

航空制造技术

2023年 第11期

Vol.66 No.11



封面文章

基于刚度最优区间的机器人搅拌摩擦焊工件位置优化方法

专稿

钛合金TB6连接孔挤压强化残余应力及疲劳寿命试验研究

论坛

异种材料焊接/连接

www.amte.net.cn

ISSN 1671-833X



ISSN 1671-833X CN 11-4387/V





大进给铣削

LOGIQ4FEED
HIGH FEED MILLING

独特的带**4个切削刃**的扭转式大正前角刀片。
铣刀直径涵盖从12 mm的立铣刀到125 mm的
面铣刀。该新铣刀系列能在超大进给下执行高
生产率加工。



08 mm规格刀片
铣刀直径范围:50 - 125 mm
用于面铣刀



04 mm规格刀片
铣刀直径范围:12 - 32 mm
用于立铣刀

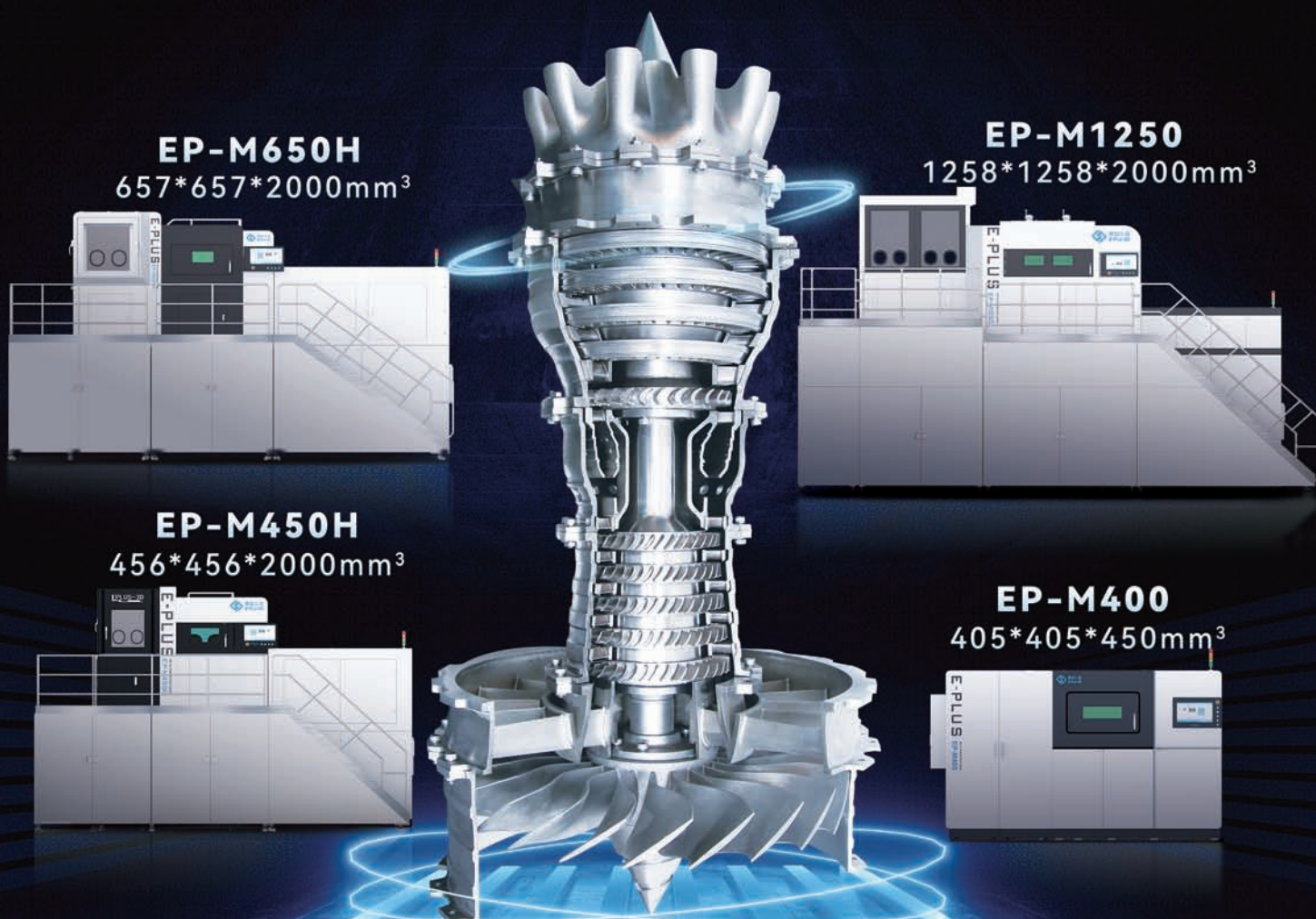
广告索引号23-1023

NEOLOGIQ
MACHINING INTELLIGENTLY

Member IMC Group
iscar
www.iscar.com.cn



3D打印装备供应商



易加三维专注于金属增材制造装备的自主研发设计、生产制造、销售推广，设备最大成型室 $1258*1258*2000\text{mm}^3$ ，适用钛合金、铝合金、不锈钢、高温合金、钴铬钼等金属粉末材料，是国内技术实力雄厚、服务意识卓越、设备稳定可靠的工业级 3D 打印装备供应商。

目前，公司自主研发生产的大型金属增材制造设备，已广泛应用于国内航空航天领域。

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 北京荣华世纪印刷有限公司
Printing Beijing Ronghuashiji Printing Co., Ltd.
刊号 ISSN 1671-833X CODEN HGJIEO
CN 11-4387/V
电话 (010)85700465
传真 (010)85700466
在线投稿 <http://www.amte.net.cn>
电子信箱 zscbyjyb@amte.net.cn

国内定价: 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。



提高您的检测能力

适用于非接触式检测的高性能五轴测量方案

REVO®五轴测量系统可显著提高坐标测量机的测量效率。利用全新REVO-2测座提供的五轴运动和无级定位功能，用户能够高速采集大量数据。

RVP影像测头将非接触式检测功能添加至REVO-2机器现有的触发式、高速扫描和表面粗糙度测量功能中。

详情请访问 www.renishaw.com.cn/RVP



扫描关注雷尼绍官方微信

上海 T +86 21 6180 6416 E shanghai@renishaw.com
北京 T +86 10 8420 0202 E beijing@renishaw.com
广州 T +86 20 8550 9485 E guangzhou@renishaw.com
深圳 T +86 755 3369 2648 E shenzhen@renishaw.com
武汉 T +86 27 6552 7075 E wuhan@renishaw.com

天津 T +86 22 8485 7632 E tianjin@renishaw.com
成都 T +86 28 8652 8671 E chengdu@renishaw.com
重庆 T +86 23 6865 6997 E chongqing@renishaw.com
苏州 T +86 512 6660 6825 E suzhou@renishaw.com
沈阳 T +86 24 2334 1900 E shenyang@renishaw.com

青岛 T +86 532 8503 0208 E qingdao@renishaw.com
西安 T +86 29 8833 7292 E xian@renishaw.com
宁波 T +86 574 8791 3785 E ningbo@renishaw.com
郑州 T +86 371 6658 2150 E zhengzhou@renishaw.com

www.renishaw.com.cn

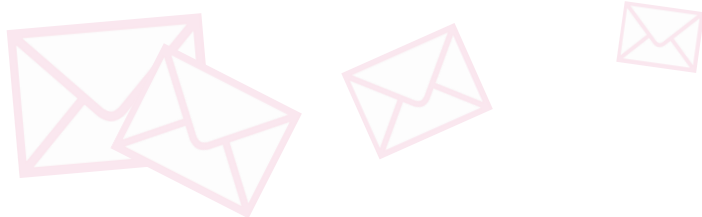
© 2022 Renishaw plc. 版权所有。

广告索引号23-1055



编-读-往-来

READERS & EDITORS



随着飞行器技术的发展,轻合金、轻质高强陶瓷及陶瓷基复合材料、C/C 复合材料、金属间化合物等在机体结构和发动机中广泛应用,也产生了大量由异种材料组成的复合结构。异种材料的连接及其连接结构的安全长效使用已经成为一项重要课题,受到航空航天业的极大重视。

本期论坛以“异种材料焊接/连接”为主题,特别邀请到国内多家科研机构的专家团队阐述最新的研究成果;专稿中清华大学冯平法教授介绍了该团队在钛合金 TB6 连接孔挤压强化方面的研究进展;封面文章由天津大学肖聚亮教授分享其课题组在机器人搅拌摩擦焊方面的研究思路。在此,对各位专家学者表示衷心的感谢。

学术编辑 崔 静

《航空制造技术》集学术性、前瞻性与专业性于一体,涵盖了航空制造相关的新材料、新工艺、新技术,展现了我国航空航天科技在工程领域的最新成果,为广大航空爱好者和科研工作者提供了学术交流平台,有效促进了航空领域学科理论和实践的发展。

装配作为航空制造的终端环节,具有产品、技术、人力高密集性特点,加快其应用基础理论和关键技术研究,突破卡脖子问题,是当前新型航空装备研发的重要任务。期刊在该领域积极投入,组织专刊,为广大研究人员提供了宝贵经验,衷心感谢期刊为我国航空事业做出的贡献。

东华大学 丁司懿



《航空制造技术》自创刊以来,面向特种加工技术、复合材料构件制造技术、机械连接技术、表面工程技术等领域报道前沿动态和研究成果。优质的论文为广大读者提供了一个交流共进的平台,深受读者喜爱。其不同研究方法和研究成果为科研人员进一步研究提供了理论支撑和试验数据。如先进机械连接技术为飞机、火箭结构轻量化制造提供了新方法,推动着航空航天领域向着精密化、轻质化和智能化方向发展。

