics[J]. Engineering Failure Analysis, 2016, 59: 456–466.
- [3] CAMPBELL G S, LAHEY R. A survey of serious aircraft accidents involving fatigue fracture[J]. International Journal of Fatigue, 1984, 6(1): 25–30.
- [4] SUN W, LI T, YANG D J, et al. Dynamic investigation of aeroengine high pressure rotor system considering assembly characteristics of bolted joints[J]. Engineering Failure Analysis, 2020, 112: 104510.
- [5] GAULL L, LENZ J. Nonlinear dynamics of structures assembled by bolted joints[J]. Acta Mechanica, 1997, 125(1): 169–181.

- [6] CHEN G. Vibration modelling and verifications for whole aero-engine[J]. *Journal of Sound and Vibration*, 2015, 349: 163–176.
- [7] HANACHI H, MECHEFSKE C, LIU J, et al. Performance-based gas turbine health monitoring, diagnostics, and prognostics: A survey[J]. *IEEE Transactions on Reliability*, 2018, 67(3): 1340–1363.
- [8] 李小强, 孟庆阔, 杜一凡, 等. 拧紧策略对航空发动机单螺栓连接预紧力的影响[J]. *机械工程学报*, 2020, 56(13): 231–241.
- LI Xiaoqiang, MENG Qingkuo, DU Yifan, et al. Influence of tightening strategy on pre-tightening force of aero-engine single-bolt connection[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2020, 56(13): 231–241.
- [9] ZHAO G, LI J Y, ZHANG B, et al. An aero-engine assembly deviation analysis method based on skin model shapes[C]// *Aerospace Mechatronics and Control Technology*. Singapore: Springer, 2022: 78–89.
- [10] FUKUOKA T. Evaluation of the tightening process of elastic angle control method and proposal of a practical tightening operation[J]. *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series C*, 2006, 72(716): 1370–1377.
- [11] FUKUOKA T, KAGEYAMA K, KUSAFUKA H, et al. New bolt tightening method with high accuracy utilizing real-time measurement of nut factor[J]. *Marine Engineering*, 2018, 53(4): 589–594.
- [12] SUN Y H, GUO J K, HONG J, et al. Repair decision based on sensitivity analysis for aero-engine assembly[J]. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2019, 20(3): 347–362.
- [13] GRABOŃ W, MUCHA J, OSETEK M, et al. Influence of different thermochemical treatments of bolts on tightening parameters of a bolted joint[J]. *Strength of Materials*, 2016, 48(4): 495–506.
- [14] 黄江, 杨海, 史小强, 等. 面向智能制造的航空发动机数字化总装生产线建设研究[J]. *航空制造技术*, 2020, 63(6): 34–42.
- HUANG Jiang, YANG Hai, SHI Xiaoqiang, et al. Research on construction of aero-engine digital final assembly line oriented to intelligent manufacturing[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2020, 63(6): 34–42.
- [15] 杨洋, 罗宇, 陈军. 基于飞机发动机数字化对接安装工艺研究[J]. *内燃机与配件*, 2020(1): 34–35.
- YANG Yang, LUO Yu, CHEN Jun. Research on digital docking installation technology based on aircraft engine[J]. *Internal Combustion Engine & Parts*, 2020(1): 34–35.
- [16] 韩志仁, 刘小涌, 吴蒙, 等. 基于CATIA Composer的飞机部件装配进度三维可视化技术研究[J]. *航空制造技术*, 2022, 65(9): 89–95.
- HAN Zhiren, LIU Xiaosong, WU Meng, et al. Research on 3D visualization of aircraft component assembly progress based on CATIA Composer[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2022, 65(9): 89–95.
- [17] 谷欣航, 车剑昭, 韩志仁, 等. 智能化思想在钣金件拉深类模具设计中的应用[J]. *沈阳航空航天大学学报*, 2021, 38(1): 40–46.
- GU Xinhang, CHE Jianzhao, HAN Zhiren, et al. Application of intelligent thought in drawing die design of sheet metal parts[J]. *Journal of Shenyang Aerospace University*, 2021, 38(1): 40–46.
- [18] 梁海波, 黄万伟, 李浩, 等. 基于MATLAB GUI的测试数据比对分析软件设计[J]. *导弹与航天运载技术*, 2022(4): 56–61.
- LIANG Haibo, HUANG Wanwei, LI Hao, et al. Software development for test data comparison and analysis based on MATLAB GUI[J]. *Missiles and Space Vehicles*, 2022(4): 56–61.
- [19] ZHOU B, BAO J S, CHEN Z Y, et al. KGAssembly: Knowledge graph-driven assembly process generation and evaluation for complex components[J]. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, 2022, 35(10–11): 1151–1171.
- [20] LIU Z F, ZHENG M P, YAN X, et al. Changing behavior of friction coefficient for high strength bolts during repeated tightening[J]. *Tribology International*, 2020, 151: 106486.
- [21] 汤春球, 张继伟, 莫易敏, 等. 扭矩转角法工艺与检测方法[J]. *机械设计与研究*, 2018, 34(6): 103–108.
- TANG Chunqiu, ZHANG Jiwei, MO Yimin, et al. Research on process and detection method of torque angle method[J]. *Machine Design & Research*, 2018, 34(6): 103–108.

Study on Digital Process Technology of Bolt Tightening Loading Based on MATLAB–GUI

ZHAO Bing¹, LI Heng¹, OUYANG Weijin¹, CAO Chongxing¹, ZHANG Shouyang²

(1. Qinghai University, Xining 810016, China;

2. Nantong University, Nantong 226019, China)

[ABSTRACT] To solve the problem of large dispersion of tightening force in the tightening process of aero-engine bolted connection based on the torque method, and to explore a more convenient and efficient optimization method of bolt tightening force loading process, a digital technology of bolt tightening load based on MATLAB–GUI was proposed based on torque method tests. A virtual bolt loading platform was built, and the virtual loading effect evaluation was carried out under different lubrication conditions with the torque angle method as an example. The tightening force under the two correction strategies has different improvement effects, which provides a new way to explore the optimization method of bolted connection tightening force loading process.

Keywords: Aero-engine; Bolted connection; Tightening force loading; Digital process; MATLAB–GUI

(责编 古京)

引文格式: 丁司懿, 周文波, 毛新华. 基于改进雅克比-旋量模型的航空发动机转子-叶片结构装配精度分析[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 65-77.

DING Siyi, ZHOU Wenbo, MAO Xinhua. Assembly precision analysis for rotor-blade structure of aero-engine based on improved Jacobian-Torsor model[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 65-77.

基于改进雅克比-旋量模型的航空发动机 转子-叶片结构装配精度分析*

丁司懿^{1,2}, 周文波³, 毛新华²

(1. 东华大学人工智能研究院, 上海 201600;

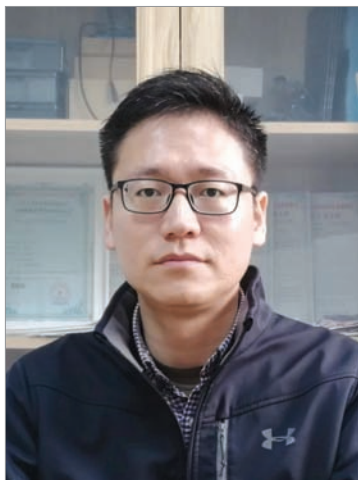
2. 北京中丽制机工程技术有限公司, 北京 101111;

3. 东华大学机械工程学院, 上海 201600)

[摘要] 转子-叶片是航空发动机的核心部件, 具有装配结构复杂、装配难度大等特点, 在高温高压条件下, 转子-叶片装配误差被催化放大, 容易导致疲劳裂纹等故障, 严重影响整机安全性和可靠性。针对转子-叶片结构, 传统的装配偏差分析方法常采用多特征并联结构中的一条支链作为单一主链来建立偏差传递模型, 难以综合考虑转子-叶片复杂定位结构和局部并联关系。本文提出了基于改进的雅克比-旋量(Jacobian-Torsor, J-T)模型的转子-叶片装配偏差分析方法。首先分析了转子-叶片多级回转结构、止口定位结构和榫头榫槽结构, 建立了考虑转子-叶片多特征局部并联关系的整机装配尺寸链; 然后采用不完全定位策略将转子-叶片装配结合面表达为基于点接触形式的偏差旋量, 建立了基于定位点系统的转子-叶片联合定位基准方案; 最后提出转子-叶片装配精度指标及基于改进的雅克比-旋量模型的求解方法。以某航空发动机转子-叶片的径向、轴向和周向装配偏差分析为例, 将传统雅克比-旋量模型、基于蒙特卡洛法的仿真模型、改进雅克比-旋量模型及实测结果进行了对比分析。结果表明, 本文方法相较其他方法预测精度更高, 与实测结果误差率不超过 9%, 提出了榫头榫槽更合理的装配连接方式。

关键词: 航空发动机; 转子-叶片结构; 装配精度; 局部并联链; 改进的雅克比-旋量模型

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.065



丁司懿

副教授, 博士, 主要从事复杂产品制造质量控制、机电产品故障诊断等研究。

航空发动机是多学科、多领域交叉结合的高精尖技术产物, 被誉为“现代工业皇冠上的明珠”。其制造水平是衡量一个国家工业制造实力和国防事业的重要指标^[1-4]。装配是发动机制造过程中最为重要的环节之一, 其技术水平显著影响发动机的性能、可靠性和寿命等^[5]。其中高压压气机转子和涡轮叶片是航空发动机的核心部件, 发动机在实际工作运行时, 由于受转子和叶片之间的连接刚性、离心力、温度和气体力等的影响^[6], 若转子-叶片装配质量低, 容易使得转子-叶片装配体偏离回

转轴线产生不平衡量及轴承磨损^[7], 直接造成转子-叶片和机匣产生碰撞和摩擦, 导致发动机的振动问题加剧, 对发动机整机的安全运转造成较大隐患^[8]。因此转子-叶片的装配精度是减少航空发动机振动, 延长其寿命的关键因素。

在机械产品构成的装配尺寸链中, 根据其同一装配环上的配合接触面数, 可以分为串联尺寸链和并联尺寸链。在一个配合误差传递方向上, 仅有一个结合面的为串联尺寸链, 有两个及以上结合面的连接为并联尺寸链^[9]。航空发动机转子-叶片装配

* 基金项目: 国家自然科学基金(52105509); 北京市博士后工作经费资助项目。

过程包括转子组件部装过程、总装过程和叶片装配过程。无论在转子组件部装还是总装过程中,由于转子装配体由多个转子零件堆叠装配而成,特征面种类多,必然存在多个特征相互联系和制约的装配结构,该结构会在特征之间的连接关系或公差传递路径上形成局部连接回路,故将其定义为局部并联尺寸链^[10]。局部并联尺寸链的形成是由于两个以上的特征在装配体的局部区域形成了连接关系,在叶片装配过程中,叶片安装在发动机转子的涡轮盘上,叶片的榫头和涡轮盘的榫槽相互接触配合,其配合面称且形状复杂,枞树型榫头与榫槽至少有4~5个小平面进行接触,这些小平面存在并行装配,因此这些位于榫头榫槽的局部环路会导致偏差,在传递路径上形成局部并联尺寸链。

在现有针对转子-叶片装配结构中多条局部并联链路建模的研究中, Weill等^[11]利用螺旋理论探究了定位点偏差对组件装配偏差的影响。Cai等^[12-13]采用线性变分法,将组件约束转化为单个点约束,从而建立了确定性定位模型。Leonov^[14-15]和Erokhin^[16]等通过研究过盈配合结构的不合理过盈量对连接位置的可靠性影响,考虑过盈连接结构的寿命,得出了拟合公差计算公式。Chen等^[17]采用雅克比-旋量(Jacobian-Torsor, J-T)模型对由平面特征结合面和柱面特征结合面所组成的局部并联结构进行分析,证明了部分局部并联结构是不可忽略的。戴宏伟等^[18]针对使用J-T模型进行公差分析时,装配体局部并联结构累积公差难以计算的问题,提出了一种考虑配合表面接触状态的分步计算方法。但是该方法只适合多对平面特征局部并联结构的求解。Yang等^[19-20]研究了航空发动机转子直接装配和并行转配方法,并通过搭建配合组装模型对装配传递偏差进行求解,但只考虑

上下平面特征的圆柱面对航空发动机转子进行简单建模,这样导致大量公差信息缺失。

从上述研究中可以看出,以往的装配三维偏差分析方法不能很好地考虑转子-叶片上几何定位连接关系以及所形成的局部并联尺寸链建模与求解问题。基于此,本文针对受几何连接结构影响的转子-叶片局部并联尺寸链,建立了转子-叶片组件的J-T模型,将转子-叶片组件的几何定位连接方法和局部并联尺寸链的偏差传递模型相结合,提出了各组件装配定位基准方案以及转子-叶片局部并联结构的尺寸链建模,构造与求解了转子-叶片改进的J-T模型,并以某航空发动机转子-叶片装配为例,介绍了本文的方法,计算了最终的装配三维偏差,验证了该方法的可行性。

1 转子-叶片装配特点分析

1.1 多级回转结构及尺寸链分析

1.1.1 转子结构分析

航空发动机转子组件包含高压压气机转子和高压涡轮转子,如图1所示。

航空发动机转子属于典型的多级回转结构,各级转子盘都存在自身回转轴线,在转子组件加工和装配过程中,存在加工误差和装配误差。若各级转子装配精度低,不仅会导致单级转子实际回转轴线偏离理想轴线,而且随着误差累积和杠杆放大作用,部件整体的几何轴线会严重偏离实际回转主轴,导致航空发动机转子在运行时振动剧烈。图2为航空发动机转子装配轴线变化情况。

如图3所示,涡轮转子一级涡轮盘和涡轮轴分别与二级涡轮盘止口

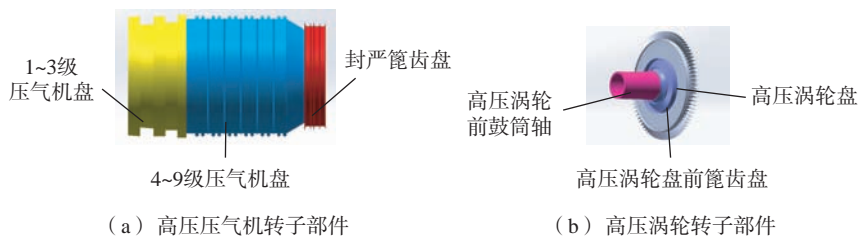


图1 航空发动机转子结构

Fig.1 Rotor structure of aero-engine

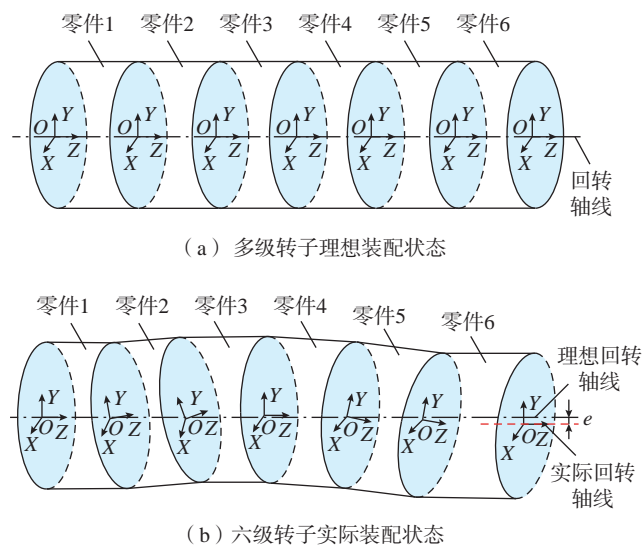


图2 转子装配轴线变化

Fig.2 Variation of rotors assembly axis

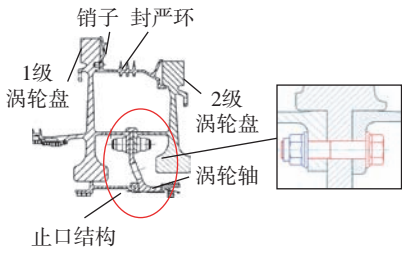


图3 航空发动机转子-叶片止口定位结构
Fig.3 Positioning structure in rotor-blade of aero-engine

端面接触,以涡轮轴的止口柱面与二级涡轮盘的安装边配合定位,三者之间用螺栓连接。而转子组件之间的安装边止口定位结构存在止口端面与柱面的制造误差和装配误差,因此考虑装配偏差在安装边连接位置的存在和传递是提升转子-叶片装配精度的重要因素。

1.1.2 转子组件尺寸链分析

航空发动机转子组件连接结构均为止口配合结构,该结构同时包含一对平面副与一对圆柱副,两对接触副在偏差传递路径上形成局部并联结构。通过雅克比矩阵中的内部功能单元(Internal function element, IFE)和接触功能单元(Contact function element, CFE)对封严篦齿盘转子和高压涡轮前鼓筒轴转子进行偏差分析,根据封严篦齿盘的右侧面及孔面与高压涡轮前鼓筒轴的左侧面及轴面分别接触,共同完成组件装配体在轴线方向的定位,得到配合结构的尺寸链连接关系图。如图4所示,除了一条装配主串联尺寸链(CFE₂-IFE₃-CFE₃-IFE₄-CFE₄)外,还存在3对局部并联尺寸链,即CFE₂-PFE₂、CFE₃-PFE₃和CFE₄-PFE₄。

1.2 叶片榫头榫槽结构及尺寸链分析

1.2.1 榫头榫槽结构分析

叶片是航空发动机转子-叶片的关键组成部分,如图5所示,转子-叶片通过涡轮盘榫槽和叶片榫头进行装配,榫头、榫槽接触状态为间隙配合。当叶片在高速运行时,叶片的离心力会越来越大,涡轮盘重心发生

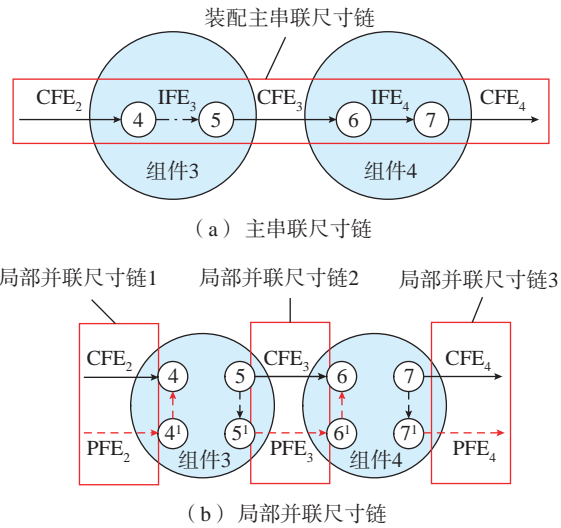


图4 转子组件尺寸链关系
Fig.4 Rotor assembly dimension chain

变化,导致发动机振动加剧。

枞树型榫头榫槽结构具有利用材料充分,可承受拉伸载荷大、周向设计尺寸小等特点^[21],该结构会给叶片留有一定间隙进行自我调节,使叶片在工作时处于动态平衡状态,从而离心力减小,航空发动机运行振动降低。但是榫圆角半径小,应力集中现象严重,状态复杂,更容易在运行时发生故障失效,因此合理设计其结构具有重要意义^[22]。

1.2.2 叶片尺寸链分析

航空发动机涡轮盘和叶片的装配采用榫头榫槽连接方式,叶片榫头上具有A₀、A₁、A₂、A₃和A₄5个平面特征,其中(A₁, A₂)、(A₃, A₄)或者(A₁, A₃)、(A₂, A₄)同时进行装配,其结构本质上属于多对平面副在偏差传递路径上所组成的局部并联结构。图6是涡轮盘榫槽和叶片榫头配合装配的尺寸链连接关系图,可知,除了一条装配主串联尺寸链(CFE₁-IFE₁-IFE₂-CFE₂)外,还存在两对局部并联尺寸链,即IFE₁¹-IFE₁²和IFE₂¹-IFE₂²。

1.3 转子-叶片装配尺寸链

在三维公差设计领域,通过小位移旋量(SDT)公差理论进行分析,可较为精确地描述各零件误差及其

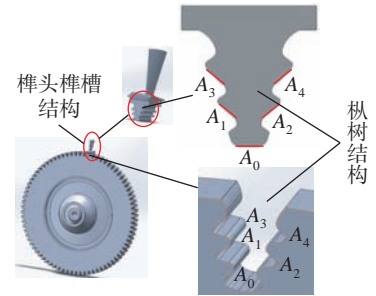


图5 涡轮盘-叶片榫头榫槽结构
Fig.5 Tenon tongue and groove structure in disc-blade of turbine

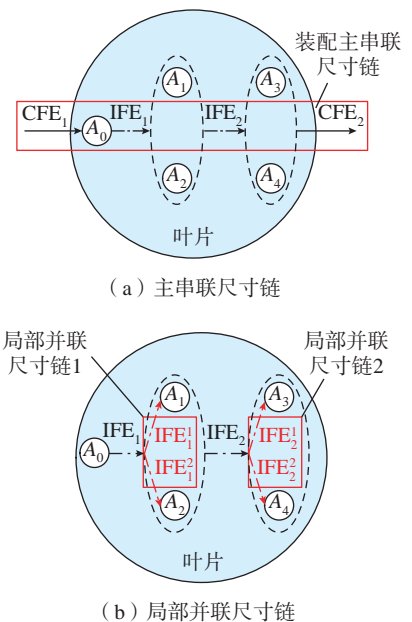


图6 叶片组件尺寸链关系
Fig.6 Blade component dimension chain

累积传递过程。

转子-叶片的装配精度由各功能要素上的旋量变动共同决定,所以在构建转子-叶片装配尺寸链时,需要考虑各结合面配合特征相互联系和制约的作用关系对其旋量表达的影响,才能建立各结合面配合特征的真实偏差旋量。转子-叶片形成的局部并联结构如图7所示。

根据转子-叶片各装配组件装配特点及在装配偏差传递中形成的局部并联尺寸链,建立转子-叶片装配尺寸链模型,如图8所示。

2 转子-叶片装配尺寸链的三维偏差分析

2.1 传统 J-T 模型

J-T 模型充分结合偏差表达和偏差传递两个方面,建立了适合装配偏差表达的旋量模型和擅长装配偏差传递的雅克比矩阵。

通过对装配体的功能要求 (Functional requirement, FR) 和各组件

之间的功能要素 (Functional element, FE) 建立 J-T 数学表达关系式,描述各功能要素与功能要求之间的相互几何关系,如式(1)所示。

$$\delta_{FR} = [J]_{FE_i} \cdot \delta_{FE_i} = [J]_{FE_i} \cdot \begin{bmatrix} \delta_{u_i} \\ \delta_{v_i} \\ \delta_{w_i} \\ \delta_{\alpha_i} \\ \delta_{\beta_i} \\ \delta_{\gamma_i} \end{bmatrix} \quad (1)$$

式中, δ_{FE_i} 为各功能单元的小位移矢量; δ_{u_i} 、 δ_{v_i} 和 δ_{w_i} 分别为第 i 个功能单元副在 X、Y 和 Z 轴上的平动; δ_{α_i} 、 δ_{β_i} 和 δ_{γ_i} 分别为第 i 个功能单元副在 X、Y 和 Z 轴上的转动; $[J]_{FE_i}$ 表示各功能单元的雅克比矩阵。

Desrochers^[23] 考虑到当某一功能要素为倾斜面时,改进投影矩阵,引入 3×3 转换方向向量矩阵。其中 $[J]_{FE_i}$ 的数学表达式为

$$[J]_{FE_i} = \begin{bmatrix} [R_0^i]_{3 \times 3} & \vdots \\ \cdots & \vdots \\ 0_{3 \times 3} & M \end{bmatrix} \begin{bmatrix} [W_i^n]_{3 \times 3} \times ([R_0^i]_{3 \times 3} \times [R_{P_i}])_{3 \times 3} \\ \cdots \\ [R_0^i]_{3 \times 3} [R_{P_i}]_{3 \times 3} \end{bmatrix} \quad (2)$$

式中, R_0^i 为第 i 个局部坐标系到全局坐标系的方向矢量; R_{P_i} 为第 i 个局部坐标轴到全局坐标系的单位投影矩阵; W_i^n 为第 i 个局部坐标系的斜对称位置矩阵。

其中 $[W_i^n]$ 的数学表达式为

$$[W_i^n] = \begin{bmatrix} 0 & dz_i^n & -dy_i^n \\ -dz_i^n & 0 & dx_i^n \\ dy_i^n & -dx_i^n & 0 \end{bmatrix} \quad (3)$$

式中, dx_i^n 、 dy_i^n 和 dz_i^n 为第 i 个局部坐标系到全局坐标系的位置矢量,其中 $dx_i^n = dx_n - dx_i$, $dy_i^n = dy_n - dy_i$, $dz_i^n = dz_n - dz_i$ 。

旋量法也称小位移旋量法,是通过运动旋量来表达公差变动域的公差分析方法^[24]。在装配过程中由于各定位面的误差,几何特征的实际位置相对于名义位置在空间中会发生微小变动,如图9所示。其中各特征面偏差是通过几何要素六个自由度的微小变动来计算各定位面的误差所引起的小位移旋量,如式(4)所示。

$$\delta_{FE} = [\mu, v, w, \alpha, \beta, \gamma]^T \quad (4)$$

式中, α 、 β 、 γ 为特征面绕 X、Y、Z 轴旋转的微小转动量; u 、 v 、 w 为特征面沿 X、Y、Z 轴平动的微小移动量。

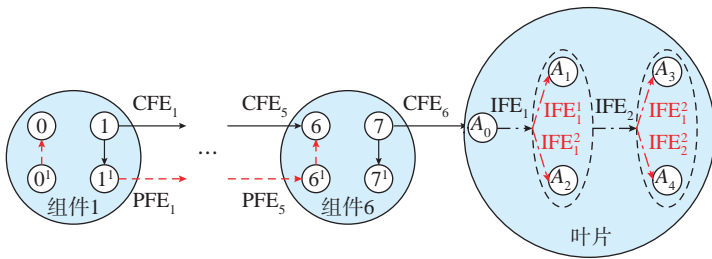


图7 转子-叶片总体装配连接关系
Fig.7 Rotor-blade series-parallel diagram

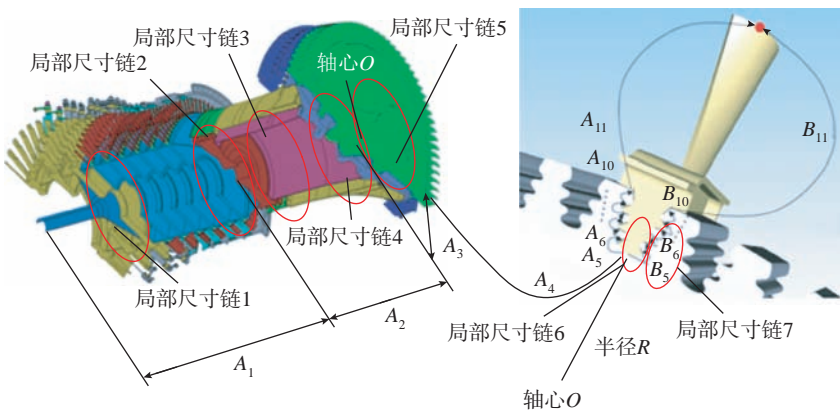


图8 转子-叶片装配尺寸链
Fig.8 Dimensional chain for rotor-blade assembly

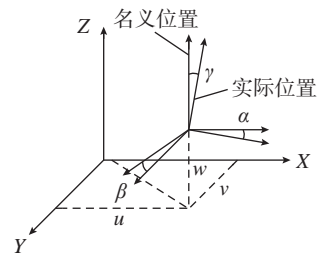


图9 误差变动量示意图
Fig.9 Schematic diagram of error variation

根据装配连接关系图,构造相关雅可比矩阵和小位移旋量,可得到统一的J-T方程为

$$FR_n = \begin{bmatrix} \delta_{\mu_{final}} \\ \delta_{\nu_{final}} \\ \delta_{w_{final}} \\ \delta_{\alpha_{final}} \\ \delta_{\beta_{final}} \\ \delta_{\gamma_{final}} \end{bmatrix} = [J_{FE_1} \quad \dots \quad J_{FE_n}] \cdot \begin{bmatrix} \delta_{\mu} \\ \delta_{\nu} \\ \delta_w \\ \delta_{\alpha} \\ \delta_{\beta} \\ \delta_{\gamma} \end{bmatrix}_{FE_1} \quad \vdots \quad \begin{bmatrix} \delta_{\mu} \\ \delta_{\nu} \\ \delta_w \\ \delta_{\alpha} \\ \delta_{\beta} \\ \delta_{\gamma} \end{bmatrix}_{FE_n} \quad (5)$$

式中, FR_n 为总功能要求的累积变动旋量; $[J]_{FE_n}$ 为各功能要素的雅可比矩阵; n 为装配功能要素的个数。

2.2 考虑转子-叶片复杂装配结构的J-T模型构造

转子-叶片通常存在多对平面副和多对圆柱副参与装配,其中将一对平面副和一对圆柱副同时参与装配的结构称为止口结构,连接方式为止口定位连接;将同时含有多对平面副参与装配的结构称为复合平面结构,连接方式为平面点定位连接。两种定位连接方式的组合共同完成转子-叶片组件在基准面的定位。

装配基准面是测量时使用的参照,即在装配过程中确定生产对象上某些点、线和曲面,实际可以理解为装配中某个特征作为装配基准为装配零件提供一个定位方式。传统的

定位方式有两种,分别是不完全定位和完全定位。

根据较大平面作为装配基准面的选择原则,传统方法描述转子-叶片的几何偏差在安装连接位置的表达和传递时,通常只建立由止口平面主基准特征 CFE 和止口柱面副基准特征 PFE 的复合局部并联副,其装配偏差的旋量表达可以表示为

$$\delta_{FE_{主}} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ \delta_w \\ \delta_{\alpha} \\ \delta_{\beta} \\ 0 \end{bmatrix} \quad (6)$$

$$\delta_{FE_{转-次j}} = \begin{bmatrix} \delta_{\mu} \\ \delta_{\nu} \\ 0 \\ \delta_{\alpha} \\ \delta_{\beta} \\ 0 \end{bmatrix} \quad (7)$$

在实际装配过程中,几何定位基准的主次关系是根据装配零件上局部特征的接触顺序所决定的,如先孔-轴后端面配合,则孔-轴特征面为主基准面,端面特征面为副基准面,而上述方法无法完全考虑转子-叶片各组件之间几何定位基准的主次关系,而且需要处理大量的相交合并运算。文献[25-26]根据J-T理论,

建立了基于接触点的旋量模型,并建立 n 级转子组件的一般偏差传播公式,功能要求的最终偏差可以通过将测量点集成到新的系列运动链中来计算,该模型将定位点系统视为一个组件,所以偏差源可以按特征接触顺序进行分组,达到描述定位基准的主要和次要关系。因此本文采用不完全定位方式,将面面配合和孔轴配合当中的结合面分解成接触点的形式来表达装配偏差,同时建立转子-叶片局部并联结构的止口-平面点定位基准方案^[27-28]。

航空发动机转子止口装配普遍采用大端面、小柱面的配合形式。因此,转子装配存在一种最为主要的定位面接触形式,即端面特征为定位主基准面,其限制垂直于回转主轴的两个旋转自由度和一个平行于回转主轴的移动自由度;柱面特征为定位副基准面,其应限制剩余的移动自由度,最终保留了一个可绕主轴回转的旋转自由度^[29-31]。

如图 10(a)所示,大端面定位由 3 个主基准点替代,短柱面定位由两个副基准点替代。因此在转子局部并联结构中,由面面配合和孔轴配合共同形成的局部并联结构存在主副基准旋量计算。转子主基准点的旋量变动的表达式为

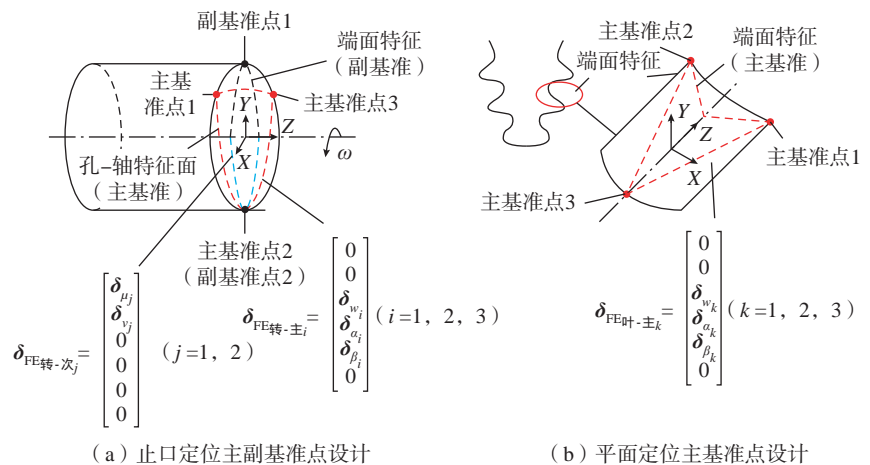


图 10 转子-叶片定位主次基准点方案
Fig.10 Rotor-blade positioning primary and secondary fiducial point scheme

$$\delta_{FE主} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ \delta_{w_i} \\ \delta_{\alpha_i} \\ \delta_{\beta_i} \\ 0 \end{bmatrix} \quad (i=1,2,3) \quad (8)$$

相同的,转子副基准点旋量变动的表达式为

$$\delta_{FE转-次} = \begin{bmatrix} \delta_{\mu_j} \\ \delta_{\nu_j} \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (j=1,2) \quad (9)$$

需要强调的是,本文主要研究顶端叶片的装配精度波动,即由于重力作用,转子-叶片在装配过程中,叶片榫头向下一侧与转子榫槽向上侧接触,如图5所示。此时,叶片榫头和转子榫槽的装配偏差传递路径主要有两种方案,分别为 A_0 、 (A_1, A_3) 、 (A_2, A_4) 和 A_0 、 (A_1, A_2) 、 (A_3, A_4) ,可以看出,不同的定位状态会导致不同的局部偏差传递路径。而无论哪种方案,都是由小的贴合面局部连接以形成大的整体封闭尺寸环。

以其中一个定位面为例,进行旋量构造分析。为了最大化地表示定位偏差对转子结合面的位姿影响,采用了图10(b)所示的边界点最大三角形法,来确定平面主基准点位置,以最真实地表征接触点定位状态。最终的叶片定位主基准上基准点的旋量表达式为

$$\delta_{FE叶-主k} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ \delta_{w_k} \\ \delta_{\alpha_k} \\ \delta_{\beta_k} \\ 0 \end{bmatrix} \quad (k=1,2,3) \quad (10)$$

2.3 改进 J-T 模型求解

根据式(7)可知,转子主基准

特征面基准点的装配偏差可以表示为

$$\delta_{FR转-主} = [[J]主 [J]部]转 \times \begin{bmatrix} \delta_{FE主} \\ \delta_{FE部-转} \end{bmatrix} \quad (11)$$

根据式(8)可知,转子副基准特征面基准点的装配偏差可以表示为

$$\delta_{FR转-次} = [[J]次 [J]部]转 \times \begin{bmatrix} \delta_{FE次} \\ \delta_{FE部-转} \end{bmatrix} \quad (12)$$

根据式(9)可知,叶片主基准特征面基准点的装配偏差可以表示为

$$\delta_{FR叶-主} = [[J]主 [J]部]叶 \times \begin{bmatrix} \delta_{FE主} \\ \delta_{FE部-叶} \end{bmatrix} \quad (13)$$

叶片上由于含有2对局部并联结构,所以含有 m 个不完全定位点的两组件的转子-叶片装配体累积偏差函数为

$$[\delta_{FRfinal}]_2 = \sum_{i=1}^m \delta_{FR转_i} + \sum_{j=1}^2 \left(\sum_{i=1}^m \delta_{FR叶_i} \right)_j = \left(\sum_{i=1}^m [[J]主 [J]部]转_i [[J]次 [J]部]转_i \right) \times \begin{bmatrix} \delta_{FE主} \\ \delta_{FE部-转_i} \\ \delta_{FE次} \\ \delta_{FE部-转_i} \end{bmatrix} + \sum_{j=1}^2 \left(\sum_{i=1}^m \left(([J]主 [J]部]叶_i \times \begin{bmatrix} \delta_{FE主} \\ \delta_{FE部-叶_i} \end{bmatrix} \right) \right)_j$$

$$= \begin{bmatrix} \delta_{\mu_{final}} \\ \delta_{\nu_{final}} \\ \delta_{w_{final}} \\ \delta_{\alpha_{final}} \\ \delta_{\beta_{final}} \\ \delta_{\gamma_{final}} \end{bmatrix}_2 \quad (14)$$

式中, $[\delta_{FRfinal}]_2$ 为 m 个定位点综合影响下的转子-叶片装配偏差; δ_{FR_i} 为

第 i 个定位点所产生的组件偏差,其中包括主基准特征面的装配偏差 $\delta_{FR主}$ 和副基准特征面的装配偏差 $\delta_{FR次}$; $\delta_{FE主}$ 、 $\delta_{FE次}$ 、 $\delta_{FE部}$ 分别表示主、副基准定位点和各组件的旋量偏差。

基于以上分析,对于含有 n 个转子组件的转子-叶片装配体而言,其总体装配累积偏差的表达式为

$$[\delta_{FRfinal}]_2 = \sum_{k=1}^n \left(\sum_{i=1}^m \delta_{FR转_i} \right) \sum_{j=1}^2 \left(\sum_{i=1}^m \delta_{FR叶_i} \right)_j = \sum_{k=1}^n \left(\sum_{i=1}^m [[J]主 [J]部]转_i [[J]次 [J]部]转_i \right) \times \begin{bmatrix} \delta_{FE主} \\ \delta_{FE部-转_1} \\ \delta_{FE次} \\ \delta_{FE部-转_1} \\ \vdots \\ \delta_{FE主} \\ \delta_{FE部-转_n} \\ \delta_{FE次} \\ \delta_{FE部-转_n} \end{bmatrix} + \sum_{j=1}^2 \left(\sum_{i=1}^m \left(([J]主 [J]部]叶_i \times \begin{bmatrix} \delta_{FE主} \\ \delta_{FE部-叶_i} \end{bmatrix} \right) \right)_j = \begin{bmatrix} \delta_{\mu_{final}} \\ \delta_{\nu_{final}} \\ \delta_{w_{final}} \\ \delta_{\alpha_{final}} \\ \delta_{\beta_{final}} \\ \delta_{\gamma_{final}} \end{bmatrix}_n \quad (15)$$

涡轮盘榫槽和叶片榫头装配特征面只有平面,因此涡轮盘和叶片装配偏差传递属于平面副并联链传递路径,而且叶片与涡轮盘装配面的装配顺序会影响特征面之间的组合,所以会影响平面副局部并联链的偏差传递过程^[32-33]。

叶片的 J-T 偏差累计求解可以表示为

$$FR_{\text{joint}_6} + FR_{\text{joint}_7} = \begin{bmatrix} \delta_\mu \\ \delta_\nu \\ \delta_w \\ \delta_\alpha \\ \delta_\beta \\ \delta_\gamma \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{L}{H_{\text{叶片}}} \cdot \sum_{j=6}^7 \sqrt{\sum_{i=1}^2 \left[\frac{X_i}{X_{\max}} \cdot (\delta_{W_{j1}} + \delta_{W_{j2}} + \delta_{W_{j3}})^2 \right]} \\ -\frac{L}{H_{\text{叶片}}} \cdot \sum_{j=6}^7 \sqrt{\sum_{i=1}^2 \left[\frac{X_i}{X_{\max}} \cdot (\delta_{W_{j1}} + \delta_{W_{j2}} + \delta_{W_{j3}})^2 \right]} \\ \frac{\sum_{j=6}^7 \sum_{i=1}^2 \frac{X_i}{X_{\max}} \cdot \delta_{W_{j1}}}{H_{\text{叶片}}} \\ \frac{\sum_{j=6}^7 \sum_{i=1}^2 \frac{X_i}{X_{\max}} \cdot \delta_{W_{j1}}}{H_{\text{叶片}}} \\ \frac{\sum_{j=6}^7 \sum_{i=1}^2 \frac{X_i}{X_{\max}} \cdot \delta_{W_{j1}}}{H_{\text{叶片}}} \end{bmatrix} \quad (16)$$