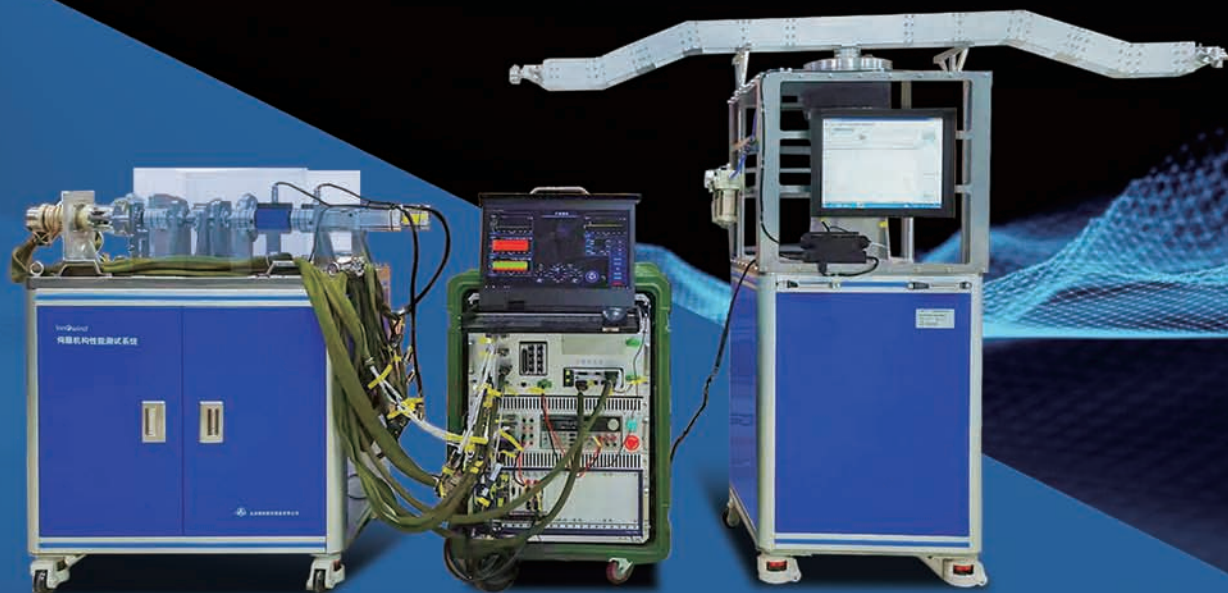
期刊紧跟时代步伐,侧重于报道先进技术体系的新进展、新突破,为我国航空工业发展做出了应有的贡献。

湘潭大学 蒋家传



伺服机构性能综合测试设备：

快速 高效 高精度检测 为伺服机构保驾护航



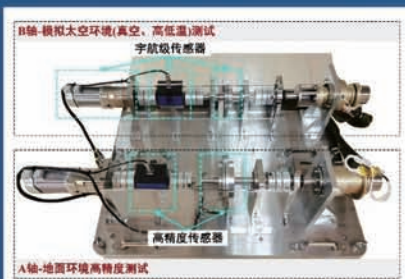
新风航天自主研发的伺服机构性能综合测试设备，用于伺服机构及电机产品的综合性能测试，包括机械性能测试、电性能测试、模拟微重力下太阳翼转动惯量测试，可用于伺服机构及电机产品的设计指标性能标校以及出厂性能检测，满足科研和生产任务对产品的测试需求。

应用领域：

卫星、空天飞机等航空航天装备以及雷达等伺服系统性能测试

测试对象：

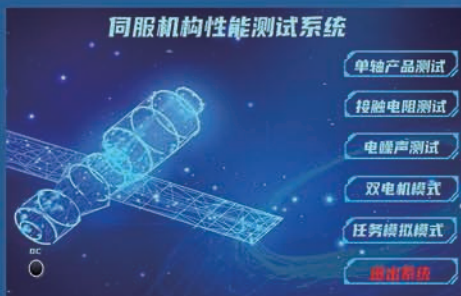
旋转运动类伺服机构、直线运动类伺服机构、卫星太阳翼驱动伺服机构以及天线指向伺服机构等



A、B双轴系设计，兼容地面及模拟太空环境测试，全面覆盖伺服机构实际工况



支持模拟微重力环境下转动惯量测试，保证测试精度



软件界面友好，具有数据自动存储、复现及自动分析处理能力



扫码关注新风航天

CASIC 北京新风航天装备有限公司

地址：北京市海淀区永定路52号

电话：010-68194757

邮箱：Innowind@casic.com.cn

广告索引号23-1030

专稿 Feature

14 钛合金TB6连接孔挤压强化残余应力及疲劳寿命试验研究

冯平法 刘嘉辉 王子标 冯峰 张翔宇 沈岳 张建富 王健健 吴志军 郁鼎文
Experimental Study on Residual Stress and Fatigue Life of TB6 Titanium Alloy Connection Hole After Cold Expansion
FENG Pingfa LIU Jiahui WANG Zibiao FENG Feng ZHANG Xiangyu SHEN Yue
ZHANG Jianfu WANG Jianjian WU Zhijun YU Dingwen

封面文章 Cover Story

22 基于刚度最优区间的机器人搅拌摩擦焊工件位置优化方法

肖聚亮 王能 刘海涛 岳巍 王健 赵慧慧 高嘉爽
Optimization Method of Position of Robot Friction Stir Welding Parts Based on Optimal Stiffness Interval
XIAO Juliang WANG Neng LIU Haitao YUE Wei WANG Jian ZHAO Huihui GAO Jiashuang

论坛 Forum

异种材料焊接/连接 Welding/Joining of Dissimilar Materials

34 铝/镁异种合金焊接研究现状

朱政强 陈昊 朱云明 郭玉坤 孙亮
Research Status of Al/Mg Dissimilar Alloys Welding
ZHU Zhengqiang CHEN Hao ZHU Yunming GUO Yukun SUN Liang

43 添加钛箔镁/铝异种金属激光焊接研究

周惦武 赵蕾 王新宇 张书迈 刘金水
Study on Mg/Al Dissimilar Metal Laser Welded Joints With Addition of Ti-Foil
ZHOU Dianwu ZHAO Lei WANG Xinyu ZHANG Shumai LIU Jinshui

49 转速对含Zr中间层铝/镁搅拌摩擦焊搭接接头组织与性能的影响

郑洋 任国春 宿振宇 赵梓昊 李亮玉 臧立彬 刘伟 余政哲
Effect of Rotation Rate on Microstructure and Properties of Friction Stir Weld Al/Mg Dissimilar Lap Joints With Zr Interlayer
ZHENG Yang REN Guochun SU Zhenyu ZHAO Zihao LI Liangyu ZANG Libin LIU Wei YU Zhengzhe

59 Al/Mg搅拌摩擦点焊-钎焊接头的微观组织与拉伸剪切性能研究

谢吉林 汪洪伟 陈玉华 刘文阔 张体明 王善林
Research on Microstructure and Tensile Shear Properties of Al/Mg Friction Stir Spot Welding-Brazing Joints
XIE Jilin WANG Hongwei CHEN Yuhua LIU Wenkuo ZHANG Timing WANG Shanlin

自主研发

匠心打磨

铸就3D数字化检测软件精品

工业级三维检测软件



- GD&T 形位公差分析和质量控制解决方案
- 获得德国物理研究院(PTB)精度认证
- 为产品质量保驾护航
- 可与机器人无忧协作，实现自动化3D在线检测



- 66 不锈钢与6061铝合金旋转摩擦焊接接头组织与力学性能
—— 许辉 夏佩云 张选明 闫学文 朱帅 封小松 袁雅俊 周佳俊
Microstructure and Mechanical Properties of Rotary Friction Welded Joint Between Stainless Steel and 6061 Aluminum Alloy
XU Hui XIA Peiyun ZHANG Xuanming YAN Xuewen ZHU Shuai FENG Xiaosong YUAN Yajun ZHOU Jiajun
- 71 工艺参数对TiNi合金/TC4钛合金超声波焊焊接接头形貌和力学性能的影响研究
—— 吴鸿燕 陈炯 桑玉蕊 陈玉华 王理涛
Study on Effect of Process Parameters on Morphology and Mechanical Properties of TiNi Alloy/TC4 Titanium Alloy Ultrasonic Welding Joint
WU Hongyan CHEN Jiong SANG Yurui CHEN Yuhua WANG Litao

研究论文 Research

- 78 DD5 与GH3039高温合金钎焊接头的微观组织与力学性能研究
—— 尚泳来 陈波 贾崇林 毛唯 李文文 静永娟
Study on Microstructure and Mechanical Properties of Brazed Joint of DD5 Single Crystal Superalloy and GH3039 Superalloy
SHANG Yonglai CHEN Bo JIA Chonglin MAO Wei LI Wenwen JING Yongjuan
- 84 激光选区熔化TC4合金在HF-H₂O₂体系的化学抛光研究
—— 李紫杨 吴松全 杨义 王喆 黄爱军
Study on Chemical Polishing of Selective Laser Melted TC4 Alloy in HF-H₂O₂
LI Ziyang WU Songquan YANG Yi WANG Hao HUANG Aijun
- 90 增材制造金属点阵结构性能研究进展
—— 黄安坤 温耀杰 张百成 曲选辉
Research Progress on Properties of Metal Lattice Structure by Additive Manufacturing
HUANG Ankun WEN Yaojie ZHANG Baicheng QU Xuanhui
- 102 薄盘工件不平衡量在线测算及去重试验研究
—— 张仕海 朱冶诚
Research on Unbalance Vector Online Measuring and Weight Removing Method for Thin-Disc Workpiece
ZHANG Shihai ZHU Yecheng

SF-4

精密数控电火花成形机床

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

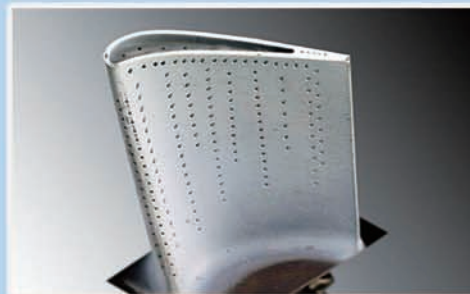
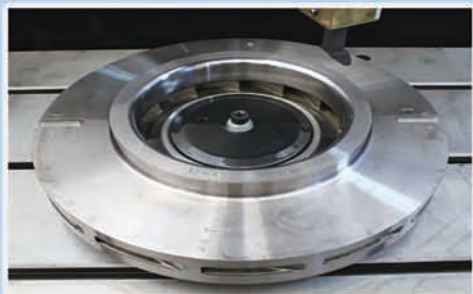
主要用于航空航天发动机整体叶轮、机匣、环件、等封闭扭曲型腔,及各种高温合金、钛合金、导电陶瓷等难加工材料的零件加工。



HS 600

精密数控电火花小孔机床

配置windows系统、自动安全门,具有电容增爆、微精低损加工回路,具备穿透检测、电极自动更换等功能,可方便的实现自动化及无人加工,无缝对接工厂自动化系统。



第十二届亚澳复合材料大会在杭州召开



2023年4月25~28日,由浙江大学和中国复合材料学会联合主办的第十二届亚澳复合材料大会(ACCM12)在浙江省杭州市成功召开,此次大会主题为“Composites for Quality of Life”。来自10多个国家600余名复合材料代表齐聚杭州萧山区,共同交流复合材料学科与产业发展的动态、前沿与趋势,展示复合材料领域的最新技术与应用,探讨

未来发展与合作机遇。

开幕式由大会主席浙江大学彭华新教授主持,大会荣誉主席哈尔滨工业大学杜善义院士、浙江大学校长杜江峰院士、中国复合材料学会副理事长东华大学校长俞建勇院士、英国布里斯托大学 Michael WISNOM 院士和冷劲松院士等40余位国内外院士、专家和学者受邀出席了此次大会开幕式。