式中, $H_{\text{叶片}}$ 为叶片的高度; L 为叶片上贴合面投影长度; X_i 为叶片上第 i 个局部并联链各装配面中心点间距离; X_{\max} 为叶片上各装配面中心点间最大距离。

3 案例分析

3.1 装配工艺设计

高压压气机转子部件中先以 1~3 级高压压气机盘(组件 1)为装配基准,从左到右依次安装 4~9 级高压压气机盘(组件 2)和封严篦齿盘(组件 3),高压涡轮转子部件中以高压涡轮盘-叶片(组件 6)为装配基准,从右到左依次安装高压涡轮盘前篦齿盘(组件 5)和高压涡轮前鼓筒轴(组件 4)。最后以高压压气机转子部件中的封严篦齿盘为装配基准对转子两大部件进行高压涡轮转

子-叶片的总装。各组件装配基准设计具体如表 1 所示。

榫头榫槽装配顺序方案设计具体如表 2 所示。该高压涡轮转子-叶片的每个组件的几何尺寸如表 3 所示。

根据转子零件实际加工特征,各装配特征的几何公差设计方案如表 4 所示。

3.2 建立装配连接关系图

在各相关功能要素上建立局部坐标系。如图 11 所示,将 1~3 级高压压气机盘的基准面中心的局部坐标系设定为全局坐标系,其余局部坐标系位于相关接触副的中心。

在此基础上,建立转子-叶片在径向、轴向以及周向上的装配偏差精

表 1 各组件基准设计方案

Table 1 Datum design scheme of each component

位置	组件 1	组件 2	组件 3	组件 4	组件 5	组件 6
左端		自由公差			设计基准	
右端		设计基准			自由公差	

表 2 榫头榫槽贴合面设计方案

Table 2 Design scheme of mortise and groove fitting surface

方案名称	步骤 1	步骤 2	步骤 3
方案 1: 先左后右	A_0	A_1, A_3	A_2, A_4
方案 2: 先下后上		A_1, A_2	A_3, A_4

表 3 各组件几何尺寸

Table 3 Geometric dimensions of each component

mm

零件级数	$D_{\text{基准}}$	$D_{\text{顶端}}$	H_i
1	380	410	271
2	295	400	413
3	295	332	47
4	318	300	320
5	570	596	55
6	969	968	175
叶片	—	—	50

注: $D_{\text{基准}}$ 为转子组件基准圆面的直径; $D_{\text{顶端}}$ 为转子组件顶端圆面的直径; H_i 为第 i 个组件的高度,叶片上贴合面投影长度 L 为 12 mm。

表 4 各组件装配工艺参数设计方案

Table 4 Design scheme of assembly process parameters

mm

特征面	组件 1	组件 2	组件 3	组件 4	组件 5	组件 6	叶片
公差面	面: 平行度 =0.030, 平面度 =0.025; 销/孔: 垂直度 =0.030, 圆柱度 =0.025						轮廓度 = 0.030
基准面	面: 平面度 =0.020; 销/孔: 圆柱度 =0.020						

度指标,主要包括以下3类:(1)叶片顶端相对全局坐标系的径向偏差;(2)叶片顶端相对全局坐标系的周向偏差;(3)叶片顶端相对全局坐标系的轴向偏差。

判断转子-叶片装配的相关功能要素,搭建转子-叶片偏差的装配

连接关系图。如图12所示,转子-叶片偏差传递的主路径为串联路径:IFE₁-CFE₁-IFE₂-CFE₂-IFE₃-CFE₃-IFE₄-CFE₄-IFE₅-CFE₅-IFE₆-CFE₆-IFE₇-IFE₈-FR,另外还有5对圆柱面与平面组成的局部并联副:CFE₁-PFE₁、CFE₂-PFE₂、CFE₃-PFE₃、

CFE₄-PFE₄和CFE₅-PFE₅以及叶片不同装配顺序下的两对平面接触副之间组成的局部并联副:IFE₇¹-IFE₇²和IFE₈¹-IFE₈²。

3.3 建立转子-叶片的雅克比旋量模型

根据本文的转子-叶片雅克比旋量模型求解流程,首先对装配面连接副偏差进行采集和测量,以获得各基准点坐标。其次对于圆柱面接触副和平面接触副组成的局部并联链,设置5个分析点、3个主基准点和2个副基准点;对于平面接触副之间组成的局部并联链,并联链中各装配面设置3个分析点、3个基准点,分析点的偏差形式列于表5中。

3.4 转子-叶片装配精度求解

假设各旋量的变动范围为 $\pm 3\sigma$ ($\sigma=0.03$),均值设置为0.001,使用蒙特卡洛法生成满足旋量间约束关系的相应数据。表5同时列出转子-叶片局部并联结构的最终偏差旋量表达式和对应的雅克比矩阵,基于装配连接关系图12和方程式(14)和(15),可以推出转子-叶片最终

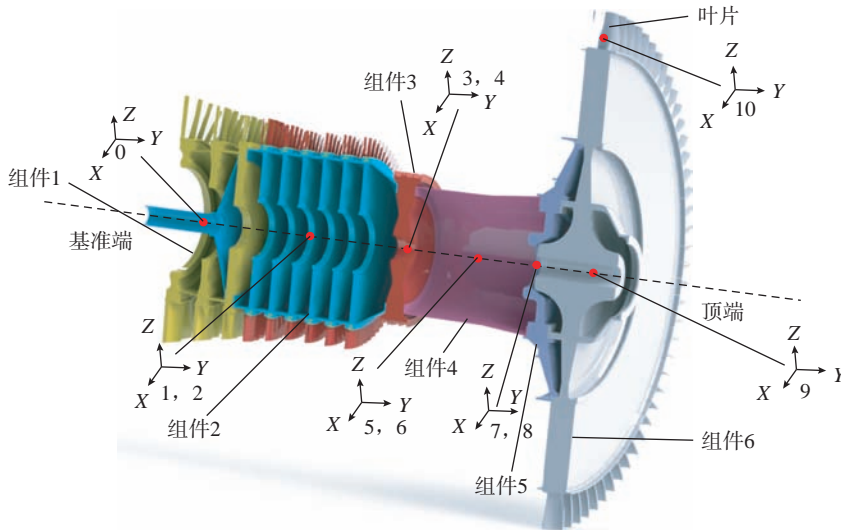
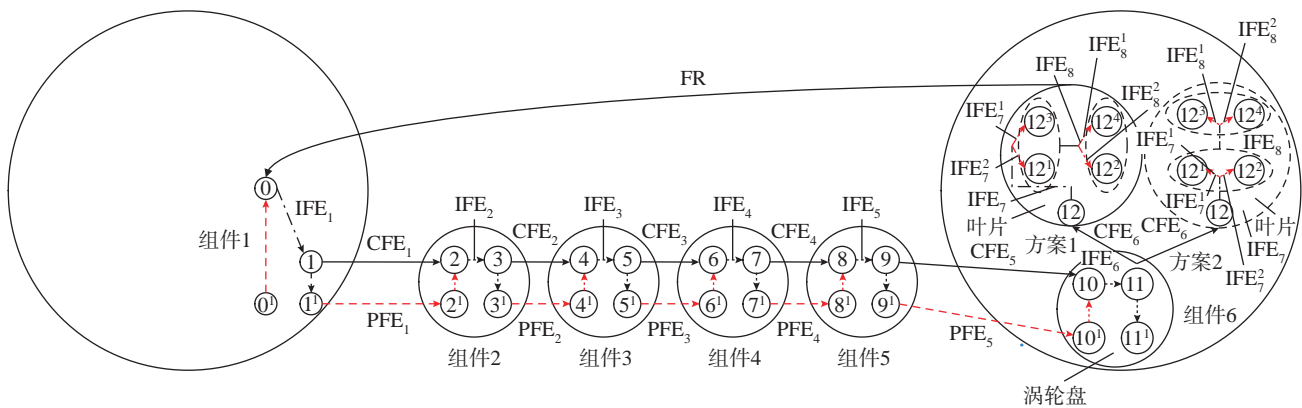


图11 转子-叶片坐标系示意图
Fig.11 Diagram of rotor-blade coordinate system



注:0为1~3级高压压气机盘左侧面;0¹为1~3级高压压气机盘左柱面;1为1~3级高压压气机盘右侧面;1¹为1~3级高压压气机盘右柱面;2为4~9级高压压气机盘左侧面;2¹为4~9级高压压气机盘左柱面;3为4~9级高压压气机盘右侧面;3¹为4~9级高压压气机盘右柱面;4为封严篦齿盘左侧面;4¹为封严篦齿盘左柱面;5为封严篦齿盘右侧面;5¹为封严篦齿盘右柱面;6为高压涡轮前鼓筒轴左侧面;6¹为高压涡轮前鼓筒轴左柱面;7为高压涡轮前鼓筒轴右侧面;7¹为高压涡轮前鼓筒轴右柱面;8为高压涡轮盘前篦齿盘左侧面;8¹为高压涡轮盘前篦齿盘左柱面;9为高压涡轮盘前篦齿盘右侧面;9¹为高压涡轮盘前篦齿盘右柱面;10为高压涡轮盘左侧面;10¹为高压涡轮盘左柱面;11为高压涡轮盘右侧面;11¹为高压涡轮盘右柱面;12为叶片特征面A₀;12¹为叶片特征面A₁;12²为叶片特征面A₂;12³为叶片特征面A₃;12⁴为叶片特征面A₄。

图12 转子-叶片装配连接关系
Fig.12 Connection of rotor-blade assembly

表 5 复合局部并联结构的雅可比矩阵和点偏差旋量
Table 5 Jacobian matrix and deviation torsor of composite partial parallel structure

并联链	FE	有效矢量	雅可比矩阵	偏差旋量
Joint1	$\delta_{FE\text{转-主}1}$	$\delta w_{11}, \delta a_{11}, \delta \beta_{11}$ $\delta w_{12}, \delta a_{12}, \delta \beta_{12}$ $\delta w_{13}, \delta a_{13}, \delta \beta_{13}$	$\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 271 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -271 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0 & 0 & \delta w_{11} & \delta a_{11} & \delta \beta_{11} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{12} & \delta a_{12} & \delta \beta_{12} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{13} & \delta a_{13} & \delta \beta_{13} & 0 \end{bmatrix}^T$
	$\delta_{FE\text{转-次}1}$	$\delta \mu_{14}, \delta v_{14}$ $\delta \mu_{15}, \delta v_{15}$		$\begin{bmatrix} \delta \mu_{14} & \delta v_{14} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \delta \mu_{15} & \delta v_{15} & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}^T$
Joint2	$\delta_{FE\text{转-主}2}$	$\delta w_{21}, \delta a_{21}, \delta \beta_{21}$ $\delta w_{22}, \delta a_{22}, \delta \beta_{22}$ $\delta w_{23}, \delta a_{23}, \delta \beta_{23}$	$\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 684 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -684 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0 & 0 & \delta w_{21} & \delta a_{21} & \delta \beta_{21} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{22} & \delta a_{22} & \delta \beta_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{23} & \delta a_{23} & \delta \beta_{23} & 0 \end{bmatrix}^T$
	$\delta_{FE\text{转-次}2}$	$\delta \mu_{24}, \delta v_{24}$ $\delta \mu_{25}, \delta v_{25}$		$\begin{bmatrix} \delta \mu_{24} & \delta v_{24} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \delta \mu_{25} & \delta v_{25} & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}^T$
Joint3	$\delta_{FE\text{转-主}3}$	$\delta w_{31}, \delta a_{31}, \delta \beta_{31}$ $\delta w_{32}, \delta a_{32}, \delta \beta_{32}$ $\delta w_{33}, \delta a_{33}, \delta \beta_{33}$	$\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 731 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -731 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0 & 0 & \delta w_{31} & \delta a_{31} & \delta \beta_{31} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{32} & \delta a_{32} & \delta \beta_{32} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{33} & \delta a_{33} & \delta \beta_{33} & 0 \end{bmatrix}^T$
	$\delta_{FE\text{转-次}3}$	$\delta \mu_{34}, \delta v_{34}$ $\delta \mu_{35}, \delta v_{35}$		$\begin{bmatrix} \delta \mu_{34} & \delta v_{34} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \delta \mu_{35} & \delta v_{35} & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}^T$
Joint4	$\delta_{FE\text{转-主}4}$	$\delta w_{41}, \delta a_{41}, \delta \beta_{41}$ $\delta w_{42}, \delta a_{42}, \delta \beta_{42}$ $\delta w_{43}, \delta a_{43}, \delta \beta_{43}$	$\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 1051 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -1051 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0 & 0 & \delta w_{41} & \delta a_{41} & \delta \beta_{41} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{42} & \delta a_{42} & \delta \beta_{42} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{43} & \delta a_{43} & \delta \beta_{43} & 0 \end{bmatrix}^T$
	$\delta_{FE\text{转-次}4}$	$\delta \mu_{44}, \delta v_{44}$ $\delta \mu_{45}, \delta v_{45}$		$\begin{bmatrix} \delta \mu_{44} & \delta v_{44} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \delta \mu_{45} & \delta v_{45} & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}^T$
Joint5	$\delta_{FE\text{转-主}5}$	$\delta w_{51}, \delta a_{51}, \delta \beta_{51}$ $\delta w_{52}, \delta a_{52}, \delta \beta_{52}$ $\delta w_{53}, \delta a_{53}, \delta \beta_{53}$	$\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 1106 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -1106 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0 & 0 & \delta w_{51} & \delta a_{51} & \delta \beta_{51} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{52} & \delta a_{52} & \delta \beta_{52} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{53} & \delta a_{53} & \delta \beta_{53} & 0 \end{bmatrix}^T$
	$\delta_{FE\text{转-次}5}$	$\delta \mu_{54}, \delta v_{54}$ $\delta \mu_{55}, \delta v_{55}$		$\begin{bmatrix} \delta \mu_{54} & \delta v_{54} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \delta \mu_{55} & \delta v_{55} & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}^T$
Joint6	$\delta_{FE\text{转-主}6^1}$	$\delta w_{6^1}, \delta a_{6^1}, \delta \beta_{6^1}$ $\delta w_{6^2}, \delta a_{6^2}, \delta \beta_{6^2}$ $\delta w_{6^3}, \delta a_{6^3}, \delta \beta_{6^3}$	$\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 1636 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -1636 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0 & 0 & \delta w_{6^1} & \delta a_{6^1} & \delta \beta_{6^1} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{6^2} & \delta a_{6^2} & \delta \beta_{6^2} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{6^3} & \delta a_{6^3} & \delta \beta_{6^3} & 0 \end{bmatrix}^T$
	$\delta_{FE\text{转-主}6^2}$	$\delta w_{6^2}, \delta a_{6^2}, \delta \beta_{6^2}$ $\delta w_{6^2}, \delta a_{6^2}, \delta \beta_{6^2}$ $\delta w_{6^3}, \delta a_{6^3}, \delta \beta_{6^3}$		$\begin{bmatrix} 0 & 0 & \delta w_{6^2} & \delta a_{6^2} & \delta \beta_{6^2} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{6^2} & \delta a_{6^2} & \delta \beta_{6^2} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{6^3} & \delta a_{6^3} & \delta \beta_{6^3} & 0 \end{bmatrix}^T$
Joint7	$\delta_{FE\text{转-主}7^1}$	$\delta w_{7^1}, \delta a_{7^1}, \delta \beta_{7^1}$ $\delta w_{7^2}, \delta a_{7^2}, \delta \beta_{7^2}$ $\delta w_{7^3}, \delta a_{7^3}, \delta \beta_{7^3}$	$\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 1636 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -1636 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0 & 0 & \delta w_{7^1} & \delta a_{7^1} & \delta \beta_{7^1} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{7^2} & \delta a_{7^2} & \delta \beta_{7^2} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{7^3} & \delta a_{7^3} & \delta \beta_{7^3} & 0 \end{bmatrix}^T$
	$\delta_{FE\text{转-主}7^2}$	$\delta w_{7^2}, \delta a_{7^2}, \delta \beta_{7^2}$ $\delta w_{7^2}, \delta a_{7^2}, \delta \beta_{7^2}$ $\delta w_{7^3}, \delta a_{7^3}, \delta \beta_{7^3}$		$\begin{bmatrix} 0 & 0 & \delta w_{7^2} & \delta a_{7^2} & \delta \beta_{7^2} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{7^2} & \delta a_{7^2} & \delta \beta_{7^2} & 0 \\ 0 & 0 & \delta w_{7^3} & \delta a_{7^3} & \delta \beta_{7^3} & 0 \end{bmatrix}^T$

表 6 3 种方法模型计算结果
Table 6 Calculation results of three method models

方法	平均值/mm			误差率/%			
	径向偏差	轴向偏差	周向偏差	径向偏差	轴向偏差	周向偏差	
传统 J-T	0.158	0.135	0.196	16.18	15.38	16.67	
仿真模型	0.151	0.13	0.19	11.03	11.11	13.10	
改进 J-T	方案 1	0.148	0.127	0.18	8.82	8.55	7.14
	方案 2	0.145	0.124	0.179	6.62	5.98	6.55
实际装配	0.136	0.117	0.168	—	—	—	

与实际装配结果的误差率分别为 8.82%、8.55% 和 7.14%；改进 J-T 模型下涡轮盘榫槽和叶片榫头装配贴合顺序为方案 2 时，径向、轴向和周向的偏差累积结果平均值分别为 0.145 mm、0.124 mm 和 0.179 mm，与实际装配结果的误差率分别为 6.62%、5.98% 和 6.55%；在传统 J-T 模型下的转子-叶片径向、轴向和周向的偏差累积结果平均值分别为 0.158 mm、0.135 mm 和 0.196 mm，与实际装配结果的误差率为 16.18%、15.38% 和 16.67%；在转子-叶片仿真模型下的转子-叶片径向、轴向和周向的偏差累积结果平均值分别为 0.151 mm、0.13 mm 和 0.19 mm，与实际装配结果的误差率为 11.03%、11.11% 和 13.10%。

通过计算结果对比分析发现，改进 J-T 模型相比实际装配结果各方向偏差累积误差率都控制在 9% 之内，这是由于理论计算模型认为零件是纯刚体，忽略了非几何因素影响，但在误差允许范围内，其计算结果仍然具备指导意义。相比传统 J-T 模型，改进 J-T 模型各方向偏差累积都有明显降低，且都满足装配精度要求。在改进 J-T 模型下涡轮盘榫槽和叶片榫头 2 种装配贴合顺序方案的装配偏差各不相同，并且方案 2 下的装配贴合方案装配效果更好，装配偏差更小，同时也符合实际转子-叶片装配，即叶片由于重力作

用下方贴合面装配早于上方贴合面装配。

显然，综合考虑转子-叶片的定位连接结构和局部并联结构的三维偏差分析方法的计算结果更加符合实际值，能让转子-叶片的装配精度得到提高，同时改进 J-T 模型计算数据和实际装配结果的误差率在 9% 以内，而且现场试验也验证了该方法的准确性和可靠性。以上规律为航空发动机高压转子-叶片装配精度控制提供了依据和途径。

4 结论

本文提出了考虑航空发动机转子-叶片装配结构特点的装配偏差分析方法。该方法分析了转子-叶片装配结构特点，对转子-叶片装配尺寸链进行建模，描述了各组件的定位连接基准方案设计，构造与求解了转子-叶片的改进 J-T 模型。最后以航空发动机转子-叶片的轴向、周向和径向装配偏差为例，介绍了转子-叶片装配偏差计算过程，并且将改进 J-T 模型与现场装配结果、传统尺寸链方法及仿真模型的计算结果进行比较。根据对比可知，改进 J-T 模型使得转子-叶片的建模与分析计算方法更为全面，能够优化装配偏差传递过程，显著提高雅克比旋量模型在转子-叶片装配精度预测方面的准确性，并且利用该

方法，采用方案 2——先下后上的装配顺序，叶片精度预测结果与实际装配结果更为一致。

参考文献

- [1] 曾纯. 皇冠上的明珠[J]. 中国工业评论, 2016(11): 2.
ZENG Chun. The jewel in the crown[J]. China Industry Review, 2016(11): 2.
- [2] 金伟. 世界航空发动机发展趋势及经验[J]. 中国工业评论, 2016(11): 38-44.
JIN Wei. Development trend and experience of aero-engines in the world[J]. China Industry Review, 2016(11): 38-44.
- [3] 焦华宾, 莫松. 航空涡轮发动机现状 & 未来发展综述[J]. 航空制造技术, 2015, 58(12): 62-65.
JIAO Huabin, MO Song. Present status and development trend of aircraft turbine engine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(12): 62-65.
- [4] 林左鸣. 中国航空工业实现三大历史性转变[J]. 航空制造技术, 2015, 58(1): 38-41.
LIN Zuoming. 3 history transform of China aviation industry[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(1): 38-41.
- [5] 魏小红, 谈军, 方红文, 等. 航空发动机水平脉动总装生产线规划研究[J]. 航空制造技术, 2015, 58(19): 8-12.
WEI Xiaohong, TAN Jun, FANG Hongwen, et al. Study on horizontal pulse assembly line planning of aeroengine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(19): 8-12.
- [6] 李仙丽, 罗乘川, 安奕忱, 等. 基于遥测技术的发动机涡轮转子叶片动应力测量

- [J]. 燃气涡轮试验与研究, 2014, 27(6): 53–56.
- LI Xianli, LUO Chengchuan, AN Yichen, et al. Measuring technology on dynamic stress of turbine rotor blades using telemetry[J]. Gas Turbine Experiment and Research, 2014, 27(6): 53–56.
- [7] 肖平欢. 航空发动机多级盘片分离转子不平衡量优化装配方法研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2021.
- XIAO Pinghuan. Research on the optimal assembly method for the unbalanced quantity of the multi-stage rotor with separate disk and blades of aeroengine[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021.
- [8] 刘鑫. 航空发动机转子装配精度预测及堆叠[D]. 大连: 大连理工大学, 2019.
- LIU Xin. Assembly accuracy prediction and stacking of aeroengine rotor[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2019.
- [9] 李豪. TBM 机器换刀末端定位误差建模及容错机构设计[D]. 大连: 大连理工大学, 2022.
- LI Hao. Modeling of positioning error of tool changing end of TBM machine and design of fault-tolerant mechanism[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2022.
- [10] 陈华. 基于雅可比旋量模型的三维公差分析方法研究及在发动机装配中的应用[D]. 上海: 上海交通大学, 2015.
- CHEN Hua. Study on three dimensional tolerance analysis method based on Jacobian-Torsor model and its application in engine assembly[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015.
- [11] WEILL R, DAREL I, LALOUM M. The influence of fixture positioning errors on the geometric accuracy of mechanical parts[C]//Proceedings of the CIRP conference on PE & ME. 1991: 215–225.
- [12] CAI W, HU S J, YUAN J X. A variational method of robust fixture configuration design for 3–D workpieces[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 1997, 119(4A): 593–602.
- [13] CAI W. Robust pin layout design for sheet-panel locating[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2006, 28(5): 486–494.
- [14] LEONOV O A, SHKARUBA N Z, VERGAZOVA Y G. Determining the tolerances in fitting for joints with interference[J]. Russian Engineering Research, 2019, 39(7): 544–547.
- [15] LEONOV O A, SHKARUBA N Z. A parametric failure model for the calculation of the fit tolerance of joints with clearance[J]. Journal of Friction and Wear, 2019, 40(4): 332–336.
- [16] EROKHIN M N, LEONOV O A, KATAEV Y V, et al. Tightness and leakage in applying reinforced rubber sleeves to shafts[J]. Russian Engineering Research, 2019, 39(6): 459–462.
- [17] CHEN H, JIN S, LI Z M, et al. A solution of partial parallel connections for the unified Jacobian-Torsor model[J]. Mechanism and Machine Theory, 2015, 91: 39–49.
- [18] 戴宏伟, 陈琨, 于慧, 等. 雅可比旋量的装配体并联结构公差分析方法研究[J]. 西安交通大学学报, 2022, 56(5): 156–165, 222.
- DAI Hongwei, CHEN Kun, YU Hui, et al. Tolerance analysis of partial parallel assemblies based on Jacobian-Torsor model[J]. Journal of Xi'an Jiaotong University, 2022, 56(5): 156–165, 222.
- [19] YANG Z, HUSSIAN T, POPOV A A, et al. A comparison of different optimization techniques for variation propagation control in mechanical assembly[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2011, 26: 012017.
- [20] YANG Z, HUSSAIN T, POPOV A A, et al. Novel optimization technique for variation propagation control in an aero-engine assembly[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2011, 225(1): 100–111.
- [21] 赵海. 涡轮榫头/榫槽结构设计方法研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2005.
- ZHAO Hai. Research on design method of turbine tenon/mortise[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2005.
- [22] 黄文周, 张俊杰, 张乘齐. 枞树形榫联接结构参数选取及其与应力的关系[J]. 燃气涡轮试验与研究, 2013, 26(1): 22–25.
- HUANG Wenzhou, ZHANG Junjie, ZHANG Chengqi. Relationship between the structure parameters and the stress in the fir-tree connection structure[J]. Gas Turbine Experiment and Research, 2013, 26(1): 22–25.
- [23] DESROCHERS A. Modeling three dimensional tolerance zones using screw parameters[C]//Proceedings of ASME 1999 Design Engineering Technical Conferences. Las Vegas, 2021.
- [24] LI H, ZHU H P, LI P G, et al. Tolerance analysis of mechanical assemblies based on small displacement torsor and deviation propagation theories[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 72(1): 89–99.
- [25] SUN J, DING S, LI Z, et al. Point-based solution using Jacobian-Torsor theory into partial parallel chains for revolving components assembly[J]. Journal of Manufacturing Systems, 2018, 46: 46–58.
- [26] 王炳炎, 陈书华, 安彦波, 等. 基于小位移旋量的浮动式核电站反应堆装卸料定位误差分析与优化[J]. 核动力工程, 2022, 43(3): 207–213.
- WANG Bingyan, CHEN Shuhua, AN Yanbo, et al. Analysis and optimization of loading and unloading positioning error of floating nuclear power plant reactor based on small displacement spin[J]. Nuclear Power Engineering, 2022, 43(3): 207–213.
- [27] 谭久彬, 孙传智, 王雷, 等. 基于空间矢量投影的航空发动机转子装配方法与装置: CN103790644A[P]. 2014–05–14.
- TAN Jiubin, SUN Chuanzhi, WANG Lei, et al. Aeroengine rotor assembly method based on space vector projection device: CN103790644A [P]. 2014–05–14.
- [28] 周烁, 汪俊熙, 刘宜胜, 等. 大型商用航空发动机整机装配工艺浅析[J]. 航空制造技术, 2014, 57(5): 92–96.
- ZHOU Shuo, WANG Junxi, LIU Yisheng, et al. Brief review on assembly process of large commercial aero-engine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(5): 92–96.
- [29] LIU T, ZHAO Q J, CAO Y L, et al. A generic approach for analysis of mechanical assembly[J]. Precision Engineering, 2018, 54: 361–370.
- [30] 陈华, 唐广辉, 陈志强, 等. 基于雅可比旋量统计法的发动机三维公差分析[J]. 哈尔滨工程大学学报, 2014, 35(11): 1397–1402.
- CHEN Hua, TANG Guanghui, CHEN Zhiqiang, et al. Three-dimensional tolerance analysis of engine based on Jacobian-Torsor statistical model[J]. Journal of Harbin Engineering University, 2014, 35(11): 1397–1402.

[31] 丁司懿, 郑小虎. 基于改进 Jacobian-Torsor 理论的转子组件装配精度控制方法 [J]. 航空学报, 2021, 42(10): 524670.

DING Siyi, ZHENG Xiaohu. Precision control of rotor assembly based on improved Jacobian-Torsor theory[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2021, 42(10): 524670.

[32] 乐一楠. 航空发动机叶片三维测量技术的研究与应用 [D]. 长沙: 国防科技大学, 2019.

LE Yinan. The three-dimensional measurement research and application of aero-engine blade[D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2019.

[33] 申秀丽, 齐晓东, 王荣桥, 等. 航空发动机枞树形榫头 / 榫槽结构形状优化 [J]. 工程力学, 2011, 28(12): 231-237.

SHEN Xiuli, QI Xiaodong, WANG Rongqiao, et al. Shape optimization of aero engine fir-tree tenon/mortise structure[J]. Engineering Mechanics, 2011, 28(12): 231-237.

Assembly Precision Analysis for Rotor-Blade Structure of Aero-Engine Based on Improved Jacobian-Torsor Model

DING Siyi^{1,2}, ZHOU Wenbo³, MAO Xinhua²

(1. Institute of Artificial Intelligence, Donghua University, Shanghai 201600, China;

2. Beijing Chonglee Machinery Engineering Co., Ltd., Beijing 101111, China;

3. School of Mechanical Engineering, Donghua University, Shanghai 201600, China)

[ABSTRACT] Rotor-blade parts are the core components of aero-engines, which have the characteristics of complex assembly structure and difficult assembly. Under high temperature and pressure conditions, the rotor-blade assembly error is catalytically amplified, resulting in fatigue cracks and other failures, which seriously affects the stability and reliability of the whole engine. For the rotor-blade structure, traditional variation analysis method cannot comprehensively consider the complex positioning structure and the partial parallel relation, as a result of that a branch chain in the multi-feature parallel structure is often used as a series relationship in a single direction. This paper proposed a variation analysis method of rotor-blade assembly based on the improved Jacobian-Torsor (J-T) model. Firstly, the multi-stage rotational structure, stop positioning structure and tenon tongue-groove structure were analyzed, and the assembly dimension chain considering partial parallel relationship of the rotor-blade with multi-feature was established. Then the assembly joint surface of rotor-blade was expressed as the deviation torsor based on the points contact form by using the incomplete positioning strategy, and a united positioning reference scheme based on the positioning point system was established. Finally, the rotor-blade assembly precision index and the solution method based on the improved J-T model was proposed. Taking the assembly precision analysis for radial, axial and circumferential variation of the rotor-blades as an example, the calculation results of the traditional J-T model, Monte Carlo simulation model, and the improved J-T model were compared with the measured data. The results show that the proposed method has higher prediction accuracy than other methods. Compared with the measured results, the error rate is less than 9%. A more reasonable assembling and connecting mode of tenon tongue-groove structure was put forward.

Keywords: Aero-engine; Rotor-blade structure; Assembly precision; Partial parallel chain; Improved Jacobian-Torsor (J-T) model

(责编 古京)

引文格式: 蔡晋, 谭明昕, 李云玲, 等. 增材制造 γ -TiAl 合金超声喷丸表面完整性数值及试验分析[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 78-85.

CAI Jin, TAN Mingxin, LI Yunling, et al. Numerical and experimental analysis of surface integrity of additive manufacturing γ -TiAl alloy by ultrasonic shot peening[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 78-85.

增材制造 γ -TiAl 合金超声喷丸表面完整性数值及试验分析*

蔡 晋¹, 谭明昕¹, 李云玲², 王 朔¹, 曲敬龙³

(1. 沈阳航空航天大学, 沈阳 110136;

2. 钢铁研究总院, 北京 100081;

3. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

[摘要] 为探究超声喷丸对增材制造 γ -TiAl 合金表面完整性的影响特性, 验证有限元数值模型的可行性, 以电子束熔化制备的 γ -TiAl 合金试样为研究对象, 建立超声喷丸三维有限元模型, 对不同喷丸参数下试样表面粗糙度及应力场分布进行仿真分析。采用不同喷丸参数对试样表面进行 0.15 A、0.25 A 两种喷丸强度的超声喷丸试验, 揭示喷丸工艺对电子束熔化 γ -TiAl 合金微观形貌、残余应力分布、表面粗糙度及显微硬度等表面完整性的影响规律, 验证仿真模型的有效性。结果表明, 超声喷丸处理后, 试样表层晶粒尺寸得到细化, 产生了由表层至深层的晶粒尺寸梯度变化, 形成了约 150~250 μm 深的残余压应力层; 此外, 相同弹丸直径下, 提高喷丸强度可显著增加试样表面粗糙度均值的分布, 相同喷丸强度下, 增加弹丸直径可有效降低试样表面粗糙度; 超声喷丸试样表面显微硬度相对未喷丸试样表面 (305HV) 提高显著, 最大显微硬度均出现在距离表层最近的测量点位置, 其影响层深度可达 300~500 μm 。

关键词: 超声喷丸; γ -TiAl 合金; 残余应力; 表面粗糙度; 显微硬度

Numerical and Experimental Analysis of Surface Integrity of Additive Manufacturing γ -TiAl Alloy by Ultrasonic Shot Peening

CAI Jin¹, TAN Mingxin¹, LI Yunling², WANG Shuo¹, QU Jinglong³

(1. Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China;

2. Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;

3. Gaona Aero Material Co., Ltd., Beijing 100081, China)

[ABSTRACT] In order to investigate the influence of ultrasonic shot peening on the surface integrity of additive manufacturing γ -TiAl alloy, and verify the feasibility of the finite element simulation model, the samples of γ -TiAl alloy prepared by electron beam melting are studied, and a three-dimensional model of ultrasonic shot peening is established. The surface roughness and stress field distribution of ultrasonic shot peening samples under different shot peening parameters are simulated and analyzed. The ultrasonic shot peening tests with 0.15 A and 0.25 A shot peening intensities are carried out on the surface of samples by different shot peening parameters. The effects of shot peening process on the microstructure, residual stress distribution, surface roughness and microhardness of electron beam melted γ -TiAl alloy are revealed, and the validity of the simulation model is verified. The results show that the surface grain size of the samples are refined, the grain size gradient changes from surface to deep layer and the residual compressive stress layer about 150-250 μm depth is formed after ultrasonic shot peening. In addition, with the same projectile diameter, increasing shot peening intensity can significantly increase the distribution of sample surface roughness. Under the same shot peening intensity, the increase of projectile diameter can effectively reduce the sample surface roughness. The surface microhardness of ultrasonic shot peening samples are significantly higher than that of non-shot peening sample (305HV). The maximum microhardness occurs at the nearest measurement point from the surface, and the depth of the affected layer can reach 300-500 μm .

Keywords: Ultrasonic shot peening; γ -TiAl alloy; Residual stress; Surface roughness; Microhardness

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.078

* 基金项目: 国家自然科学基金(51874103, 52074092)。

TiAl 合金具有轻质、高强度、高比模量等特点^[1-2],以及优异的高温抗氧化、耐燃、抗蠕变等性能^[3-5],主要用于航空发动机高压压气机和低压涡轮叶片,以实现减重和提高推重比的目的^[6-7]。2006 年美国 GE 公司首次将 Ti-48Al-2Cr-2Nb (γ -TiAl) 合金应用于 GEnx 航空发动机的最后两级低压涡轮叶片。2014 年 CFM 公司选用 TiAl 合金作为 LEAP 系列新型发动机的涡轮叶片材料,燃油消耗可减少 15%, LEAP-1C 发动机已安装于首架 C919 客机。2017 年法国空客公司成功将 TiAl 合金低压涡轮叶片装配于 PW1100G 引擎并完成试飞。随着成形工艺的不断发展, TiAl 合金在低压涡轮叶片上具有较大的应用价值和发展潜力。

TiAl 合金材料的室温脆性大、热变形能力差、塑性和断裂韧性低^[8],使用传统加工技术难以制造具有复杂曲面及内部冷却管道的叶片,会受到内腔成形难、残余应力分布不易控制、形状复杂性等限制^[9-10]。增材制造技术(Additive manufacturing, AM)可基于零件的数字模型,突破模具和形状尺寸的限制,有选择性地金属粉末熔化,直接制造具有复杂形状的零部件^[11-12]。Avio 公司 2012 年报道了利用电子束选区熔化(Selective electron beam melting, SEBM 或 EBM)技术制造大尺寸航空用涡轮叶片。Toh 等^[13]对比了 EBM 与常规铸造试样的组织与磨损性能,结果表明,EBM 制备的试样组织致密且具有较高的显微硬度。Baudana 等^[14]提出 EBM 技术可直接成形钛铝合金零件且能够与钢轴之间保持较好的连接。相比传统工艺,AM 成形的 TiAl 合金在应力作用下易产生孔隙、开裂等缺陷^[15]。Guo 等^[16]指出 TiAl 合金在 AM 成形过程中,超高的冷却速度所导致的残余热应力及材料固有的脆性问题,使得增材制造 TiAl 合金极易产生裂纹。Lavella 等^[17]针对增材制造钛铝叶片榫头的微动问题进行研究,提出裂纹的萌生与应力分布相关。Srivastava 等^[18]发现随着 AM 成形 TiAl 合金沉积层的增加,残余应力逐渐累积,裂纹的长度和数量随之增加。AM 金属成形过程中对于残余应力的控制至关重要。

超声喷丸(Ultrasonic shot peening, USP)通过弹丸介质高速冲击零件表面,使零件表面发生加工硬化,引入残余压应力,均匀应力分布,进而提高零件的抗疲劳等性能^[19-20]。Kumar 等^[21]研究表明,超声喷丸处理可以产生较低的表面粗糙度和有利的残余压应力层,压应力层的产生可以抑制裂纹萌生并降低裂纹扩展速率,从而提高合金材料的抗疲劳性能。Żebrowski 等^[22]分析了增材制造 Ti6Al4V 合金试样喷丸前后表面几何形貌变化情况,结果表明,通过钢丸和陶瓷球丸喷丸处理得到的表面,与参考表面相比粗糙度降低;采用坚果壳弹

丸,受弹丸尖锐等形状特征影响,表面粗糙度增加;采用钢丸与坚果壳,显微硬度分别提高了约 42% 和 30%;采用陶瓷球与钢丸,抗拉强度平均提高了 3.7% 和 4.2%。Yang 等^[23]对不同表面处理下 γ -TiAl 合金疲劳性能进行分析,研究表明,喷丸处理引入的残余压应力层减少了试样表面微裂纹和微孔等缺陷,提高了试样的疲劳性能及抗疲劳裂纹萌生能力。

目前,针对增材制造 γ -TiAl 合金超声喷丸表面完整性的研究较少,本文以电子束熔化制备的 γ -TiAl 合金试样为研究对象,基于有限元仿真对超声喷丸试样应力场分布及表面粗糙度进行数值分析,采用不同的喷丸参数对试样表面进行 0.15 A 和 0.25 A 两种喷丸强度的超声喷丸试验,揭示喷丸工艺对电子束熔化 γ -TiAl 合金微观形貌、残余应力分布、表面粗糙度及显微硬度等表面完整性的影响规律,并验证仿真模型的有效性。

1 仿真模型的建立

试验与数值模拟过程中 γ -TiAl 试样尺寸均为 50 mm × 60 mm × 5 mm,单元尺寸采用 0.5 mm × 0.5 mm × 0.05 mm,网格类型为 C3D8R,为避免弹丸在腔室中陷入棱角特征区域,采用圆柱体腔室,曲面环形侧壁使弹丸在腔室中部区域集中分布,腔室内壁直径为 70 mm,高度为 90 mm; γ -TiAl 试样密度为 4 g/cm³,室温屈服强度为 450 MPa,弹性模量为 160 GPa;弹丸材料为 ZrO₂,密度为 6 g/cm³,弹性模量为 208000 MPa;振动头与腔室材料为 GCr15,密度为 7.8 g/cm³,弹性模量为 210000 MPa。超声喷丸过程为高应变率冲击过程,基于 ABAQUS/Explicit 模块建立模型,结合 EDEM 离散元仿真,通过计算弹丸冲击次数和冲击力的叠加状态,在构件表面形成动态的恢复系数,检索出接触位置和接触力,将接触位置和接触力引入有限元模拟分析中。弹丸、腔室、振动头采用刚体约束,不考虑变形,仅考虑试样变形;弹丸与试样及其他部件采用面接触。由于实际弹丸及腔室模具表面光滑,不考虑接触摩擦因素。对振动头设置位移约束,机械振动波形为正弦波曲线,频率为 20 kHz。超声喷丸仿真装配及网格模型、约束模型设置如图 1 所示。

2 试验材料与方法

2.1 γ -TiAl 合金试样制备

采用电子束熔化(EBM)技术制备 γ -TiAl (Ti-48Al-2Nb-2Cr) 合金试块,粉末材料粒度为 45~150 μ m,其化学成分如表 1 所示^[24]。试验前利用电热鼓风干燥箱将 Ti-48Al-2Nb-2Cr 合金粉末置于 120 °C 真空环境下进行干燥处理,以去除粉末中的水分,增强电子束熔化过程中粉末的流动性及传送时的均匀性。采用线切割

机将制备的 γ -TiAl 试块切割成 4 个 $20\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 的试样,分别标记为 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 ,依次用 240 目、400 目、600 目砂纸将试样切割面打磨至无明显切割痕。

2.2 超声喷丸试验

EBM γ -TiAl 试样表面超声喷丸处理在超声喷丸系统上进行,试验系统原理如图 2 所示。超声喷丸系统

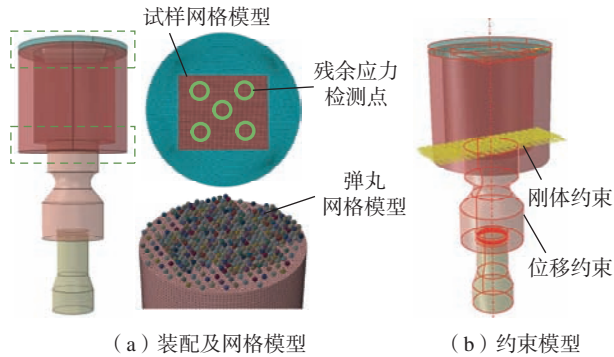


图 1 超声喷丸仿真模型建立示意图

Fig.1 Schematic diagram of ultrasonic shot peening simulation model

表 1 Ti-48Al-2Nb-2Cr 合金粉末化学成分(质量分数)^[24]
Table 1 Chemical composition of Ti-48Al-2Nb-2Cr alloy powder (mass fraction)^[24] %

Al	Cr	Nb	Ti
48.13	1.88	2.01	余量

主要由超声波发生器、超声波振动元件、超声喷丸腔室组成。超声波发生器将 220 V 交流电转化成 20 kHz 超声波振荡信号;换能器将超声波振荡信号转换成机械振动,经由变幅杆放大,传至振动头产生相应的超声振动;振动头激励弹丸在腔室内随机运动;弹丸冲击腔室内零件表面完成喷丸强化。弹丸材料为氧化锆陶瓷材料,硬度为 1250HV,用 A 型 Almen 试片的弧高度值表征喷丸强度。为探究弹丸直径及喷丸强度对试样表面完整性的影响,在喷丸处理过程中选用 1.5 mm、2.5 mm 弹丸直径进行超声喷丸试验,获得 0.15 A、0.25 A 两种喷丸强度,并保证试样表面达到完全覆盖(喷丸覆盖率 $\geq 98\%$),试验涉及的工艺参数如表 2 所示。

2.3 表面完整性检测

采用 MIRA3X-MHX 型扫描电子显微镜观察喷丸试样截面微观形貌;利用 STIL 公司 MiCROMEASUR2 非接触表面三维轮廓仪表征不同喷丸工艺下试样表面三维轮廓形貌及表面粗糙度,为保留试样喷丸表面原始形貌,试样经超声波清洗后直接观测,表面轮廓测试范围为 $0.5\text{ mm} \times 0.5\text{ mm}$,扫描步长设定为 $1\text{ }\mu\text{m}$,Z 方向分辨率 $0.05\text{ }\mu\text{m}$;利用 JT-H6-B 工业电子显微镜观察喷丸前后试样表面形貌;采用 LXR D 型 X 射线衍射仪分析残余应力分布情况,靶材选用 $\text{CuK}\alpha$,衍射角 148° ,对试样表面相同区域分别选取 5 个点检测表面残余应力值(图 1),利用化学减薄法进行剥层处理,由表面 5 个点

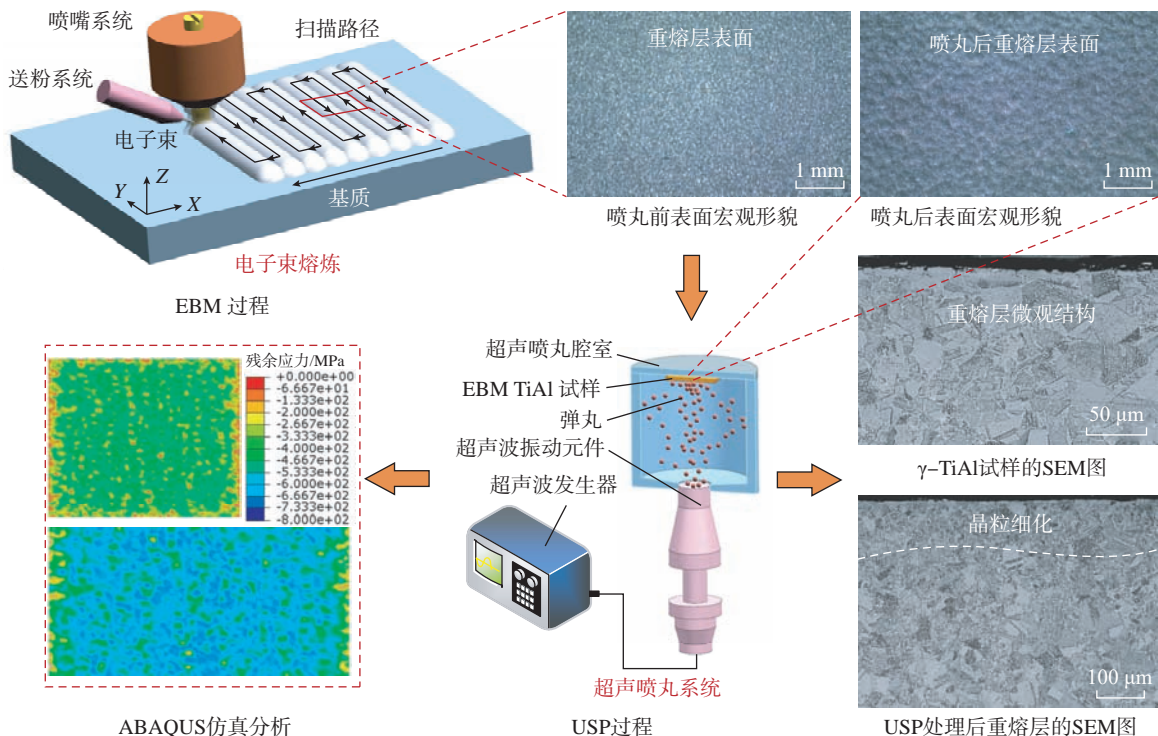


图 2 EBM γ -TiAl 超声喷丸表面完整性试验与数值研究示意图

Fig.2 Schematic diagram of surface integrity test and numerical study of USP EBM γ -TiAl

向深度测量,测量间隔为 20 μm ,通过衍射-减薄-衍射交替的方式获得试样内部纵向应力分布情况;采用HXD-1000TMC/LCD 维氏显微硬度计测量试样喷丸截面的纵向显微硬度变化情况,在 4.903 N 的载荷作用下保荷 10 s,从距离表层 0.1 mm 处开始测量,测量间距为 0.1 mm,得到试样经超声喷丸处理后显微硬度变化情况。

3 数值模拟结果分析

3.1 γ -TiAl 合金超声喷丸应力场数值分析

图 3 为不同工艺参数超声喷丸 γ -TiAl 合金试样表面残余应力场。在数值模型中分别按 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 设置超声喷丸工艺参数,4 种工艺参数对应两种超声喷丸强度(S_1 、 S_2 为 0.15 A; S_3 、 S_4 为 0.25 A)。表面残余应力场均处于压应力状态,0.25 A 喷丸强度下 S_3 、 S_4 试样表面残余压应力高于 0.15 A 的 S_1 、 S_2 试样表面应力。在试样局部边缘区域由于应力集中效应的存在,引入残余拉应力,抵消了部分超声喷丸引起的残余压应力。喷丸强度的提高削弱了边缘残余压应力的抵消行为,相比 0.15 A 喷丸强度,0.25 A 喷丸强度下边缘残余压应力由约 -70 MPa 提高至 -130 MPa。相比 1.5 mm 弹丸,

采用 2.5 mm 弹丸边缘残余压应力在两种喷丸强度下 (0.15 A、0.25 A) 分别增加约 60 MPa、40 MPa。提高喷丸强度可以降低边缘等棱角区域的补偿拉应力行为,在较低的喷丸强度下,增加弹丸直径对削弱边缘效应的作用更显著。

图 4 (a) 统计了 4 种超声喷丸工艺状态下 γ -TiAl 合金试样的表面残余压应力均值,在 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 工艺参数下,对试样表面相同区域分别取 5 个点检测应力值(图 1),表面应力场均值分别约为 -575 MPa、-513 MPa、-650 MPa、-615 MPa。喷丸强度与弹丸直径的增加降低了测量值分布的离散程度,在 0.15 A、0.25 A 喷丸强度下,采用 1.5 mm 弹丸比 2.5 mm 弹丸试样表面残余压应力均值分别提高约 12.09%、5.7%。相比 0.15 A 喷丸强度下的应力场均值,0.25 A 喷丸强度下约提高 16.2%。喷丸强度的提高可以增加试样表面整体残余压应力均值,在相同的喷丸强度下,减小弹丸直径可以提高表面整体残余压应力均值。相比较高的喷丸强度,在较低喷丸强度下,采用小直径弹丸提高表面残余压应力场程度更显著。

图 4 (b) 统计了 4 种超声喷丸工艺下 γ -TiAl 合金

表 2 γ -TiAl 试样超声喷丸工艺参数
Table 2 Ultrasonic shot peening process parameters of γ -TiAl samples

标号	弹丸材料	弹丸直径 / mm	弹丸数量 / 个	强度 / A	表面覆盖率 / %
S_1	ZrO ₂	1.5	500	0.15	≥ 98
S_2		2.5		0.15	
S_3		1.5		0.25	
S_4		2.5		0.25	

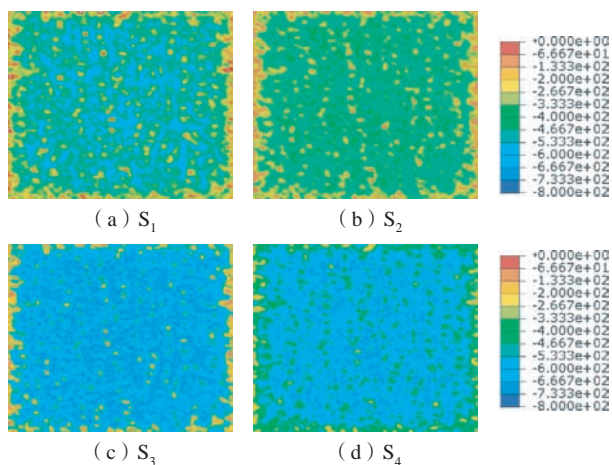
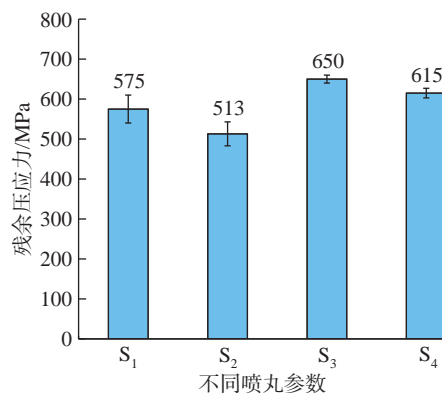
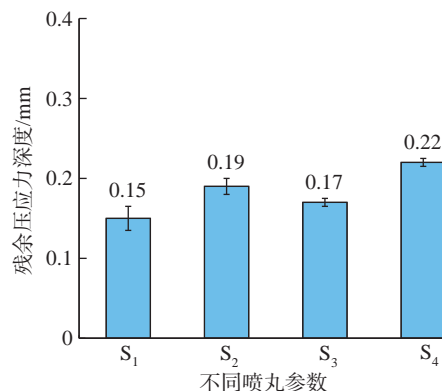


图 3 不同超声喷丸工艺参数下试样表面残余应力分布状态
Fig.3 Distribution of residual stress on sample surface under different ultrasonic shot peening parameters



(a) 表面残余应力



(b) 残余应力层深度

图 4 表面残余应力和残余应力层深度统计
Fig.4 Statistics of surface residual stress and residual stress layer depth

试样的残余压应力层深度均值,在 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 工艺参数下,对试样表面相同区域的 5 个点向底面延伸检测残余压应力层深度。与表面残余压应力分布规律相似,喷丸强度与弹丸直径的增加降低了残余应力层深度测量值的离散程度。在 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 工艺参数下,残余压应力层深度均值分别约为 0.15 mm、0.19 mm、0.17 mm、0.22 mm。相比 0.15 A 喷丸强度,采用 0.25 A 喷丸强度下的残余压应力层深度均值提高约 14.7%。在 0.15 A、0.25 A 喷丸强度下,相比 1.5 mm 弹丸,采用 2.5 mm 弹丸使残余压应力层深度均值分别提高 26.7% 与 29.4%。喷丸强度的提高可以显著增加 γ -TiAl 试样残余压应力层的深度,相同喷丸强度下,增加弹丸直径可以提高残余压应力层的分布深度。

3.2 γ -TiAl 合金超声喷丸粗糙度数值分析

基于有限元仿真后处理过程中的位移场数据,统计试样表面峰值及凹坑深度值信息。图 5 统计了 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 参数下试样表面粗糙度 R_a 均值的数值分析结果。4 种超声喷丸参数下, $S_1 \sim S_4$ 试样 R_a 均值分别为 1.2 μm 、0.6 μm 、1.4 μm 、0.8 μm ,喷丸强度与弹丸直径的增加降低了 R_a 均值分布的离散程度。相比 0.15 A 喷丸强度,0.25A 喷丸强度下 R_a 均值提高约 22%。0.15 A 与 0.25 A 喷丸强度下,相比 1.5 mm 弹丸,采用 2.5 mm 弹丸 R_a 值分别降低约 50% 与 42.9%。

4 试验结果与讨论

4.1 γ -TiAl 合金超声喷丸微观形貌分析

图 6 为不同超声喷丸参数下试样截面的 SEM 图,试样 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 由表层至深层的晶粒尺寸均呈梯度变化,近表层晶粒尺寸明显减小,约是深层区晶粒尺寸的 1/10,表明超声喷丸处理后试样表层产生强烈的塑性变形,微观结构尺寸得到细化,形成超声喷丸晶粒细化层。与 S_1 、 S_2 相比, S_3 、 S_4 晶粒细化层深度显著提高,表明表层区域塑性变形程度随喷丸强度的增加提高显著,进而提高了晶粒细化层深度。

4.2 残余应力分布

图 7 为超声喷丸处理后 EBM 制备的 γ -TiAl 合金试样 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 残余应力随深度分布。超声喷丸前,试样表面处于残余拉应力状态,这是因为电子束熔化成形是快速加热、融化、冷却、凝固的过程,不均匀温度场会引起局部热效应,产生塑性变形,骤冷骤热状态下熔覆层发生相变,晶粒体积膨胀,过渡到热影响区后形成拉应力。喷丸处理后试样表层残余应力状态发生改变,由残余拉应力转变为残余压应力,超声喷丸处理引入较大的残余压应力,抵消了 EBM 制备引起的残余拉应力。随着喷丸参数变化,试样 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 表面残余压应力

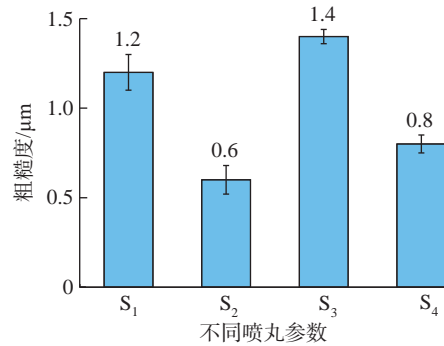


图 5 不同超声喷丸工艺参数粗糙度分布状态

Fig.5 Roughness distribution state of different ultrasonic shot peening process parameters

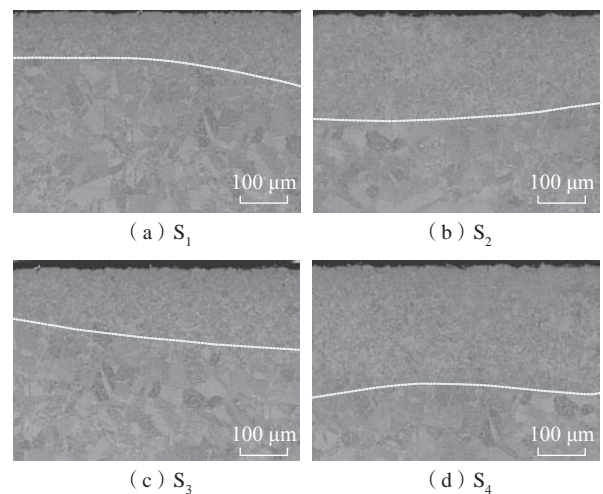


图 6 超声喷丸后试样截面 SEM 图

Fig.6 SEM image of sample section after ultrasonic shot peening

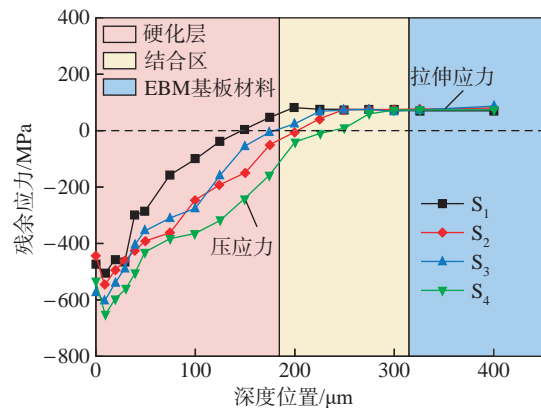


图 7 试样残余应力随深度分布状态

Fig.7 Distribution state of residual stress of samples with depth

约为 -474 MPa、-447 MPa、-570 MPa、-538 MPa;产生的最大残余压应力位于次表层约 10~20 μm 处,分别约为 -506 MPa、-546 MPa、-538 MPa、-649 MPa,随后残余压应力随测量深度的增加逐渐减小最终趋于稳定,

这是因为超声喷丸过程中,弹丸直接作用于试样表面,能量堆积在表层,随着深度的增加,能量因逐渐扩散而减弱,因此残余压应力逐渐减小。由试样纵向应力分布可以看出(图7),残余压应力层深度约为150~250 μm 。

对比不同喷丸参数下试样表层残余应力分布情况,试样表面残余应力与喷丸强度呈正相关。根据试样纵向应力分布情况,4组试样残余应力随深度分布规律大致相同,最大压应力值均出现在距表层约10~20 μm 处,随着测量深度的增加,压应力减小,并逐渐向残余拉应力转变,最终稳定在74 MPa上下。

S_1 ~ S_4 试样残余压应力层深度分别约为0.17 mm、0.22 mm、0.19 mm、0.25 mm。喷丸强度0.15 A、0.25 A条件下,相比于1.5 mm弹丸,采用2.5 mm弹丸可使残余压应力层深度分别提高约29.4%、31.6%。弹丸直径1.5 mm、2.5 mm条件下,0.25 A喷丸强度试样残余压应力层的深度较0.15 A分别提高约11.8%、13.6%。结果表明,相同弹丸直径条件下,随着喷丸强度的增大,残余应力层深度显著增加;同一喷丸强度,增加弹丸直径可使压应力层深度增加。结合有限元仿真分析结果,仿真模型的预测误差分别为11.76%、13.64%、10.53%、12.00%,均在允许误差范围内,验证了采用有限元模型预测超声喷丸残余压应力层深度的有效性。

4.3 表面粗糙度

图8(a)~(d)分别为4种超声喷丸参数(S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4)下试样表面宏观形貌。试样经大量弹丸高速、相互叠加撞击,表面被多个小凹坑叠加覆盖,喷丸覆盖率 $\geq 98\%$,达到完全覆盖。将图8(a)与(c)、(b)与(d)对比可知,同一弹丸直径下,随着喷丸强度的增加,单位面积内凹坑的数量增多,表面塑性变形分布更加均匀,与0.15 A喷丸强度相比,0.25 A喷丸强度的试样表面超

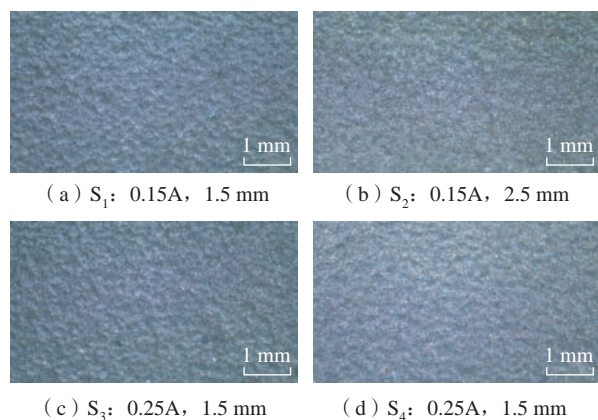


图8 超声喷丸试样表面形貌

Fig.8 Surface morphology of ultrasonic shot peening samples

声喷丸凹坑覆盖程度更高,冲击产生的凹坑与周围凸起区域的塑性变形程度更明显。将图9(a)与(b)、(c)与(d)对比,在同一喷丸强度下,随着弹丸直径的增大,单位面积内凹坑的数量减少,凹坑直径变大,表面形貌趋于平坦。

图9为超声喷丸处理后试样表面三维轮廓形貌,试样表面呈现“山峰-山谷”形貌(颜色变化代表不同高

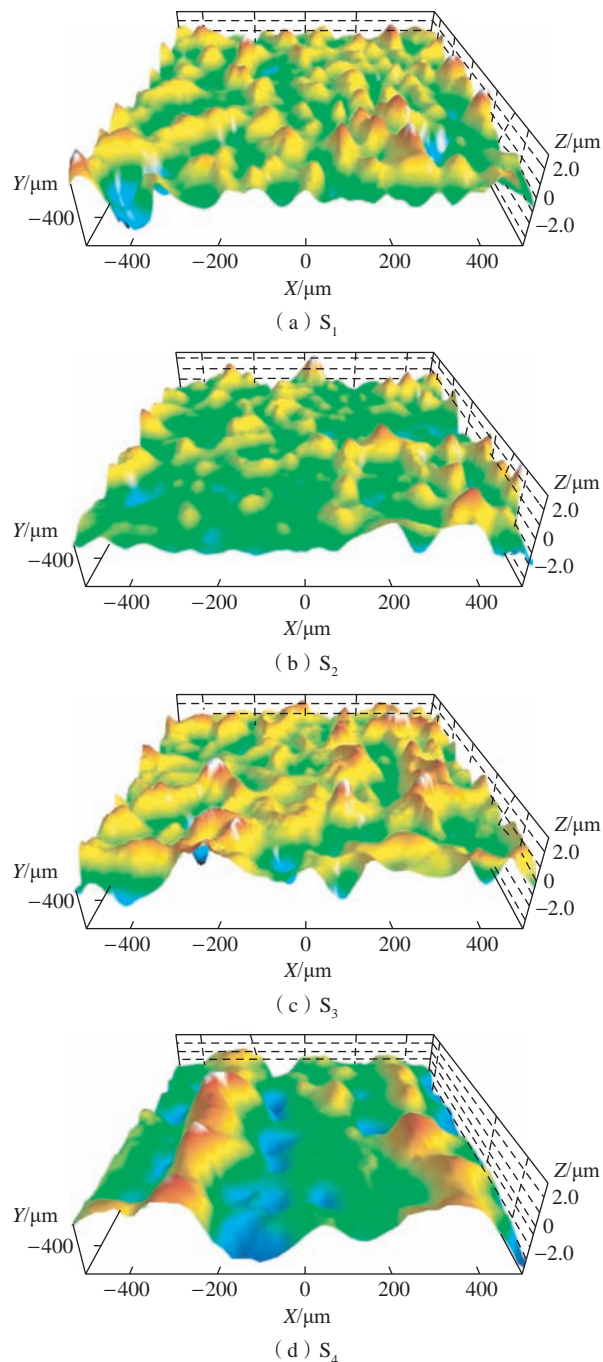


图9 试样表面三维轮廓形貌

Fig.9 Three-dimensional profile of the sample surface

度),同一喷丸强度下,相对 2.5 mm 弹丸,采用 1.5 mm 弹丸喷丸处理后的试样表面峰谷起伏明显,高度变化梯度较大,凸起程度高于 2.5 mm 弹丸喷丸表面。为了对试样表面微观起伏进行定量表征,利用 SPIP (Scanning probe image processor) 软件计算观察检测区域的面粗糙度,测得 $S_1 \sim S_4$ 试样的面粗糙度值分别为 $0.61 \mu\text{m}$ 、 $0.53 \mu\text{m}$ 、 $1.14 \mu\text{m}$ 、 $0.62 \mu\text{m}$ 。

图 10 为不同喷丸参数下 γ -TiAl 合金试样 S_1 、 S_2 、 S_3 、 S_4 表面粗糙度的分布情况。 $S_1 \sim S_4$ 试样 R_a 均值分别为 $1.39 \mu\text{m}$ 、 $0.73 \mu\text{m}$ 、 $1.53 \mu\text{m}$ 、 $0.99 \mu\text{m}$ 。相同弹丸直径下,随着喷丸强度的增加,试样表面粗糙度增大,与 0.15 A 喷丸强度相比,0.25 A 喷丸强度下,采用 1.5 mm 弹丸和 2.5 mm 弹丸试样 R_a 均值分别提高约 10.07%、35.62%; 同一喷丸强度下,增加弹丸直径可有效降低试样表面粗糙度,0.15 A 和 0.25 A 喷丸强度下,相对于 1.5 mm 弹丸,采用 2.5 mm 弹丸试样表面粗糙度分别降低约 47.48%、35.29%,这是因为弹丸直径越大,冲击至试样表面形成的凹坑直径越大,凹坑与周围凸起区域的塑性变形程度越小,经弹丸多次冲击叠加后,表面越趋于平整。结合有限元仿真分析结果(图 5),仿真模型的预测值与实际测量值之间的误差分别为 13.67%、17.81%、8.50%、19.19%,均在允许误差范围内,验证了采用有限元模型预测超声喷丸试样表面粗糙度值的可行性。

4.4 显微硬度分布

图 11 为试样喷丸截面纵向显微硬度变化情况,可以看出,4 组试样截面显微硬度的波动情况大致相同,最大显微硬度均出现在距离表层最近的测量点位置,随后显微硬度呈递减趋势,测量至基体处,显微硬度趋于稳定。4 种喷丸工艺处理后, $S_1 \sim S_4$ 试样表面显微硬度

分别达到 435HV、427HV、483HV、471HV,较未喷丸试样表面(305HV)分别提高约 42.26%、40.00%、58.36%、54.43%。由图 11 得到 $S_1 \sim S_4$ 中试样的硬化层深度分别约为 0.25 mm、0.37 mm、0.33 mm、0.41 mm,表明弹丸直径对硬化层深度有显著影响。0.15 A 和 0.25 A 喷丸强度下,相对于 1.5 mm 弹丸,采用 2.5 mm 弹丸试样硬化层深度分别提高约 48.00%、24.24%。相同弹丸直径下,随着喷丸强度的增加,硬化层深度增大,相对于 0.15 A 喷丸强度,0.25 A 喷丸强度下采用 1.5 mm 弹丸和 2.5 mm 弹丸试样加工硬化深度分别提高约 32.00%、10.81%。

5 结论

(1) 经超声喷丸处理后, γ -TiAl 合金试样表层发生加工硬化,形成了由表层至深层的晶粒尺寸梯度变化,近表层晶粒尺寸明显减小,约是深层区晶粒的 1/10。相同弹丸直径条件下,随着喷丸强度的增加,晶粒细化程度增大,其中采用 2.5 mm 直径弹丸在 0.25 A 喷丸强度条件下晶粒细化层深最大,约 250 μm 。

(2) 超声喷丸强化使试样表层形成约 150~250 μm 深的残余压应力场,抵消了 EBM 制备引起的残余拉应力,随着喷丸参数变化,最大残余压应力值出现在距表层约 10~20 μm 处。相同弹丸直径下,增加喷丸强度可有效提高试样表面残余压应力均值及残余应力层分布深度。相对于较高的喷丸强度,在低喷丸强度下,增加弹丸直径试样表面整体残余压应力均值显著降低。

(3) γ -TiAl 合金试样经 2.5 mm、1.5 mm 直径弹丸进行 0.15 A、0.25 A 喷丸强度的喷丸强化后,表面粗糙度约为 0.6~1.2 μm 。相同弹丸直径条件下,提高喷丸强

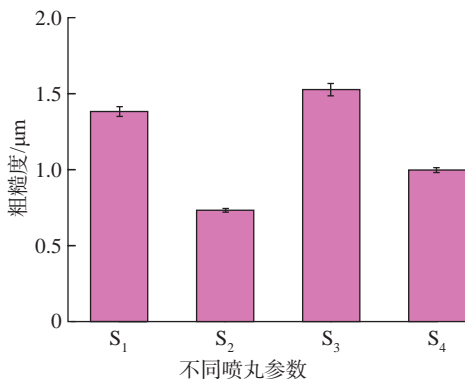


图 10 超声喷丸试样表面粗糙度分布情况

Fig.10 Surface roughness distribution of ultrasonic shot peening samples

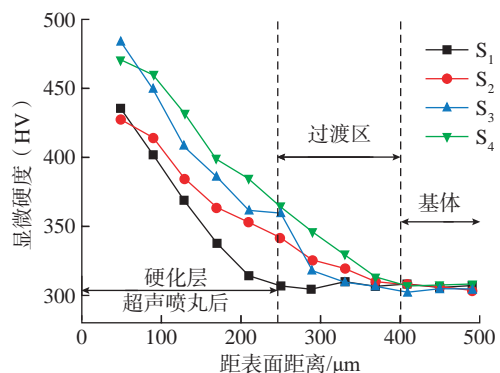


图 11 显微硬度沿试样深度方向分布状态

Fig.11 Distribution state of microhardness along depth direction of samples

度可显著增加试样表面粗糙度均值的分布;同一喷丸强度下,增加弹丸直径可有效降低试样表面粗糙度。

(4) 超声喷丸强化使 γ -TiAl 合金试样表面显微硬度显著提高,较未喷丸试样提高约 40%~60%。试样截面纵向显微硬度的波动情况大致相同,最大显微硬度均出现在距离表层最近的测量点位置,随着测量深度的增加,显微硬度呈递减趋势,最终趋于基体显微硬度 305HV,影响层深度可达 300~500 μm 。

(5) 基于有限元仿真分析试样残余应力分布及表面粗糙度,相对于试验检测结果,仿真预测值误差分别小于 15%、20%,通过工艺仿真可实现 γ -TiAl 合金超声喷丸应力场及表面粗糙度的有效预测。

参 考 文 献

- [1] YAO S F, LIN J N, WU D X, et al. Surface integrity and fatigue behavior when turning γ -TiAl alloy with optimized PVD-coated carbide inserts[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2018, 31(4): 826-836.
- [2] SHI X Z, WANG H X, FENG W W, et al. The crack and pore formation mechanism of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective laser melting[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2020, 91: 105247.
- [3] GUSSONE J, GARCES G, HAUBRICH J, et al. Microstructure stability of γ -TiAl produced by selective laser melting[J]. Scripta Materialia, 2017, 130: 110-113.
- [4] TODAI M, NAKANO T, LIU T Q, et al. Effect of building direction on the microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting[J]. Additive Manufacturing, 2017, 13: 61-70.
- [5] YOUN S J, KIM Y K, KIM S W, et al. Elevated temperature compressive deformation behaviors of γ -TiAl-based Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting[J]. Intermetallics, 2020, 124: 106859.
- [6] MOHAMMAD A, MOHAMMED M K, ALAHMARI A M. Effect of laser ablation parameters on surface improvement of electron beam melted parts[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 87(1): 1033-1044.
- [7] CHEN W, LI Z Q. Additive manufacturing of titanium aluminides[M]//Additive Manufacturing for the Aerospace Industry. Amsterdam: Elsevier, 2019: 235-263.
- [8] YAO C F, LIN J N, WU D X, et al. Surface integrity and fatigue behavior when turning γ -TiAl alloy with optimized PVD-coated carbide inserts[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2018, 31(4): 826-836.
- [9] BARBOSA J, RIBEIRO C S, MONTEIRO A C. Influence of superheating on casting of γ -TiAl[J]. Intermetallics, 2007, 15(7): 945-955.
- [10] WANG D J, ZHAO H G, ZHANG W. Effect of temperature-related factors on densification, microstructure and mechanical properties of powder metallurgy TiAl-based alloys[J]. Advanced Powder Technology, 2019, 30(11): 2555-2563.
- [11] ZHAO C, PARAB N D, LI X X, et al. Critical instability at moving keyhole tip generates porosity in laser melting[J]. Science, 2020, 370(6520): 1080-1086.
- [12] 王茂松, 杜宇雷. 增材制造钛铝合金研究进展[J]. 航空学报, 2021, 42(7): 8-31.
- WANG Maosong, DU Yulei. Research progress of additive manufacturing of TiAl alloys[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2021, 42(7): 8-31.
- [13] TOH W, WANG P, TAN X P, et al. Microstructure and wear properties of electron beam melted Ti-6Al-4V parts: A comparison study against as-cast form[J]. Metals, 2016, 6(11): 284-296.
- [14] BAUDANA G, BIAMINO S, KLODEN B. Electron beam melting of Ti-48Al-2Nb-0.7Cr-0.3Si: Feasibility investigation[J]. Intermetallics, 2016, 73: 43-49.
- [15] LÖBER L, SCHIMANSKY F P, KÜHN U, et al. Selective laser melting of a beta-solidifying TiAl titanium aluminide alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(9): 1852-1860.
- [16] GUO Y L, JIA L N, KONG B, et al. Single track and single layer formation in selective laser melting of niobium solid solution alloy[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2018, 31(4): 860-866.
- [17] LAVELLA M, BOTTO D. Fretting fatigue analysis of additively manufactured blade root made of intermetallic Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy at high temperature[J]. Materials, 2018, 11(7): 1052.
- [18] SRIVASTAVA D, CHANG I T H, LORETTO M H. The optimisation of processing parameters and characterisation of microstructure of direct laser fabricated TiAl alloy components[J]. Materials & Design, 2000, 21(4): 425-433.
- [19] 徐庆泽, 蔡晋, 孟庆勋, 等. 喷丸强化对电火花加工表面影响的研究进展[J]. 航空精密制造技术, 2020, 56(5): 1-5, 25.
- XU Qingze, CAI Jin, MENG Qingxun, et al. Research progress of effect of shot peening on surface by EDM[J]. Aviation Precision Manufacturing Technology, 2020, 56(5): 1-5, 25.
- [20] STOLL I, HELM D. Ultrasonic shot peening (USP) on Ti-6Al-4V and Ti-6Al-2Sn4Zr-6Mo aero engine components[C]//The 11th International Conference on Shot Peening. South Bend, 2011.
- [21] KUMAR S, CHATTOPADHYAY K, SINGH V. Effect of ultrasonic shot peening on LCF behavior of the Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 724: 187-197.
- [22] ŻEBROWSKI R, WALCZAK M, KORGA A, et al. Effect of shot peening on the mechanical properties and cytotoxicity behaviour of titanium implants produced by 3D printing technology[J]. Journal of Healthcare Engineering, 2019, 2019: 8169538.
- [23] YANG Z J, SUN H L, HUANG Z W, et al. Fatigue properties of a medium-strength γ -TiAl alloy with different surface conditions[J]. Rare Metals, 2016, 35(1): 93-99.
- [24] WARTBICHLER R, CLEMENS H, MAYER S, et al. On the formation mechanism of banded microstructures in electron beam melted Ti-48Al-2Cr-2Nb and the design of heat treatments as remedial action[J]. Advanced Engineering Materials, 2021, 23(12): 2101199.

通讯作者: 蔡晋, 副教授, 博士, 主要从事表面强化、工艺仿真和疲劳寿命分析研究。

(责编 古系)

引文格式: 任金伟, 宋有贺, 徐洁, 等. 单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为模拟研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 86-92, 123.

REN Jinwei, SONG Youhe, XU Jie, et al. Numerical investigation on tensile behavior of unidirectional SiC/SiC composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 86-92, 123.

单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为模拟研究

任金伟¹, 宋有贺², 徐洁², 王剑浩², 张方舟², 李爱军²

(1. 西安航空制动科技有限公司, 西安 713106;

2. 上海大学, 上海 200444)

[摘要] 理解单向 SiC/SiC 复合材料在拉伸过程中的损伤破坏机制对掌握 SiC/SiC 复合材料的力学行为有着至关重要的意义。本文构建了一个单向 SiC/SiC 复合材料微观二维有限元模型, 基于强度判定模拟纤维随机断裂过程; 基于内聚力模型模拟界面脱粘现象; 特别针对基体裂纹现象, 通过均匀质方法和断裂能释放率建立了基体的连续介质损伤模型。结果显示, 模型成功模拟了单向 SiC/SiC 复合材料在拉伸过程中的微观破坏机制和宏观力学行为。基体裂纹、纤维断裂、界面脱粘这 3 种微观破坏机制之间共同作用、相互影响, 最终造成了材料整体的失效。本文中获得的的结果将有助于进一步理解单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为, 有利于材料性能的提高。

关键词: 单向 SiC/SiC 复合材料; 拉伸行为; 有限元模拟; 基体裂纹

Numerical Investigation on Tensile Behavior of Unidirectional SiC/SiC Composites

REN Jinwei¹, SONG Youhe², XU Jie², WANG Jianhao², ZHANG Fangzhou², LI Aijun²

(1. Xi'an Aviation Brake Technology Co., Ltd., Xi'an 713106, China;

2. Shanghai University, Shanghai 200444, China)

[ABSTRACT] It is important to understand the damage and failure mechanism of unidirectional SiC/SiC composites during tensile process for mastering the mechanical behavior of SiC/SiC composites. In this paper, the tensile behavior of unidirectional SiC/SiC composite materials was investigated via a two-dimensional microscale finite element model. The random fracture process of fibers was simulated by strength judgment; The interface debonding phenomenon was modeled using the cohesive zone model; A continuous medium damage model for the matrix was established through the uniform mass method and fracture energy release rate, specifically targeting the phenomenon of matrix cracks. The model successfully simulated the microscale failure mechanism and macroscale mechanical behavior of unidirectional SiC/SiC composite materials in a tensile process. The three microscale damage mechanisms interact and eventually caused the final failure of the entire composite material. The results obtained in this paper might deepen the understanding on the tensile behavior of unidirectional SiC/SiC composite materials.