ACCM12采用线上、

线下相结合的方式,聚焦复合材料科学、制造工艺、结构设计、性能测试及应用与发展等多个主题,通过院士大会报告、专家主题报告、企业产品展览、工业应用论坛和学术墙报展示等多种形式将产学研用紧密联系起来,促进国际复合材料研究领域交叉创新,推动新型复合材料在工业领域的发展与应用。

28日下午,第十二届亚澳复合材料大会闭幕式由彭华新教授主持,经每个分会场推荐,共选出18位主讲人获得ACCM12 Young Researcher Award,由Michael WISNOM 院士和Sergey ZHEREBTSOV 教授共同颁奖。

左上、右上、左下、右下图分别为Michael WISNOM 院士、冷劲松院士、朱美芳院士和Chunhui WANG 院士在做大会报告。(本刊记者 逸飞)

苏州纳米所提出气凝胶隔热保温新机制并实现按需热调控

为了深入探索气凝胶的热管理性能,近日中科院苏州纳米所王锦等设计合成了系列具有不同光学性能(包括不同太阳光透过率和中远红外发射率)的氧化硅气凝胶,系统研究了自然环境下氧化硅气凝胶的热管理行为,并获得以下结果:氧化硅气凝胶在室内环境下表现出优异的隔热保温性能,与文献报道的结果一致,也符合近百年来对气凝胶热管理行为的认知。然而,在室外环境,由于氧化硅气凝胶与太阳光和环境的相互作用,日间表现出极为严重的温室效应,气凝胶模拟建筑内部温度远高于外界温度(与理想隔绝外界高温的传统理念相反),而在夜间又展现出强劲的辐射降温能力,并未出现“本应”隔热保温的结果。

为此,在前期工作基

础之上,该团队提出了气凝胶隔热保温新机制,不仅发现了氧化硅气凝胶的“怪异”热管理行为,而且揭示了其原因,并在此基础上提出了气凝胶隔热保温新机制及其调控策略,最终实现氧化硅气凝胶的按需热管理调控。相关研究结果有助于重新认识近百年发展史的氧化硅气凝胶,为充分发挥气凝胶的极致热管理能力提供重要参考和调控策略。

该研究成果以 *Optical design of silica aerogels for on-demand thermal management* 为题发表在 *Advanced Functional Materials* 上。

该项目获得了国家自然科学基金重大研究计划项目以及苏州市科技局基础研究试点项目等资助。

(本刊记者 逸飞)

大连理工大学团队实现航天电子制造微互连材料与工艺优化

近日,大连理工大学黄明亮教授针对微型化发展趋势下航天电子封装制造技术中“尺寸效应-界面反应-界面特性与组织演变-多场耦合下微尺度焊点的可靠性”之间本质联系的科学问题进行了研究;揭示了尺寸效应对航天电子制造微互连工艺过程中固界面反应的影响机制;建立了CGC(浓度梯度控制)界面反应理论模型,实现了对航天电子制造工艺过程中各主要动力学参数的精确数值模拟与预测;解决了目前代表性的“熟化”界面反应理论模型无法解释“尺寸效应”现象的难题,成功应用于航天电子制造微互连材料与工艺优化,提高了微焊点的可靠性;阐明了航天电子微焊点的电迁移失效机理;明确了航天电子

微焊点热疲劳条件下的失效模式和可靠性机理;验证了尺寸效应下航天电子产品微焊点的机械振动与环境试验的可靠性。优化工艺参数后的微焊点在特定要求下,可通过减少三防漆层涂敷次数及厚度,满足产品耐盐雾腐蚀需求且提升生产效率达到50%以上。

该CGC界面反应理论模型在运载和XX型号产品中得到成功应用,基于CGC界面反应理论模型优化后的封装制造微互连工艺参数,实现了航天关键器件的高可靠性焊点微互连,并得到了产品成功飞行验证。其研究成果为微型化趋势下航天产品的电子制造微互连工艺提供了技术指导,进一步推动了微型化电子制造的可靠性提升。(本刊记者 逸飞)

武大课题组确定模量强度理论上限并发现迄今最刚最强物质

近日, *Advanced Science* 与 *Physical Review Applied* 刊登了武汉大学土木建筑工程学院副教授高恩来课题组关于力学性能极限的研究成果。相关研究成果揭示了材料刚度与强度理论上限,发现迄今最刚最强物质。两篇论文题目分别为 *The stiffest and strongest predicted material: C₂N atomic chains approach the theoretical limit* 和 *Exploring the bounds on the young's modulus and gravimetric young's modulus*。

该课题组首先从化学键刚度、取向度、密度的理论极限出发,建立了极致杨氏模量的微观物理模型,理论推导出极致杨氏模量和比杨氏模量的理论

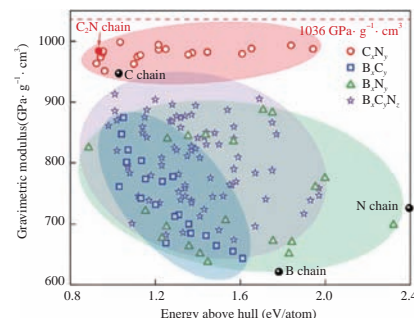
表达式,确定杨氏模量与比杨氏模量的理论上限分别为3074 GPa和1036 GPa·g⁻¹·cm³。杨氏模量与声速、抗拉强度等密切相关。根据杨氏模量的理论上限,该课题组进一步理论确定了声速上限(37 km/s)与抗拉强度上限(抗拉强度384 GPa与比抗拉强度130 GPa·g⁻¹·cm³)。

上述研究确定了杨氏模量等力学性能的理论极

限,而现有材料的部分力学性能纪录与其理论极限相比尚存在巨大落差,这表明力学性能提升尚存在巨大创新研究空间。相关成果拓展了人类对材料刚度与强度的认知,发现的极限性能物质在国防军工等尖端领域具有重要应用前景。

下图为力学性能极限原理示意。

(本刊记者 逸飞)





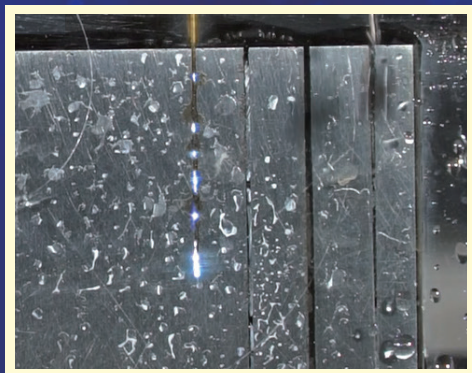
DIC[®]-305

电火花钻孔液

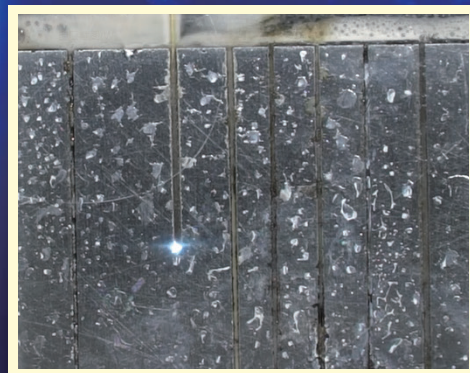
EDM drilling fluid

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

兰州化物所自润滑防护涂层研究获新进展

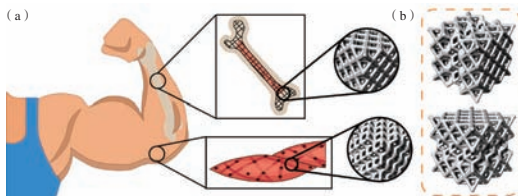
近日,中国科学院兰州化学物理研究所固体润滑国家重点实验室材料表面团队通过多层复合制备一种具有电热疏水润滑效果的薄膜材料。该材料由底层的自粘性聚酰亚胺基膜、中间电热层和最外侧的疏水自润滑防护层组成,具有表面发热均匀、电热功率可调、机械强度高和易粘接替换的特性,同时表面疏水-润滑具有优异的抗污染、自清洁、自润滑的特性。相关成果以 *Flexible electrothermal hydrophobic self-lubricating tape for controllable anti-icing and de-icing* 为题发表在 *ACS Applied Energy Materials*, 并被选为当期封面文章。

装备表面冬季结冰是困扰工程技术领域的一大难题,因为结冰问题造成的重大事故灾难时有发生,特别是在航空领域。目前,飞机防冰除了冬季雨雪天气时飞机起飞前为机身喷洒临时性保护的防冰液外,飞机机翼的防冰主要是通过将飞机高温尾气引入机翼部位,为机翼迎风面加热来实现飞机在高空穿越云层时的防冰,这就需要机翼内部复杂的管路,与当前飞机轻量化的目标相违背。电热涂层是一个很好的解决方案,将薄薄的涂层材料(微米级别)涂覆在机翼前缘,通过改变涂层厚度和调节施加电压可以实现电热功率(表面温度)控制。因

为聚酰亚胺具有高强度、耐高温和优异的电绝缘性能,将其作为基膜,在刮涂机上通过刮涂工艺在该基膜上将导电涂料涂覆上,保证整个膜面厚度的均匀一致性,最后在电热涂层表面喷涂团队自研的疏水润滑防护涂层,对电热膜进行保护。整张膜可以在实验室或者车间完成,电热涂层厚度完全由设备控制,保证了涂层厚度和膜面电热功率的均匀性。此外,该薄膜最外层使用了团队自研的高分子树脂材料,该材料具有优异的疏水、自润滑效果,水滴在表面接触角大,很难在表面附着,在较小风速下即可实现液体自脱离,避免雨滴蒸发带来的能量损耗。该种材料为飞机机翼防冰、风电叶片防冰提供了新的思路。

(本刊记者 逸飞)

福建物构所 3D 打印仿生结构研究获新进展



在福建省“揭榜挂帅”重大专项和闽都创新实验室自主部署关键技术攻关项目的支持下,中科院福建物质结构研究所吴立新研究员团队面向轻量化3D打印结构在多领域的应用开展研究。受自然界生物结构兼具刚度和柔韧性的特征启发,通过分级弯曲和拉伸主导的结构来设计混合架构的晶格。随后,使用纯树脂及高二氧化硅固含的复合材料,通过3D打印方式制备了以上晶格结构,并将其结果与理论分析数据进行比较以验证设计合理性。

结果表明,该结构设计比单一晶格拓扑结构的模量和应变能量密度提高

了7倍。添加填料进一步将结构的刚度提高12倍以上,且减少了结构屈曲。

另外,还评估了带有石墨烯涂层表面的混合晶格设计特性。所设计的晶格结构具有良好的弹性恢复能力,同时功能化特性也得到了拓展。

相关研究成果以 *Mechanically robust 3D printed elastomeric lattices inspired by strong and tough hierarchical structures* 为题,发表在 *Additive Manufacturing* 上。