Keywords: Unidirectional SiC/SiC composite materials; Tensile behavior; Finite element simulation; Matrix cracking

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.086

SiC/SiC 复合材料因其低密度、高比强度、高比模量、耐高温、抗氧化等优异性能, 成为目前公认的最具潜力的高温热结构材料之一, 是航天航空、国防军工等重要领域中极具应用前景的理想材料^[1-3]。单向 SiC/SiC 复合材料是结构最简单的 SiC/SiC 复合材料, 也是编织复合材料、叠层复合材料等复杂结构复合材料的基本组

成结构。掌握单向 SiC/SiC 复合材料在拉伸过程中的微观破坏机理和宏观拉伸行为, 将对 SiC/SiC 复合材料的工程应用具有实用价值。

对于单向 SiC/SiC 复合材料的拉伸力学行为, 国内外学者至今已经做了大量的试验研究, 并取得了丰富的成果。Morscher 等^[4]通过声发射技术检测了单向 SiC/

SiC 复合材料的拉伸过程,大量的声信号暗示材料在拉伸过程中存在一定程度的微观破坏,试验发现由于单向 SiC/SiC 复合材料具有的非均质的结构和材料特点,试样在拉伸过程中可能产生多种微观破坏机制。Marshall 等^[5-6]在单向纤维增强 SiC/SiC 复合材料的拉伸破坏过程中观测到了致密的基体裂纹以及纤维的断裂拔出现象,但并未认识到界面对拉伸破坏行为的影响机制。Barsoum^[7]和 Wang^[8]等在研究单向纤维增强陶瓷基复合材料基体裂纹的开裂起始时,考虑到了界面对破坏过程的影响,认为基体裂纹扩展至界面会引起界面脱粘,随后在界面处扩展。由于这些微观破坏机理,单向 SiC/SiC 复合材料拉伸过程的力学响应曲线呈现明显的双线性特征^[9]。Inghels 等^[10]研究了 SiC/SiC 复合材料和 C/SiC 复合材料的拉伸损伤破坏行为,获得两种材料的拉伸力学曲线均有明显的非线性段特征。Kim 等^[11]认为基体的首先开裂是拉伸力学响应曲线开始由线性段向非线性段过渡的原因。需要特别指出的是,在随后的众多有关单向纤维增强 SiC/SiC 复合材料拉伸行为的研究中,学者们均在破坏试样的基体上发现了致密的裂纹,并且这些致密裂纹有趋向于均匀分布的特征,如图 1 所示^[12-13]。

基于对 SiC/SiC 复合材料微观破坏机理的理解,近年来学者们也提出了不同模型并用于计算和预测单向 SiC/SiC 复合材料拉伸性能和行为。由于纤维丝强度分布的不均匀性, Coleman^[14]于 1958 年提出了一种纤维强度统计模型,后经学者们不断完善,常用 Monte Carlo 方法按照某一概率分布来随机确定纤维的断裂位置或概率。Oh^[15]最早采用 Monte Carlo 方法结合基于经典断裂力学理论的剪滞模型^[16]模拟研究了单向纤维增强复合材料的破坏过程,得到了与试验值吻合的结果,此后该方法一直被沿用。针对基体,孙志刚等^[17]基于 Monte Carlo 思想,认为基体的开裂概率服从一个 Weibull 分布形式函数,结合剪滞模型模拟了陶瓷基复合材料基体随机开裂的过程。李龙彪等^[18]在有关单向陶瓷基复合材料单轴拉伸强度研究的剪滞模型中,不仅结合了基体随机开裂模型,同时引入了纤维的随机失效准则以及界面脱粘模型,纤维与基体的失效概率均服从 Weibull 分布形式。Zhang 等^[19]针对单向 SiC/SiC 复合材料提出了一种基体失效模型,将基体裂纹产生的概率分布转化为

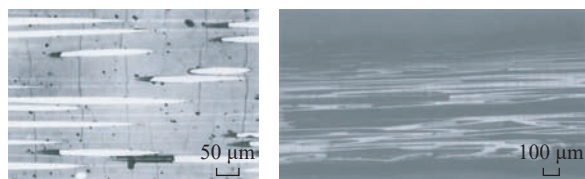


图 1 基体裂纹 SEM 图^[12-13]
Fig.1 SEM images of matrix crack^[12-13]

基体单元强度的随机分布,基体单元的强度与未脱粘区域的长度有关,证实了该模型与试验结果更接近。Chen 等^[20]构建的二维单向纤维增强陶瓷基复合材料的细观有限元模型中,纤维与基体的损伤均是基于 Monte Carlo 方法,纤维与基体单元服从同一个 Weibull 强度分布形式。Do-Won 等^[21]提出了含有复杂微观结构的单向(UD)复合材料横向力学行为的预测模型。

尽管目前针对单向 SiC/SiC 复合材料行为的理解已取得长足进展,但仍存在问题有待厘清。首先,基于强度分布的建模方法无法完全反映基体裂纹数量随拉伸过程增加且裂纹分布趋于均匀的物理特征;其次,大部分模型往往将出现裂纹后的基体刚度设置为 0 或采用经验性公式模拟基体损伤规律,这些设定也缺乏足够的科学支撑。

本文将建立一个二维微观尺度有限元模型,针对基体裂纹随裂纹密度会趋向于均匀分布的特点,采用多尺度模拟的研究方法,建立基体裂纹的连续损伤模型;采用强度分布方法模拟纤维的随机断裂过程;采用内聚力模型模拟界面脱粘现象,阐释单向 SiC/SiC 复合材料拉伸过程中的损伤破坏机制,然后通过参数化研究,探索不同微观破坏机理对复合材料性能的影响机制和它们之间的相互作用关系。

1 单向 SiC/SiC 复合材料拉伸模型

1.1 有限元模型

将单向 SiC/SiC 复合材料在微观尺度的结构简化为基体层、纤维层和界面层交替分布的二维平面结构。模型总长度设置为 480 μm。根据纤维直径数据,纤维层厚度设定为 14 μm。由于单向 SiC/SiC 复合材料纤维体积分数接近 60%,基体层厚度设置为 10 μm。对纤维、基体和界面进行网格划分,在沿长度方向均划分 40 个单元,沿厚度方向均仅划分 1 个单元。纤维与基体的网格单元类型为平面应力四边形单元 CPS4。界面层单元类型为 4 节点二维内聚力单元 COH2D4。

将 10 根纤维之间的基体、界面组装成为单向 SiC/SiC 复合材料结构。模型一侧施加位移作为边界条件;在另一端施加对称性边界条件,如图 2 所示。各组分实体之间采用绑定约束,使得各组分两侧的单元能够协调位移与应力。

1.2 纤维损伤理论模型

1.2.1 纤维强度分布

研究假设 SiC 纤维的拉伸强度服从 Weibull 分布^[22]形式。

$$F(\sigma) = 1 - \exp \left\{ - \frac{L}{L_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{m_1} \right\} \quad (1)$$

式中, F 为拉伸强度; m_f 为 Weibull 分布的形状参数; σ_0 为 Weibull 分布的尺寸参数; L_0 为模型总长度; L 为单元的长度; σ 为单根纤维强度。由上式反推可得纤维强度:

$$X = \sigma_0 \left\{ \frac{L_0}{L} \ln \left(\frac{1}{1-Z} \right) \right\}^{\frac{1}{m_f}} \quad (2)$$

式中, X 为纤维单元的强度; Z 为单元失效概率, 取均匀分布的 $[0, 1]$ 的随机数, 由于 Z 的随机性, 纤维强度存在统计学上的意义, 不是确定值。式(2)中关于 Weibull 分布模型中的参数是根据单丝拉伸的试验结果(图3)拟合获得。

1.2.2 纤维失效准则

为了表达纤维在轴向上的脆性断裂现象, 纤维的损伤失效理论被定义为

$$\begin{aligned} E_d &= (1-d)E_0 \\ \text{当 } \sigma > \sigma_f \text{ 时 } d &\approx 1 \\ \text{否则 } d &= 0 \end{aligned} \quad (3)$$

式中, E_0 为 SiC 纤维的杨氏模量; E_d 为 SiC 纤维发生断裂后的杨氏模量; d 为损伤变量, 用来表示因断裂导致材料刚度损伤, 其范围在 0 到 1 之间; σ 为纤维单元承受的应力; σ_f 为纤维单元的强度。该纤维损伤破坏规则的含义是当纤维单元所承受的应力达到其强度时发生断裂, 纤维失效, 刚度趋近于 0; 而在纤维单元未达到其强度之前, 纤维单元完好, 为线弹性性能。

1.2.3 纤维的相关力学性能参数

模型中 SiC 纤维的相关基本性能参数如表 1 所示。

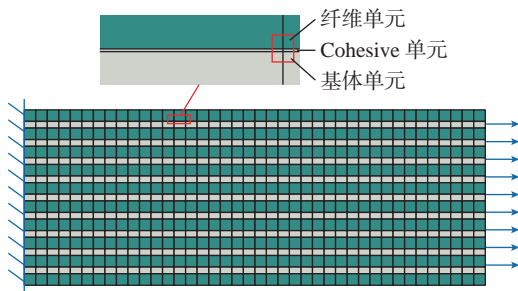


图2 有限元模型及边界条件

Fig.2 Finite element model and boundary conditions

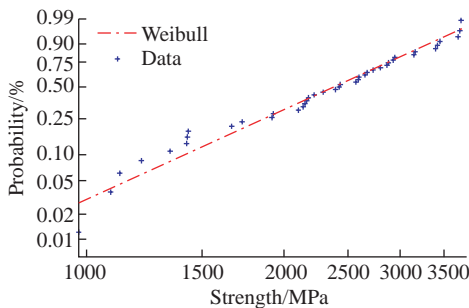


图3 纤维强度的 Weibull 分布拟合结果

Fig.3 Fitting results of Weibull distribution of fiber strength

1.3 基体损伤理论模型

1.3.1 基于断裂能释放率的损伤法则

试验证明, SiC 基体会在单向拉伸过程中首先产生垂直于纤维方向的裂纹, 且裂纹数量随着拉伸过程不断增加, 最终趋向于均匀分布。因此假设 SiC 基体裂纹呈周期性分布特征(图4), 建立微观尺度上的两条裂纹间一个周期性单胞(RVE)的有限元模型, 基于均匀化理论^[23], 计算不同裂纹密度时材料在细观尺度上等效刚度的损伤。最终基于断裂能释放率, 以连续介质损伤力学来建立 SiC 基体的细观损伤准则。

断裂能释放率 G 的计算公式为

$$G = - \frac{\partial W_p}{\partial A} \quad (4)$$

式中, A 为裂纹总面积; W_p 为总势能, 即裂纹扩展面积为 A 时, 弹性系统所释放的能量。系统中的总势能 W_p 、外力功 U 和弹性应变能 W 有如下关系:

$$W_p = W - U \quad (5)$$

由于外力功 U 与弹性应变能存在 $U=2W$ 的关系, 将式(5)代入式(4)中, 可将式(4)表达为

$$G = \frac{\partial W}{\partial A} = \frac{\partial W}{\partial d} \frac{\partial d}{\partial \rho} \frac{\partial \rho}{\partial A} \quad (6)$$

式中, ρ 为裂纹密度, 即裂纹间距(D)的倒数, 也可认为是单位长度的裂纹数量。该公式中, $\frac{\partial W}{\partial d}$ 可通过计算推导出; $\frac{\partial d}{\partial \rho}$ 可通过多尺度模拟和均匀化方法获得; $\frac{\partial \rho}{\partial A}$ 可从几何角度分析获得。当断裂能释放率达到临界断

表1 SiC 纤维的相关性能参数

Table 1 Related performance parameters of SiC fiber

纤维性能	参数值
弹性模量 E_0 /GPa	270
泊松比 ν	0.14
Weibull 分布形状参数 m_f	3.444
Weibull 分布尺寸参数 σ_0 /MPa	908.5

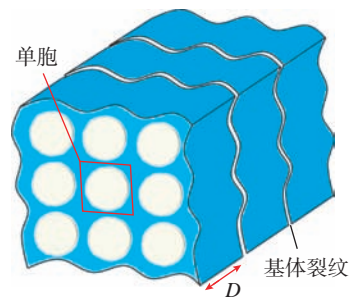


图4 周期性裂纹假设和周期性单胞示意图

Fig.4 Schematics of the periodic distribution of matrix cracks and RVE

裂能释放率 G_c (即断裂韧性) 时, 基体组分开始产生裂纹, 损伤开始演化。

1.3.2 $\frac{\partial W}{\partial d}$ 的计算推导

SiC 基体是各向同性的材料, 其弹性应变能 W 的计算公式为

$$W = \frac{1}{2} V \boldsymbol{\sigma}^T \mathbf{S} \boldsymbol{\sigma} \quad (7)$$

式中, V 为破坏结构的体积; $\boldsymbol{\sigma}$ 为应力矩阵; \mathbf{S} 为柔度矩阵, 即刚度矩阵的逆矩阵。根据复合材料的结构特点及破坏形式, 将刚度的损失引入到柔度矩阵中。考虑到单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为的特点, 在其剪切方向上的刚度损失很小, 故而在本研究忽略不计。本文中只考虑材料在拉伸方向上的刚度损失, 其应力矩阵及柔度矩阵如下。

$$\boldsymbol{\sigma}^T = [\sigma_{11} \quad \sigma_{22} \quad \sigma_{33} \quad \sigma_{12} \quad \sigma_{13} \quad \sigma_{23}] \quad (8)$$

$$\mathbf{S} = \frac{1}{E(1-d)} \begin{bmatrix} 1 & -\nu & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ & 1 & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ & & 1 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 1+\nu & 0 & 0 \\ & & & & 1+\nu & 0 \\ \text{sym} & & & & & 1+\nu \end{bmatrix} \quad (9)$$

式中, σ_{11} 、 σ_{22} 、 σ_{33} 、 σ_{12} 、 σ_{13} 、 σ_{23} 为应力, 下标 1、2 和 3 为性能方向, 本文中拉伸方向为 1; E_0 为弹性模量; ν 为泊松比。本文中基体的弹性模量设定为 190 GPa, 泊松比为 0.14。根据上述公式, 可计算得到基体的弹性应变能 W 是有关损伤变量 d 的函数, 由此可计算推导得到 $\frac{\partial W}{\partial d}$ 。

1.3.3 $\frac{\partial d}{\partial \rho}$ 的获得

为获得损伤变量 d 与裂纹密度 ρ 的关系, 研究通过构建微观尺度周期性单胞模型, 基于均匀化方法将基体裂纹转变为基体刚度的损伤。三维微观单胞几何模型及其网格划分如图 5 (a) 所示, 纤维直径为 12 μm , 占单胞总体积的 60%, 几何模型的长度为裂纹间距 D , 随

所研究裂纹密度的变化而变化。使用 8 节点的线性块体单元 C3D8 对单胞进行划分。针对无裂纹单胞模型, 对各外表面施加周期性边界条件; 针对有裂纹单胞模型, 对垂直于纤维方向的基体裂纹面不施加边界条件, 以模拟裂纹出现后断裂面无约束的状态, 其余外表面施加周期性边界条件。计算后对比两种单胞的应力状态可见, 基体裂纹造成断裂面应力的释放, 也使得有裂纹单胞拥有更低的应变能。

通过比较无裂纹单胞模型 (W_{m0}) 和有裂纹单胞模型 (W_{md}) 的应变能即可计算裂纹所导致应变能的消散, 进一步推导出刚度损伤公式:

$$d(\rho) = \frac{W_{m0}(\rho) - W_{md}(\rho)}{W_{m0}(\rho)} \quad (10)$$

通过改变模型长度, 可分别计算不同裂纹密度下材料损伤程度, 并建立起损伤变量与裂纹密度间的关系 (图 6)。计算结果通过数值方法应用于式 (6) 中, 也可以被拟合为函数 (如本研究所使用的指数型函数)。

$$d = 1 - \exp(C\rho) \quad (11)$$

式中, C 为常数系数。

1.3.4 $\frac{\partial \rho}{\partial A}$ 的计算

由于裂纹被假设呈周期性分布, $\frac{\partial \rho}{\partial A}$ 可通过几何关系推导为如下形式。

$$\frac{\partial \rho}{\partial A} = \frac{1}{DA_0} \quad (12)$$

式中, A_0 表示单个基体裂纹的面积; D 为裂纹面积。

1.4 界面损伤理论模型

常见的 SiC/SiC 复合材料的单层界面相成分主要有 PyC、SiC 和 BN, 本文中的界面参考 BN 界面的力学性能参数, 弹性模量为 10 GPa, 泊松比为 0.1^[24]。界面的损伤理论是基于 Traction-separation 方法^[25] 的双线性理论模型, 如图 7 所示。应力随应变线性增大直至损伤起始, 界面刚度开始衰减。

界面的损伤起始采用最大名义应力准则, 可表示为

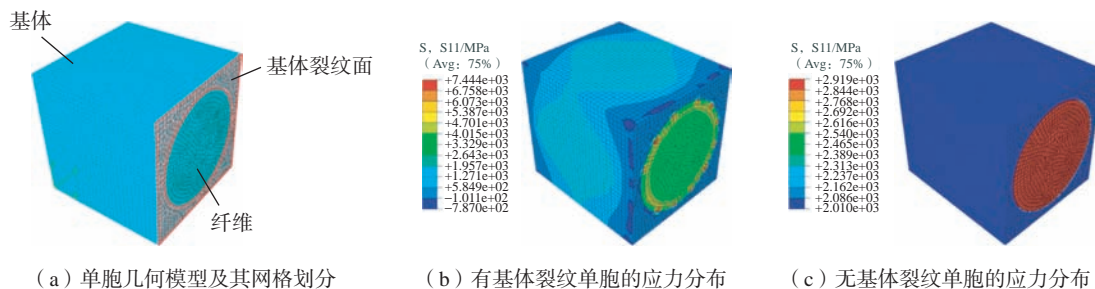


图 5 单胞几何模型及其网格划分和有基体裂纹及无基体裂纹单胞的应力分布
Fig.5 RVE model, stress distribution of the RVE with and without matrix crack

$$\max \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}, \frac{t_s}{t_s^0}, \frac{t_t}{t_t^0} \right\} = 1 \quad (13)$$

式中, t 为应力; 下标 n 为主方向; 下标 s 为两个剪切方向; 下标 t 为应力的剪切方向; 上标 0 为极限强度。该式表达的是当任一方向上的应力达到其极限强度时界面开始损伤。本研究中 3 个方向的界面强度分别设定为 70 MPa、70 MPa、70 MPa^[26]。

2 单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为

2.1 单向 SiC/SiC 复合材料拉伸破坏机理

模型计算得到的应力-应变曲线整体呈现出双线性特征(图 8), 这一模拟结果与试验研究的单向 SiC 纤维增强复合材料的应力-应变曲线类似^[27-28], 在低应变区域(OA 段)应力随应变线性增加。随着应变的提高, 个别纤维发生断裂(点 A)。由于纤维断裂导致的应力集中效果使断裂纤维周围的基体和界面也开始损伤(图 9(a))。随后应力-应变曲线于 B 点出现明显拐点。导致这一现象的原因是基体的断裂能释放率达到临界值, 基体裂纹现象开始出现, 伴随基体刚度的整体衰减。随着拉伸过程的继续, 更多的纤维开始产生破坏, 并最终产生材料整体的失效, 体现为 C 点载荷的剧烈跌落。最终的失效图谱(图 9(c))显示, 在材料最终失效前, 每根纤维仅断裂了 1 次。裂纹在材料内发生偏转, 沿界面方向拓展, 通过失效的界面和基体被串联在一起。这一失效图谱对应试验研究中弱界面 SiC/SiC 复合材料参差不齐的断裂面和纤维拔出现象^[27]。

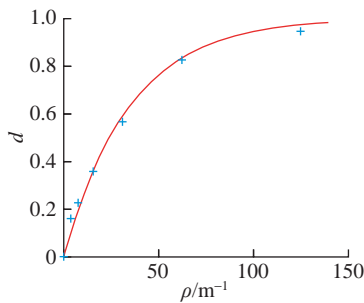


图 6 损伤变量随裂纹密度变化规律

Fig.6 Variation of damage variable with crack density

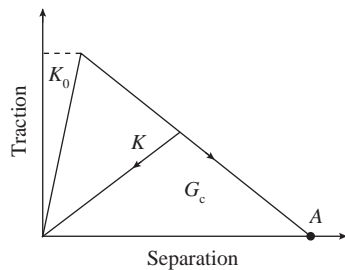


图 7 界面损伤的双线性理论模型

Fig.7 Traction-separation law for interface model

2.2 基体性能对单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为的影响

通过改变基体的临界断裂能释放率, 研究了基体性能对单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为的影响(图 10)。单向 SiC/SiC 复合材料双线性特征被证明主要受基体裂纹损伤的影响。随着临界断裂能释放率的降低, 基体损伤更早出现, 材料整体也更早迎来刚度的拐点。结果同时显示材料整体强度随临界断裂能释放率的提高而升高。图 11 为 $\varepsilon=0.37\%$ 时, 不同基体性能试样的微观失效图谱, 可解释出现这一现象的原因。弱基体单向 SiC/SiC 复合材料的基体裂纹密度和损伤已达到饱和, 损伤严重的基体无法承担起在纤维间传递和分散应力的作用, 致使纤维的局部应力集中现象更加显著, 最终导致更多纤维的提前断裂和材料整体破坏(图 11(a))。对比可见相同应变下, 强基体 SiC/SiC 复合材料的基体损伤程度较低, 因此尽管纤维的强度相同, 强基体 SiC/SiC 复合材料的断裂纤维更少, 材料整体也可以拉伸至

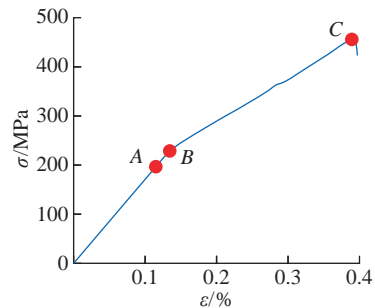
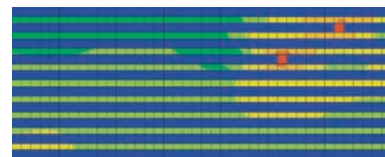
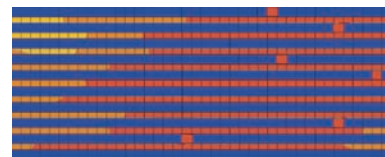


图 8 单向 SiC/SiC 复合材料拉伸的典型应力-应变曲线

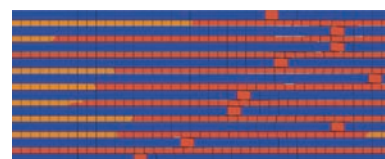
Fig.8 Calculated stress-strain curve for the tensile process of unidirectional SiC/SiC composites



(a) AB段



(b) BC段



(c) C点

图 9 界面剪切强度为 70 MPa 时拉伸各阶段的单元失效状态图
Fig.9 Failure state figure of the element at each tensile stage when the interfacial shear strength is 70 MPa

更高应变(图 11 (b))。

2.3 纤维性能对单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为的影响

通过改变 Weibull 分布中的形状参数 m_f , 研究了纤维强度分布情况对单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为的影响。结果显示单向 SiC/SiC 复合材料的拉伸强度随 m_f 的升高而升高(图 12 (a))。形成这一现象的原因可以通过纤维强度分布图谱得以解释(图 12 (b))。随着 m_f 的提高, 纤维强度的分布更集中, 离散更小。纤维的断裂会导致应力集中现象, 与这一现象连锁产生的其他纤维、基体和界面局部破坏, 才是导致材料整体失效的主要原因。尽管 m_f 较低的试样存在更多的高强度纤维段, 但同时更多的低强度纤维段会在更低的应变时发生断裂, 并导致材料最终破坏的提前出现。因此强度均匀的纤维更有利于复合材料性能潜力的完全发挥。计算得到的这一结论也可以在复合材料的研究中得到试验验证^[29]。

2.4 界面性能对单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为的影响

通过改变界面强度, 本文进一步研究了界面性能对单向 SiC/SiC 复合材料拉伸行为的影响, 结果如图 13 所示。在一定界面强度内, 单向 SiC/SiC 复合材料的拉伸强度随着界面强度的增加而升高, 但是增幅随界面强度的增加而减小, Lissart 等^[13] 在试验中也得到过类似结果。尽管不同界面强度的试样表现出相似的曲线特

征, 试样的最终破坏机理却不尽相同。图 14 为高界面剪切强度试样($\tau_c=120$ MPa)的失效图谱。在低应变区域, 高界面剪切强度试样表现出与低界面剪切强度试样相似的行为, 即个别纤维的破坏导致应力集中和基体的局部损伤, 随后基体的损伤导致了材料应力-应变的拐点。然而在高应变区域, 较高的界面强度保证了材料界面的完好, 使零星的纤维断裂无法串联在一起形成材料整体的破坏。因此, 材料整体可以拉伸至更高应变, 单根纤维也可能断裂多次, 直至断裂纤维导致的应力集中现象导致临近纤维的临近单元断裂, 试样中出现一条直线型的断裂带, 在宽度方向上贯穿了复合材料整体, 最终导致材料完全失效。这一失效图谱对应试验研究中强界面 SiC/SiC 复合材料的脆性断裂和平整的断裂面^[27]。

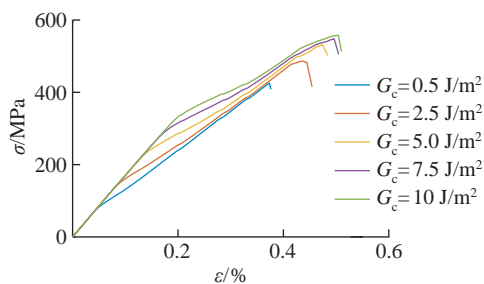


图 10 不同基体性能试样的拉伸应力-应变曲线

Fig.10 Tensile stress-strain curves of samples with different matrix properties

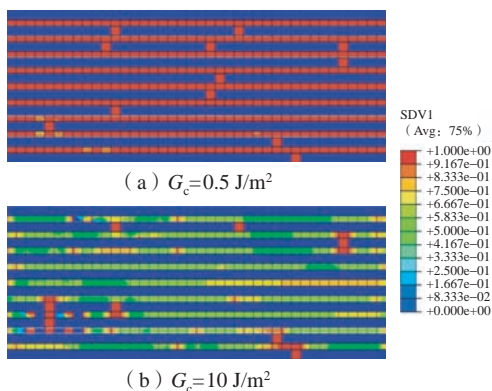
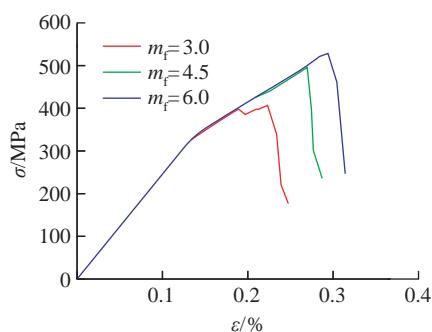
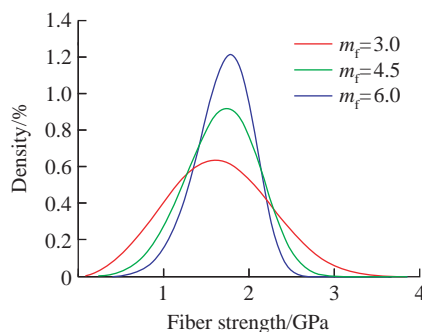


图 11 $\varepsilon=0.37\%$ 时不同基体性能试样的失效图谱

Fig.11 Failure patterns of samples with different matrix properties when $\varepsilon=0.37\%$



(a) 拉伸应力-应变曲线



(b) 纤维强度分布

图 12 不同形状参数值时试样的拉伸应力-应变曲线和纤维强度分布

Fig.12 Tensile stress-strain curves of samples and fiber strength distribution atlas with different shape parameters

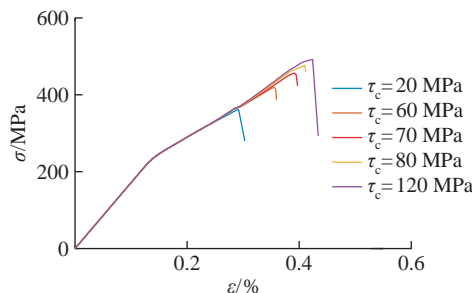


图 13 不同界面剪切强度试样的拉伸应力-应变曲线

Fig.13 Tensile stress-strain curves of specimens with different interface shear strength

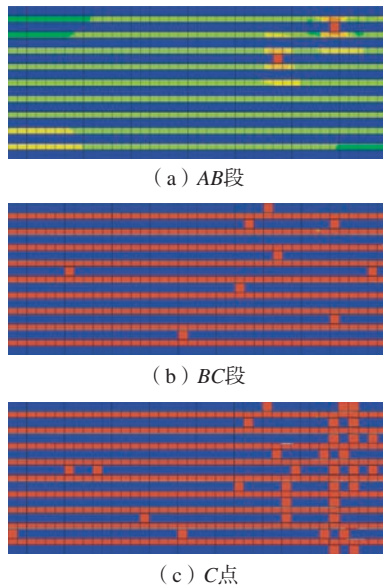


图 14 界面剪切强度为 120 MPa 时拉伸各阶段的单元失效状态图
Fig.14 Failure state figure of the element at each tensile stage when the interfacial shear strength is 120 MPa

3 结论

本文针对单向 SiC/SiC 复合材料的拉伸失效过程建立了一个二维微观有限元模型。模型以强度法则模拟了纤维断裂现象；以内聚力模型模拟了界面脱粘现象；通过均匀质方法，以连续损伤力学理论模拟了基体裂纹现象。通过该模型，成功模拟了单向 SiC/SiC 复合材料在拉伸过程中应力应变曲线的双线性特征，阐释了单向 SiC/SiC 复合材料在拉伸中的微观损伤破坏机制，比较研究了不同组分结构的性能对复合材料整体力学性能和微观破坏过程的影响，得到的结论如下。

(1) 纤维的断裂将引起局部应力集中现象，诱发临近纤维、基体和界面的破坏，并最终导致材料的整体破坏。

(2) 基体裂纹是材料应力-应变曲线呈现双线性特征的主要来源，含有强基体复合材料的损伤起始于更高的应力，也具有更高的整体强度。

(3) 纤维强度的低离散则有助于发挥材料的性能潜力，复合材料整体可以拉伸至更高强度。

(4) 界面性能对材料的最终破坏形貌有一定影响。在弱界面复合材料中，断裂纤维由界面脱粘串联在一起形成材料整体失效，体现为纤维拔出现象和粗糙的断裂面。强界面复合材料则会在拉伸过程中形成一条贯穿整个材料宽度的裂纹，并形成平齐的断裂面。

参考文献

[1] AN Q L, CHEN J, MING W W, et al. Machining of SiC

ceramic matrix composites: A review[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2021, 34(4): 540-567.

[2] JONES R H. SiC/SiC composites for advanced nuclear applications[J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 2008, 24(4): 261-267.

[3] RIVERA K, MUTH T, RHOAT J, et al. Novel temperature sensors for SiC-SiC CMC engine components[J]. Journal of Materials Research, 2017, 32(17): 3319-3325.

[4] MORSCHER G N. Modal acoustic emission of damage accumulation in a woven SiC/SiC composite[J]. Composites Science and Technology, 1999, 59(5): 687-697.

[5] MARSHALL D B, COX B N, EVANS A G. The mechanics of matrix cracking in brittle-matrix fiber composites[J]. Acta Metallurgica, 1985, 33(11): 2013-2021.

[6] MARSHALL D B, EVANS A G. Failure mechanisms in ceramic-fiber/ceramic-matrix composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1985, 68(5): 225-231.

[7] BARSOUM M W, KANGUTKAR P, WANG A S D. Matrix crack initiation in ceramic matrix composites Part I: Experiments and test results[J]. Composites Science and Technology, 1992, 44(3): 257-269.

[8] WANG A S D, HUANG X G, BARSOUM M W. Matrix crack initiation in ceramic matrix composites Part II: Models and simulation results[J]. Composites Science and Technology, 1992, 44(3): 271-282.

[9] PRYCE A W, SMITH P A. Behaviour of unidirectional and crossply ceramic matrix composites under quasi-static tensile loading[J]. Journal of Materials Science, 1992, 27(10): 2695-2704.

[10] INGHELS E, LAMON J. An approach to the mechanical behaviour of SiC/SiC and C/SiC ceramic matrix composites[J]. Journal of Materials Science, 1991, 26(20): 5411-5419.

[11] KIM R Y, PAGANO N J. Crack initiation in unidirectional brittle-matrix composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1991, 74(5): 1082-1090.

[12] BEYERLE D S, SPEARING S M, ZOK F W, et al. Damage and failure in unidirectional ceramic-matrix composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1992, 75(10): 2719-2725.

[13] LISSART N, LAMON J. Damage and failure in ceramic matrix minicomposites: Experimental study and model[J]. Acta Materialia, 1997, 45(3): 1025-1044.

[14] COLEMAN B D. On the strength of classical fibres and fibre bundles[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1958, 7: 60-70.

[15] OH K P. A Monte Carlo study of the strength of unidirectional fiber-reinforced composites[J]. Journal of Composite Materials, 1979, 13(4): 311-328.

[16] HEDGEPEETH J M, VAN DYKE P. Local stress concentrations in imperfect filamentary composite materials[J]. Journal of Composite Materials, 1967, 1(3): 294-309.

[17] 孙志刚, 宋迎东, 苗艳, 等. 陶瓷基复合材料基体随机开裂的损伤模拟 [J]. 复合材料学报, 2009, 26(4): 130-135.

SUN Zhigang, SONG Yingdong, MIAO Yan, et al. Simulation of the matrix random cracking of ceramic matrix composite by Monte Carlo model[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2009, 26(4): 130-135.

(下转第 123 页)

引文格式: 刘运玺, 杨毅, 黄涛, 等. 固溶时效处理对新型超高强钛合金组织和力学性能的影响[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 93-99.

LIU Yunxi, YANG Yi, HUANG Tao, et al. Effect of solution aging heat treatment on microstructure and mechanical properties of a new ultra-high strength titanium alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 93-99.

固溶时效处理对新型超高强钛合金组织和力学性能的影响

刘运玺¹, 杨毅², 黄涛³, 周琳¹, 陈玮¹, 李志强¹, 张晨辉⁴

(1. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024;

2. 航空工业陕西飞机工业(集团)有限公司, 汉中 723215;

3. 西北工业大学, 西安 710072;

4. 西安超晶科技有限公司, 西安 710299)

[摘要] 针对一种新型 Ti-Al-Mo-V-Cr-Zr 系超高强钛合金材料, 研究了固溶时效处理对其显微组织和典型力学性能的影响。结果表明, 原材料显微组织由等轴或短棒状的初生 α 相和基体 β 相组成, 固溶时效处理后, 显微组织由初生 α 相和弥散分布着大量次生 α 相的 β 转变组织组成。时效温度对其力学性能影响显著, 随着时效温度的提高, 其合金强度下降, 塑性呈增加趋势。在 520 °C 时效处理条件下, 抗拉强度 1508 MPa、屈服强度 1439 MPa、延伸率 7.6%, 具有良好的强度和塑性性能匹配。室温光滑 ($K_t=1$) 轴向高周疲劳性能较好, 其中值疲劳极限为 868 MPa, 可为推动其工程化应用提供数据支撑。

关键词: 超高强钛合金; 固溶时效; 显微组织; 强塑性; 高周疲劳

Effect of Solution Aging Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a New Ultra-High Strength Titanium Alloy

LIU Yunxi¹, YANG Yi², HUANG Tao³, ZHOU Lin¹, CHEN Wei¹, LI Zhiqiang¹, ZHANG Chenhui⁴

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China;

2. AVIC Shaanxi Aircraft Industry (Group) Company Ltd., Hanzhong 723215, China;

3. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

4. Xi'an Super Crystal Sci-Tech Development Co., Ltd., Xi'an 710299, China)

[ABSTRACT] The effects of solution aging heat treatment on the microstructure and mechanical properties of a new kind of Ti-Al-Mo-V-Cr-Zr series ultra-high strength titanium alloy were investigated. The results indicate that the microstructure of the raw material consists of equiaxed or short rod-shaped primary α phase and matrix β phase. After solution and aging treatment, the microstructure is composed of primary α phase and transformed β phase with a large number of secondary α phases dispersedly distributed. Otherwise, the aging temperature has a significant effect on its mechanical properties. With the increasing of aging time, the tensile strength and yield strength of the alloy decrease and the plasticity increases. Under the condition of aging treatment at 520 °C, the tensile strength is 1508 MPa, the yield strength is 1439 MPa, and the elongation is 7.6%, showing a relatively good match of strength and plasticity. At the same time, the room temperature smooth ($K_t=1$) axial high-cycle fatigue performance is good, and the median fatigue strength is 868 MPa, which can provide data support for promoting its engineering application.

Keywords: Ultra-high strength titanium alloy; Solution aging; Microstructure; Strength and ductility; High cycle fatigue

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.093

随着新一代航空飞行器向高速化、大型化、结构复杂化及提高燃油效率等方向的跨越式发展,需要在其结构设计中采用综合性能更高的轻金属材料^[1-3]。目前钛及钛合金在飞机机体结构上的应用已取得良好的减重效果,满足飞机高机动性、高可靠性和长寿命的设计需要,其用量已成为衡量飞机选材先进程度的一个重要标志。超高强度钛合金作为结构件材料应用于航空、航天等需要高强度的部位,特别是在航空领域,可以进一步提高飞机钛合金构件的比强度,提高结构效率,实现更好的减重效果^[4]。高强钛合金通常是通过高合金化实现强度超过 1100 MPa,可用于制造强度要求高、实现减重效果的承力构件。目前,获得成功应用的高强钛合金主要包括 Ti-10-2-3、Ti-15-3、 β -C、 β -21S、BT22、TC21 和 Ti-5553 等^[5-11]。

近年来,随着航空航天工业对超高强度钛合金的需求越来越迫切,相关研究单位相继开展了 1300 MPa 级甚至更高强度级别的超高强度钛合金的研制工作^[12-15]。通过新型合金化、形变强化、相变强化和强韧化组织控制等综合强韧化技术,在强度-塑性-韧性等综合性能良好匹配的前提下,可以实现钛合金强度等级越来越高,用于航空承力构件可获得更大的减重效益,实现更大的减重效果,具有重要的意义。

本文针对自主研发的一种新型 Ti-Al-Mo-V-Cr-Zr 系亚稳 β 型超高强度钛合金开展固溶时效处理,对其组织和力学性能的影响规律进行研究,以期实现其良好的强塑性匹配,为其工程化应用提供数据支撑。

1 试验及方法

试验采用的是自主研发的一种新型 Ti-Al-Mo-V-Cr-Zr 系多元强化亚稳 β 型超高强度钛合金材料,其质量分数如表 1 所示,经 3 次真空自耗熔炼获得铸锭,进行开坯改锻后获得小规格锻坯。通过金相法测得原材料的相变点温度约为 815 $^{\circ}\text{C}$ 。图 1 为原材料的显微组织,由等轴或短棒状的初生 α 相和基体 β 相组成,相比于短棒状初生 α 相,等轴状初生 α 相含量较多,尺寸约 1~3 μm ,分布较为均匀。

对原材料进行固溶时效处理,试验方案具体参数如表 2 所示。制备钛合金金相试样,利用 Leica DMI 5000M 光学显微镜对其进行显微组织观察与分析。在 Zeiss Supra-55 扫描电子显微镜设备上对显微组织和室温拉伸断口的组织形貌进行表征与分析。

依据 GB/T 228.1—2010《金属材料 拉伸试验 第 1 部分:室温试验方法》开展室温拉伸测试,同种状态的试样各进行 3 次拉伸试验,然后求取平均值;依据 GB/T 3075—2008《金属材料疲劳试验轴向力控制方

表 1 钛合金材料的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of titanium alloy materials (mass fraction) %

Al	Mo	V	Cr	Zr
4	5	6	3	1

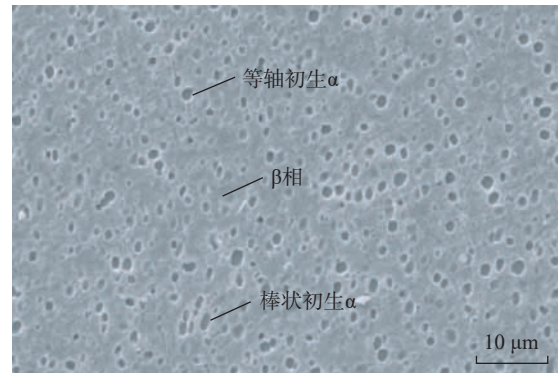


图 1 原材料显微组织

Fig.1 Microstructure of raw materials

表 2 钛合金固溶时效处理试验方案

Table 2 Experimental scheme of solid solution and aging treatment for titanium alloy

编号	固溶温度/ $^{\circ}\text{C}$	时效温度/ $^{\circ}\text{C}$	冷却方式
1	790	—	—
2	790	500	AC
3	790	520	AC
4	790	540	AC

法》开展室温、空气环境下的轴向高周疲劳试验,加载频率为 100 Hz,应力比为 $R=0.1$,最大应力水平介于 700~1100 MPa 之间,疲劳寿命超出 1×10^7 时则终止试验。采用升降法计算存活率为 50% 条件下的中值疲劳极限。本研究所采用的力学性能试样如图 2 所示。

2 结果与讨论

2.1 室温拉伸性能

钛合金经固溶时效处理后,其室温拉伸性能如图 3 和表 3 所示。图 3 中室温所对应的数据点为原材料的拉伸性能数据。可以看出,该超高强度钛合金经固溶处理后,抗拉强度达到 900 MPa 以上,屈服强度接近 900 MPa,塑性较好。经时效处理后,该合金具有极高的强度,同时具有较好的塑性。在 500 $^{\circ}\text{C}$ 时效后,该合金抗拉强度最高,达到 1500 MPa 以上,屈服强度在 1450 MPa 以上;

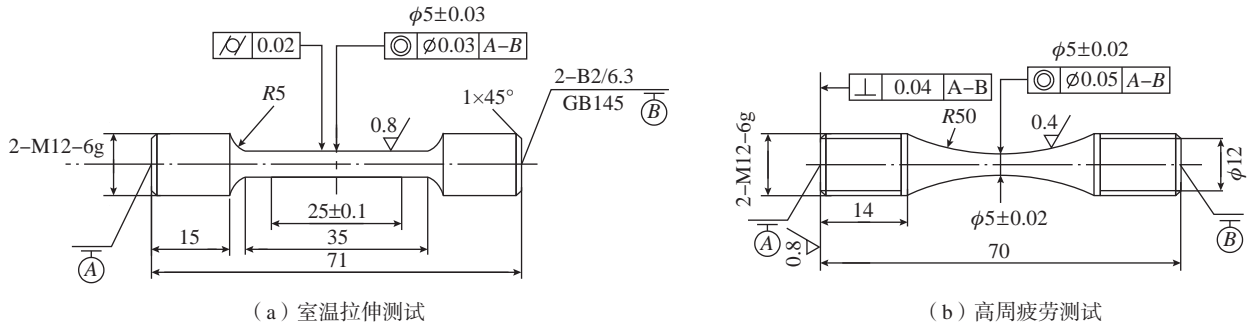


图2 力学性能测试试样(mm)
Fig.2 Samples for mechanical properties tests (mm)

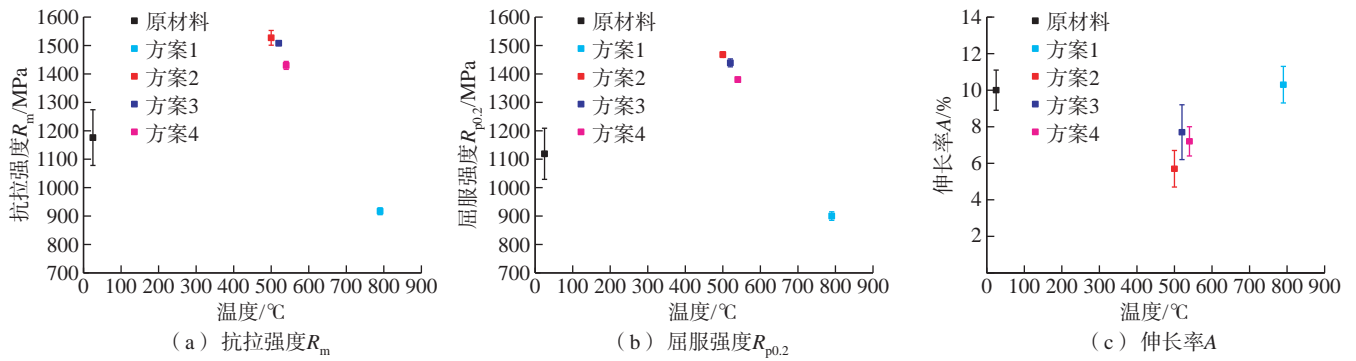


图3 不同状态下钛合金拉伸性能
Fig.3 Tensile properties of titanium alloy in different states

表3 不同状态下钛合金室温拉伸性能
Table 3 Room temperature tensile properties of titanium alloy in different states

编号	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 $R_{p0.2}$ /MPa	伸长率 A /%	断面收缩率 Z /%	弹性模量 E /GPa
1	914	892	9.5	39	86
	907	891	10	36	77
	930	918	11.5	36	88
2	1533	1459	6.5	23	125
	1498	1466	4.5	23	120
	1549	1479	6	20	132
3	1505	1432	8	31	133
	1503	1431	9	45	125
	1517	1455	6	24	132
4	1424	1373	7	18	119
	1421	1377	8	48	106
	1446	1390	6.5	24	121

随着时效温度的提高,合金强度下降,塑性呈增加趋势。在 520 °C 时效条件下,抗拉强度为 1508 MPa,屈服强度为 1439 MPa,延伸率为 7.6%,材料具有良好的强度和塑性性能匹配。

2.2 显微组织

钛合金经固溶时效处理后的显微组织如图 4 所示。可知,该合金在相变点以下进行固溶处理后,其组织为 $\alpha+\beta$ 双相组织,在合金 β 基体上弥散分布着细小的初生 α 相颗粒,初生 α 相形态为等轴和短棒状,其中,等轴初生 α 相含量相对较多。时效态的显微组织由微米尺度的初生 α 相颗粒和弥散分布着大量纳米尺度的次生 α 相的 β 转变组织组成,呈等轴状、短棒状的初生 α 相在基体晶粒界面和内部均有分布,同时在 β 基体相内弥散分布着大量的针状或片层次生 α 相。

结合其室温拉伸性能和显微组织综合分析,超高强钛合金经时效处理后,其抗拉强度 R_m 、屈服强度 $R_{p0.2}$ 及弹性模量 E 相比固溶态合金均有了大幅度提高,主要原因是:固溶态合金保留了大量的亚稳 β 相,经时效处理后,在亚稳 β 相内析出了大量的片层状次生 α 相,这些细小弥散分布的次生 α 相片层通过与位错的交互作用使得合金产生明显的沉淀强化,宏观表现为抗拉强度、屈服强度及弹性模量等力学性能的提高。这是因为亚稳 β 钛合金中的 β 相是亚稳相,其热力学稳定性很低,具有很强的发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变的倾向,通过时效热处理很容易使 α 相析出。因其 α 相析出的驱动力比较高,析出的 α 相通常是细小弥散的,使得该类合金具有优良的时效强化效应,从而能获得比 $\alpha+\beta$ 型钛合金更高的强度^[6]。因此,析出相强化是目前高强度亚稳 β 钛合金最有效的一种强化方式。目前,对亚稳 β 钛合金的力学性能与微观

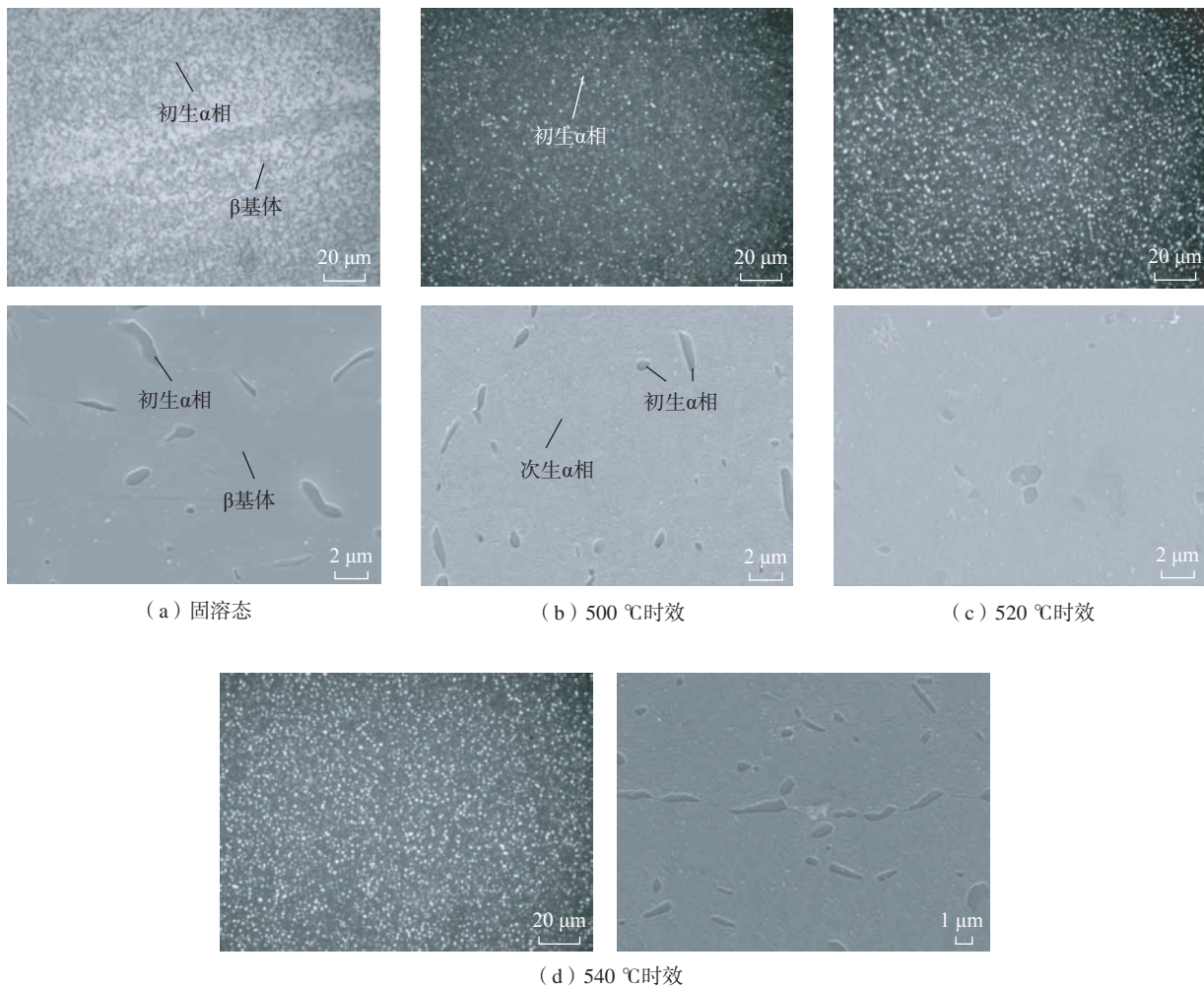


图 4 钛合金固溶时效态显微组织
Fig.4 Microstructures of solution-aged titanium alloy

组织的不匹配关系的研究大多基于这一特点,即通过时效析出大量的次生 α 相,以获得非常高的强度^[16]。另外,该超高强钛合金经时效处理后,其延伸率 A 和断面收缩率 Z 相比固溶态均有了不同程度的降低,其主要原因是大量次生 α 相弥散分布,且呈针状或细片层状,容易引起应力集中,使得合金在加载过程中过早断裂,宏观表现为延伸率和断面收缩率等塑性性能降低。上述结果与Mainak等^[17]对传统高强钛合金Ti-5553合金的微观组织与其拉伸力学性能关系的研究结果相吻合,均发现全 β 相组织的试样强度最小,断后伸长率最高;含有大横纵比 α 相显微组织的试样具有较好的强度和塑性匹配;而含有小横纵比 α 相显微组织的试样虽然强度最高,但其塑性最低,这是由于此类显微组织在变形中可以提供更多的 α/β 界面,从而显著提高位错运动的阻力。

由于亚稳 β 钛合金的组织演变对温度较为敏感,热处理温度相差几十 $^{\circ}\text{C}$ 就会导致显微组织有较大差异。而钛合金的力学性能强烈依赖于 α 相的特征参数(如含量、形貌、尺寸等),因此热处理工艺参数不同会导致力学性能产生较大变化。本文对该钛合金在 β 转变温度以下20 $^{\circ}\text{C}$ 的固溶处理,既可保证组织中获得一定含量的初生 α 相,改善合金塑性,同时初生 α 相也可抑制 β 晶粒的过度长大,有利于提高材料强度性能,固溶后组织中形成大量的亚稳 β 相,在后续500~540 $^{\circ}\text{C}$ 温度范围内时效过程中可析出细片次生 α 相,这些析出的细小次生 α 相能够起到细化晶粒的作用,并且提供大量的 α/β 界面阻碍位错运动,从而利用沉淀强化提高了钛合金强度。对于亚稳 β 钛合金而言,细小弥散的针状 α 相有助于提高合金强度,而均匀的粗大片层状 α 相有助于提高合金塑性^[7]。室温拉伸测试结果表明,该钛合金抗拉强度、屈服强度分别由500 $^{\circ}\text{C}$ 时效后的1527 MPa、1468 MPa下降至540 $^{\circ}\text{C}$ 时效后的1430 MPa、1380 MPa,断后伸长率由500 $^{\circ}\text{C}$ 时效后的5.7%增加至540 $^{\circ}\text{C}$ 时效后的7.2%;断面收缩率由500 $^{\circ}\text{C}$ 时效后的22%增加至540 $^{\circ}\text{C}$ 时效后的30%。由图4可知,随着时效温度的不断升高,初生 α 相的变化并不明显,而弥散分布于 β 基体内的次生 α 相的析出数量随着时效温度的升高逐渐增加,并且扩散激活能增加导致其聚集粗化,次生 α 相尺寸增大,显微组织中 α/β 界面减少,造成合金的强化效果减弱、强度降低。另一方面,随着时效温度的增加,次生 α 相更加弥散化地分布在 β 基体上,而且次生 α 相聚集并粗化后针状形貌的尖角钝化,显微组织中 α/β 界面减少也会减小位错运动的阻碍,均会在一定程度上降低变形过程中的应力集中程度,延缓合金的断裂,从而改善合金的塑性。

2.3 拉伸断口分析

图5为钛合金锻坯原材料、固溶态和固溶时效态合金的拉伸断口形貌。可知,不同状态的钛合金拉伸断口均呈现典型的杯锥状特征,拉伸断口处存在明显的宏观塑性变形特征,拉伸断口表面主要由纤维区和剪切唇区组成;微观形貌显示断口表面均存在大量的等轴状韧窝。韧窝是合金在微区范围内经塑性变形产生的显微空洞,不同热处理状态下大量韧窝的存在表明合金均具有一定的塑性和韧性。上述断口表面的宏观和微观特征表明拉伸断口均为韧性断裂。钛合金锻坯原材料(图5(a))和固溶态合金(图5(b))的拉伸断口表面纤维区起伏较大,等轴韧窝相对较深,尺寸较大,表明前两种拉伸样品的塑性相对较好;500 $^{\circ}\text{C}$ 时效态(图5(c))和520 $^{\circ}\text{C}$ 时效态(图5(d))合金拉伸断口的表面纤维区起伏相对较小,尤其以图5(c)拉伸断口的表面起伏最小,等轴韧窝相对较浅,尺寸较小,表明后两种状态的拉伸样品相比于前两种拉伸样品,塑性有所降低。上述分析结果与室温拉伸力学性能结果一致,即钛合金锻坯原材料和固溶态合金的塑性优于固溶时效态合金,而且,随时效温度的增加,固溶时效态合金的塑性呈增加趋势。

2.4 疲劳性能

上述分析表明,在520 $^{\circ}\text{C}$ 时效条件下,该合金具有良好的强度和塑性匹配。对该条件下的超高强钛合金进行室温高周疲劳测试,将试验数据按照升降法进行配对处理,按照式(1)计算其中值疲劳极限,即存活率为50%的疲劳强度。

$$S_{50} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^m v_i s_i \quad (1)$$

式中, S_{50} 为存活率为50%的中值疲劳强度; n 为有效试样总数; m 为应力等级的数量; v_i 为第 i 级应力等级下的有效试验次数; s_i 为第 i 级应力水平。

根据上述方法计算获得520 $^{\circ}\text{C}$ 时效条件下,其中值疲劳极限为868 MPa。此外,在700 MPa应力水平下,连续进行5支样品的高周疲劳试验,其疲劳寿命均超出 1×10^7 周次,表明该合金在测试条件下的高周疲劳强度不低于700 MPa。综上表明在该状态下,该合金具有较好的高周疲劳性能。

通过对疲劳断裂后的断口微观分析可以研究断口的形貌,分析材料断裂类型和性质、断裂模式、断裂路径、断裂原因和机理,在理论研究和工程实践中都有着十分重要的作用。断口SEM分析发现,试验中所有试样疲劳断口均显示出典型的高周疲劳断口特征,整个断口分为裂纹源区、稳定扩展区和瞬断区,如图6所示,该样品最大应力为850 MPa,疲劳寿命为576300周次。

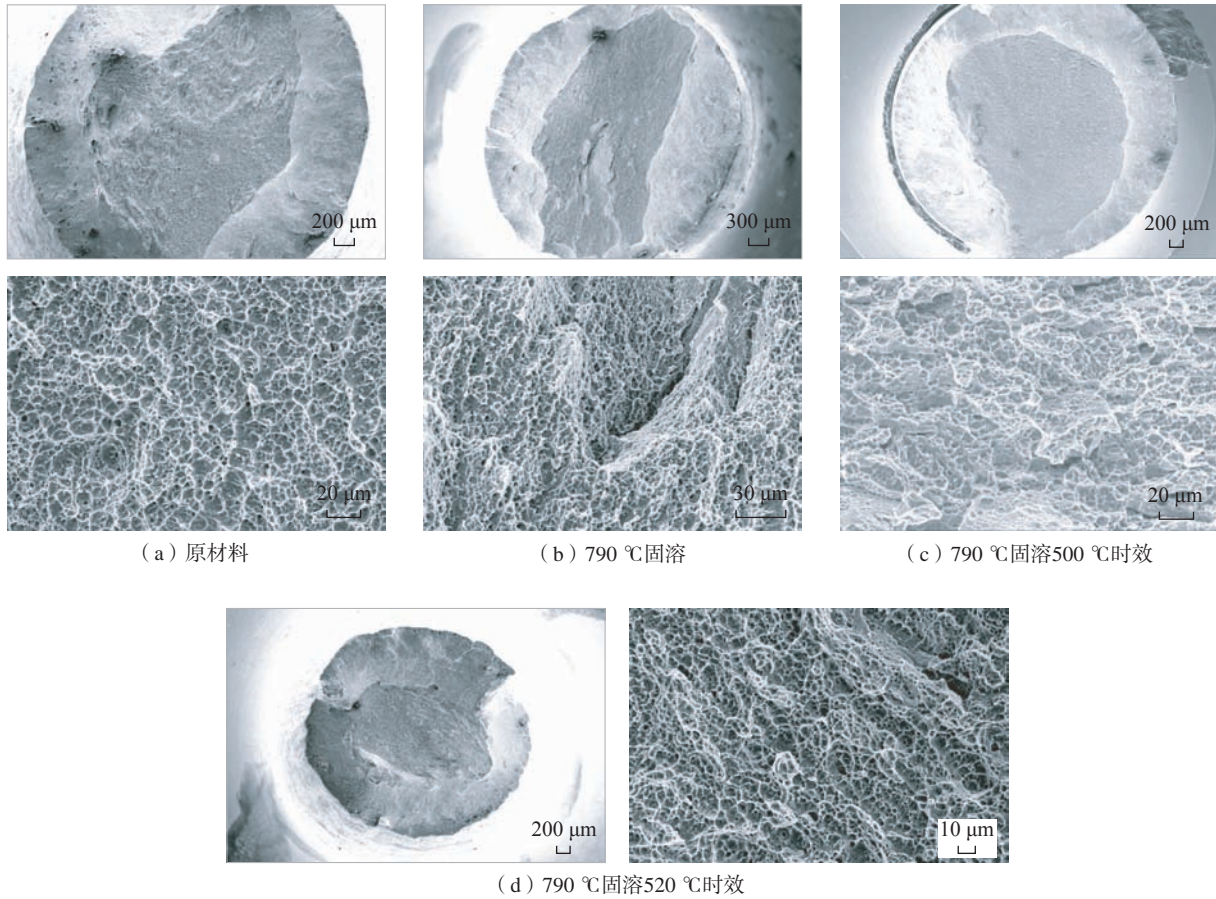


图5 钛合金在不同热处理条件下的室温拉伸断口形貌

Fig.5 Tensile morphology of titanium alloy at room temperature under different heat treatment conditions

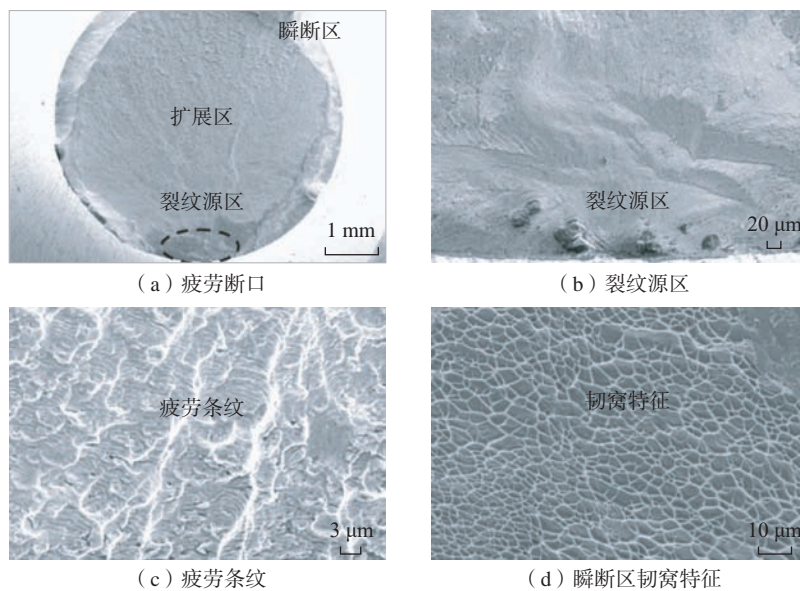


图6 钛合金高周疲劳断口典型形貌(850 MPa、576300周次)

Fig.6 Typical morphology of high cycle fatigue fracture of titanium alloy (850 MPa, 576300 cycles)

裂纹源区位于断口一侧靠近表面的位置(图 6(a));高周疲劳裂纹萌生通常是由表面不可逆的周期性滑移导致应变集中,累积到一定程度后导致裂纹形核,实现裂纹萌生过程(图 6(b));裂纹萌生后,以疲劳条纹扩展模式向内部扩展(图 6(c));在断口上能够观察到延伸至样品内部的河流花样。稳定扩展区断口表面较为平坦,宏观尺度下的疲劳裂纹以条纹扩展模式,沿与加载方向几乎垂直的方向继续扩展,直到临界裂纹尺寸,形成过载的瞬断区,该区域通常具有典型的韧窝和撕裂棱特征(图 6(d))。

3 结论

(1) 自主研发的新型 Ti-Al-Mo-V-Cr-Zr 系亚稳 β 型超高强钛合金,其原材料显微组织由等轴或短棒状的初生 α 相和基体 β 相组成,经 790 °C 固溶、520~540 °C 时效处理后,显微组织由初生 α 相和弥散分布着大量次生 α 相的 β 转变组织组成。

(2) 时效温度对该合金的力学性能影响较为显著。在本文试验条件下,在固溶温度 790 °C、500~540 °C 时效温度范围内,随着时效温度的升高,其合金强度下降,塑性则呈增加趋势。其抗拉强度、屈服强度分别由 500 °C 时效后的 1527 MPa、1468 MPa 下降至 540 °C 时效后的 1430 MPa、1380 MPa;断后伸长率由 500 °C 时效后的 5.7% 增加至 540 °C 时效后的 7.2%;断面收缩率由 500 °C 时效后的 22% 增加至 540 °C 时效后的 30%。

(3) 在 790 °C 固溶、520 °C 时效处理条件下,该合金的抗拉强度为 1508 MPa,屈服强度为 1439 MPa、断后伸长率为 7.6%,断面收缩率为 33%,具有较好的强塑性匹配。其室温光滑 ($K_t=1$) 轴向高周疲劳性能较好,中值疲劳极限为 868 MPa。

参考文献

- [1] CHRISTOPH L, MANFRED P. Titanium and titanium alloys: Fundamentals and applications [M]. Hoboken: Wiley, 2003.
- [2] 周廉. 美国、日本和中国钛工业发展评述 [J]. 稀有金属材料与工程, 2003(8): 577-584.
- [3] ZHOU Lian. Review of titanium industry progress in America, Japan and China [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2003(8): 577-584.
- [4] LÜTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium [M]. New Delhi: Springer, 2011.
- [5] SANTHOSH R, GEETHA M, RAO M N. Recent developments in heat treatment of beta titanium alloys for aerospace applications [J]. Trans Indian Inst Met, 2017, 70(7): 1681-1688.
- [6] BOYER R R, BRIGGS R D. The use of β titanium alloys in the aerospace industry [J]. Journal of Materials Engineering and Performance,

2005, 14(6): 681-685.

[6] NYAKANA S L, FANNING J C, BOYER R R. Quick reference guide for β titanium alloys in the 00s [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14(6): 799-811.

[7] BANERJEE D, WILLIAMS J C. Perspectives on titanium science and technology [J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 844-879.

[8] BOYER R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry [J]. Materials Science and Engineering: A, 1996, 213(1-2): 103-114.

[9] WAIN N, HAO X J, RAVI G A, et al. The influence of carbon on precipitation of α in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(29-30): 7673-7683.

[10] IVASISHIN O M, MARKOVSKY P E, MATVYCHUK Y V, et al. A comparative study of the mechanical properties of high-strength β -titanium alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 457(1-2): 296-309.

[11] ZHAO Y, LI B, ZHU Z, et al. The high temperature deformation behavior and microstructure of TC21 titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(21-22): 5360-5367.

[12] KENT D, WANG G, WANG W, et al. Influence of ageing temperature and heating rate on the properties and microstructure of β Ti alloy, Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 531: 98-106.

[13] WANG Z, WANG X N, ZHU Z S. Characterization of high-temperature deformation behavior and processing map of TB17 titanium alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 692: 149-154.

[14] 刘运玺, 陈玮, 李志强, 等. 固溶时效对 Ti-6Cr-5V-5Mo-4Al-1Nb 合金组织和力学性能的影响 [J]. 钛工业进展, 2019, 36(5): 23-28.

LIU Yunxi, CHEN Wei, LI Zhiqiang, et al. Effect of solution and aging heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-6Cr-5V-5Mo-4Al-1Nb alloy [J]. Titanium Industry Progress, 2019, 36(5): 23-28.

[15] DONG R F, LI J S, KOU H C, et al. Dependence of mechanical properties on the microstructure characteristics of a near β titanium alloy Ti-7333 [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(1): 48-54.

[16] FAN J K, LI J S, KOU H C, et al. Microstructure and mechanical property correlation and property optimization of a near β titanium alloy Ti-7333 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 682: 517-524.

[17] MAINAK S, SWATI S, TRIDEEP B, et al. Tensile deformation mechanism and failure mode of different microstructures in Ti₅Al₅Mo₅V₅Cr alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 753: 156-167.

通讯作者: 刘运玺, 高级工程师, 博士, 研究方向为航空用钛合金材料和应用技术。

(责编 晓月)

引文格式: 方向, 袁珂, 曾佳敏, 等. 稀土氧化物改性氧化锆 / 铂铝热障涂层的制备及其高温性能[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 100-109.

FANG Xiang, YUAN Ke, ZENG Jiamin, et al. Preparation and high temperature performance of rare earth oxide modified zirconia/PtAl thermal barrier coatings[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 100-109.

稀土氧化物改性氧化锆 / 铂铝热障涂层的制备及其高温性能

方向¹, 袁珂¹, 曾佳敏¹, 黄子琳¹, 王强¹, 高雨毅², 杨倩², 何雯婷², 魏亮亮³

(1. 中国航发湖南动力机械研究所, 株洲 412002;

2. 北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191;

3. 北京航空航天大学前沿科学技术创新研究院, 北京 100191)

[摘要] 针对我国某型航空发动机涡轮叶片用 DZ125 与 DZ406 高温合金, 开展了稀土氧化物改性氧化锆 / 铂铝热障涂层体系的制备工艺及涂层高温性能研究。采用电镀 Pt 和气相渗铝的工艺制备了 PtAl 金属粘结层, 研究了镀 Pt 前处理、不同镀 Pt 层厚度以及渗铝温度等关键工艺参数对涂层的微观结构和抗高温氧化性能的影响规律。采用优化后的涂层工艺制备的 PtAl 粘结层在 1150 °C 时的抗氧化性能优异。采用电子束物理气相沉积 (EB-PVD) 在 PtAl 粘结层表面制备了稀土氧化物改性的氧化锆 (GYb-YSZ) 陶瓷涂层。由 GYb-YSZ 和 PtAl 组成的热障涂层在 1050 °C 热循环 4320 次 (1050 °C 保温时间 720 h) 后, 涂层表面状态完好, 未发现明显剥落现象, 表明该热障涂层体系具备良好的热循环性能。

关键词: 热障涂层; 稀土氧化物改性氧化锆; 铂铝涂层; 抗氧化性能; 热循环性能

Preparation and High Temperature Performance of Rare Earth Oxide Modified Zirconia/PtAl Thermal Barrier Coatings

FANG Xiang¹, YUAN Ke¹, ZENG Jiamin¹, HUANG Zilin¹, WANG Qiang¹, GAO Yuyi², YANG Qian², HE Wenting², WEI Liangliang³

(1. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China;

3. Research Institute for Frontier Science, Beihang University, Beijing 100191, China)

[ABSTRACT] Aiming at the DZ125 and DZ406 superalloys used in aero-engine turbine blades, a thermal barrier coating system (TBCs) consisting of the rare earth oxide modified zirconia topcoat and platinum modified aluminide (PtAl) bondcoat was applied, and the preparation process and high temperature performance were studied. The PtAl bondcoat was prepared by electroplating platinum followed by vapor aluminizing treatment. Effects of key process parameters such as plating pretreatment, thicknesses of Pt, and aluminizing temperature on the microstructure and high-temperature oxidation resistance of the PtAl coating were studied. The results shows that the PtAl bondcoat prepared by optimized process has excellent oxidation resistance at 1150 °C. On the surface of the PtAl bondcoat, rare earth oxide modified zirconia (GYb-YSZ) ceramic topcoat were prepared by electron beam physical vapor deposition (EB-PVD). The thermal cycling lifetime of the GYb-YSZ/PtAl TBCs at 1050 °C is beyond 720 h (4320 times thermal cycling), indicating that the GYb-YSZ/PtAl TBCs have good performance.

Keywords: Thermal barrier coatings (TBCs); Rare earth oxide modified zirconia; Pt modified aluminide coating; Oxidation resistance; Thermal cycling performance

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.100

为满足先进航空发动机燃气涡轮工作叶片使用温度更高和寿命更长的要求,需要在叶片高温合金基体上制备热障涂层(Thermal barrier coatings, TBCs)^[1]。TBCs能够有效提高涡轮叶片的承温能力,提升发动机工作温度和工作效率,同时大幅度提高发动机寿命^[2]。

TBCs一般由金属粘结层和陶瓷层两部分构成。其中金属粘结层位于表面陶瓷层和基体合金之间,缓解基体合金与陶瓷层热膨胀系数不同引起的内应力,保护基体合金不被氧化。目前热障涂层中两类粘结层应用较为广泛:一类是扩散型涂层,主要是简单铝化物涂层或Cr、Si、Pt和稀土等改性的铝化物涂层^[3-5];另一类是包覆型涂层MCrAlY(M为Ni、Co等)。简单铝化物涂层具有较高的韧-脆转变温度、较大的脆性、易开裂剥落、与高温合金基体之间易发生元素互扩散、容易发生马氏体相变、不耐硫化和热腐蚀等缺点,所以简单铝化物涂层在高温服役环境下易发生剥落^[6-7]。Pt改性的铝化物涂层(以下简称PtAl涂层)与Si和Cr改性的铝化物涂层相比,抗热腐蚀性能和高温氧化性能都明显更好^[8-10];与MCrAlY涂层相比,PtAl涂层有比较平衡的抗热腐蚀和高温氧化性能,因此得到广泛应用^[11-14]。

第一代热障涂层陶瓷材料质量分数为6%~8% Y₂O₃,部分稳定的ZrO₂(以下简称YSZ)具有良好的热物理性能、力学性能和相稳定性,特别是其断裂韧性高,因此YSZ热障涂层被广泛应用于航空发动机的燃烧室和其他热端部件。但是,当温度超过1200℃,YSZ涂层中亚稳态四方相(*t'*相)分解,同时长时间高温工作将导致气孔和裂纹收缩,涂层孔隙率降低,热导率显著增加,隔热效果下降,应变容限下降,使涂层易剥落失效^[15]。因此,提高YSZ涂层的*t'*相高温稳定性及涂层的抗烧蚀性能是提高YSZ热障涂层承温能力的关键^[16]。国内外很多研究发现在YSZ中掺杂除Y₂O₃外的其他稀土元素或采用多种元素共掺杂ZrO₂能显著降低热导率和提高*t'*相高温稳定性^[17-19]。近年来,国内外也开发了多种新型陶瓷材料,如烧绿石和萤石结构的化合物、磁铅石型结构化合物、石榴石型化合物及钙钛矿结构化合物等^[20-24]。与这些新型材料相比,多元稀土氧化物掺杂

ZrO₂陶瓷层与YSZ力学性能相近、制备工艺简单,同时比YSZ热导率更低,相稳定性更高,具有更好的热循环寿命。因此,基于前期的研究,本文采用总掺杂量摩尔分数为7%的Gd₂O₃-Yb₂O₃-Y₂O₃掺杂ZrO₂(以下简称GYb-YSZ)材料作为热障涂层陶瓷隔热层。

目前,热障涂层成熟制备技术主要包括大气等离子喷涂(APS)和电子束物理气相沉积技术(EB-PVD)。与APS相比,EB-PVD涂层具有更高的应变容限,热循环寿命比APS涂层提高近8倍;涂层更致密,涂层的抗氧化、抗热腐蚀性能更好;涂层的界面以化学结合为主,结合强度高;涂层表面具有更好的表面质量,有利于保持叶片的空气动力学性能^[25]。

因此,本文采用PtAl涂层作为金属粘结层,采用EB-PVD制备GYb-YSZ陶瓷隔热层,研究不同制备工艺PtAl涂层的抗氧化性能和GYb-YSZ/PtAl热障涂层的热循环性能,为新一代先进航空发动机热端部件温度和服役寿命提升奠定基础。

1 试验及方法

1.1 原材料

试验用合金基体材料为镍基高温合金,牌号分别为DZ125、DZ406;化学成分如表1和2所示。

采用线切割将DZ125与DZ406基体合金棒材加工为Φ14 mm×3 mm的合金试片,随后进行刚玉200目干喷砂,喷砂压力选用0.1~0.3 MPa,喷砂后的试样在带有清洁剂的水溶液中进行超声清洗2 min,超声完毕后的试样用清水冲洗后,再用去离子水对基体进行二次清洗并将试样暂时保存在纯水中备用。

1.2 涂层制备

1.2.1 铂铝粘结层制备

采用电镀工艺在DZ125、DZ406试片上电镀一层3~5 μm厚度的Pt层。电镀时为了保证镀层结合力、均匀性和沉积效率,Pt盐采用经北航改良的无氨水Q盐体系,电镀液的温度选择80~90℃。电镀完成后,在850~1000℃下对镀层进行2~4 h真空热处理。

Pt层热处理完成后采用CVD气相渗铝。对于渗铝

表1 合金基体DZ125化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of DZ125 alloy (mass fraction)

	Ni	Co	Cr	W	Al	Ta	Mo	Hf	Ti	C	B
余量		10	8.9	7	5.2	3.8	2	1.5	0.9	0.1	0.015

表2 合金基体DZ406化学成分(质量分数)

Table 2 Chemical composition of DZ406 alloy (mass fraction)

	Ni	Co	Cr	Ta	W	Al	Re	Mo	Hf	B	C
余量		11.5~12.5	6.5~7.0	6.0~6.5	4.8~5.2	5.5~6.5	2.5~3.2	1.0~2.0	1.3~1.7	0.01~0.02	0.08~0.15

温度和渗铝时间的选择,设置了两组工艺参数:(1)870 °C / 10 h,根据 DZ125 和 DZ406 合金的时效温度和时间确定,以确保渗 Al 过程对合金基体的力学性能影响较小;(2)较常用的 1050 °C 高温低活度渗铝。渗剂采用铁铝(质量分数为 49%Fe)合金粉 +NH₄Cl 活化剂的混合粉末。

1.2.2 GYb-YSZ 陶瓷层制备

陶瓷隔热层材料为总掺杂量摩尔分数为 7% 的 Gd₂O₃、Yb₂O₃ 和 Y₂O₃ 掺杂改性 ZrO₂。采用北京航空航天大学自主研发 EB-PVD 设备,在 PtAl 涂层表面沉积 GYb-YSZ 陶瓷隔热层。工艺参数如表 3 所示。表沉积涂层之前,需要对 PtAl 粘结层进行湿喷砂前处理,喷砂压力(0.3 ± 0.1)MPa。喷砂完成后将试样在酒精中超声处理。

1.3 性能测试方法

1.3.1 抗高温氧化性能测试

参照 HB 5258—2000《钢及高温合金的抗氧化性测定试验方法》要求,采用合肥科晶 GSL-1600X 高温氧化炉对 PtAl 涂层试样进行 1150 °C /100 h 静态氧化或者间断氧化测试。每隔一定时间采用精度为 10⁻⁵ g 的电子天平称取氧化后的试样重量并求出单位面积增重情况,获得试样氧化增重对时间的动力学曲线。

1.3.2 抗热循环性能测试

采用高温循环炉对带陶瓷涂层试片进行热循环寿命测试。在 1050 °C 下保温 10 min,之后在风扇作用下冷却 2 min 至室温,记作 1 次循环。每 100 次循环观察一下试样表面是否剥落。若涂层出现剥落,停止试验,测量剥落面积并记录循环次数,剥落面积(边缘 2 mm 内除外)超过 5% 即视为失效,对应的循环次数为该试样热循环寿命;如若涂层未发生剥落,继续循环。

1.4 表征方法

使用 X 射线衍射分析仪(XRD, D/MAX2200pc)对涂层进行物相定性分析,使用场发射扫描电子显微镜(SEM, InspectF50, FEICo, Hillsboro, OR),配有能谱仪(EDAX, X-Max, Oxford Instruments Co. Oxford, U.K.),对样品的表面、截面进行形貌、成分分析。并结合氧化前后的试样的 XRD 数据、SEM 数据分析氧化不同时间后氧化膜的相组成、成分、晶粒、微观形貌、褶皱情况以

表 3 EB-PVD 制备 GYb-YSZ 涂层沉积工艺参数
Table 3 Deposition parameters of the GYb-YSZ coating by EB-PVD

涂层类别	基板温度 / °C	旋转速度 / (r·min ⁻¹)	真空度 / Pa	加热靶材电子枪电流 / A	沉积时间 / min
GYb-YSZ 涂层	800~950	12~15	~10 ⁻³	1.0~2.0	40~60

及氧化膜 / 涂层界面状态,以评估涂层试样的抗高温氧化性能。

2 结果与讨论

2.1 PtAl 涂层制备工艺优化

在 DZ125 上采用电镀铂 5 μm,镀铂后 1050 °C、4 h 真空热处理,并在 870 °C 进行 10 h 气相渗铝的工艺制备了 PtAl 粘结层。对制备好的 PtAl 涂层在 1150 °C 进行了 100 h 的静态氧化试验,试样的平均氧化增重约为 0.79 mg/cm²,低于 1 mg/cm²,根据 HB 5258 可判定涂层达到了完全抗氧化级别。但是,如图 1 所示,涂层中存在孔洞,根据孔洞所处的位置可分为两类。第 1 类在图 1 中的位置 1 和位置 2,位于原始镀铂界面上,应是基体镀铂前的表面粗糙度过大造成,可通过缩短喷砂时长或者降低喷砂压力改善涂层结构;第 2 类如图中的位置 3 和位置 4 所示,在 PtAl 涂层与合金形成的互扩散区与合金基体的分界线上。此类孔洞一般是由于热处理过程中因分别向内、向外扩散的元素的扩散速率差异导致的柯肯达尔孔洞,考虑降低铂层厚度或者提高渗铝温度来消除孔洞。

原始喷砂参数试样的截面图如图 2 (a) 所示,将镀铂喷砂时长从每个表面喷砂 10 s 缩短为每面喷砂 5 s,试样的截面如图 2 (b) 所示,对比可知,缩短喷砂时长后的试样截面在镀铂原始界面上的孔洞数量明显减少,同时也说明该类型孔洞确实是由于镀铂前合金表面粗糙度过大造成的;图 2 (c) 为将喷砂压力从 0.3 MPa 降低到 0.1 MPa 后试样的制备态截面。对比图 2 (b) 与 (c) 可知仅将喷砂压力从 0.3 MPa 降到 0.1 MPa 对涂层的微观结构几乎无影响。基于此,将喷砂工艺确定为 0.1 MPa 压力下每面喷砂 5 s。

通过电镀分别制备了 Pt 层厚度为 5 μm 和 3 μm 的样品,在保证其他工艺参数相同的条件下对比了 Pt 层厚度对涂层微观形貌的影响。从图 3 (a) 中可以看到在涂层近表面处连续分布着直径小于 1 mm 的细密的孔洞,在涂层与基体互扩散区的分界线处则是数量较少但直径 2 mm 左右的大尺寸孔洞;图 3 (b) 中镀铂