上图(a)为兼具刚硬和韧性结构设计;图(b)为分级弯曲和拉伸主导的混合晶格结构。

(本刊记者 逸飞)

超纯 316L 不锈钢自主化制备关键技术获得重要突破

近日,中国科学院金属研究所特种合金研究部马颖澈研究员、张龙高级实验师团队历时3年多的技术攻关,完成了316L不锈钢的超纯冶金基础研究、冶炼工艺创新、成分精准控制技术攻关,实现了超纯316L不锈钢自主化制备关键技术突破,材料关键性能指标达到国际先进水平。

针对316L不锈钢成分控制多样化需求,该研究团队从控C、降P、除O、脱S、控Al、控Mn等不同成分控制方向着力,针对性建立了6类元素控制技术,创新了冶炼和重熔过程中成分控制工艺,确定了关键元素点控或窄间距控制目标,显著提升了超纯316L不锈钢成分控制精度和稳定性。

316L 不锈钢中夹杂

物要求极其严苛,其中A、B、C类夹杂物要求0级,D类夹杂物要求控制在 ≤ 0.5 级。

针对夹杂物控制要求,根据316L不锈钢成分特征、冶金特性、夹杂物形成特点,从除O和控Al角度出发,对高温熔体冶金基础进行了系统研究,建立了316L不锈钢高温熔体超纯冶金基础数据。通过多炉次2 kg、50 kg、100 kg和t级容量熔炼和重熔工艺试验,确定了316L不锈钢超纯冶炼工艺技术路线,明确冶炼工艺参数,形成了稳定化制备工艺,具备了小批量制备能力。结合锻造工艺,制备出20 mm、40 mm和60 mm成品棒材,多批次成分分析和夹杂物评价均达到进口产品水平。

(本刊记者 逸飞)

西安交大科研人员在氢脆研究中取得新进展

氢脆具有易发生、难预防的特点,一旦发生往往造成重大安全事故,因而是交通、能源、石化等多个行业共同关注的材料安全难题。在过去的几十年间,学者们进行了大量关于氢对位错运动行为影响的研究,但都未能实现单个位错水平上对氢和位错的交互作用进行定量的测试。

西安交通大学金属材料强度国家重点实验室的研究人员选取单晶纯铁作为模型材料,设计了一种完全定量的原位环境透射电镜纳米力学测试方法,首次实现了在单个位错水平上对氢和位错的交互作用进行定量的测试。试验结果用直观详实的证据证明了氢会促进纯铁中位错的运动;同时还发现循环加载/卸载可促进氢从材料氢陷阱中脱附,使位错

恢复无氢时的行为。这些在单个位错尺度上的定量测试结果将为氢脆机理建模提供坚实的试验基础,为抗氢脆材料的设计提供方法论的指导。

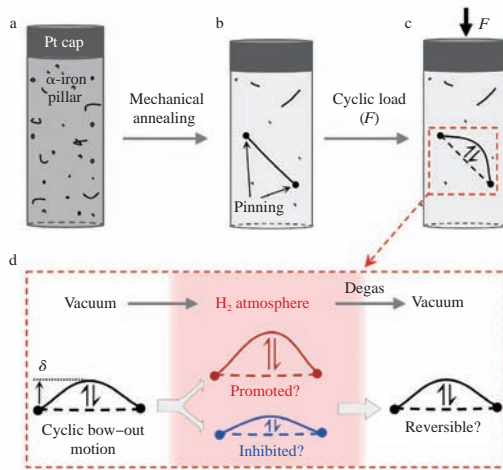
相关研究成果以 *Quantitative tests revealing hydrogen enhanced dislocation motion in α -iron* 为题发表在《自

然·材料》上。

西安交通大学的解德刚副教授和单智伟教授为该论文的共同通讯作者。该研究得到了国家自然科学基金、陕西省博士后科学基金及上海浦江人才计划等项目的支持。

下图为研究氢对位错运动影响的试验方案。

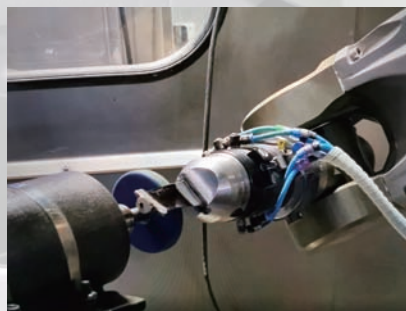
(本刊记者 逸飞)



自动抛磨机CP920T



- 2或4工位大批量生产的转位加工解决方案
- 多个模块联合可组成一条全自动化生产线
- 优化工作空间，符合人体工程学
- 集成在线测量系统，实现自适应加工
- 6轴或7轴，一次装夹完成多工序复杂加工
- 高精度轨迹跟踪，CyberMotion 6 多机器人管理软件，只需输入零件的三维模型，系统自动生成抛磨路径进行抛磨加工。
- 集成轨迹创建与编辑模块
- 高度人性化、友好的人机界面，无需专业机器人编程人员，易于操作使用。



公司一直专注于机器人智能抛磨设备与工艺的研发，以及产品生产。

通过多年的潜心研究，先后攻克了自适应技术、耗材闭环控制技术，以及智能化人机界面编程技术。并于2018年成功研发出第一代机器人叶片智能抛磨设备，该设备可完全代替现有的人工抛磨方式，改善了工作环境，并极大提高了产品的合格率及生产效率。

示范工厂：

成都宏翌精密机械有限公司

地址：成都市郫都区天台寺路889号

电话：028 6743 5112

手机：139 0130 6016

邮箱：sales@sarmat.cn

引文格式: 冯平法, 刘嘉辉, 王子标, 等. 钛合金 TB6 连接孔挤压强化残余应力及疲劳寿命试验研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 14-21.

FENG Pingfa, LIU Jiahui, WANG Zibiao, et al. Experimental study on residual stress and fatigue life of TB6 titanium alloy connection hole after cold expansion[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 14-21.

钛合金 TB6 连接孔挤压强化残余应力及疲劳寿命试验研究*

冯平法^{1,2,3}, 刘嘉辉^{1,2}, 王子标⁴, 冯峰³, 张翔宇^{1,2}, 沈岳^{1,2},
张建富^{1,2}, 王健健^{1,2}, 吴志军^{1,2}, 郁鼎文^{1,2}

(1. 清华大学精密超精密制造装备及控制北京市重点实验室, 北京 100084;

2. 清华大学高端装备界面科学与技术全国重点实验室, 北京 100084;

3. 清华大学深圳国际研究生院, 深圳 518055;

4. 中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室(LNM), 北京 100190)

[摘要] 针对钛合金 TB6 连接孔, 研究直接芯棒挤压强化工艺参数对钛合金耳片的强化效果, 表征不同挤压量和挤压次数下连接孔塑性变形量、孔壁残余应力和表面粗糙度, 测试挤压强化前后耳片的拉-拉疲劳寿命, 分析疲劳断口的形貌特征及疲劳寿命提升的原因。结果表明, 挤压强化几乎不能改善孔壁表面质量, 但可以使孔壁发生剧烈的塑性变形, 引入一定的残余压应力; 随着挤压量的增大, 塑性变形量增大, 残余压应力引入峰值和深度均明显增大, 衰减速度减小, 而挤压次数的影响相对较小; 挤压强化后疲劳寿命显著提高, 经由 3% 挤压量挤压强化后的耳片疲劳极限提升至少 38%。

关键词: 钛合金 TB6; 连接孔; 挤压强化; 残余应力; 疲劳寿命

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.014



冯平法

长聘教授, 特别研究员, 博士生导师, 主要从事先进制造技术及智能制造系统领域的研究工作。

钛合金具有质量轻、比强度高、耐腐蚀性好、热硬性好等优势, 是航空航天领域不可或缺的重要材料^[1-2]。以飞机制造为例, 大量机械零部件通过螺栓或铆钉连接, 在产品服役过程中, 钛合金连接孔承受较大的应力载荷, 极易发生疲劳失效, 甚至酿成严重后果^[3]。为了提高连接孔的安全性和可靠性, 诸多学者开展了大量研究。

众多研究结果均表明, 挤压强化是一种直接高效的内孔抗疲劳制造方法, 可以成倍提高连接孔的疲劳寿命^[4-8]。其中, 直接芯棒挤压强化是通过外力使一个直径大于孔径的挤

压芯棒穿过连接孔, 迫使孔壁材料发生弹塑性变形, 以改善连接孔的疲劳性能。因工艺简单、成本低廉、强化效果显著, 直接芯棒挤压强化在实际生产中应用广泛^[9]。Elajrami 等^[10]试验得知经过一次挤压后的铝合金 2024-T3 孔疲劳寿命可以延长 6~7 倍。Liu 等^[11]发现即使在温度 600 °C 下, 挤压强化后的镍基高温合金孔的低周疲劳寿命仍可提高 2.1~3.5 倍。Hou 等^[12]试验发现经过 5.7% 挤压量挤压后的铝合金 7B04-T6 孔的腐蚀疲劳寿命提升了 3 倍。Wang 等^[13]观察疲劳断口发现, 挤压强化后的试件在疲劳裂纹扩展中绕过了三向压

* 基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3405102)。

应力区域,认为残余压应力的引入是疲劳寿命提升的主要原因。由于连接孔的空间局限性,现有试验研究大多在孔端面测量残余应力,受限于X射线光斑大小或钻孔直径,无法直接测得强化表面及亚表面残余应力^[5,7,10-14]。而疲劳裂纹通常萌生于此,因此表层及亚表层的应力分布尤为重要。一些学者通过有限元仿真的方式得到了强化后孔壁残余应力分布规律^[4,8,15-17]。

本文进行了钛合金TB6耳片直接芯棒挤压强化试验,分析了挤压量和挤压次数对塑性变形量、孔壁残余应力及表面粗糙度的影响规律,通过疲劳寿命试验对比了不同工艺参数下的挤压强化效果,结合疲劳断口形貌分析了挤压强化提升疲劳寿命的原因。

1 试验及方法

1.1 试验件及挤压强化试验

试验用原始材料为钛合金TB6,经预加工得到如图1(a)所示的耳片状试验件,耳片孔公称直径为20 mm,尺寸公差为0~0.021 mm,孔深为16 mm。所有用于强化试验的耳片孔均由钻孔-镗孔得到。挤压强化试验为直接芯棒挤压,挤压芯棒材料为M42高速钢,其结构如图1(b)所示,可以分为导向段、前锥段、工作段和后锥段。其中,工作段的直径与挤压前耳片孔的直径差定义为挤压强化的挤压量。