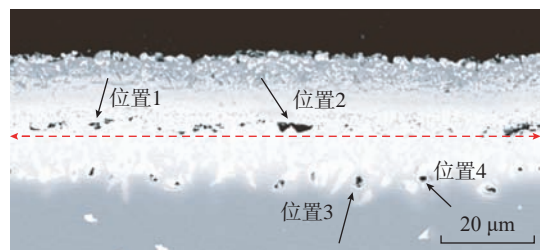


图 1 DZ125-5 μm-870 °C 渗铝试样制备态截面
Fig.1 Cross-sectional morphology of the as-prepared DZ125-5 μm-870 °C sample

3 μm 的试样截面则未见孔洞,说明降低镀铂厚度确实有利于减少柯肯达尔孔洞数量。

在 DZ125 基体上镀铂层厚度 5 μm 的试样分别采用 870 $^{\circ}\text{C}$ 保温 10 h 与 1050 $^{\circ}\text{C}$ 保温 1.5 h 的工艺,得到的 PtAl 制备态截面如图 4 所示。相比于图 4 (a) 中 870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝试样的截面,图 4 (b) 中涂层的表面粗糙度增大,且相比于 870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝 10 h,1050 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝仅 1.5 h 的试样的涂层更厚,涂层中白亮区域所占面积更小,且明显高温渗铝试样中柯肯达尔孔洞减少。但是,可以发现采用高温(1050 $^{\circ}\text{C}$)渗铝的涂层表面粗糙度较大,并不利于涂层后处理。因此,针对该合金,高温渗铝(1050 $^{\circ}\text{C}$)并不是最优方案。

基于以上的结果,在 DZ406 合金基体上通过不同工艺制备了 PtAl 涂层。所得制备态截面如图 5 所示。对比 DZ125 合金表面的 PtAl 涂层,可发现在不同合金基体上制备的 PtAl 涂层制备态,不论是在涂层厚度上还是在涂层结构上差别不显著,说明合金基体的改变对制备态 PtAl 涂层的微观结构没有太大影响。

对不同制备工艺的 PtAl 涂层制备态截面进行能谱分析,各试样的能谱测定区域取图 5 中红色选框,测定成分中 Ni、Pt、Al 3 种元素的含量如表 4 所示。可知各工艺制备的 PtAl 涂层 Al 元素含量均在 50% \pm 3% 的范围内,相差不大;但可观察到采用 1050 $^{\circ}\text{C}$ 高温渗铝的试样相较于其他制备工艺,具有最高的 Ni 含量,而 Al 含



(a) 0.3 MPa/10 s-DZ125-5 μm -870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝



(b) 0.3 MPa/5 s-DZ125-5 μm -870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝



(c) 0.1 MPa/5 s-DZ125-5 μm -870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝

图 2 不同喷砂工艺的制备态 PtAl 截面

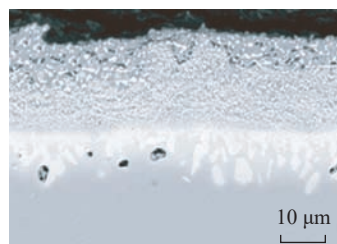
Fig.2 Cross-sectional morphologies of PtAl coatings prepared by different blasting processes

量最低。

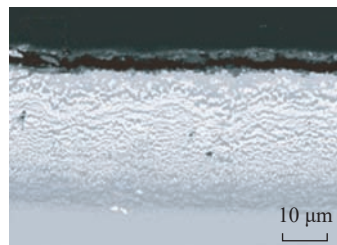
对渗铝后的试样进行 XRD 分析,结果如图 6 所示。结合表 4 中成分分析,可确认不同工艺制备的 PtAl 涂层为 ζ -PtAl₂+ β -(Ni, Pt)Al 双相结构。不同工艺参数制备的 PtAl 涂层 XRD 峰位基本一致,仅在峰强上有所区别,说明涂层的相组成基本一致,但是在各相相对含量上有所区别。其中 DZ125-5 μm -1050 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝试样与 DZ406-3 μm -870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝试样的 PtAl₂ 脆性相含量较高。

2.2 PtAl 涂层抗氧化性能研究

虽然降低镀铂厚度及提高渗铝温度两种方法能够



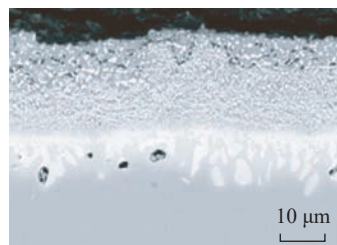
(a) 0.1 MPa-DZ125-5 μm -870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝



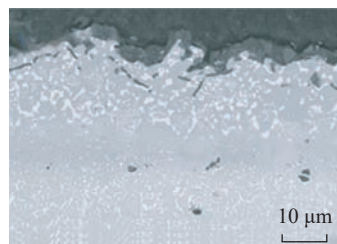
(b) 0.1 MPa-DZ125-3 μm -870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝

图 3 不同镀铂厚度制备态 PtAl 截面

Fig.3 Cross-sectional morphologies of PtAl coatings prepared with different Pt thickness



(a) 0.1 MPa-DZ125-5 μm -870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝



(b) 0.1 MPa-DZ125-5 μm -1050 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝

图 4 不同渗铝温度制备态 PtAl 截面

Fig.4 Cross-sectional morphologies of PtAl coatings prepared at different temperatures

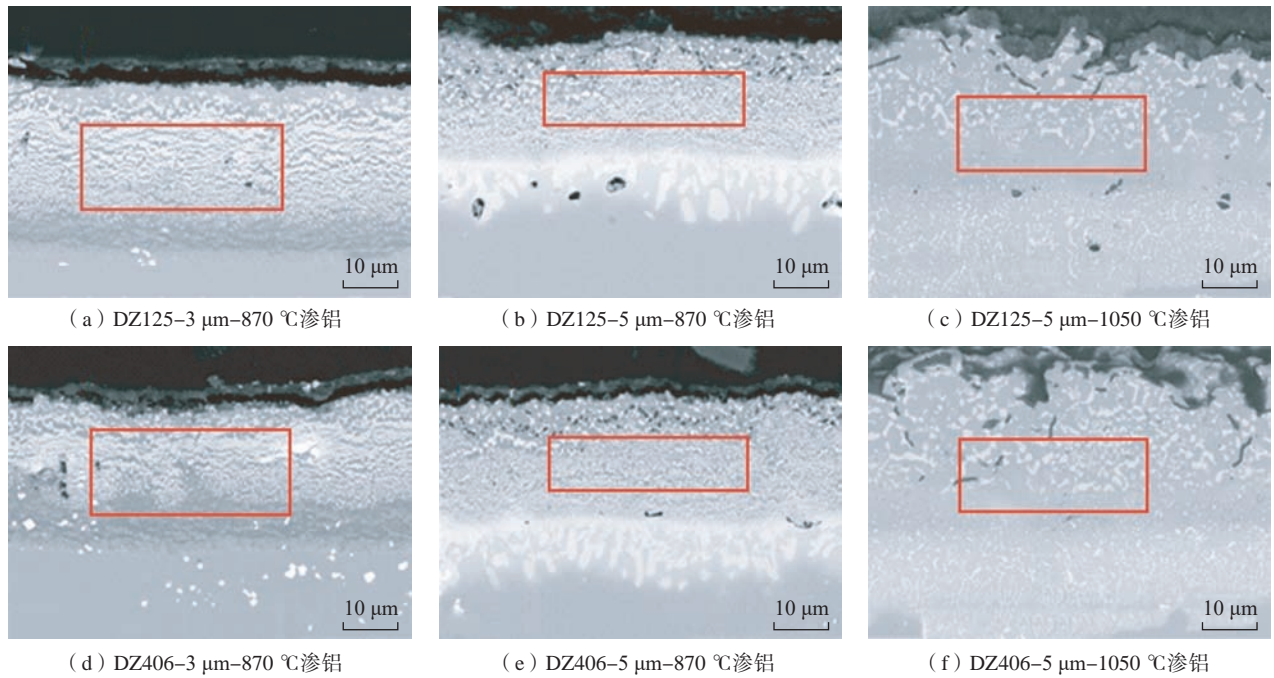


图5 不同基体制备态 PtAl 截面

Fig.5 Cross-sectional morphologies of PtAl coatings prepared on different alloys

表4 制备态 PtAl 涂层截面 Ni、Pt、Al 元素含量比(原子分数)
Table 4 Ni, Pt and Al contents in the as-prepared PtAl coatings (atomic fraction) %

元素名称	Al	Pt	Ni
DZ125-3 μm-870 °C渗铝	53	12	25
DZ125-5 μm-870 °C渗铝	51	13	25
DZ125-5 μm-1050 °C渗铝	50	8	34
DZ406-3 μm-870 °C渗铝	53	13	23
DZ406-5 μm-870 °C渗铝	48	9	27
DZ406-5 μm-1050 °C渗铝	48	10	33

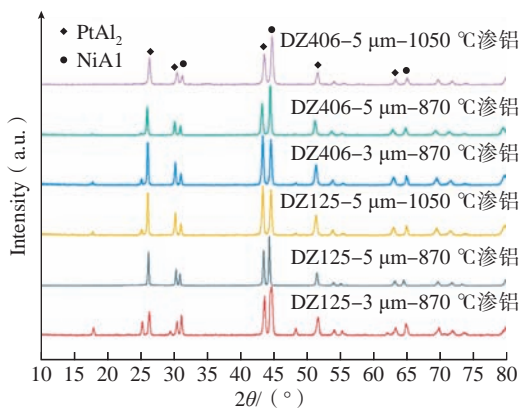


图6 不同渗铝工艺制备的涂层 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of coatings prepared by different aluminizing process

降低涂层中的孔洞缺陷数量,但改变这两个重要参数同时也影响着涂层的相含量,同时意味着涂层的抗氧化性能将受到影响,因此对不同工艺制备的 PtAl 涂层在 1150 °C 进行抗氧化性能评估和比较,氧化总时长为 100 h。

DZ125-5 μm-870 °C 渗铝试样氧化 100 h 后的表面、截面及采集能谱区域如图 7 所示,元素成分如表 5 所示。结合 PtAl 涂层氧化 50 h 与氧化 100 h 后的 XRD 数据(图 8 和 9),可知试样氧化 100 h 后表面氧化物主要是 Al₂O₃,此外还有点状的 HfO₂ 生成,未发现形成尖晶石相。同种工艺制备的 PtAl 涂层在氧化 50 h 后与氧化 100 h 后试样的 XRD 峰位上没有区别,但是可以明显看到 β-(Ni, Pt)Al 在 2θ 值为 44.3° 的峰在氧化 100 h 后相对强度减弱,这是因为氧化过程中发生了 Al 元素的消耗与 β-(Ni, Pt)Al 的分解。

DZ125-3 μm-870 °C 渗铝试样、DZ125-5 μm-870 °C 渗铝试样和 DZ125-5 μm-1050 °C 渗铝试样氧化后的横截面如图 10 所示。可见氧化形成的 HfO₂ 主要分布

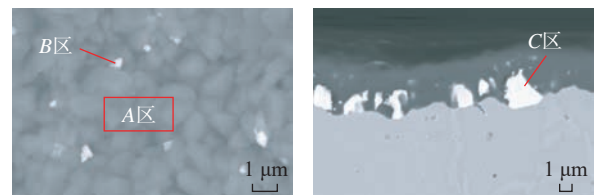


图7 DZ125-5 μm-870 °C 渗铝试样 1150 °C 氧化 100 h 表面、截面及能谱区

Fig.7 Surface and cross-sectional morphologies of DZ125-5 μm-870 °C PtAl coating after 100 h oxidation at 1150 °C

表 5 DZ125-5 μm-870 °C 渗铝试样 1150 °C 氧化 100 h 能谱分析结果(质量分数)
Table 5 EDS analyses of DZ125-5 μm-870 °C PtAl coating after 100 h oxidation at 1150 °C (mass fraction)

位置	O	Al	Ni	Co	Cr	W	Ti	Ta	Pt	Hf
A 区	43.0	49.4	0.6	3.4	—	—	—	0.5	3.1	—
B 区	34.2	22.7	—	—	0.1	—	—	—	3.4	39.6
C 区	11.23	—	4.64	—	—	—	—	—	—	84.14

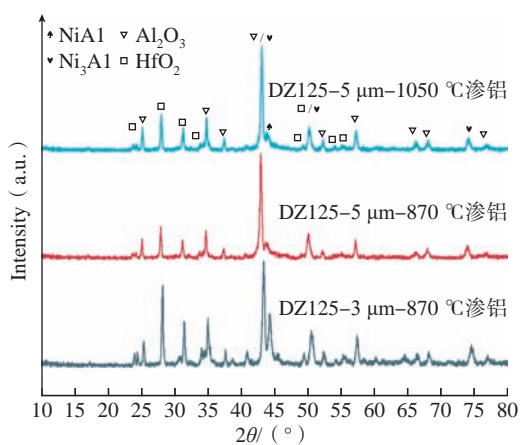


图 8 DZ125 合金表面不同工艺制备的 PtAl 涂层 1150 °C 氧化 50 h 的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of PtAl coatings after 50 h oxidation at 1150 °C

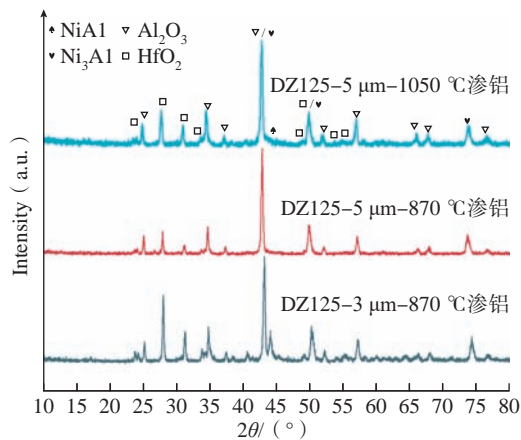


图 9 不同工艺制备的 PtAl 涂层 DZ125 试样 1150 °C 氧化 100 h 的 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of PtAl coatings after 100 h oxidation at 1150 °C

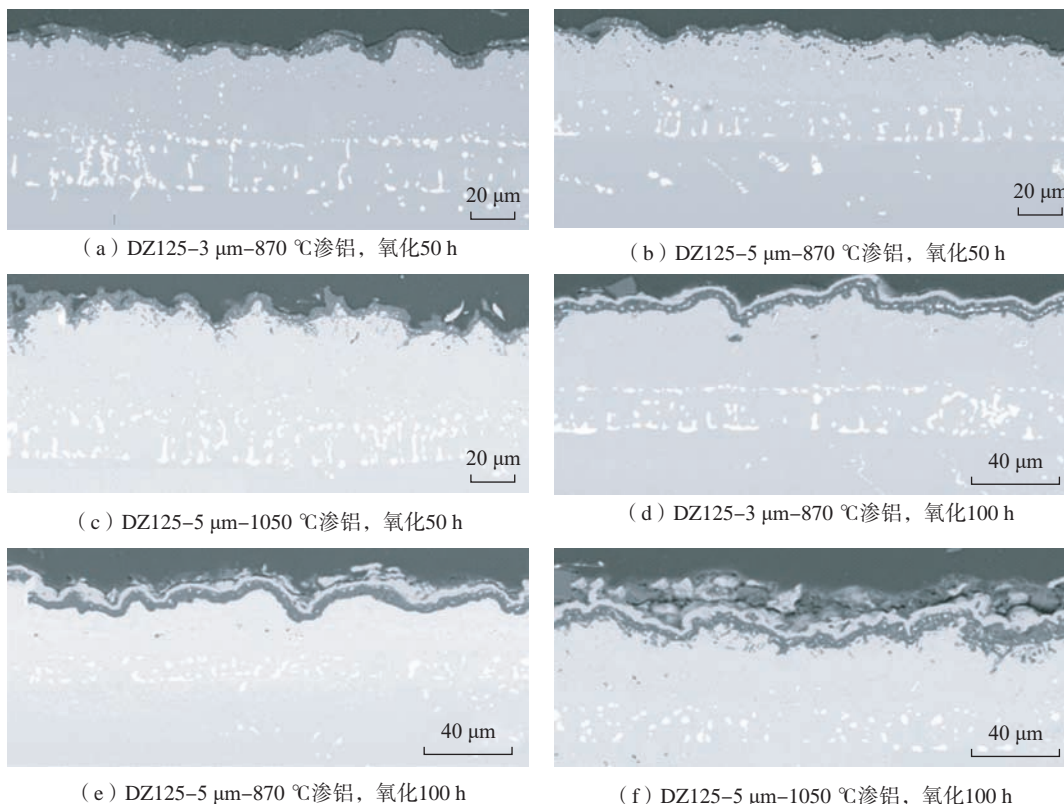


图 10 DZ125 基底不同制备工艺 PtAl 涂层 1150 °C 氧化截面

Fig.10 Cross-sectional morphologies of PtAl coatings after oxidation at 1150 °C

于氧化膜(Al_2O_3)内部,呈点状生长,与涂层表面(图7)观察到的一致。并且 HfO_2 的数量随着氧化时间的延长而逐渐增多。同时,由图10可以发现,采用 870°C 渗铝的DZ125试样,不论镀铂厚度是 $3\ \mu\text{m}$ 还是 $5\ \mu\text{m}$,氧化膜厚度分布都较为均匀,氧化膜与涂层的分界面较为平滑。而采用 1050°C 高温渗铝的试样中 HfO_2 数量较大,且出现了向基体内部氧化的现象,因而形成了非常粗糙的氧化膜形貌,氧化膜厚度异常不均(图10(f))。这样的内氧化行为和致密的氧化膜在实际服役过程中将对热障涂层的寿命造成损害,致其过早失效。

在DZ125基体和DZ406基体上通过不同工艺制备的PtAl涂层氧化100 h后的增重曲线如图11所示。从图11(a)中试样的增重数据来看,若以单位面积增重 $1\ \text{mg}/\text{cm}^2$ (HB5258对完全抗氧化的要求)为分界线,

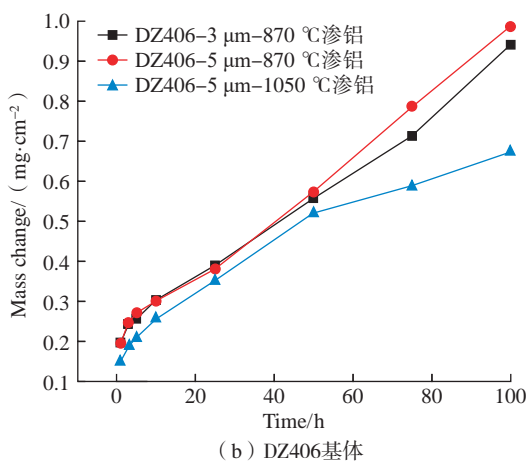
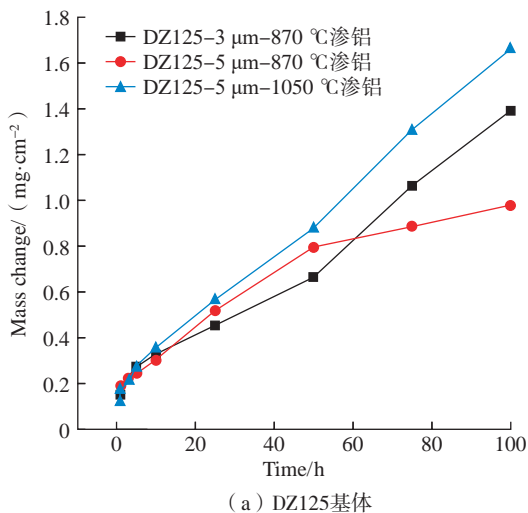


图11 DZ125和DZ406基体不同PtAl涂层 1150°C 氧化100 h增重曲线

Fig.11 Weight gain of DZ125 and DZ406 alloy coated with different PtAl coatings in oxidation process at 1150°C

DZ125基体上只有DZ125- $5\ \mu\text{m}$ - 870°C 渗铝试样达到了完全抗氧化级别。而采用高温渗铝工艺的DZ125- $5\ \mu\text{m}$ - 1050°C 渗铝试样氧化增重最多,抗氧化性能最差,这一现象与图10中DZ125试样氧化100 h后的截面氧化膜形貌相符合:(1)因为DZ125- $5\ \mu\text{m}$ - 1050°C 渗铝试样中 HfO_2 量最大,所以氧化增重更多;(2)氧化膜中过多的块状 HfO_2 损害了氧化膜的完整性与致密性,降低了 Al_2O_3 氧化膜的抗氧化能力,进一步促进了氧化反应的发生,因此氧化膜厚度增厚,氧化增重增多,即试样的氧化增重与涂层氧化膜中生成 HfO_2 的量呈正相关关系。因此,在DZ125基体上采用镀铂 $5\ \mu\text{m}$, 870°C 渗铝工艺制备PtAl涂层最为合适。

从图11(b)中可看到,作为对照组的DZ406基体上的所有PtAl涂层在单位面积增重数据上均达到了完全抗氧化级别。其中,采用 1050°C 高温渗铝的试样的氧化增重最小,抗氧化性能表现最好;DZ406- $3\ \mu\text{m}$ - 870°C 渗铝试样与DZ406- $5\ \mu\text{m}$ - 870°C 渗铝试样的氧化增重非常接近,差别不明显。但是,考虑高温 1050°C 渗铝的涂层表面粗糙度太大且表面孔洞较多(图4和5),同样采用 870°C 渗铝较好。

综上可知,除了镀铂厚度与渗铝温度能够影响PtAl涂层的抗氧化性能,合金基体成分在高温下扩散也是影响PtAl涂层抗氧化性能的因素之一。图12是DZ125和DZ406合金表面PtAl涂层氧化100 h后的截面形貌,对比可见DZ406合金表面的PtAl涂层 1150°C 氧化100 h氧化膜几乎未发现 HfO_2 ,而在DZ125合金的氧化膜中 HfO_2 却很明显;此外,DZ406+PtAl涂层试样表面的氧化膜厚度也明显小于DZ125+PtAl涂层试样表面氧化膜,这也是DZ406+PtAl涂层试样氧化增重小于DZ125+PtAl涂层试样的原因。分析可知,主要原因在于DZ125合金中的Hf元素扩散到涂层表面发生氧化形成 HfO_2 的大晶粒,分布于 Al_2O_3 膜中会破坏氧化膜的致密性从而削弱 Al_2O_3 膜的保护性;另一方面, HfO_2 成为氧离子的传输通道,导致 Al_2O_3 膜下方发生内氧化,加速了涂层的氧化。

从图12中还能发现,所有氧化后试样的氧化膜均为波浪状褶皱形貌。通常来说,氧化膜褶皱产生受多个因素影响。氧化过程中Al元素的消耗和随后涂层中的 β -(Ni, Pt)Al相的分解,引起粘结层中的局部体积变化,是导致产生氧化膜褶皱的原因之一。将DZ125- $5\ \mu\text{m}$ - 870°C 渗铝试样在 1150°C 静态氧化100 h后取出试样,试样截面的氧化膜形貌如图13所示。尽管氧化膜内部有 HfO_2 颗粒的分布,但是氧化膜的褶皱并不明显。对比图12(b)(氧化中途取样称重过的氧化试样截面形貌)以及图5(此试样的制备态截面形貌)可知,DZ125- $5\ \mu\text{m}$ -

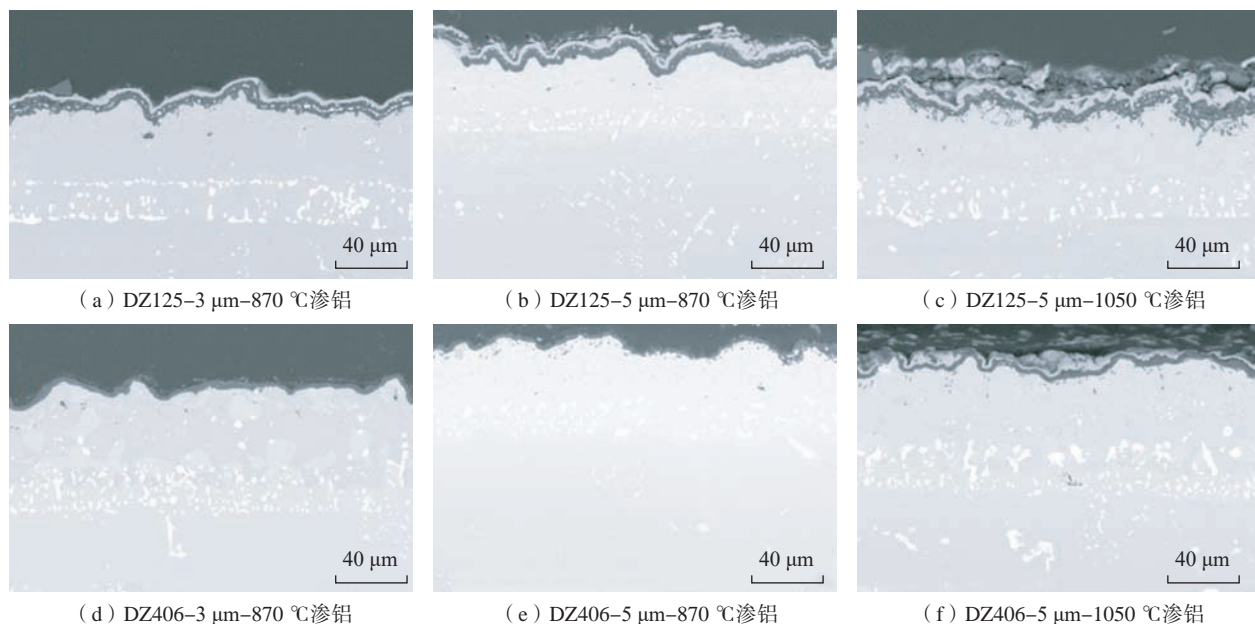


图 12 在 DZ125 和 DZ406 不同工艺制备的 PtAl 涂层 1150 °C 氧化 100 h 后截面形貌对比
Fig.12 Cross-sectional morphologies of PtAl coatings on DZ125 and DZ406 alloys after 100 h oxidation at 1150 °C

870 °C 渗铝试样完全静态氧化后的氧化膜的褶皱轻微,且基本分布在局部 HfO_2 颗粒的大量聚集处,主要原因是氧化膜向内部氧化。由此可知,图 12 中的氧化膜褶皱不是由 Al 的消耗和随后的涂层中 β -(Ni, Pt)Al 相分解导致的局部体积变化引起的。这说明引起涂层氧化膜起皱的可能原因是涂层与基材的热膨胀不匹配,因此经历冷热循环的涂层因受到失配应力而产生褶皱。不过,在表面制备陶瓷涂层后,这种褶皱会因受到陶瓷层带来的压应力而减缓。

2.3 GYb-YSZ/PtAl 热障涂层热循环性能

采用 EB-PVD 在带 PtAl 涂层的 DZ125 合金表面制备 GYb-YSZ 陶瓷层,得到 GYb-YSZ/PtAl 热障涂层。对带 GYb-YSZ/PtAl 热障涂层的试样分别进行热循环。GYb-YSZ/PtAl 涂层制备态以及经 1320 次、3000 次、4320 次热循环后的宏观形貌如图 14 所示。可见试样在 1050 °C、4320 次(在 1050 °C 的炉内氧化时长达 720 h)热循环后涂层未发生任何剥落,说明该热障涂层体系在 1050 °C 有优异的热循环性能。

图 15 是 GYb-YSZ/PtAl 涂层在 1050 °C 热循环后的 XRD 谱图。由该结果可知,热循环后 GYb-YSZ 涂层未发生相变,在 1050 °C 的长时相稳定优异。涂层制备态及热循环后的截面形貌如图 16 所示,EB-PVD 所制备的 GYb-YSZ 涂层为羽毛状柱状晶。经过循环氧化后粘结层和陶瓷层之间形成了一层均匀连续致密的 Al_2O_3 膜,陶瓷层与氧化膜以及金属粘结层之间均未出现裂纹和剥离现象,柱状晶结构保持完好。热循环 4320 次的



图 13 DZ125-5 μm-870 °C 渗铝试样 1150 °C 完全静态氧化 100 h 截面形貌

Fig.13 Cross-sectional morphology of PtAl coating on DZ125-5 μm-870 °C alloy after 100 h oxidation at 1150 °C

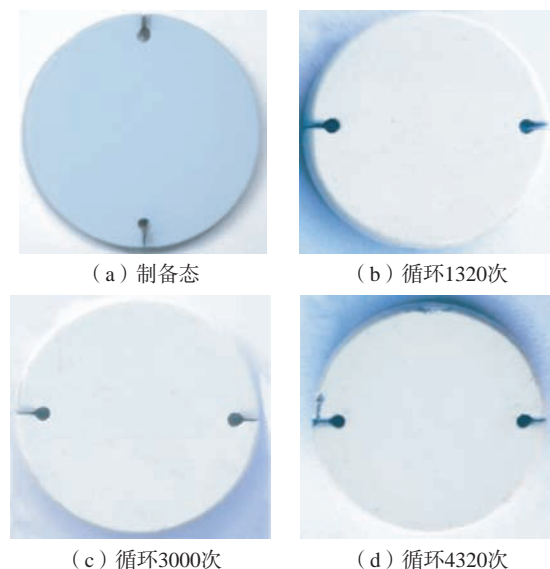


图 14 GYb-YSZ/PtAl 涂层 1050 °C 热循环

Fig.14 Photos of samples coated with GYb-YSZ/PtAl after thermal cycling at 1050 °C

试样表面形貌如图 17 所示,试样表面也未观察到裂纹以及陶瓷涂层的剥落。对比图 16 (b)~(d)可知,循环 3000 次后的试样与循环 4320 次的试样在正面涂层的微观结构上差异不大,两者在氧化膜厚度皆在 5 μm 左右,这说明循环氧化过程中形成稳定的氧化膜后,氧化膜的生长速度减慢。此外,在 1050 °C 循环氧化后所形成的氧化膜中并未发现 HfO₂,对比试样在 1150 °C 氧化后的氧化膜,可推测 Hf 元素从合金基体向外扩散的行为在超过 1050 °C 被激活,因而在 1150 °C 氧化会形成 HfO₂,这个结果也说明该合金的服役温度应尽可能控制在 1150 °C 以下。

在 1150 °C 以下。

图 18 为经过 4320 次循环后的试样边缘处的截面形貌。由于试样边缘曲率很大,涂层制备过程中容易出现缺陷;且该位置容易出现应力集中。因此,循环氧化过程中不易形成连续致密的氧化膜,氧化膜在应力的作用下开裂,则会导致涂层不断发生氧化,形成了疏松的孔洞结构,氧化膜迅速增厚,最终导致涂层失效。氧化膜不断增厚,导致陶瓷层与氧化膜之间因热膨胀系数不匹配引起的内应力加重,最终引起该处陶瓷层的剥落。因此,在复杂型面样件表面制备热障涂层时应更加关注曲率较大的位置处涂层的制备情况。

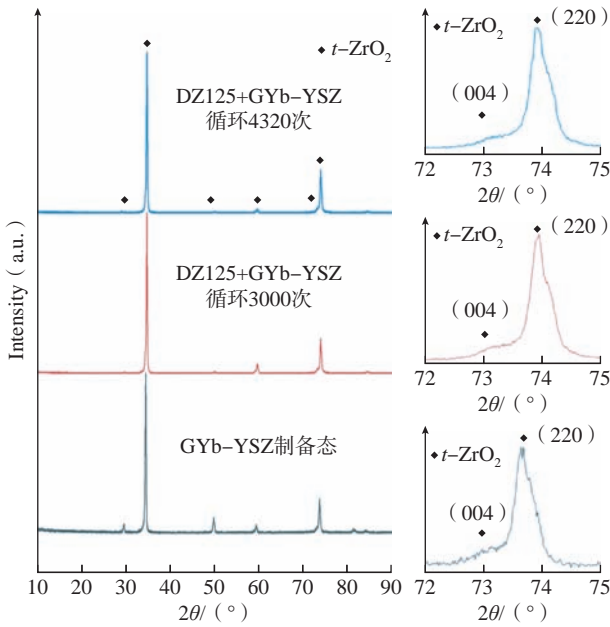


图 15 GYb-YSZ/PtAl 涂层循环 1050 °C 热循环后 XRD 谱图
Fig.15 XRD patterns of GYb-YSZ coating after thermal cycling at 1050 °C

3 结论

(1) 研究了镀 Pt 前处理喷砂工艺、Pt 层厚度、渗铝

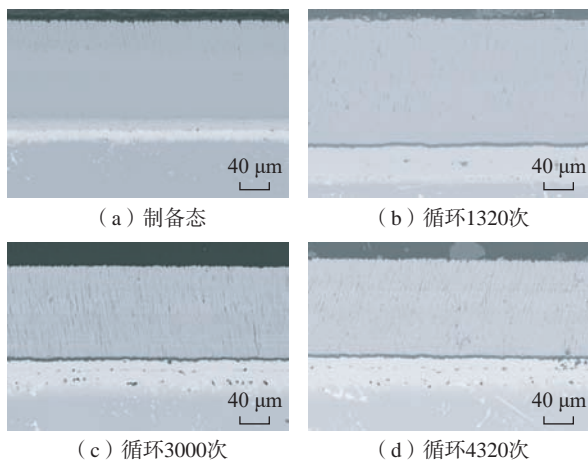
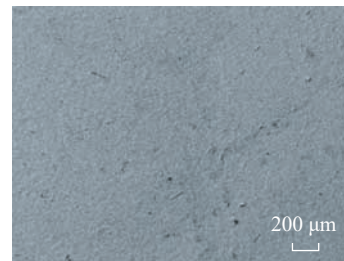
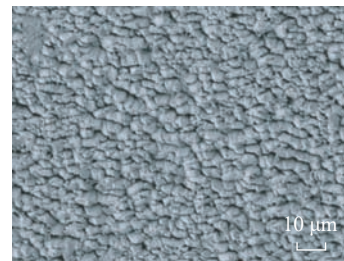


图 16 GYb-YSZ/PtAl 涂层试样 1050 °C 热循环截面变化
Fig.16 Cross-sectional morphologies of GYb-YSZ/PtAl coating after thermal cycling at 1050 °C



(a) 制备态



(b) 循环4320次

图 17 GYb-YSZ/PtAl 涂层在 1050 °C 热循环 4320 次试样表面
Fig.17 Surface morphologies of GYb-YSZ/PtAl coating after thermal cycling at 1050 °C for 4320 times

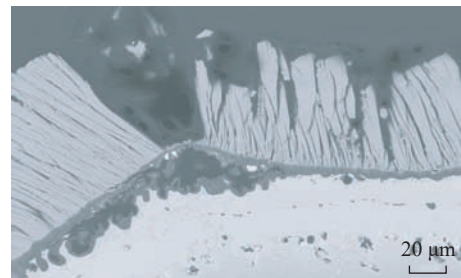


图 18 GYb-YSZ/PtAl 涂层循环 1050 °C 热循环 4320 次试样边缘涂层剥落处

Fig.18 Cross-sectional morphologies at edge of GYb-YSZ/PtAl coating after thermal cycling at 1050 °C for 4320 times

温度对 DZ125 和 DZ406 合金表面 PtAl 涂层微观形貌及抗氧化性能的影响,提出了适合于 DZ125 及 DZ406 合金的 PtAl 涂层制备工艺。在 DZ125 基体和 DZ406 基体表面以 5 μm 厚度 Pt 层 +870 $^{\circ}\text{C}$ 渗铝工艺制备的 PtAl 涂层氧化速度均小于 1 mg/cm^2 。

(2) 相同工艺条件下,以 DZ406 为基体的 PtAl 涂层抗氧化性能优于 DZ125 基体的 PtAl 涂层。在 1150 $^{\circ}\text{C}$ 高温氧化时, DZ125 基体中的 Hf 元素会在表面氧化膜中逐渐生成聚集状的 HfO_2 , 对 PtAl 涂层的抗氧化性能及表面 Al_2O_3 膜的致密性造成损害。

(3) PtAl+GYb-YSZ 热障涂层在 1050 $^{\circ}\text{C}$ 热循环性 4320 次(高温保温时长 720 h)后未发现明显剥落,陶瓷层未发生相变和烧结、氧化膜致密连续,表明该涂层在 1050 $^{\circ}\text{C}$ 具有良好的热循环性能。

参 考 文 献

- [1] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. Science, 2002, 296(5566): 280–284.
- [2] LEVINE S, MILLER R A, HODGE P E. Thermal barrier coatings for heat engine components[J]. SAMPE Quarterly, 1980, 12(1): 19810028516.
- [3] CLARKE D R, LEVI C G. Materials design for the next generation thermal barrier coatings[J]. Annual Review of Materials Research, 2003, 33: 383–417.
- [4] POMEROY M J. Coatings for gas turbine materials and long term stability issues[J]. Materials & Design, 2005, 26(3): 223–231.
- [5] GOWARD G W. Progress in coatings for gas turbine airfoils[J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 108–109: 73–79.
- [6] HEMKER K J, MENDIS B G, EBERL C. Characterizing the microstructure and mechanical behavior of a two-phase NiCoCrAlY bond coat for thermal barrier systems[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 483–484: 727–730.
- [7] STREIFF R, N'GANDU MUAMBA J M, BOONE D H. Surface morphology of diffusion aluminide coatings[J]. Thin Solid Films, 1984, 119(3): 291–300.
- [8] CHOQUET P A, NAYLOR E R, RAPP R A. Simultaneous chromizing and aluminizing of iron-base alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1989, 120–121: 413–418.
- [9] KIRCHER T A, MCMORDIE B G, MCCARTER A. Performance of a silicon-modified aluminide coating in high temperature hot corrosion test conditions[J]. Surface and Coatings Technology, 1994, 68–69: 32–37.
- [10] NIU Y, WU W T, BOONE D H, et al. Oxidation behaviour of simple and Pt-modified aluminide coatings on IN738 at 1100 $^{\circ}\text{C}$ [J]. Le Journal De Physique IV, 1993, 3: 511–519.
- [11] HOU P Y, IZUMI T, GLEESON B. Sulfur segregation at $\text{Al}_2\text{O}_3/\gamma\text{-Ni}_3\text{Al}$ interfaces: Effects of Pt, Cr and Hf additions[J]. Oxidation of Metals, 2009, 72(1): 109–124.
- [12] SVENSSON H, CHRISTENSEN M, KNUTSSON P, et al.

Influence of Pt on the metal-oxide interface during high temperature oxidation of NiAl bulk materials[J]. Corrosion Science, 2009, 51(3): 539–546.

- [13] HOU P Y, TOLPYGD V K. Examination of the platinum effect on the oxidation behavior of nickel-aluminide coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2007, 202(4–7): 623–627.
- [14] JEDLIŃSKI J, POUSSARD J L G, DĄBEK J, et al. The effect of Pt content on the scale development on $\beta\text{-NiAl}$ at very early oxidation stages[J]. Oxidation of Metals, 2017, 87(3): 311–319.
- [15] 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.
- [16] 郑蕾, 郭洪波, 郭磊, 等. 新一代超高温热障涂层研究 [J]. 航空材料学报, 2012, 32(6): 14–24.
- ZHENG Lei, GUO Hongbo, GUO Lei, et al. New generation thermal barrier coatings for ultrahigh temperature applications[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 14–24.
- [17] ZHU D M, MILLER R A. Development of advanced low conductivity thermal barrier coatings[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2005, 1(1): 86–94.
- [18] GUO L, GUO H B, GONG S K, et al. Improvement on the phase stability, mechanical properties and thermal insulation of Y_2O_3 -stabilized ZrO_2 by Gd_2O_3 and Yb_2O_3 Co-doping[J]. Ceramics International, 2013, 39(8): 9009–9015.
- [19] REBOLLO N R, FABRICHNAYA O, LEVI C G. Phase stability of Y+Gd Co-doped zirconia[J]. International Journal of Materials Research, 2003, 94(3): 163–170.
- [20] MA W, MACK D E, VABEN R, et al. Perovskite-type strontium zirconate as a new material for thermal barrier coatings[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2008, 91(8): 2630–2635.
- [21] FRIEDRICH C, GADOW R, SCHIRMER T. Lanthanum hexaaluminate: A new material for atmospheric plasma spraying of advanced thermal barrier coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2001, 10(4): 592–598.
- [22] WEN M, GONG S, XU H, et al. On improving the phase stability and thermal expansion coefficients of lanthanum cerium oxide solid solutions[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(8): 1505–1508.
- [23] CAO X Q, VASSEN R, JUNG W, et al. Thermal stability of lanthanum zirconate plasma-sprayed coating[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2004, 84(9): 2086–2090.
- [24] LEHMANN H, PITZER D, PRACHT G, et al. Thermal conductivity and thermal expansion coefficients of the lanthanum rare-earth-element zirconate system[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2003, 86(8): 1338–1344.
- [25] MILLER R A. Thermal barrier coatings for aircraft engines: History and directions[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 1997, 6(1): 35–42.

通讯作者: 方向, 高级工程师, 主要研究方向为发动机材料与工艺应用。

(责编 古系)

引文格式: 郭敏智, 邓明明, 姜婷婷, 等. 9310 钢螺旋锥齿轮喷丸强化残余应力场计算仿真研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 110-116.

GUO Minzhi, DENG Mingming, JIANG Tingting, et al. Numerical research of shot peening residual stress field for 9310 steel spiral bevel gear[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 110-116.

9310 钢螺旋锥齿轮喷丸强化残余应力场计算仿真研究*

郭敏智¹, 邓明明^{1,2}, 姜婷婷², 刘景琳², 唐进元²

(1. 中国航发中传机械有限公司, 长沙 410200;

2. 中南大学高性能复杂制造国家重点实验室, 长沙 410083)

[摘要] 喷丸加工诱导零件表面产生残余压应力场以提高零件疲劳寿命, 是螺旋锥齿轮的关键强化工艺。为准确计算喷丸后齿面残余应力场, 基于离散元与有限元耦合的方法提出一种螺旋锥齿轮喷丸工艺计算仿真模型。模型计算结果与试验结果误差在 10% 以内, 表明模型可准确预测齿面残余应力分布。基于该模型, 以 AISI 9310 材料螺旋锥齿轮为研究对象, 探讨了喷丸工艺参数与残余应力场特征参数的关联规律。研究发现, 本文所用工艺参数加工: (1) 喷丸工艺主要影响轮齿表层 50 μm 内的残余应力场; (2) 喷丸覆盖率为 200% 时, 弹丸直径和速度的改变, 对表面残余压应力影响较小; (3) 当弹丸速度和直径提高时, 靶板表层最大残余压应力值和最大残余压应力深度都得到明显提高, 其中最大残余压应力值可提高到 -1251.5 MPa, 最大残余压应力深度可提高到 40 μm。本文建立的残余应力计算模型为螺旋锥齿轮的喷丸工艺参数优选提供了计算工具与方法, 把依赖试错迭代的工艺方法上升到可计算、可预测的层面。

关键词: 螺旋锥齿轮; 喷丸强化; 残余应力; 离散元方法; 有限元方法

Numerical Research of Shot Peening Residual Stress Field for 9310 Steel Spiral Bevel Gear

GUO Minzhi¹, DENG Mingming^{1,2}, JIANG Tingting², LIU Jinglin², TANG Jinyuan²

(1. AECC Zhongchuan Transmission Machinery Co., Ltd., Changsha 410200, China;

2. State Key Laboratory of High-Performance Complex Manufacturing, Central South University, Changsha 410083, China)

[ABSTRACT] As a key process for spiral bevel gears, shot peening process induces residual compressive stress field on parts surface and improve their fatigue strength. In order to accurately calculate the residual stress field of the tooth surface after shot peening, we established a simulation model for the shot peening process of spiral bevel gears, which based on the coupling of discrete element method and finite element method. The errors between the simulated results and the experimental results are within 10%, which means the model can predict the residual stress distribution well. The correlation law between the shot peening process parameters and the residual stress distribution of AISI 9310 spiral bevel gear is investigated. The results show that under the processing parameters used in this paper, shot peening mainly affects the residual stress field from the surface of the target to a depth of 50 μm. When the coverage is 200%, the increase of shot diameter and velocity works little on the surface residual compressive stress. The maximum residual compressive stress will increase to -1251.5 MPa and the depth of maximum residual compressive stress increases to 40 μm with the increase of shot velocity and diameter. The residual stress calculation model established in this paper provides a tool for the optimization of shot peening parameters of spiral bevel gears, and makes the process calculable and predictable instead of the trial-and-error method.

Keywords: Spiral bevel gear; Shot peening; Residual stresses; Discrete element method; Finite element method

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.110

* 基金项目: 国防基础科研计划资助 (JCKY2020213B006); 国家科技重大专项 (2019-VII-0017-0158)。

高性能齿轮是重要的机械基础件,工况多为高速重载^[1]。为提高齿轮疲劳寿命,优化齿轮服役性能,一般在全流程制造末端加入喷丸工序^[2-4]。喷丸强化利用高速弹丸冲击零件表面,使工件受喷表面发生不均匀塑性变形,诱导残余压应力产生^[5]。较好的残余应力分布可提高齿轮的接触疲劳强度、弯曲疲劳强度、抗胶合能力,从而改善零件服役性能^[6-7]。

采用喷丸工艺提高齿轮疲劳强度,需充分发挥喷丸强化因素影响效果,即最大程度提高残余压应力值。因此,了解喷丸后齿面残余应力分布与工艺参数关联规律,优化喷丸工艺参数是提高齿轮服役性能的关键^[8]。生产中利用试验摸索进行工艺编制,需耗费大量的时间和精力,开展喷丸工艺仿真研究可以节约资源,为工业制造提供指导。

现有喷丸残余应力预测模型主要基于有限元方法。Miao等^[9]建立了与实际喷丸过程相近的随机多弹丸有限元模型,因此被广泛应用。基于此,李源等^[10]利用Python语言编写了ABAQUS子程序,模拟多弹丸随机入射Q235钢板的过程,结果表明多弹丸模型模拟的残余压应力峰值和试验结果很接近。Bagherifard等^[11]利用试验对仿真结果进行了验证,并研究了部分工艺参数(如喷丸速度和弹丸尺寸等)与喷丸后残余应力的关系。目前喷丸工艺仿真模型主要针对平面或圆柱面试样,无需考虑弹丸之间的碰撞。但对于螺旋锥齿轮而言,其复杂曲面使弹丸间碰撞概率大大提高,弹丸碰撞成为仿真模型中必须考虑的因素。基于离散元的方法建立模型,可计算弹丸从喷嘴口到齿面的运动过程。结合离散元和有限元方法计算螺旋锥齿轮喷丸工艺强化效果,提高了仿真结果计算的准确性^[12],受到广泛使用。

本文通过建立螺旋锥齿轮的喷丸工艺仿真模型,计算喷丸后轮齿齿面表层残余应力分布状态。对比喷丸试验结果与仿真结果,以验证仿真计算准确性。基于该仿真模型,研究喷丸时间、弹丸速度、弹丸直径与喷丸后齿面残余压应力场的关联规律。

1 喷丸工艺试验

1.1 试验样件

喷丸样件为某型号螺旋锥齿轮,材料为AISI 9310高强度合金钢,齿部经渗碳淬火处理。齿面为喷丸强化的重要区域,其表面至0.56 mm深度内,硬度均高于60HRC。

1.2 试验参数

试验采用MP1000Ti型号数控喷丸机开展。弹丸类型采用ASH110(55~62HRC),喷丸强度为0.178~0.228 mmA,覆盖率200%、喷嘴角度17°、空气压力0.25 MPa、

移动速度70 mm/min、喷丸时间144 s。对齿根、凸面、凹面分别进行强化,喷嘴与目标表面垂直,且距离150 mm,齿轮转台转速30 r/min,弹丸流量5 kg/min。

1.3 残余应力测量

对齿面进行残余应力测量,测量点位置如图1所示,a、b、c均位于齿面节锥线上,依次为齿宽的四分点,a靠近轮齿大端。为得到齿轮表层残余应力场,沿齿面法向对轮齿进行电解抛光,电解抛光深度由白光干涉仪测量得到。

利用加拿大Proto公司的X射线衍射仪测量齿面残余应力。管电压25 kV,管电流5 mA,X射线管Cr_K-Alpha,光圈直径1 mm,波长2.291 Å,曝光时间3 s,曝光次数7,最大 β 角20°。测试照片如图2所示。电解抛光所用仪器为8818-V3型号电解抛光仪,设置电压40 V,流量8,抛光时间3 s,抛光电流2.8~3 A。

2 仿真模型建立

由于螺旋锥齿轮曲面复杂,弹丸在齿面附近易发生相互碰撞,从而影响弹丸实际冲击速度及次数。为提高计算准确度,本文基于离散元及有限元耦合的方法建立喷丸工艺仿真模型,计算螺旋锥齿轮喷丸后齿面表层残余应力分布,计算流程如图3所示。建立螺旋锥齿轮喷丸离散元模型,获取齿面弹丸冲击速度矢量、单位面积冲击次数。将离散元计算结果作为输入,结合喷丸前齿面三维粗糙度、残余应力场、齿轮及弹丸材料模型,建立有限元模型,计算喷丸后轮齿表层残余应力场,分析喷丸时间、弹丸速度、弹丸直径等对喷丸后齿面残余应力场的影响。

2.1 离散元模型

2.1.1 模型建立

利用EDEM仿真软件设置离散元模型,模拟弹丸从喷嘴到齿面的过程。

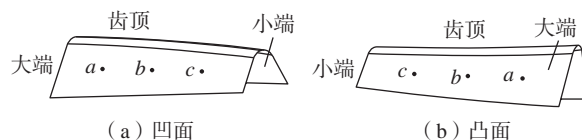


图1 残余应力测量点(a、b、c)位置示意图

Fig.1 Location diagram of residual stress measuring points (a, b and c)



图2 残余应力测试示意图

Fig.2 Measurement of residual stresses

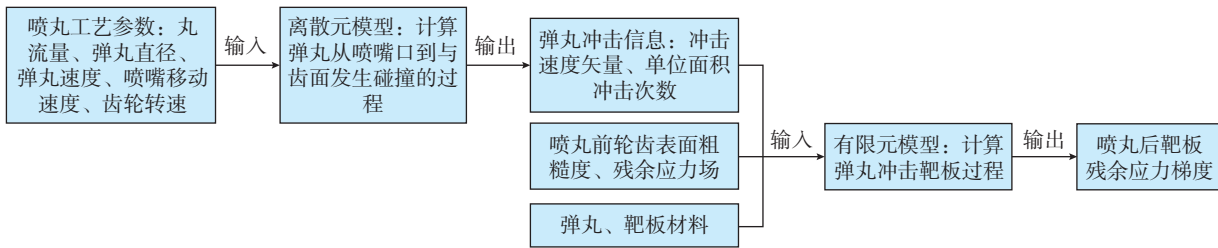


图3 离散元与有限元耦合计算模型流程图

Fig.3 Modeling diagram of coupling of discrete element method and finite element method

根据 1.2 节工艺参数设置模型参数,几何模型如图 4 所示。为提取轮齿表面目标位置冲击信息,利用 Hypermesh 软件对轮齿表面进行网格划分。在模型中,导入齿面单元作为齿轮模型,设置喷嘴分别垂直于齿轮的齿根、凸面、凹面,且距离目标表面 150 mm,并沿齿宽方向进行移动。弹丸初始速度由经验公式 (1) 确定^[13]。

$$v = \frac{163.5P}{1.53q_m + 10P} + \frac{295P}{0.598d + P} + 48.3P \quad (1)$$

式中, d 为弹丸直径, mm; q_m 为丸流量, kg/min; P 为喷嘴气压, MPa。

2.1.2 数据提取与处理

利用 EDEM 软件导出计算结果,并利用单元编号判断冲击点位置,筛选出齿面节锥线上四等分点处的冲击,进行数据处理。

(1) 冲击速度矢量。

由于齿轮为曲面,各位置与弹丸束的夹角不同,且有限元模型中靶板为齿面上的局部区域。因此,需将弹丸的绝对速度转换为齿面单元与弹丸的相对速度。

如图 5 所示,曲面 $OABC$ 为齿面上某一区域,划分为网格后简化为四边形 $OABC$ 。以 O 为坐标原点, OA 为 x' 轴, OC 为 y' 轴,根据空间坐标系右手法则确定 z' 轴,建立笛卡尔坐标系。其坐标轴的单位向量在大地坐标系中表示为 $\vec{ox}(x_1, y_1, z_1), \vec{oy}(x_2, y_2, z_2), \vec{oz}(x_3, y_3, z_3)$ 。在大地坐标系中,弹丸 i 的速度矢量表示为 $v_i(x_i, y_i, z_i, 0)$,在新坐标系中表示为 $v'_i(x'_i, y'_i, z'_i, 0)$ 。根据转轴变换原理得^[14]

$$v'_i = v_i \cdot \begin{bmatrix} x_1 & x_2 & x_3 & 0 \\ y_1 & y_2 & y_3 & 0 \\ z_1 & z_2 & z_3 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (2)$$

(2) 冲击次数。

当实际喷丸时间为 t_1 时,利用式 (3) 计算目标位置的单位面积冲击次数 n 。

$$n = \frac{n_1}{S_1} \times \frac{t_1}{t_{dem}} \quad (3)$$

式中, n_1 为该单元与弹丸发生的冲击次数; S_1 为该单元

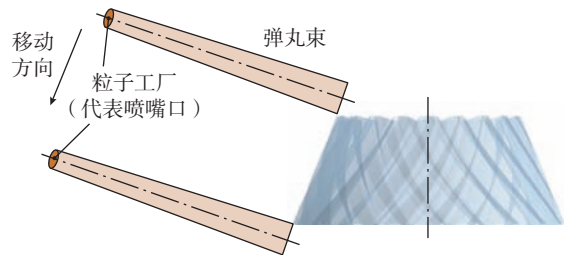


图4 DEM 几何模型示意图

Fig.4 Schematic view of DEM geometry

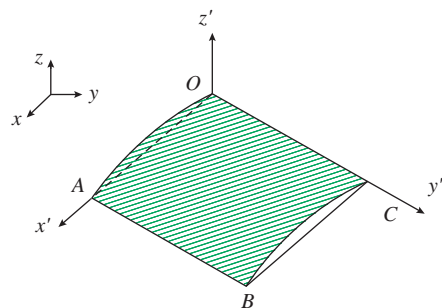


图5 弹丸速度场坐标系变化示意图

Fig.5 Diagram of coordinate system of shot velocity changes

面积; t_{dem} 为 EDEM 模型计算时间。

2.2 有限元模型

基于 ABAQUS/CAE 商业有限元软件建立有限元模型,计算喷丸后轮齿齿面的残余应力场^[15]。

2.2.1 网格划分及边界条件

弹丸直径为 0.3 mm,单元类型为 C3D8R^[16]。靶板尺寸如图 6 所示,除无限单元体网格外,靶板尺寸为 1 mm × 1 mm × 0.5 mm,单元类型为 C3D8R,在该区域内设置预定义场,以喷丸前齿面残余应力实测值作为模型的初始残余应力。其中区域 I 用于限制弹丸冲击中心点位置和提取残余应力计算结果。区域 I 和区域 II 为网格细化部分,单元尺寸均为 10 μm × 10 μm × 10 μm。区域 III 为有限元网格由细到粗的过渡区。区域 IV 的网格类型为无限单元体 CIN3D8,用于消除应力波在靶板边界的反射^[17]。

模型中对靶板底面进行完全固定。弹丸与靶板之间的接触关系为 Surface to Surface,法向行为定义为“硬”

接触,切向行为定义为罚摩擦,摩擦系数设置为 0.2^[18]。

2.2.2 材料模型

弹丸设置为弹塑性体,采用各向同性本构模型,弹丸参数设置为杨氏模量 $E=210$ GPa,泊松比 $\mu=0.3$,密度 $\rho=7800$ kg/m³,屈服强度 $\sigma_s=1400$ MPa。靶体材料为 9310 渗碳淬火钢,材料参数设置为杨氏模量 $E=210$ GPa,泊松比 $\mu=0.3$,密度 $\rho=7800$ kg/m³,塑性应力应变曲线采用 Johnson-Cook 模型,其基本模型如式(4)和(5)所示,参数由 Hopkinson 压杆试验获得,分别为 $A=1234.38$, $B=881$, $C=0.018$, $n=0.238$, $m=0.686$ 。为防止应力波振荡^[19],设置靶板材料阻尼 $\alpha=6 \times 10^6$ s⁻¹。

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) (1 - (T^*)^m) \quad (4)$$

$$T^* = \frac{T - T_{\text{room}}}{T_{\text{melt}} - T_{\text{room}}} \quad (5)$$

式中, A 、 B 、 n 、 C 、 m 为材料物理特性参数,由压杆试验结果拟合得到; A 为参考应变率下的屈服强度; B 为应变硬化系数; n 为应变硬化指数; C 为应变率硬化系数; m 为温度软化指数; ε 为试验应变率; $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率; T 为试验温度; T_{melt} 为材料的熔点(9310 合金钢的熔点为 1510 °C); T_{room} 为参考温度,值为 25 °C。

2.2.3 弹丸冲击信息

弹丸冲击角度、速度、次数由 2.1.2 节计算结果确定。根据 ASH110 型号弹丸尺寸标准,设置弹丸为球形,直径为 0.3 mm。考虑实际情况下弹丸冲击位置随机分布,仿真中利用 Python 语言编程,采用 Random 函数产生随机位置,弹丸冲击中心点均在图 6 所示的区域 I 内。

3 结果与讨论

3.1 仿真与试验结果对比

为验证仿真模型准确性,在所建立的喷丸工艺仿真模型中,设置与试验相同的工艺参数。图 7 为喷丸后凸面 b 点实测和仿真三维形貌。根据式(6)计算三维粗

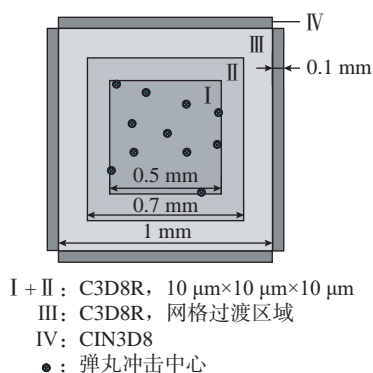


Fig.6 Schematic view of impact model geometry

糙度 S_a 值,实测值为 0.35 μm,仿真计算结果 0.386 μm,误差 10.3%。其中,在 x 、 y 方向,仿真结果分辨率低于实测结果,原因在于实测数据的采样间距为 0.5 μm,有限元模型的靶板网格尺寸为 10 μm × 10 μm。

$$S_a = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |Z_i| \quad (6)$$

式中, n 为数据点个数; Z_i 为第 i 个节点的高度值。

对比喷丸后实测与仿真计算的轮齿表面齿高方向残余应力值,如表 1 所示。其中, a 、 b 、 c 点位置与图 1 标注一致。结果表明,轮齿各点的表面残余应力均在 -800~-880 MPa 之间,计算误差在 6% 以内。图 8 展示了凸面、凹面 b 点的实测与仿真计算的残余应力沿深度方向的分布,其中 σ_x 为齿宽方向残余应力; σ_y 为齿高方向残余应力。喷丸处理后,轮齿凸面、凹面残余应力变化趋势一致,凹面残余压应力值略大于凸面。且齿宽方向残余应力和齿高方向分布相近,表面残余应力约为 -800~-850 MPa,最大残余压应力值在 1200~1300 MPa 之间,深度约为 20~30 μm。统计轮齿表面残余压应力和最大残余压应力值,如表 2 所示,实测值与仿真结果误差均小于 10%,证明该仿真模型可准确预测螺旋锥齿轮喷丸后的轮齿表层残余应力场。

3.2 喷丸时间影响

喷丸覆盖率受丸流量和喷丸时间影响,丸流量和喷丸时间的增加都会提高弹丸冲击次数,增加喷丸覆盖率。本文主要研究喷丸时间对残余应力场的影响,结果如图 9 所示。基于 Miao 等^[9]的方法,对喷丸覆盖率进行了计算。

在弹丸初始速度为 40 m/s 的条件下,喷丸时间达到 72 s 时,弹丸冲击次数为 360 个/mm²,喷丸覆盖率达到 98%,即满覆盖率^[11]。当喷丸时间为 144 s 时,覆盖率为 200%。随着喷丸时间的增加:(1)靶板表面残余压应力升高,当喷丸时间达到 72 s 后,逐渐稳定在 800 MPa 左右;(2)10 μm 处残余压应力呈现逐渐升高的趋势,并

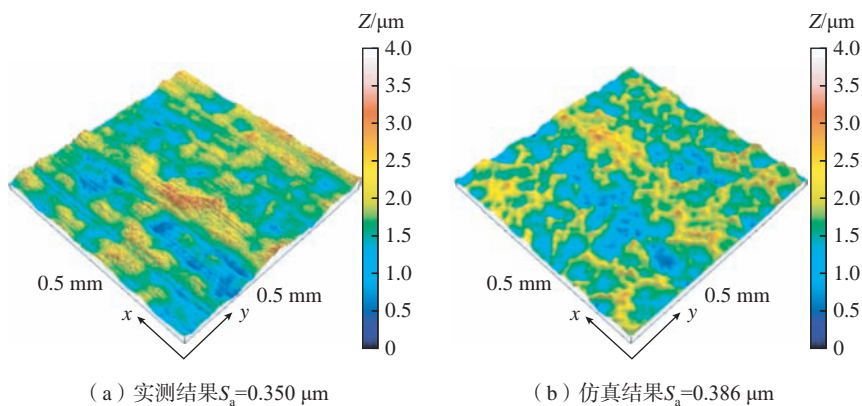


图 7 喷丸后齿面三维形貌

Fig.7 Three-dimensional surface topography of tooth flank after shot peening

在喷丸时间达到 96 s 后稳定,约为 1000 MPa; (3) 20 μm 处残余压应力持续提高,在 72 s 后,20 μm 处残余压应

表 1 试验与仿真计算的轮齿表面齿高方向残余应力对比

Table 1 Measured and simulated surface residual stress along direction of tooth height

项目	凸面测量点			凹面测量点		
	a	b	c	a	b	c
试验值 /MPa	-818.3	-805.3	-814.2	-879.1	-849.7	-836.7
仿真值 /MPa	-823.4	-824.2	-834.6	-843.1	-837.9	-831.3
误差 /%	0.6	2.3	2.5	4.1	1.4	0.6

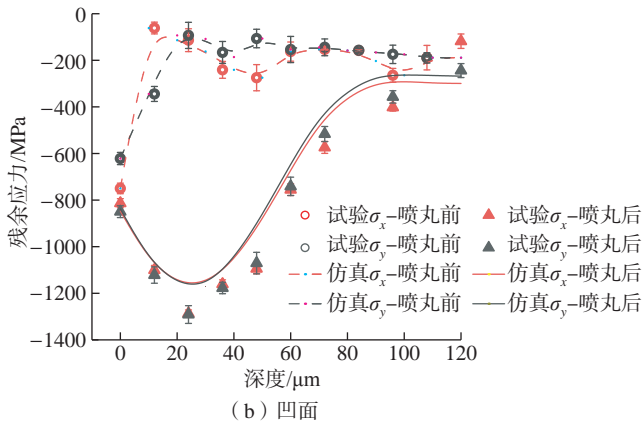
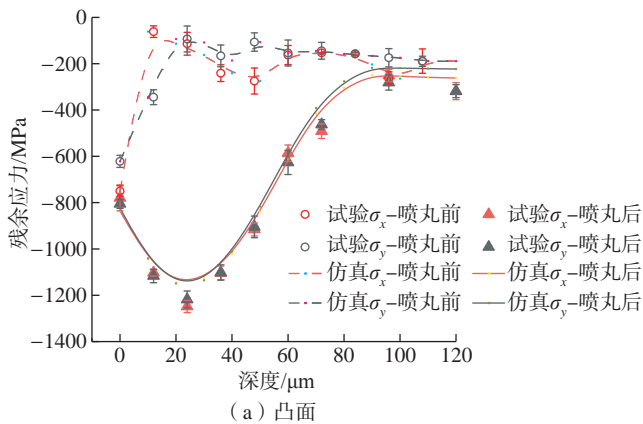


图 8 凸面、凹面 b 点的试验与仿真计算残余应力场对比

Fig.8 Measured and simulated residual stress distribution of point b in convex and concave

表 2 凸面、凹面 b 点试验与仿真计算残余应力结果对比

Table 2 Measured and simulated residual stress values of point b in convex and concave

项目	凸面				凹面			
	σ_{xs}	σ_{xm}	σ_{ys}	σ_{ym}	σ_{xs}	σ_{xm}	σ_{ys}	σ_{ym}
试验值 /MPa	-826.8	-1248.5	-805.3	-1218.2	-813.4	-1286.6	-849.7	-1291.2
仿真值 /MPa	-838.7	-1145.0	-824.2	-1148.9	-847.1	-1161.0	-837.9	-1169.18
误差 /%	1.4	8.3	2.3	5.7	4.1	9.8	1.4	9.5

注: σ_{xs} 、 σ_{xm} 指齿宽方向的表面残余压应力和最大残余压应力; σ_{ys} 、 σ_{ym} 指齿高方向的表面残余压应力和最大残余压应力。

力高于 10 μm 处,表明最大残余压应力深度由 10 μm 提高至 20 μm。这表明,提高喷丸时间,会有效增加材料次表层残余压应力值,提高最大残余压应力层深。

3.3 弹丸速度影响

由式(3)可知,弹丸初始速度由喷嘴气压、丸流量、弹丸直径确定,其中喷嘴气压为主要因素^[20]。喷嘴气压的提升,会使弹丸速度明显增加,提高喷丸强度。

参考 Nordin 等^[21]的试验弹丸速度范围设置弹丸初始速度,残余应力计算结果如图 10 所示,云图如图 11 所示。结果表明,弹丸速度由 30 m/s 提高至 40 m/s、

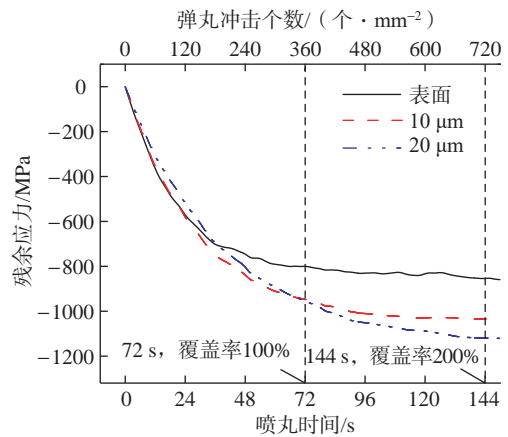


图 9 喷丸时间对残余应力结果的影响

Fig.9 Influence of shot peening time on residual stress results

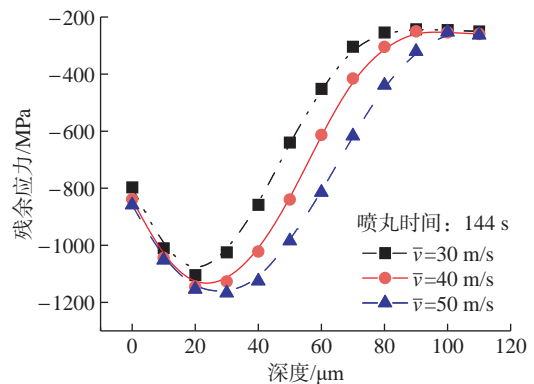


图 10 弹丸速度对残余应力结果的影响

Fig.10 Influence of shot velocity on residual stress results

50 m/s 时,喷丸诱导的残余压应力提高,表面残余压应力值变化较小,最大残余压应力值分别为 -1104.7 MPa、-1144.9 MPa、-1167.3 MPa,最大残余压应力深度分别为 20 μm 、25 μm 、30 μm 。结果表明,随着弹丸速度的提高,靶板表面残余压应力值变化不大,但最大残余压应力值、最大残余压应力深度会不断提高。

3.4 弹丸直径影响

计算不同弹丸直径冲击下的残余应力场如图 12 和 13 所示。其中弹丸直径根据 SAE 标准设置,采用 ASH70、ASH110、ASH170 类型弹丸,表 3 展示了各类型弹丸与其直径的对应关系。结果表明,弹丸直径提高时,表面残余应力值变化较小,但会明显提高最大残余压应力值和最大残余压应力深度。当弹丸直径由 0.18 mm 提高至 0.30 mm 和 0.42 mm 时,表面残余压应力均在

-760~-840 MPa 之间,最大残余压应力值由 -893.6 MPa 提高至 -1145.0 MPa 和 -1251.5 MPa,最大残余压应力深度由 10 μm 提高至 30 μm 和 40 μm 。但弹丸直径提高会增加齿轮表面粗糙度。其原因在于当弹丸直径较高时,弹丸动能增加,与齿面冲击时,材料塑性应变增加,从而增大弹坑半径,会使齿轮表面粗糙度明显提高。

4 结论

本文基于离散元与有限元耦合的方法,建立 AISI 9310 钢螺旋锥齿轮的喷丸工艺残余应力场仿真计算模型,探寻喷丸工艺参数与喷丸后齿面残余压应力的关联规律。

(1) 本文所建立的仿真模型对齿面残余应力场的预测误差在 10% 以内,计算结果准确。

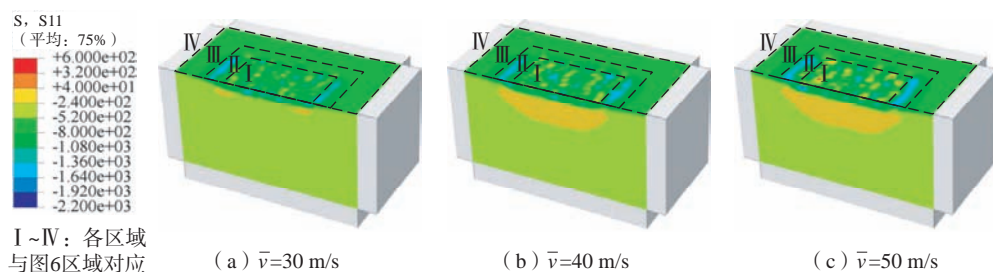


图 11 不同弹丸速度冲击结果云图

Fig.11 Simulated residual stress of target impacted by different shot velocities

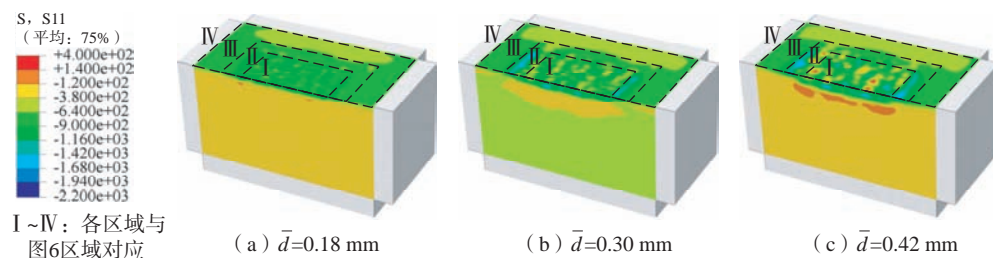


图 12 不同弹丸直径冲击结果云图

Fig.12 Simulated residual stress of target impacted by different shot diameters

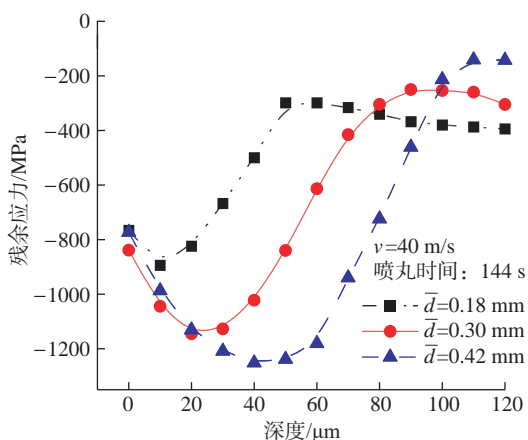


图 13 弹丸直径对靶板表层残余应力的影响

Fig.13 Influence of shot diameter on residual stress results

表 3 不同类型弹丸对应直径及残余应力计算结果

Table 3 Diameter of different types of shots and residual stress calculation results

项目	ASH70	ASH110	ASH170
直径/mm	0.18	0.30	0.42
σ_{zs} /MPa	-766.3	-838.7	-773.0
$\sigma_{z_{mx}}$ /MPa	-893.6	-1145.0	-1251.5
z_{omx} / μm	10	30	40

注: z_{omx} 为齿宽方向最大残余应力值所在深度。

(2) 当喷丸时间为 72 s 时,弹丸冲击个数达到 360 个/mm²,靶板覆盖率达到满覆盖。当喷丸时间继续增加时,靶板表面压应力逐渐稳定在 -800 MPa 左右。

(3) 喷丸工艺主要影响轮齿表面至 50 μm 深度内的残余应力场,深度大于 50 μm 时,残余应力场由喷丸前工艺确定。

(4) 当喷丸覆盖率为 200% 时,弹丸直径和速度的改变对本文所用零件的表面残余压应力影响较小。

(5) 当弹丸初始速度和直径提高时,靶板表面残余压应力值变化较小,靶板表层最大残余压应力值和最大残余压应力深度都得到明显提高,其中最大残余压应力值可提高到 -1251.5 MPa,最大残余压应力深度可提高到 40 μm。

参考文献

[1] 罗诚,冯治恒,丁军鹏,等. 工程机械螺旋锥齿轮喷丸强化工艺及试验研究[J]. 现代制造工程, 2015(3): 7-10.

LUO Cheng, FENG Zhiheng, DING Junpeng, et al. Shot-peening process and experimental study of spiral bevel gear of construction machinery[J]. Modern Manufacturing Engineering, 2015(3): 7-10.

[2] 栾伟玲,涂善东. 喷丸表面改性技术的研究进展[J]. 中国机械工程, 2005, 16(15): 1405-1409.

LUAN Weiling, TU Shandong. Recent trends on surface modification technology of shot peening[J]. China Mechanical Engineering, 2005, 16(15): 1405-1409.

[3] 孙艳,罗宏亮. 强化喷丸对渗碳齿轮表面接触疲劳裂纹形成与扩展的影响[J]. 汽车技术, 2009(1): 56-58.

SUN Yan, LUO Hongliang. Influence of strengthening shot peening on formation and extension of fatigue crack in carburized gear surface[J]. Automobile Technology, 2009(1): 56-58.

[4] 朱鹏飞,严宏志,陈志,等. 齿轮齿面喷丸强化研究现状与展望[J]. 表面技术, 2020, 49(4): 113-131, 140.

ZHU Pengfei, YAN Hongzhi, CHEN Zhi, et al. Research status and prospect of shot peening of gear tooth flanks[J]. Surface Technology, 2020, 49(4): 113-131, 140.

[5] 王仁智. 金属材料的喷丸强化原理及其强化机理综述[J]. 中国表面工程, 2012, 25(6): 1-9.

WANG Renzhi. Overview on the shot peening principle and its strengthening mechanisms for metallic materials[J]. China Surface Engineering, 2012, 25(6): 1-9.

[6] 邹德志,李骏,徐卉,等. 喷丸强化对齿轮材料弯曲疲劳性能的影响[J]. 汽车工艺与材料, 2020(6): 47-52.

ZOU Dezhi, LI Jun, XU Hui, et al. Effect of shot peening strengthening on gear material bending fatigue performance[J]. Automobile Technology & Material, 2020(6): 47-52.

[7] 冯琴. 喷丸强化提高渗碳齿轮疲劳强度[J]. 金属加工, 2001(12): 32-33.

FENG Qin. Improving fatigue strength of carburized gear by shot peening[J]. Metal Forming, 2001(12): 32-33.

[8] 盖鹏涛,陈福龙,高建勤,等. 喷丸强化对表面完整性影响的研究现状与发展[J]. 航空制造技术, 2016, 59(20): 16-21.

GAI Pengtao, CHEN Fulong, SHANG Jianqin, et al. Recent situation and development trend of shot peening on surface integrity[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(20): 16-21.

[9] MIAO H Y, LAROSE S, PERRON C, et al. On the potential applications of a 3D random finite element model for the simulation of shot peening[J]. Advances in Engineering Software, 2009, 40(10): 1023-1038.

[10] 李源,雷丽萍,曾攀. 弹丸束喷丸有限元模型数值模拟及试验研究[J]. 机械工程学报, 2011, 47(22): 43-48.

LI Yuan, LEI Liping, ZENG Pan. Shot stream finite element model for shot peening numerical simulation and its experiment study[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2011, 47(22): 43-48.

[11] BAGHERIFARD S, GHELICHI R, GUAGLIANO M. On the shot peening surface coverage and its assessment by means of finite element simulation: A critical review and some original developments[J]. Applied Surface Science, 2012, 259: 186-194.

[12] MURUGARATNAM K, UTILI S, PETRINIC N. A combined DEM-FEM numerical method for shot peening parameter optimisation[J]. Advances in Engineering Software, 2015, 79: 13-26.

[13] SHEN S P, ATLURI S N. An analytical model for shot-peening induced residual stresses[J]. Computers, Materials and Continua, 2006, 4(2): 75-85.

[14] 蔡国梁,苗宝军,史雪荣. 解析几何教程[M]. 镇江: 江苏大学出版社, 2012.

CAI Guoliang, MIAO Baojun, SHI Xuerong. Analytic geometry tutorial[M]. Zhenjiang: Jiangsu University Press, 2012.

[15] KLEMENZ M, SCHULZE V, ROHR I, et al. Application of the FEM for the prediction of the surface layer characteristics after shot peening[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(8): 4093-4102.

[16] LIN Q J, LIU H J, ZHU C C, et al. Effects of different shot peening parameters on residual stress, surface roughness and cell size[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 398: 126054.

[17] SCHWARZER J, SCHULZE V, VÖHRINGER O. Finite element simulation of shot peening—A method to evaluate the influence of peening parameters on surface characteristics[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2002.

[18] MEGUID S A, SHAGAL G, STRANART J C. 3D FE analysis of peening of strain-rate sensitive materials using multiple impingement model[J]. International Journal of Impact Engineering, 2002, 27(2): 119-134.

[19] KIM T, LEE H, HYUN H C, et al. Effects of Rayleigh damping, friction and rate-dependency on 3D residual stress simulation of angled shot peening[J]. Materials & Design, 2013, 46: 26-37.

[20] 卢国鑫,王强,陆峰. 300M 钢多弹丸喷丸强化的有限元模拟[J]. 材料保护, 2014, 47(1): 28-30, 43.

LU Guoxin, WANG Qiang, LU Feng. Finite element simulation of multi-shots shot peening of 300M stainless steel[J]. Materials Protection, 2014, 47(1): 28-30, 43.

[21] NORDIN E, ALFREDSSON B. Measuring shot peening media velocity by indent size comparison[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 235: 143-148.

通讯作者: 郭敏智,高级工程师,研究方向为表面工程。

(责编 古东)

引文格式: 雷朱坦, 武冰冰, 王津, 等. AZ31/LA141 搅拌摩擦搭接焊接头的组织与力学性能[J]. 航空制造技术, 2023, 66(8): 117-123.

LEI Zhutan, WU Bingbing, WANG Jin, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ31/LA141 friction stir lap welded joints[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(8): 117-123.