挤压过程中,试件材料由于弹性变形,与挤压芯棒间存在巨大的正压力。挤压芯棒与孔壁之间沿轴向相对滑动会导致剧烈的摩擦。为了减少轴向残余拉应力的引入,避免因轴向摩擦造成孔壁表面的微裂纹等缺陷,使用MoS₂表面处理剂(中国航发北京航空材料研究院)进行挤压过程中的润滑减摩。挤压强化前用MoS₂表面处理剂分3次均匀涂抹于孔壁表面,在常温下静置1 h,待

表面处理剂完全固化。

挤压强化试验在LEGEND 1000MDX型液压机(美国Instron公司)上进行,该液压机最大能够提供100 t压力。

挤压强化过程中,在挤压芯棒的径向推挤作用下,孔壁材料发生了剧烈的塑性变形,由于耳片试件的两端缺少约束,挤压入口端和出口端的孔壁材料会向两端面发生明显的塑性流动,导致挤压强化后的孔径呈现两端大、中间小的“沙漏”形状,同时耳片两端面也会因为材料堆积形成“凸瘤”,不仅会导致孔径超过尺寸设计公差,而且会导致服役过程中在材料堆积处产生应力集中,更容易萌生疲劳裂纹,不利于耳片试件疲劳寿命的提高。因此,使用如图2(a)和(b)所示的工装进行耳片孔挤压强化试验。上压板和下垫块均设计有孔径略大于挤压芯棒工作段直径的通孔。试验前首先将定位芯棒依次穿过上压板、耳片试件和下垫块,使待强化孔与上压板孔及下垫块孔同轴,其次用螺栓将上压板与下垫块连接,对耳片试件上端面施加一定的预压力,然后将定位芯棒取出,更换为挤压芯棒,最后通过液压机挤压,实现对耳片孔的挤压强化。图2(c)和(d)

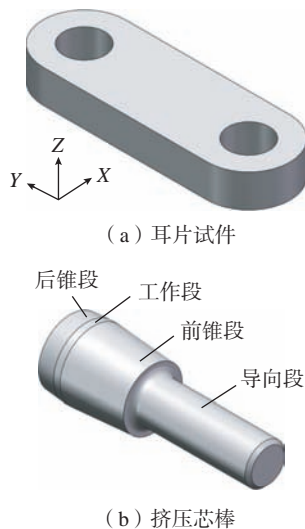
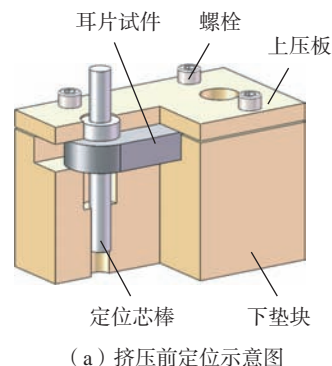


图1 耳片试件及挤压芯棒

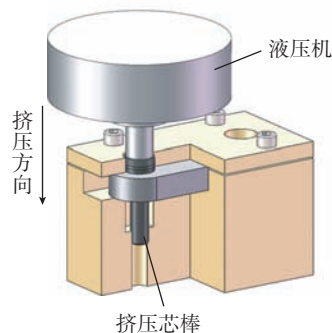
Fig.1 Lug sample and expansion mandrel

所示是挤压强化试验现场图。

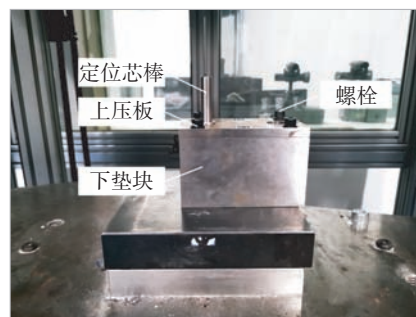
图3所示是挤压量0.4 mm时,直接挤压及使用工装挤压后耳片孔入口端和出口端材料堆积对比。可



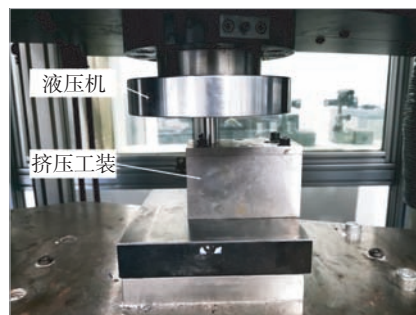
(a) 挤压前定位示意图



(b) 挤压强化示意图



(c) 挤压前定位试验



(d) 挤压强化试验

图2 挤压强化试验过程

Fig.2 Experimental process of cold expansion

可以看出,使用工装后,挤压入口端材料堆积高度由 51 μm 下降至 48 μm ,挤压出口端材料堆积高度由 121 μm 下降至 77 μm ;该工装对抑制挤压入口端和出口端材料轴向流动具有一定的效果,可以在一定程度上改善挤压强化后孔壁“沙漏”形貌及“凸瘤”材料堆积问题,使挤压强化得到的耳片孔仅需孔边倒角即可去除尺寸超差部分,符合设计公差要求。因此,以下试验均在该工装上进行。设计了挤压强化工艺参数试验,挤压量试验范围选取 1%~3%,挤压次数试验范围选取 1~3 次,如表 1 所示。

1.2 挤压强化测试及表征

耳片孔入口和出口端面材料堆积使用 Zygo NexView 9000 型白光三维形貌干涉仪进行观察测量。孔壁轮廓使用 Hexagon Global S 型三坐标测量机进行自适应同心圆扫描。孔壁表面粗糙度使用 Mahr MarSurf PS 10 型触针式表面粗糙度仪进行测量,对每个孔壁沿轴向测量 5 次,取平均值作为该孔壁的表面粗糙度 R_a 。

由于空间位置的局限性,直接对孔壁进行残余应力测试存在困难。图 4 为耳片试件挤压强化后的测试。将耳片线切割得到图 4 (a) 所示的试件,再进行残余应力测试。孔壁表面残余应力使用 XL-640 型 X 射线应力仪(爱斯特应力技术有限公司)进行测试,测量方法及参数如表 2 所示,测试过程如图 4 (b) 所示。由于钛合金属于晶粒粗大的难测材料,使用摆动法进行测量,以尽量提高测量结果的准确性和可靠性。孔壁残余应力沿径向的分布使用芬兰 Prism 激光干涉应力仪(ESPI)进行测试,该设备是将剥层法和电子散斑干涉技术相结合对内部残余应力进行测量,钻孔直径为 1 mm,测试过程如图 4 (c) 所示。孔壁纵截面经金相制样后由日本 OLYMPUS-BX51M 光学显微镜观察得到。

疲劳性能使用 QBG-250 型高频疲劳试验机(美国 Instron 公司)进行拉-拉疲劳寿命测试,试验前将销轴插入耳片孔内,试验过程中通过销轴沿耳片试件的长轴施加载荷,如图 5 (a) 所示。疲劳应力载荷选用 $\sigma_{\text{max}}=250 \text{ MPa}$,应力比 $R=0.1$,载荷频率约为 100 Hz。疲劳断裂后的耳片试件如图 5 (b) 所示。疲劳断裂后的试件经线切割后,使用 ZEISS GeminiSEM 300 扫描电子显微镜(SEM)观察疲劳断口形貌。

2 试验结果与讨论

2.1 塑性变形量

图 6 所示是挤压前后的孔径差,即塑性变形量与挤压工艺参数关系。可以看出,随着挤压量的增大,挤压芯棒对孔壁材料的径向推挤效果增大,孔壁材料塑性变形加剧,塑性变形区域增大,孔径扩张量显著提高。对于 1 次挤压,挤压量由 0.2 mm 增大到 0.6 mm,对应的塑性变形量由 25 μm 增大到 276 μm 。

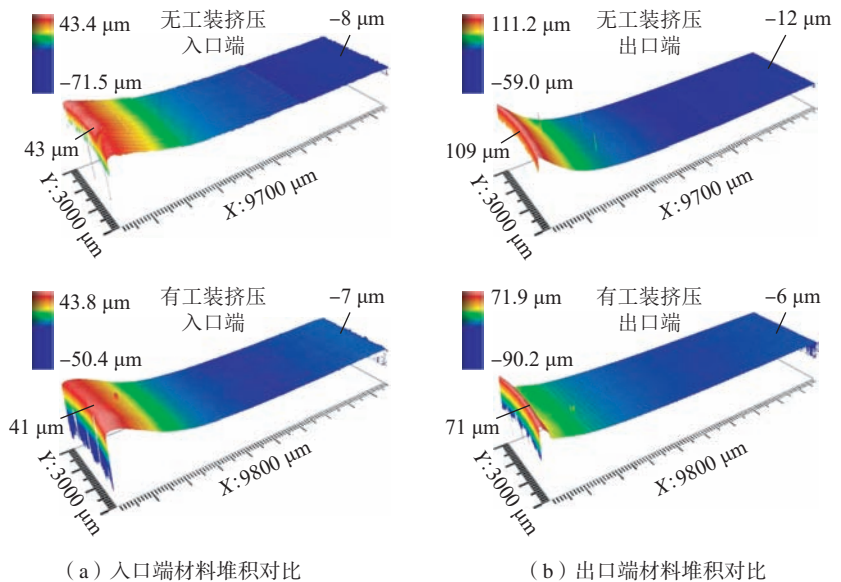
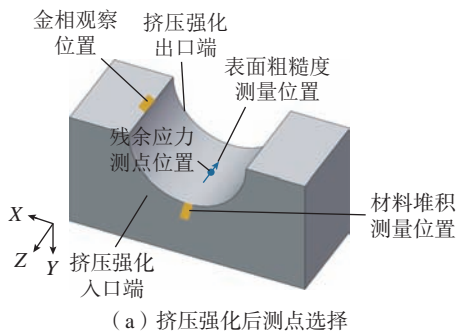


图 3 入口端及出口端材料堆积对比
Fig.3 Comparison of material accumulation at inlet end and outlet end

表 1 挤压强化试验方案

Table 1 Experimental parameters of cold expansion

试验序号	挤压量/mm	挤压次数/次	挤压速度/($\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$)	挤压条件
1	0.20	1	60	MoS ₂ 表面处理剂分 3 次涂抹孔壁, 常温固化 1 h
2	0.20	2		
3	0.20	3		
4	0.40	1		
5	0.40	2		
6	0.40	3		
7	0.60	1		
8	0.60	2		
9	0.60	3		