AZ31/LA141 搅拌摩擦搭接焊接头的组织与力学性能*

雷朱坦¹, 武冰冰², 王津², 耿家源¹, 刘刚²

(1. 荆州学院, 荆州 434000;
2. 南阳理工学院, 南阳 473004)

[摘要] 为了扩大搅拌摩擦搭接焊在镁合金异种材料的市场应用范围, 采用搅拌摩擦搭接焊工艺对 AZ31 镁合金和 LA141 镁锂合金进行焊接。借助光学显微镜、维氏硬度计和万能试验机等仪器设备研究了搅拌摩擦搭接焊接头的显微组织, 测试了接头的显微硬度和剪切拉伸。结果表明, 当旋转速度为 1800 r/min, 焊接速度在 80~120 mm/min 之间时, AZ31/LA141 搅拌摩擦搭接焊成形良好, 无明显缺陷。在相同的焊接工艺参数条件下, 上层 AZ31 和下层 LA141 前进侧热影响区的晶粒尺寸均小于后退侧热影响区的晶粒尺寸, 而前进侧热影响区却与之相反, 其晶粒尺寸均大于后退侧热影响区的晶粒尺寸。当焊接速度变大时, 上层 AZ31 和下层 LA141 前进侧热影响区的晶粒尺寸均随之变小。上层 AZ31 和下层 LA141 焊核区的显微硬度值变化趋势不同, 前者先变大后变小, 而后者却呈现变大的趋势。AZ31/LA141 搭接接头拉剪力随着焊接速度的增加呈现先增加后减小的趋势。

关键词: AZ31/LA141; 搅拌摩擦搭接焊; 焊接速度; 微观组织; 力学性能

Microstructure and Mechanical Properties of AZ31/LA141 Friction Stir Lap Welded Joints

LEI Zhutan¹, WU Bingbing², WANG Jin², GENG Jiayuan¹, LIU Gang²

(1. Jingzhou University, Jingzhou 434000, China;
2. Nanyang Institute of Technology, Nanyang 473004, China)

[ABSTRACT] In order to expand the market application range of friction stir lap welding in magnesium alloy dissimilar materials, AZ31 magnesium alloy and LA141 magnesium lithium alloy were welded by friction stir lap welding. The microstructure, microhardness and shear tensile of friction stir lap welded joints were analyzed and tested by means of optical microscope, Vickers hardness tester and universal testing machine. The results show that when the rotation speed is 1800 r/min and the welding speed is between 80 mm/min and 120 mm/min, the friction stir lap welding of AZ31/LA141 had sound joints without obvious defects. Under the same welding process parameters, the grain size of the upper layer AZ31 and the lower layer LA141 in the thermo-mechanically affected zone on the advancing side are both smaller than those of the thermo-mechanically affected zone on the retreating side, while the grain size of the heat affected zone on the advancing side are larger than the grain size of the heat affected zone on the retreating side. When the welding speed increases, the grain size of the thermo-mechanically affected zone on the advancing side of the upper layer AZ31 and the lower layer LA141 decreases accordingly. The microhardness values of the upper AZ31 and lower LA141 weld nuggets have different trends. The former increases first and then decreases, while the latter tends to increase. With the increase of welding speed, the tensile shear force of AZ31/LA141 lap joint increases first and then decreases.

Keywords: AZ31/LA141; Friction stir lap welding; Welding speed; Microstructure; Mechanical property

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.08.117

* 基金项目: 湖北省自然科学基金(2019CFC909); 湖北省教育厅科学技术研究计划指导性项目(B2021429); 荆州学院科学研究基金(2021KY05); 南阳理工学院交叉科学研究项目(520067); 南阳理工学院博士科研启动项目(510109); 河南省科技攻关项目(232102230049)。

近年来,我国社会发展对能源的需求量不断提高,推动了航空航天、军工、汽车、医疗、电子等领域的发展转向对结构自重的优化,因而新型轻质材料的开发得到学术界的广泛重视^[1-5]。镁合金被誉为“21世纪绿色工程材料”,不仅有着较好的导热性能、导电性能,同时拥有电磁屏蔽性,更重要的是以较低的密度实现了较高的比刚度和比强度^[6-7],作为一种轻质结构材料有着广阔的发展前景,受到了众多学者的关注^[8-9]。然而,由于镁合金的低熔点、化学性质活泼和高导热率,传统的熔化焊方法在焊接过程中易于形成夹杂物、脆性相和粗大组织结构,且容易产生气孔、裂纹等缺陷,因此限制了镁合金材料的进一步应用。

搅拌摩擦焊(FSW)是一种绿色固相连接技术,由于焊接时温度低于被焊材料的熔点,可有效避免传统焊接方法所带来的气孔等缺陷对接头性能造成的影响^[10-11],因而广泛应用于镁合金或铝合金等易氧化有色金属材料的连接,特别适合于异种材料的焊接。Yuan等^[12]研究了工具设计与焊接参数对AZ31镁合金搭接焊上板减薄的影响,指出上板减薄主要与 w/n (旋转速度与焊接速度的比值)以及下压量有关。Naik等^[13-14]研究了焊接参数对接头组织演化、疲劳性能和拉伸性能的影响,指出焊接工艺参数较“冷”时可以有效减小再结晶晶粒尺寸,进而提高接头的疲劳性能与拉伸性能。Cao等^[15]研究了旋转转速对接头质量的影响,发现接头的拉剪强度随着旋转转速的提高先增加后减小。目前,国内外关于镁合金的搅拌摩擦焊研究较为广泛^[16-17],但针对AZ31/LA141的搅拌摩擦搭接焊接头的组织与性能研究较少。

因此,本文采用搅拌摩擦焊工艺,对AZ31/LA141搭接接头进行焊接,对接头的组织、显微硬度和剪切拉伸进行了研究。研究结果可为提升搅拌摩擦搭接焊在镁合金异种材料的应用上提供参考,并进一步使镁合金在工业领域中扩大其市场应用范围。

1 试验材料与方法

本试验选用3 mm轧制态AZ31镁合金和2 mm LA141镁锂合金为原材料进行搅拌摩擦搭接焊,焊前先用线切割将板材切割成长宽均为100 mm的试样,并去除试样表面氧化膜和清洗表面油污。随后将清理好的试样用夹具固定在搅拌摩擦焊机(FSW-LM-AM16-2D)平台上,将AZ31镁合金板材置于上面,LA141镁锂合金板材置于下面,如图1所示。搅拌摩擦搭接焊时使用的焊接工艺参数如下:旋转速度保持1800 r/min不变,焊接速度分别为80 mm/min、100 mm/min和120 mm/min,试样分别对应标记为1#、2#和3#,下压量0.2 mm,倾角

2.5°,搅拌摩擦搭接焊焊接方向始终与板材的轧制方向平行。选用的搅拌头形状与尺寸如下:内凹型轴肩的直径和圆锥带螺纹搅拌针的长度分别为15 mm和4.8 mm。

搅拌摩擦搭接焊试验后,使用型号为ZSA0850的体视显微镜观察不同焊接速度下试样的焊缝表面形貌。将试样用不同粗细型号的碳化硅金相砂纸进行打磨,再用HYP-1型金相试样抛光机进行抛光,然后先用1.05 g 苦味酸+18 mL无水乙醇+2.5 mL乙酸+2.5 mL蒸馏水配成的腐蚀剂对试样进行腐蚀处理,接着用4%的硝酸酒精和无水乙醇依次冲洗表面并吹干,随后使用型号为OLYMPUS-BX53M的显微镜观察不同焊接速度条件下试样各个区域的金相组织。再使用型号为FALCON-500的维氏显微硬度计对试样垂直于搅拌摩擦搭接焊焊接方向的面(TD-ND)进行硬度测试,其测试位置分别为距上层AZ31板材上表面1.5 mm处和距下层LA141板材下表面1 mm处,并沿垂直于板材的轧制方向,上下板焊缝两侧每间隔1 mm测试1个硬度值。最后使用拉伸速度为1 mm/min的CMT-5105万能试验机对剪切试样按图2所示的尺寸进行剪切拉伸试验,对每个搅拌摩擦搭接焊工艺参数下的样品进行3次剪切拉伸试验,最后求取平均值。

2 试验结果与分析

2.1 焊接速度对宏观形貌的影响

图3为不同焊接速度参数下搭接接头的横截面宏

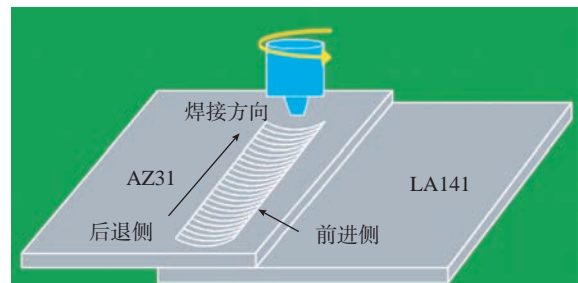


图1 搅拌摩擦搭接焊示意图

Fig.1 Schematic diagram of friction stir lap welding

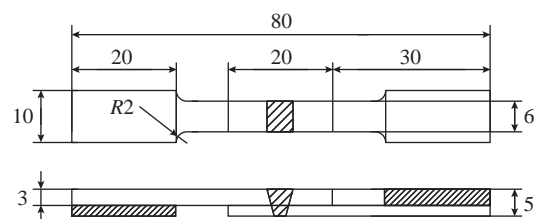


图2 剪切拉伸试样示意图(mm)

Fig.2 Schematic illustration of shear tensile test specimen (mm)

观形貌,右侧 AS 为前进侧,左侧 RS 为后退侧,可以看出不同焊接速度条件下的接头内部均成型质量较好,接头内部未发现隧道、孔洞等缺陷。同时,搭接接头的横截面宏观形貌在不同焊接速度条件下呈现出不一样的形貌特征,可以看出,焊接速度为 80 mm/min 时上层 AZ31 流动到下层 LA141 的材料最多;当焊接速度为 100 mm/min 时,此时上层 AZ31 流动到下层 LA141 的材料减少;焊接速度增加到 120 mm/min 时,上层 AZ31 流动到下层 LA141 的材料最少。随着焊接速度的增加,上层 AZ31 焊核区流动到下层 LA141 焊核区的材料减少,其原因是随着焊接速度加快,摩擦生热减少,使得材料的塑性流动性降低。

2.2 焊接速度对微观组织的影响

图 4 为 1800 r/min-120 mm/min 参数条件下 AZ31/

LA141 搅拌摩擦焊焊接后的接头的横截面宏观形貌,可以发现上层 AZ31 和下层 LA141 材料在搅拌针的搅拌作用下明显受到了影响,上层一部分热塑性材料与下层的一部分热塑性材料充分混合在一起。

图 5 为 3# 试样中上层 AZ31 不同区域的显微组织照片。图 5 (a) 和 (b) 分别为前进侧热机影响区(AS-TMAZ)和后退侧热机影响区(RS-TMAZ)金相照片,可以看出,这两区域中的晶粒发生了部分再结晶,其组织均由粗大的晶粒与部分再结晶的细小晶粒所构成。前进侧热机影响区比后退侧热机影响区中的晶粒更细小且分布更为均匀。在搅拌摩擦焊焊接过程中,前进侧热塑性金属材料在搅拌针的剪切作用下流动到后退侧,此时从前进侧流动到后退侧的材料呈热塑性软化状态,这时对后退侧的金属材料与搅拌针的界面可以起到润

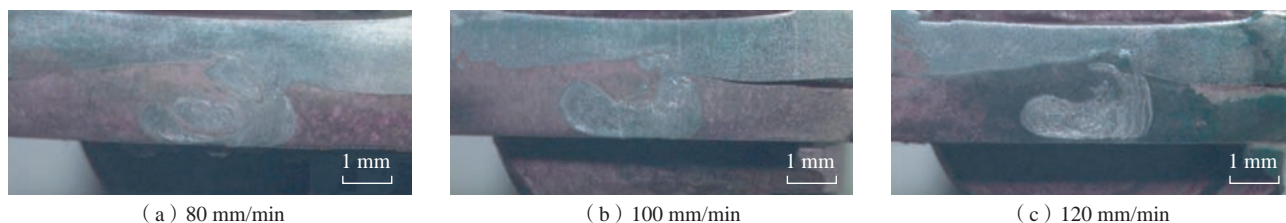


图 3 不同焊接速度下的 FSLW 接头横截面宏观形貌图(转速 1800 r/min)

Fig.3 Optical images of cross-sections of lap joint formed under different welding speeds (1800 r/min)

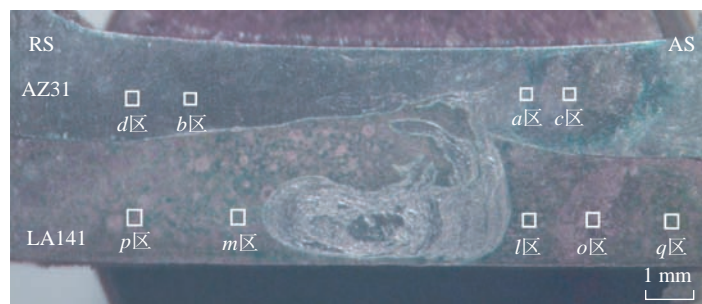


图 4 1800 r/min-120 mm/min 参数下搭接接头横截面宏观形貌

Fig.4 Cross section macro morphology of lap joints under 1800 r/min-120 mm/min process parameters

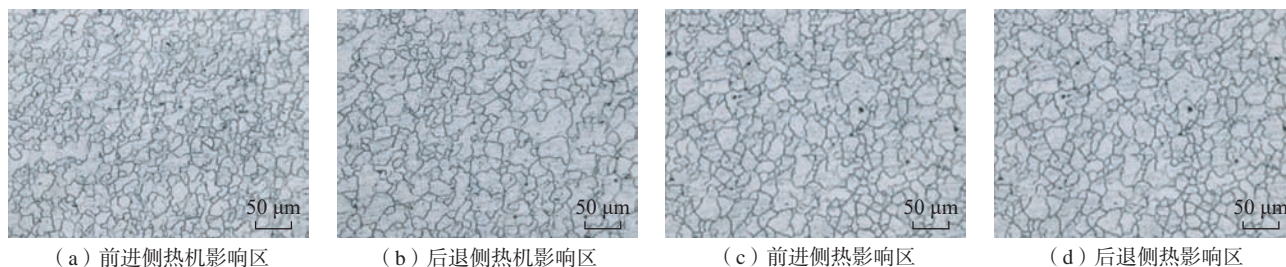


图 5 1800 r/min-120mm/min 参数下上层 AZ31 不同区域的金相组织

Fig.5 Metallographic structures of different regions of the upper AZ31 under parameters of 1800 r/min-120 mm/min

滑作用,使得两者之间的搅拌强度减弱,最后导致前进侧热机影响区组织的变形程度大于后退侧热机影响区,其动态再结晶也更为充分。因此,AS-TMAZ的晶粒尺寸分布更均匀。AS-TMAZ的晶粒尺寸更小是由于流动到后退侧的热塑性软化材料,同时也将部分热量带到后退侧,使得后退侧热量产生累积效应,进而使得后退侧受到更长时间的热循环作用,最后导致RS-TMAZ的晶粒更为粗大,与文献[18]相一致。

图5(c)和(d)分别为前进侧热影响区(AS-HAZ)和后退侧热影响区(RS-HAZ)金相照片,可以看出,前进侧热影响区(AS-HAZ)的晶粒比后退侧热影响区(RS-HAZ)的晶粒更大,其原因是前进侧热影响区的晶粒相比后退侧热影响区的晶粒受到了更大的剪切力和摩擦阻力,两者的共同作用,产生了更多的热量,使得前进侧的温度更高,晶粒因热循环作用变得更大。

图6为3#试样中下层LA141不同区域的金相照片。图6(a)和(c)分别为下层LA141前进侧热机影响区(AS-TMAZ)和前进侧热影响区(AS-HAZ)的显微组织照片,图6(b)和(d)分别为下层LA141后退侧热机影响区(RS-TMAZ)和后退侧热影响区(RS-HAZ)的显微组织照片,图6(e)为母材LA141的显微组织照片,对比可知,相比前进侧热机影响区(AS-TMAZ),后退侧热机影响区(RS-TMAZ)的晶粒尺寸相对更大,其

原因为轧制态的母材LA141在轧制变形时动态再结晶已经进行得较为充分,这样搅拌摩擦搭接焊时热机影响区中的能量主要作为晶粒长大的驱动力,由前面分析可知,后退侧热机影响区(RS-TMAZ)的热作用时间更长,从而导致了其具有更大的晶粒尺寸。前进侧和后退侧热影响区的晶粒均比母材的晶粒大,这是因为热影响区温度高,热循环使得晶粒长大。对比图6(c)和(e)发现,前进侧的晶粒比后退侧的晶粒大,这是因为前进侧的温度比后退侧的温度高,晶粒长大得更为明显。

图7为旋转速度1800 r/min,搅拌摩擦焊焊接速度分别为80 mm/min、100 mm/min、120 mm/min时前进侧热机影响区的微观组织照片,其中图7(a)、(c)和(e)为焊缝的AZ31侧,图7(b)、(d)和(f)为LA141侧。可以看出,相比上板AZ31,下板LA141前进侧热机影响区的晶粒分布有较大差异,上板AZ31的晶粒呈现出典型的热机影响区微观组织,即部分发生动态再结晶的细小晶粒与未动态再结晶的晶粒组成的混合组织。而下板LA141未出现这种混合晶粒,这是因为由 β -Li相构成的母材LA141板在轧制时发生动态再结晶较为彻底,这时下板LA141前进侧热机影响区中的吸收能量为晶粒长大提供了驱动力。

焊接速度从80 mm/min增加至120 mm/min时,摩擦生热减少,受到热循环作用时间变短,前进侧热

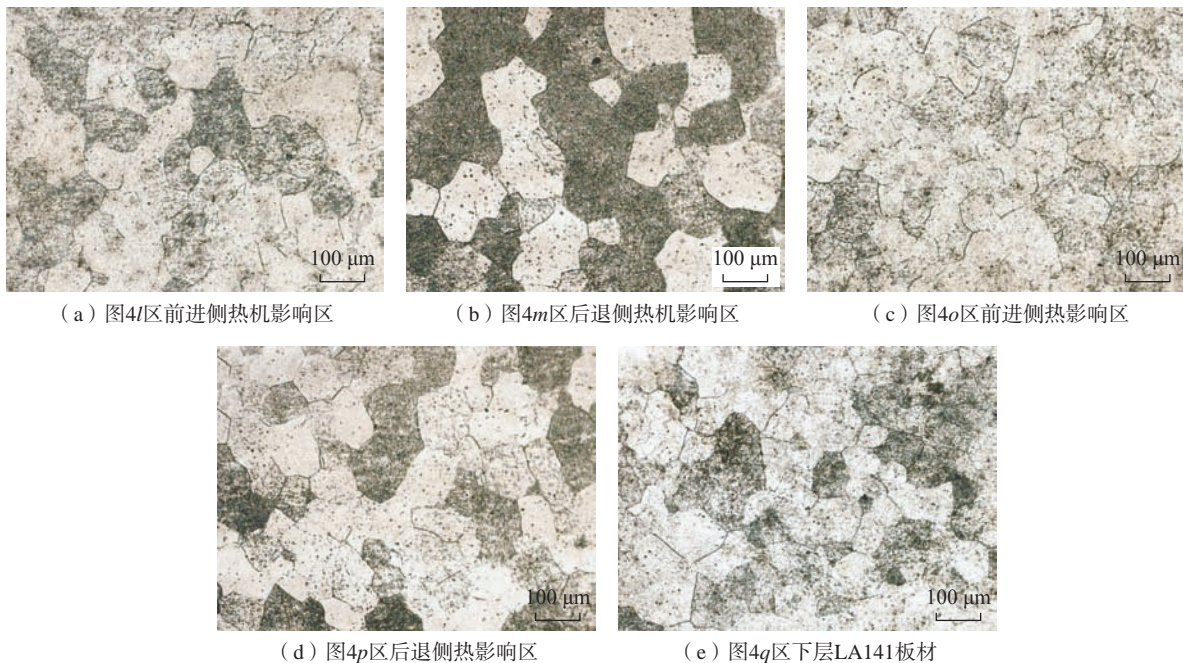


图6 1800 r/min-120 mm/min 参数下层LA141不同区域的金相组织

Fig.6 Metallographic structures of different regions of lower LA141 under parameters of 1800 r/min-120 mm/min

机影响区的晶粒长大则越小,从而导致晶粒尺寸更细小。

2.3 焊接速度对显微硬度的影响

图 8 (a) 显示了在不同焊接速度下沿接头横截面上层 AZ31 不同区域的维氏显微硬度曲线。可以发现,焊核区的显微硬度值随着焊接速度的升高先增大后减小,焊接速度为 120 mm/min 时,此时焊核区的显微硬度值达到最大值 68.3 HV,当焊接速度从 80 mm/min 到 100 mm/min 时,此时热输入值变小使得晶粒尺寸变小,进而显微硬度值变大,而当焊接速度从 100 mm/min 到 120 mm/min 时,此时热输入值进一步变小使得晶

粒尺寸更小,由 Hall-Petch 公式可知,由于晶粒细化作用,硬度值应该变大,但是显微硬度值却低于焊接速度为 100 mm/min 时的显微硬度值,主要是由于焊接速度增加到 120 mm/min,热输入变小,导致合金材料塑性流动变差,织构弱化作用增加,这时织构弱化作用占主要因素,大于晶粒细化作用,导致显微硬度更低。

图 8 (b) 为当旋转速度在 1800 r/min 不变时,焊接速度分别为 80 mm/min、100 mm/min 和 120 mm/min 时试样下层 LA141 不同区域的显微硬度曲线。可以看出,下层 LA141 焊核区的显微硬度值相比上层 AZ31 焊

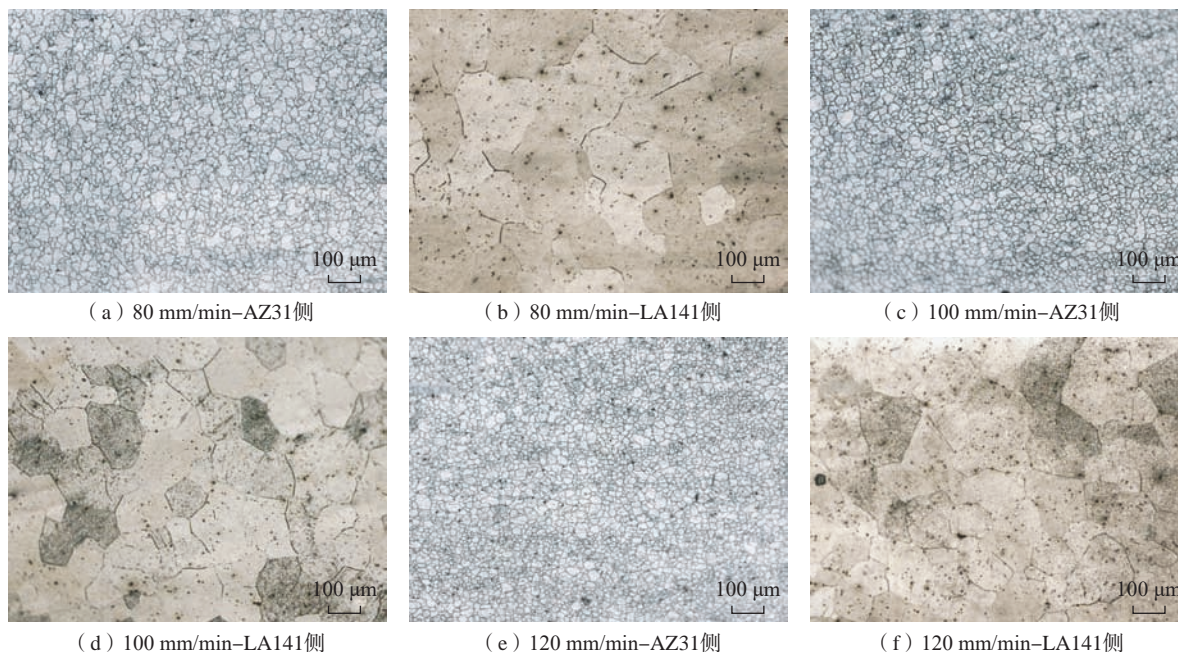


图 7 不同焊接速度下搅拌摩擦焊前进侧热机影响区的金相组织(转速 1800 r/min)

Fig.7 Metallographic picture of TMAZ zone on advancing side of friction stir welding under different welding speeds (1800 r/min)

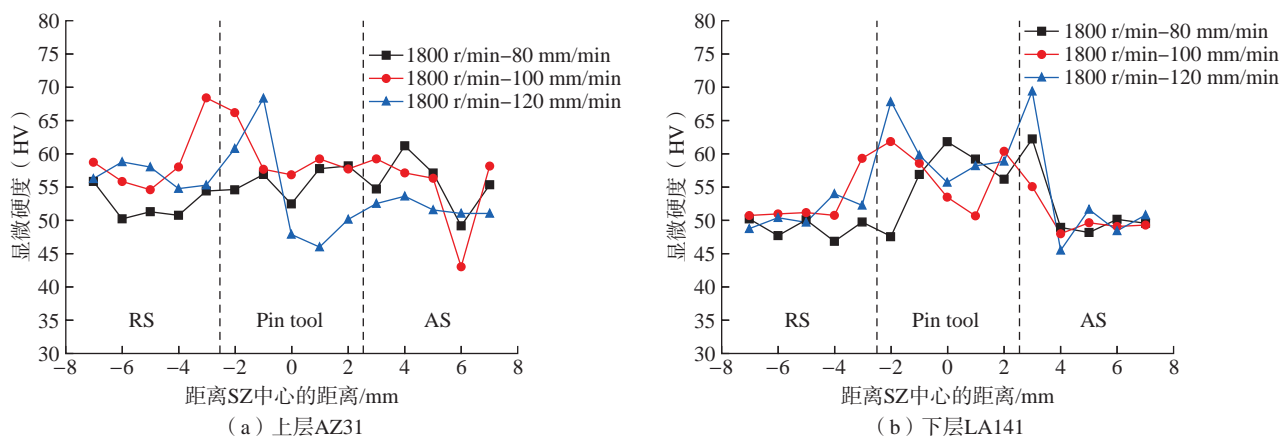


图 8 各试样不同焊接速度下上层 AZ31 和下层 LA141 不同区域的显微硬度

Fig.8 Microhardness of different regions of the upper AZ31 and the lower LA141 under different welding speeds

核区的显微硬度值变化趋势有所不同,其焊核区的显微硬度值随着焊接速度的增加而增加,这是因为当焊接速度从 80 mm/min 到 120 mm/min 时,晶粒尺寸逐渐变小,由 Hall-Petch 公式可知,硬度值随着晶粒尺寸的减小而增加。

2.4 焊接速度对剪切拉伸的影响

图 9 为旋转速度为 1800 r/min 不变,焊接速度与 AZ31/LA141 搭接接头拉剪力的变化曲线图。剪切拉伸时断裂位置均位于上层 AZ31 前进侧热影响区附近。由表 1 和图 9 可知,在焊接速度 80~120 mm/min 范围内,拉剪力随着焊接速度的增加先变大后变小。当焊接速度为 80 mm/min 时,拉剪力为 1350.8 N;当焊接速度提高到 100 mm/min 时,拉剪力增加到最大,为 1534.6 N。这是由于当焊接速度为 80 mm/min 时,热输入比值过大,产热量过高,有脆性的金属间化合物层在界面处生成,随着焊接速度的提高,热输入比值慢慢降低,产热量减少,在界面处形成金属间化合物层的数量被抑制,使得接头拉剪力提高。但当焊接速度进一步变大,其接头的拉剪力开始慢慢下降,这是因为焊接速度的改变使得热输入变少,在界面处形成的过渡层变薄,接头连接质量下降,拉剪力减小。

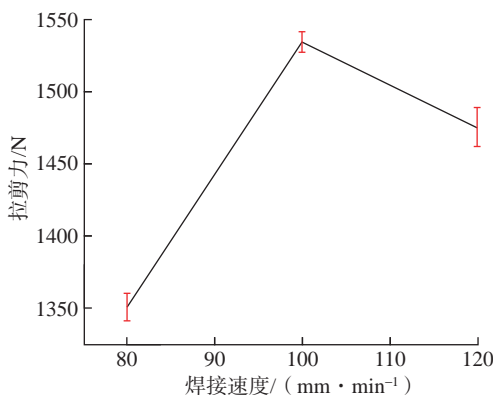


图 9 拉剪力与焊接速度的关系

Fig.9 Relationship between tensile shear force and welding speed

表 1 不同焊接工艺参数下搭接接头拉剪试验结果

Table 1 Tensile shear test results of lap joints under different welding parameters

旋转速度 ω / (r · min ⁻¹)	焊接速度 v / (mm · min ⁻¹)	拉剪力 / N
1800	80	1350.8 ± 9.5
	100	1534.6 ± 7.2
	120	1475.6 ± 13.6

3 结论

(1) 当旋转速度为 1800 r/min,焊接速度在 80~120 mm/min 范围变化时,搭接接头均成型良好。随着焊接速度的增加,热输入的降低使得上层 AZ31 焊核区流动到下层 LA141 焊核区的材料减少。

(2) 当搅拌摩擦焊接工艺参数相同时,上板 AZ31 和下板 LA141 前进侧热机影响区(AS-TMAZ)的晶粒尺寸均比后退侧热机影响区(RS-TMAZ)的晶粒尺寸小。而前进侧热影响区(AS-HAZ)的晶粒尺寸均比后退侧热影响区(RS-HAZ)的晶粒尺寸大。

(3) 当旋转速度为 1800 r/min,其他参数一定,焊接速度在 80~120 mm/min 范围增加时,上板 AZ31 和下板 LA141 前进侧热机影响区(AS-TMAZ)晶粒尺寸均随之减小。上层 AZ31 焊核区的显微硬度值先增大而减小,而下板 LA141 焊核区的显微硬度值变大。随着焊接速度的变大, AZ31/LA141 搭接接头拉剪力呈现先变大后变小的趋势。

参考文献

[1] 李瑞红, 蒋斌, 陈志军, 等. Y 和 Sr 对 Mg-14Li-1Al 合金组织及力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2016, 45(14): 67-70.
LI Ruihong, JIANG Bin, CHEN Zhijun, et al. Effects of Y and Sr on microstructure and mechanical properties of Mg-14Li-1Al alloy[J]. Hot Working Technology, 2016, 45(14): 67-70.

[2] ISLAM R, HADADZADEH A, WELLS M, et al. Characterization and analysis of hot compression behaviors of an ultralight Mg-Li-Al alloy[J]. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2019, 2(3): 217-226.

[3] 彭翔, 刘文才, 吴国华. 镁锂合金的合金化及其应用[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3024-3043.
PENG Xiang, LIU Wencai, WU Guohua. Alloying and application of Mg-Li alloys: A review[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(11): 3024-3043.

[4] 冯凯, 李丹明, 何成旦, 等. 航天用超轻镁锂合金研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(2): 140-144.
FENG Kai, LI Danming, HE Chengdan, et al. Progress in superlight Mg-Li alloys for aerospace industry[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2017, 37(2): 140-144.

[5] 李慧, 徐荣正, 侯艳喜, 等. 镁锂合金的焊接技术及其在航天领域的应用[J]. 热加工工艺, 2019, 48(1): 1-4.
LI Hui, XU Rongzheng, HOU Yanxi, et al. Welding technology of Mg-Li alloy and its application in aerospace field[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(1): 1-4.

[6] 圣冬冬, 施颖杰, 王茜茜, 等. 超轻镁锂合金的研究现状与发展趋势[J]. 轻合金加工技术, 2021, 49(8): 8-12.
SHENG Dongdong, SHI Yingjie, WANG Xixi, et al. The research status and trend of ultra-light Mg-Li alloy[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2021, 49(8): 8-12.

[7] WANG X J, XU D K, WU R Z, et al. What is going on in magnesium alloys?[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(2): 245–247.

[8] 张婧, 封小松, 张成聪, 等. 镁锂合金搅拌摩擦焊接工艺特性分析[J]. *焊接学报*, 2017, 38(4): 119–123, 134.

ZHANG Jing, FENG Xiaosong, ZHANG Chengcong, et al. Investigation on friction stir welding of Mg–Li Alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(4): 119–123, 134.

[9] 张振宇, 彭晓东, 颜磊, 等. 铸态 Mg–Li–Al–xSi 合金微观组织和力学性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(8): 2055–2059.

ZHANG Zhenyu, PENG Xiaodong, YAN Lei, et al. Microstructure and mechanical properties of as-cast Mg–Li–Al–xSi alloys[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(8): 2055–2059.

[10] 张真, 付雪松, 陈吉, 等. 下压力对铝/镁搅拌摩擦焊接头组织与性能的影响[J]. *航空制造技术*, 2019, 62(12): 22–27.

ZHANG Zhen, FU Xuesong, CHEN Ji, et al. Effect of Z-axial force on microstructure and mechanical property of Al/Mg dissimilar friction stir welded joint[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2019, 62(12): 22–27.

[11] YU P F, WU C S, SHI L. Analysis and characterization of dynamic recrystallization and grain structure evolution in friction stir welding of aluminum plates[J]. *Acta Materialia*, 2021, 207: 116692.

[12] YUAN W, CARLSON B, VERMA R, et al. Study of top sheet thinning during friction stir lap welding of AZ31 magnesium alloy[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2012, 17(5): 375–380.

[13] NAIK B S, CHEN D L, CAO X, et al. Microstructure and fatigue properties of a friction stir lap welded magnesium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(8): 3732–3746.

[14] NAIK B S, CHEN D L, CAO X, et al. Texture development in a friction stir lap-welded AZ31B magnesium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(10): 4333–4349.

[15] CAO X, JAHAZI M. Effect of tool rotational speed and probe length on lap joint quality of a friction stir welded magnesium alloy[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(1): 1–11.

[16] XU N, SONG Q N, FUJII H, et al. Mechanical properties' modification of large load friction stir welded AZ31B Mg alloy joint[J]. *Materials Letters*, 2018, 219: 93–96.

[17] XU N, FENG R N, REN Z K, et al. Improvement of microstructure and mechanical properties of AZ61 Mg alloys subjected to rapid cooling friction stir welding[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2021, 26(7): 503–512.

[18] LIU G, MA L N, MA Z D, et al. Effects of welding speed and post-weld hot rolling on microstructure and mechanical properties of friction stir-welded AZ31 magnesium alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 31(8): 853–864.

(上接第 92 页)

[18] 李龙彪, 宋迎东, 孙志刚. 单向陶瓷基复合材料单轴拉伸强度研究[J]. *航空动力学报*, 2010, 25(10): 2177–2187.

LI Longbiao, SONG Yingdong, SUN Zhigang. Study on uniaxial tensile strength of unidirectional ceramic matrix composites[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2010, 25(10): 2177–2187.

[19] ZHANG S, GAO X G, CHEN J, et al. Strength model of the matrix element in SiC/SiC composites[J]. *Materials & Design*, 2016, 101: 66–71.

[20] CHEN T L, QIAO R, XIA Y M. A Monte Carlo simulation of damage and failure process with crack saturation for unidirectional fiber reinforced ceramic composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2004, 64(13–14): 2251–2260.

[21] DO-WON, K, HYOK L J, SEVNGCHUL L. Prediction and validation of the transverse mechanical behavior of unidirectional composites considering interfacial debonding through convolutional neural networks[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2021, 225: 109314.

[22] 卡恩, 哈森, 克雷默. 复合材料的结构与性能[M]. 吴人洁, 译. 北京: 科学出版社, 2001.

CAHN R, HAASEN P, KRAMER E, et al. Structure and properties of composites[M]. WU Renjie, Trans. Beijing: Science Press, 2001.

[23] OLLER S. Numerical simulation of mechanical behavior of composite materials[M]. New Delhi: Springer, 2014.

[24] 方光武, 高希光, 宋迎东. 多层界面相陶瓷基复合材料裂纹偏转机制模拟[J]. *航空动力学报*, 2019, 34(8): 1805–1812.

FANG Guangwu, GAO Xiguang, SONG Yingdong. Simulation of the crack deflection mechanism for ceramic matrix composites with multilayer interphase[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2019, 34(8): 1805–1812.

[25] CANAL L P, GONIÁLEI C, SEGURADO J, et al. Intraply fracture of fiber-reinforced composites: Microscopic mechanisms and modeling[J]. *Composites Science and Technology*, 2012, 72(11): 1223–1232.

[26] KRENKEL W. Ceramic matrix composites: Fiber reinforced ceramics and their applications[M]. Hoboken: Wiley, 2008.

[27] 何宗倍, 张瑞谦, 付道贵, 等. 不同界面 SiC 纤维束复合材料的拉伸力学行为[J]. *材料工程*, 2019, 47(4): 25–31.

HE Zongbei, ZHANG Ruiqian, FU Daogui, et al. Tensile mechanical behavior of SiC fiber bundle reinforced composites with different interfaces[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2019, 47(4): 25–31.

[28] 刘洋. SiC/SiC 陶瓷基复合材料损伤失效机理研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.

LIU Yang. Study on damage failure mechanism of SiC/SiC ceramic matrix composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019.

[29] 杨永岗, 李润民, 贺福, 等. 用 Weibull 模数表征碳纤维增强树脂基复合材料的力学性能[J]. *炭素技术*, 1996(5): 1–4.

YANG Yonggang, LI Runmin, HE Fu, et al. The mechanical properties of carbon fiber reinforced resin matrix composites were characterized by Weibull modulus[J]. *Carbon Techniques*, 1996(5): 1–4.

通讯作者: 刘刚, 副教授, 博士, 主要研究方向为轻合金塑性成型及连接技术。

(责编 古京)

通讯作者: 张方舟, 助理研究员, 研究方向为复合材料力学和非均质结构多物理场耦合问题。

(责编 晓月)

T⁺SCHUDIN[®]

无心磨削专家，始于1947

CIMT 2023

北京

2023年4月10日-2023年4月15日

第十八届（2023）

中国国际机床展览会

CIMT 北京

尊敬的朋友：

我们诚挚邀请您在第十八届（2023）

中国国际机床展览会期间**莅临 瑞士馆W1厅A202我司展位。**

如您在展会期间需要咨询或预约，请您发送邮件至**b.feng@tschudin.swiss**

与我们联系。

我们将竭诚为您服务并期待您的光临！

谢谢！

Iwan von Rotz
CEO
TSCHUDIN AG

冯琪
总经理
TSCHUDIN 中国



广告索引号23-1074

更多Tschudin信息，
敬请扫码关注。



创造价值 贡献航空

2023年“电磁铆接技术” 专栏征稿

选题背景

铆接由于工艺简单，质量稳定，成为目前航空航天飞行器制造中应用最广泛的连接方法。电磁铆接技术是电磁成形与传统铆接相结合的一种新型铆接工艺，在复合材料结构连接及大直径难变形铆钉冷铆方面有显著优势，能安装大干涉量、厚夹层、大直径干涉配合紧固件，在长寿命连接方面具有广阔的发展前景和工程应用潜力。

征稿方向

- (1) 先进航空航天材料的电磁铆接技术；
- (2) 电磁铆接数值仿真与工艺试验；
- (3) 大型自动化电磁铆接设备的研制；
- (4) 电磁铆接技术在飞机装配中的应用；
- (5) 电磁铆接技术及“以铆代螺”可行性探讨；
- (6) 其他相关技术。

投稿要求

(1) 字数要求5000~10000，综述或研究论文均可，论文版式符合期刊要求。

(2) 来稿要体现出创新性，论点明确，论证充分，结论可靠。

(3) 保证论文的原创性，无抄袭、剽窃和侵权行为，不一稿多投。

(4) 投稿请提前与编辑部联系，稿件发送到 yifei625@outlook.com。

截稿日期

2023年5月31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
郑州辰维科技股份有限公司	封二	23-1037
北京韦林意威特工业内窥镜有限公司	封三	23-1005
郑州市钻石精密制造有限公司	封底	23-1067
埃马克（中国）机械有限公司	1	23-1022
温泽测量仪器（上海）有限公司	3	23-1015
铂力特公司	5	23-1073
山高刀具	7	23-1069
CIMATRON公司	9	23-1013
北京东兴润滑剂有限公司	11	23-1004
易格斯（上海）拖链系统有限公司	13	23-1051
瑞士TSCHUDIN公司	124	23-1074
圣戈班磨料磨具中国	126	23-1012

NORTON

SAINT-GOBAIN

长使用寿命

航空航天发动机叶片精抛

抛光寿命
可延长 **30%+**



NEX系列无纺布轮



Rapid Prep无纺布带



1000系列无纺布轮

欢迎莅临我们的展位: **W3-B203**

中国国际机床展览会 (CMT)

广告索引号23-1012

圣戈班磨料磨具中国 客户服务热线: 400 888 0198

SAINT-GOBAIN



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

一直被模仿，从未被超越



广告索引号23-1005



CCD原生像素值可达120万以上



可搭载ADR人工智能辅助缺陷判断系统



单物镜相位扫描三维立体测量系统



整机一体化手持机式便携型设计

北京韦林意威特工业内窥镜有限公司

贝壳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





郑钻二十余年来
专注于航空领域的先进生产技术研发，
为航空产业提供出色的材料与零部件加工解决方案。



扫码关注我们



扫码领电子门票



郑州市钻石精密制造有限公司
ZHENGZHOU DIAMOND PRECISION MANUFACTURING CO.,LTD.

地址:郑州经济技术开发区第七大街198号
Add:No.198,the 7th Ave of Zhengzhou Economic and Technological Development Zone,Henan,P.R.C
电话/Tel: 0371-60300960 传真/Fax: 0371-60300963
Http://www.zhengzuanchina.com 邮编/P.C.: 450016
E-mail:sales@zhengzuanchina.com

广告索引号23-1067