(a) 挤压强化后测点选择

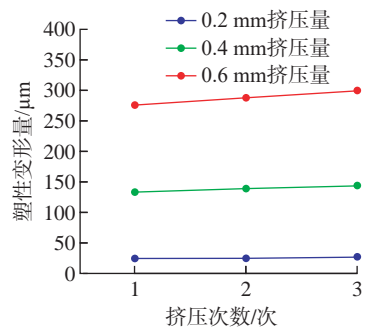
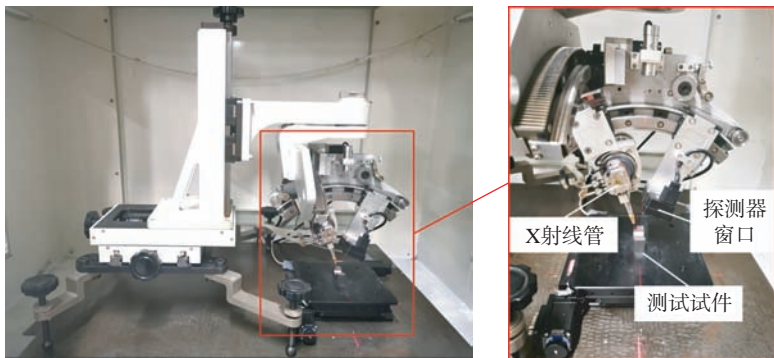
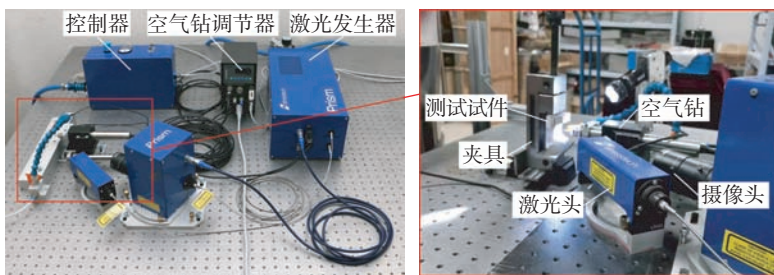


图6 挤压强化后塑性变形量
Fig.6 Plastic deformation after cold expansion



(b) X射线衍射残余应力测试



(c) ESPI残余应力测试

图4 挤压强化后测试

Fig.4 Measurement for characterization of cold expansion

表2 X射线衍射残余应力测试参数

Table 2 Measurement parameters of residual stress by X-ray diffraction

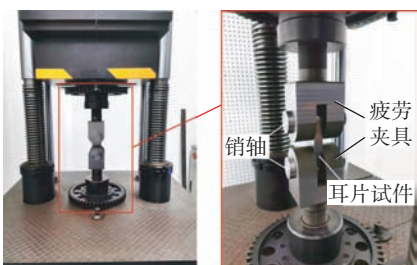
靶材	测量方法	摆角 / (°)	光斑直径/mm	管电压/kV	管电流/mA
Cu	侧倾固定 ψ 加摆动法	5	2	27.0	8.0

而当挤压量相同时,随着挤压次数的增加,挤压强化后的孔径略有增大,对于0.2 mm挤压量,3次挤压相比于1次挤压塑性变形量仅增大3 μm ,对于0.4 mm和0.6 mm挤压量,塑性变形量分别增大了9 μm 和22 μm ,但也仅相当于1次挤压塑性变形量的6.7%和7.9%,可见塑性变形量受挤压次数影响不大。

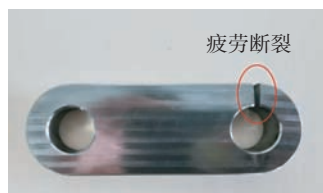
2.2 残余应力分布

挤压强化过程中,孔壁材料发生了剧烈的不均匀弹塑性变形,引入了一定的残余应力。而线切割会导致孔壁部分残余应力释放,影响残余应力测量结果。因此,在线切割前后分别使用三坐标测量机测量孔壁轮廓,得到线切割前后孔壁轮廓变形量,通过有限元仿真得到变形对应的残余应力释放量,对残余应力测量结果进行修正。

考虑到试件结构的对称性,建立线切割后1/2试件的二维简化模型,并得到仿真结果,如图7所示。图7(a)为简化模型,网格单元尺寸为0.1 mm,在孔壁处局部细化网格。在对称面上施加对称约束,在线切割面上施加力矩载荷,使得孔壁轮廓发生与三坐标测量机测量结果对应的扩张变形。仿真过程中的材料属性参数如表3所示^[15],使用ABAQUS/Standard求解器。图7(b)所示是仿真得到的应力分布云图,从中可以获取残余应力测点处的切向应力,以



(a) 耳片试件装夹



(b) 疲劳断裂耳片

图5 疲劳寿命试验试件装夹及试验后耳片

Fig.5 Fatigue test set up and lug samples after test

修正试验测试结果。

图 8 (a) 所示是经有限元仿真修正后的挤压强化后孔壁表面切向残余应力 X 射线衍射测量结果。可以看出,随着挤压量的增大,孔壁塑性变形增大,表面残余压应力引入量明显增大,由 -450 ~ -530 MPa 增大到 -700 ~ -800 MPa。而挤压次数对表面残余应力的影响相对较小,上下偏差不得超过 10%,且未呈现明显的影响规律,这也与挤压前后孔壁塑性变形量测量结果吻合。在多次挤压强化的过程中,挤压变形量主要是弹性变形,引入的塑性变形极少,所以引入额外的残余压应力也较小。

X 射线衍射测得的仅是表面数 μm 范围内的残余应力,而残余压应力的引入层深度和峰值对疲劳寿命有重要影响。图 8 (b) 所示是 ESPI

测得的 1 次挤压后孔壁切向残余应力沿径向分布结果(经过有限元仿真修正)。可以看出,挤压强化后均引入了不同程度的残余压应力,且最大残余压应力均出现在亚表层。随着挤压量的增大,其表面残余压应力数值越大,且残余压应力层的深度也越大,这是由于挤压量越大,强化时产生挤压变形的程度和深度越大。当挤压量为 0.2 mm 时,在径向 0.1 mm 深度处残余压应力达到最大,约为 -680 MPa,随后迅速衰减,在径向 0.3 mm 深度处仅有 -240 MPa。当挤压量为 0.4 mm 时,在径向 0.15 mm 深度处残余压应力达到最大,约为 -850 MPa,随着径向深度的增大有所衰减,在径向深度 0.6 mm 处仍存在约 -400 MPa 的残余压应力。当挤压量为 0.6 mm 时,

残余压应力峰值进一步增大,超过了 -1000 MPa 且接近材料的屈服强度,且随着深度的增大衰减缓慢,即使在径向 0.7 mm 深度处仍存在约 -740 MPa 的残余压应力。如此数值大且影响层深的残余压应力将有效抑制裂纹的萌生和扩展,从而显著提高试件的疲劳寿命。

2.3 表面粗糙度

图 9 (a) 所示是挤压强化前后孔壁表面粗糙度 R_a 测量结果对比,挤压强化前后表面粗糙度均在 R_a 0.30~0.53 μm 之间,且数值变化不超过 5%,可以看出挤压强化过程对孔壁表面粗糙度几乎没有影响,挤压强化后孔壁表面仍呈现明显的镗孔痕迹,如图 9 (b) 所示。这是因为镗孔后孔壁表面沿孔轴向呈现周期性的峰谷交替的锯齿形貌。涂抹的表面

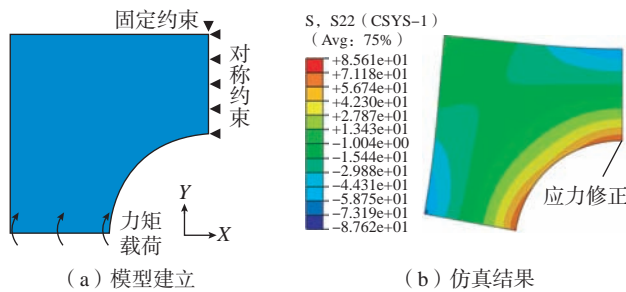


图 7 线切割致残余应力释放有限元修正

Fig.7 Finite element correction of residual stress release caused by wire cutting

表 3 有限元仿真材料属性参数^[15]

Table 3 Material property parameters of finite element simulation^[15]

材料	密度 / ($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	弹性模量 / GPa	泊松比
钛合金 TB6	4.62	102	0.3

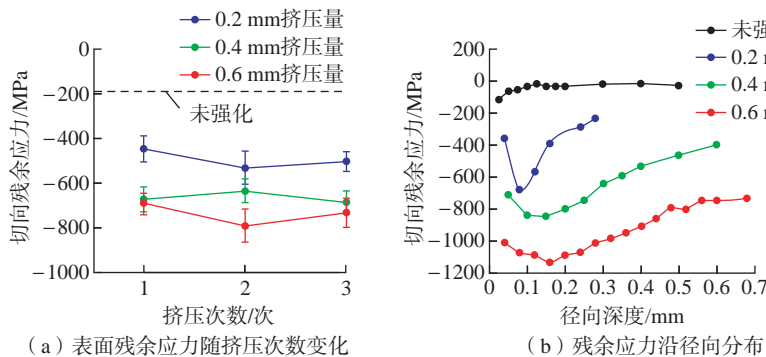
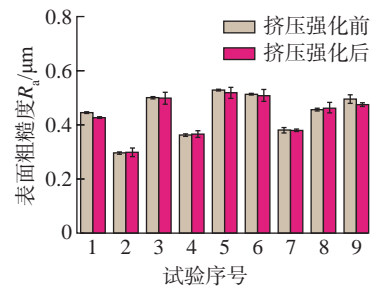
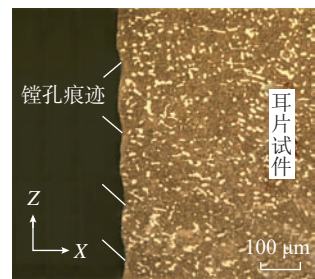


图 8 挤压强化后孔壁切向残余应力

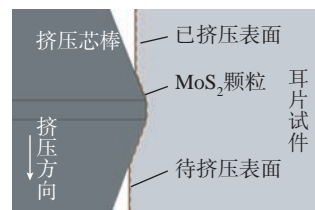
Fig.8 Tangential residual stress of hole wall after cold expansion



(a) 挤压强化前后表面粗糙度



(b) 挤压强化后孔壁截面



(c) 粗糙度不变原因分析示意图

图 9 挤压强化后表面粗糙度

Fig.9 Surface roughness after cold expansion

处理剂固化后,在挤压强化过程中,MoS₂颗粒被封存于镗孔得到的“波谷”中。由于MoS₂颗粒具有良好的承载能力,挤压芯棒沿径向同时挤压“波峰”与“波谷”,使之发生同步塑性变形和回弹,如图9(c)所示。因此,挤压强化完成后未能实现表面光整,孔壁表面质量没有明显改善,表面粗糙度几乎不发生改变。

2.4 疲劳寿命试验及断口分析

根据表面完整性测试结果分析可知,对挤压强化后孔壁表面完整性影响最为显著的因素是挤压量。因此选取挤压次数为1次,研究挤压量对挤压强化后耳片试件疲劳寿命的影响规律。为避免孔径差异对疲劳试验结果造成影响,根据试验得到的挤压强化塑性变形量,对挤压强化前耳片孔径进行预补偿,使得挤压强化后孔径满足公称直径20 mm、尺寸公差0~0.021 mm的设计要求。每组挤压强化工艺参数的疲劳试验至少重复3次,取平均值作为试验结果。所有耳片试件均在最小截面处发生疲劳断裂。强化前后耳片的疲劳寿命试验结果如图10所示。随着挤压量的增大,挤压强化对疲劳寿命的改善效果显著提高。

未强化耳片试件的疲劳寿命循环次数为 3.2×10^4 次。图11所示是未强化耳片的疲劳断口SEM形貌,图11(a)中的各点对应后面各分图。疲劳断口由裂纹萌生区、裂纹扩展区和脆性断裂区组成。裂纹萌生于孔

壁表面,如图11(b)所示,且沿连接孔轴向观察到多处裂纹源。在距离主裂纹源8 mm范围内的裂纹扩展前期为辉纹扩展机制,随着扩展的进行,辉纹间距逐渐增大,反映裂纹扩展速率的提高(图11(c)~(f))。随着扩展的进一步进行,实际受力面积减小,实际载荷增大,材料出现

撕裂并伴有明显的塑性变形(图11(g))。最终,耳片试件出现瞬断,脆性断裂区呈现出大量等轴韧窝特征(图11(h))。

经过0.2 mm挤压量1次挤压后,耳片试件的疲劳寿命循环次数提升至 7.3×10^4 次,疲劳寿命提升约128%。图12所示是挤压量0.2 mm

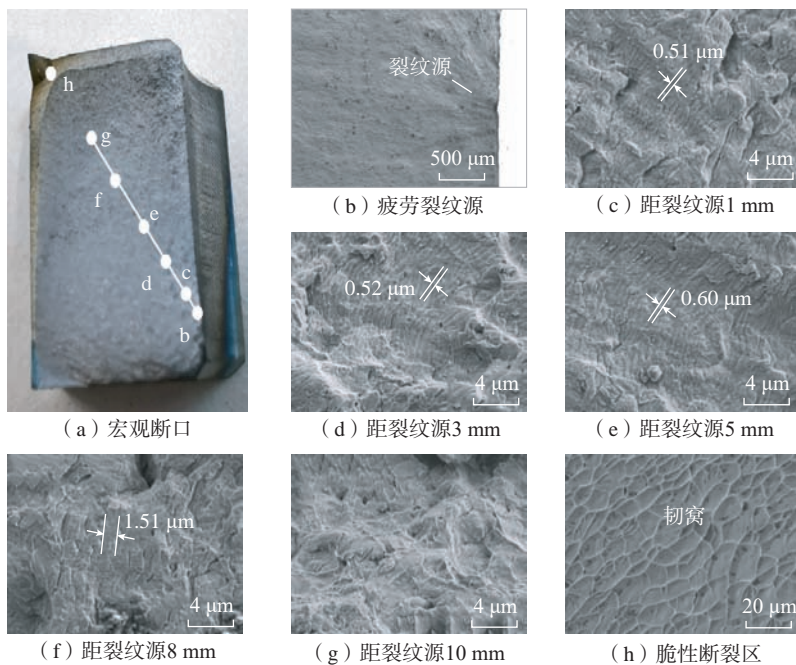


图11 未强化耳片试件疲劳断口

Fig.11 Fatigue fracture of samples without cold expansion

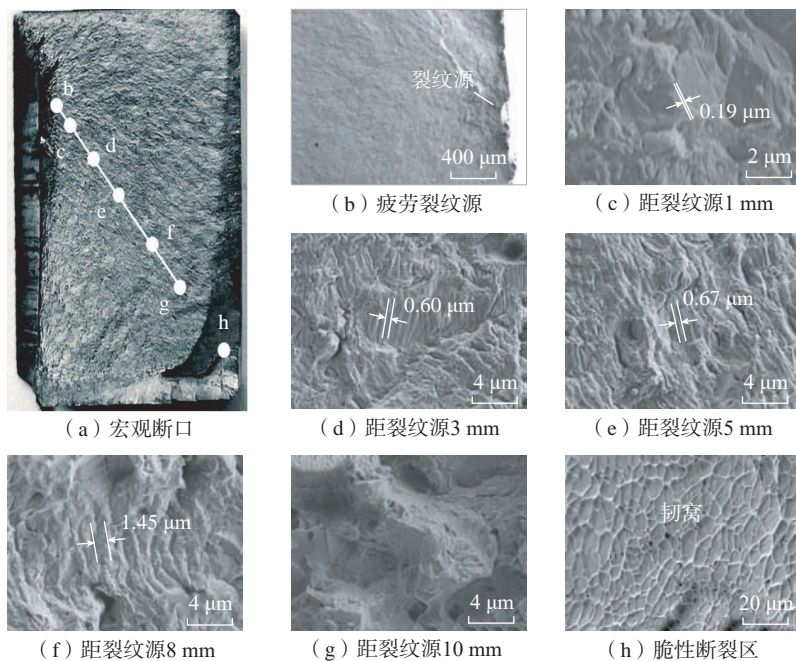


图12 挤压量0.2 mm耳片试件疲劳断口

Fig.12 Fatigue fracture of samples with 0.2 mm cold expansion

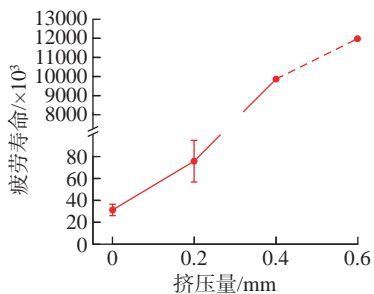


图10 挤压强化后耳片试件疲劳寿命
Fig.10 Fatigue life of lug samples after cold expansion

耳片试件疲劳断口。疲劳裂纹萌生于孔壁表面靠近挤压入口一侧,且呈现单源起裂,如图 12 (b) 所示。在裂纹扩展前期亦为辉纹扩展机制,且辉纹间距与未强化试件基本相当,在裂纹扩展初期(距裂纹源 1 mm 处)略小于未强化试件,裂纹扩展区面积没有明显改变(图 12 (c)~(f))。随着扩展的进行,亦呈现撕裂和脆断(图 12 (g)~(h))。脆性断裂区的韧窝尺寸略小于未强化试件。因此,疲劳寿命的提升可认为是残余压应力的引入在一定程度上延缓了裂纹的扩展速率。

经过 0.4 mm 挤压量一次挤压后,耳片试件的疲劳寿命循环次数提高至 9.8×10^6 次,疲劳寿命显著提高,提升超过 300 倍。图 13 所示是挤压量 0.4 mm 耳片试件疲劳断口。疲劳裂纹萌生于孔壁表面靠近挤压入口一侧,如图 13 (b) 所示。在裂纹扩展前期,随着裂纹扩展的进行,辉纹间距逐渐增大,且均明显小于未强化试件(图 13 (c)~(f))。在距离裂纹源 8 mm 处,辉纹间距差距最大,但仅约为未强化试件的 1/3,且裂纹

扩展区的面积小于未强化试件。峰值达到 -850 MPa 的残余压应力有效提高了疲劳寿命。在脆性断裂区亦呈现大量韧窝,且韧窝尺寸明显小于未强化试件(图 13 (h))。

经过 0.6 mm 挤压量一次挤压后,3 个耳片试件的疲劳寿命循环次数均超过 1.2×10^7 次,直至载荷提高 20% 后发生疲劳破坏。对比《中国航空材料手册》^[18] TB6 合金耳片元件轴向加载疲劳 S-N 曲线,如以 10^7 为循环基数,经 0.6 mm 挤压量一次挤压后,钛合金 TB6 耳片试件疲劳极限由约 180 MPa 至少提高至 250 MPa,提升 38% 以上。数值大且影响层深的残余压应力对疲劳寿命提升发挥了重要作用。

3 结论

(1) 随着挤压强化挤压量的增大,孔壁塑性变形量增大,孔壁切向残余压应力引入峰值和深度均显著增大,在径向 0.1~0.2 mm 深度处达到峰值,且沿径向衰减速率明显降低,挤压次数对塑性变形量及切向残余压应力引入量的影响相对较小。

(2) 挤压强化对孔壁表面粗糙度、形貌质量几乎没有影响,表面粗糙度数值变化量不超过 5%。

(3) 挤压强化后疲劳寿命显著提高,且随挤压量的增大而提高。以 3% 挤压量挤压强化后的钛合金 TB6 耳片试件疲劳极限由 180 MPa 至少提升至 250 MPa,提升超过 38%。

参考文献

[1] WILLIAMS J C, BOYER R R. Opportunities and issues in the application of titanium alloys for aerospace components[J]. Metals, 2020, 10(6): 705.

[2] 刘世锋,宋玺,薛彤,等. 钛合金及钛基复合材料在航空航天的应用和发展[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 77-94.

LIU Shifeng, SONG Xi, XUE Tong, et al. Application and development of titanium alloy and titanium matrix composites in aerospace field[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 77-94.

[3] 王彬文,陈先民,苏运来,等. 中国航空工业疲劳与结构完整性研究进展与展望[J]. 航空学报, 2021, 42(5): 524651.

WANG Binwen, CHEN Xianmin, SU Yunlai, et al. Research progress and prospect of fatigue and structural integrity for aeronautical industry in China[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2021, 42(5): 524651.

[4] SUN Y, HU W P, SHEN F, et al. Numerical simulations of the fatigue damage evolution at a fastener hole treated by cold expansion or with interference fit pin[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2016, 107: 188-200.

[5] 王燕礼,卞小芳,符彬,等. 光整滚光和开缝衬套挤压孔结构表面完整性及疲劳行为研究[J]. 表面技术, 2019, 48(9): 336-345.

WANG Yanli, BIAN Xiaofang, FU Bin, et al. Surface integrity and fatigue behaviour of holes treated by finishing & burnishing and split sleeve cold expansion[J]. Surface Technology, 2019, 48(9): 336-345.

[6] YAN W Z, WANG X S, GAO H S, et al. Effect of split sleeve cold expansion on cracking behaviors of titanium alloy TC4 holes[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2012, 88: 79-89.

[7] 罗学昆,艾莹璐,王欣,等. 二次孔挤压强化对 TB6 钛合金疲劳性能的影响[J]. 航空材料学报, 2017, 37(6): 88-94.

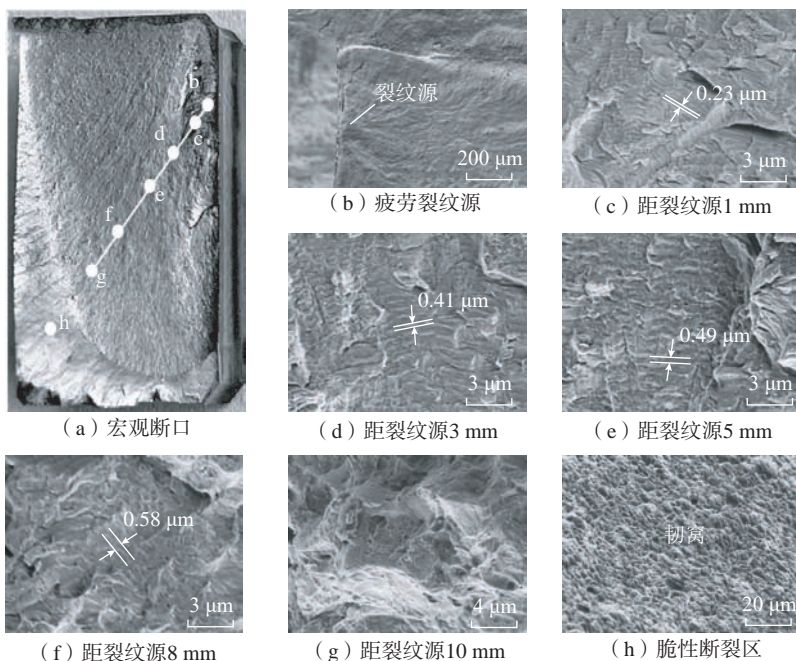


图 13 挤压量 0.4 mm 耳片试件疲劳断口

Fig.13 Fatigue fracture of samples with 0.4 mm cold expansion

LUO Xuekun, AI Yingjun, WANG Xin, et al. Effect of double cold expansion of hole on fatigue property of TB6 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2017, 37(6): 88–94.

[8] LI Q, XUE Q C, HU Q S, et al. Cold expansion strengthening of 7050 aluminum alloy hole: Structure, residual stress, and fatigue life[J]. International Journal of Aerospace Engineering, 2022, 2022: 1–17.

[9] 王燕礼, 朱有利, 曹强, 等. 孔挤压强化技术研究进展与展望[J]. 航空学报, 2018, 39(2): 021336.

WANG Yanli, ZHU Youli, CAO Qiang, et al. Progress and prospect of research on hole cold expansion technique[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2018, 39(2): 021336.

[10] ELAJRAMI M, MILOUD R, MILOUKI H, et al. Experimental investigation of the effect of double cold expansion on the residual stresses distribution and on the fatigue life of rivet hole[J]. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2016, 38(8): 2527–2532.

[11] LIU H, HU D Y, WANG R Q, et al. Experimental and numerical investigations on the influence of cold expansion on low cycle

fatigue life of bolt holes in aeroengine superalloy disk at elevated temperature[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 132: 105390.

[12] HOU S, ZHU Y L, CAI Z H, et al. Effect of hole cold expansion on fatigue performance of corroded 7B04–T6 aluminium alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 126: 210–220.

[13] WANG Y L, ZHU Y L, HOU S, et al. Investigation on fatigue performance of cold expansion holes of 6061–T6 aluminum alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 95: 216–228.

[14] FAGHIEH S, SHAHA S K, BEHRAVESH S B, et al. Split sleeve cold expansion of AZ31B sheet: Microstructure, texture and residual stress[J]. Materials & Design, 2020, 186: 108213.

[15] 姜廷宇, 王洋, 王鹏, 等. TB6 钛合金孔二次挤压残余应力及疲劳寿命仿真研究[J]. 航空制造技术, 2021, 64(9): 77–84.

JIANG Tingyu, WANG Yang, WANG Peng, et al. Simulation study on residual stress and fatigue life of TB6 titanium alloy hole after double cold expansion[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(9): 77–84.

[16] DEY MITHUN K, DAVE K, HUA

T. Finite element parametric study of the split sleeve cold expansion on residual stresses and pulling force[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 2022, 236(5): 2447–2461.

[17] 霍鲁斌, 曹增强, 曹跃杰, 等. 飞机结构紧固件孔冷挤压残余应力场分布数值模拟研究[J]. 航空制造技术, 2018, 61(13): 74–79.

HUO Lubin, CAO Zengqiang, CAO Yuejie, et al. Numerical study of residual stress field distribution in aircraft structure fastener hole after cold expansion[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(13): 74–79.

[18] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册(第2版): 第10卷[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002.

Editorial Board of China Aeronautical Materials Handbook. China aeronautical materials handbook: Volume X[M]. 2nd ed. Beijing: Standards Press of China, 2002.

通讯作者: 张翔宇, 助理研究员, 工学博士, 研究方向为难加工材料的超声精密加工。

Experimental Study on Residual Stress and Fatigue Life of TB6 Titanium Alloy Connection Hole After Cold Expansion

FENG Pingfa^{1,2,3}, LIU Jiahui^{1,2}, WANG Zibiao⁴, FENG Feng³, ZHANG Xiangyu^{1,2}, SHEN Yue^{1,2}, ZHANG Jianfu^{1,2}, WANG Jianjian^{1,2}, WU Zhijun^{1,2}, YU Dingwen^{1,2}

(1. Beijing Key Laboratory of Precision and Ultra-Precision Manufacturing Equipment and Control, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

2. State Key Laboratory of Tribology in Advanced Equipment, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

3. Tsinghua Shenzhen International Graduate School, Shenzhen 518055, China;

4. State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

[ABSTRACT] Aiming at the connection hole of TB6 titanium alloy, the strengthening effect of cold expansion parameters on titanium alloy lug samples was studied. Plastic deformation, residual stress and surface roughness of the hole expanded with different ratios and times were characterized. The tension-tension fatigue life of lug samples before and after cold expansion was tested. Morphology characteristics of fatigue fracture and the reasons for the improvement of fatigue life were analyzed. The results show that cold expansion can hardly improve the surface quality of the hole, but can cause severe plastic deformation of the hole wall and introduce compressive residual stress. With the increase of expansion ratio, the plastic deformation, the peak value and depth of compressive residual stress increase significantly and the attenuation rate decreases, while expansion times has less impact. The fatigue life of lug samples after cold expansion is significantly improved, and the fatigue limit of cold expansion with 3% expansion ratio is increased by at least 38%.

Keywords: TB6 titanium alloy; Connection hole; Cold expansion; Residual stress; Fatigue life

(责编 逸飞)

引文格式: 肖聚亮, 王能, 刘海涛, 等. 基于刚度最优区间的机器人搅拌摩擦焊工件位置优化方法 [J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 22-31.

XIAO Juliang, WANG Neng, LIU Haitao, et al. Optimization method of position of robot friction stir welding parts based on optimal stiffness interval[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 22-31.

基于刚度最优区间的机器人搅拌摩擦焊 工件位置优化方法*

肖聚亮¹, 王能¹, 刘海涛¹, 岳巍¹, 王健¹, 赵慧慧², 高嘉爽²

(1. 天津大学机构理论与装备设计教育部重点实验室, 天津 300354;
2. 上海航天设备制造总厂有限公司, 上海 200245)

[摘要] 航空航天领域存在许多曲面工件需进行搅拌摩擦焊, 工业机器人为三维空间曲线的搅拌摩擦焊接提供了一种相当有吸引力的选择, 但是搅拌摩擦焊接过程中巨大的轴向力对工业机器人的搅拌头轴向刚度提出极高的要求。为了提高机器人在搅拌摩擦焊接过程中搅拌头轴向刚度, 提出一种基于刚度最优区间的工件位置优化方法。首先, 构建混联机器人的并联/串联机构刚度数据库, 以减少刚度计算时间; 其次, 基于机器人搅拌头轴向刚度提出刚度最优区间的概念, 作为优化指标; 然后, 在考虑无奇异、关节限位、关节连续性和工作空间约束的情况下, 进行基于刚度最优区间的工件位置优化算法研究; 最后, 仿真和试验验证表明, 该方法能够通过优化工件位置使机器人始终保持在搅拌头轴向刚度较优的位姿下进行焊接, 显著提升了机器人在焊接过程中的焊接刚度。

关键词: 工件位置优化; 搅拌摩擦焊(FSW); 刚度最优区间; 机器人; 三维曲线

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.022



肖聚亮

教授, 博士, 主要研究方向为机器人化智能制造与控制技术、人机协作控制技术。

* 基金项目: 国家重点研发计划变革性项目(2019YFA0709004)。

搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)是一种固态连接技术, 自1991年诞生以来便迅速发展, 并在航空航天等行业得到了广泛应用^[1]。由于能源效率高、环境友好和多功能性, 搅拌摩擦焊工艺的进步被认为是过去几十年金属连接领域最重要的发展^[2]。以前, 传统机床/专用搅拌摩擦焊机床是完成搅拌摩擦焊最常用的设备^[3]。随着搅拌摩擦焊技术的发展和在航空航天领域应用不断深入, 三维曲面的焊接开始被涉及, 传统机床和专用搅拌摩擦焊机床对此“力不从心”。随着承载能力和姿态精度的提高, 工业机器人已成为搅拌摩擦焊成本最低、最灵活的解决方案^[4-5], 并且更适合三维曲面的焊接。但是和机床相比, 工业机器

人相对较低的刚度严重限制了其未来发展。当搅拌摩擦焊设备刚度较低时, 工具会偏离理想的焊接路径, 严重影响焊接质量^[3]。因此对焊接过程中机器人的刚度进行优化具有重要意义。

对于一个机器人来说, 位姿是影响其加工刚度的重要因素。已经有很多学者对提高机器人刚度进行研究, 其方式大体可分为两种: 通过机器人本体的冗余自由度对机器人加工位姿进行优化, 从而提高机器人加工刚度; 通过调整工件位姿优化机器人加工位姿, 从而提高机器人加工刚度。Chen等^[6]综合考虑铣削的切削力和表面法向刚度, 通过优化机器人冗余自由度和刀具进给方向来提高机器人铣削的刚度评价指标。

Guo 等^[7]为了提高钻铆钉孔的效率和成功率,提出了一种机器人整体柔度指标,并以该指标优化机器人位姿。Xiong 等^[8]为了提高铣削机器人的刚度,提出了一种利用冗余自由度将五轴数控刀具轨迹转换为商用六轴工业机器人轨迹时的位姿优化方法。

除了利用机器人本体冗余自由度提高机器人刚度之外,部分学者尝试从工件位姿方面入手来提高机器人刚度。优化工件的位置和姿态能够改变机器人的姿态和切削力的方向,可对机器人的刚度产生显著的作用。针对机器人铣削中存在的低刚度问题,Liao 等^[9]提出一种考虑机器人旋转变形的刚度指标,在此基础上构建了一种基于刚度阈值的机器人位姿和工件布置的优化方法。Lin 等^[10]综合考虑机器人刚度和运动学性能,以此为依据确定加工性能最好的机器人姿态,从而指导工件相对于机器人的布置。为了提高串联机器人在完成搅拌摩擦焊任务时的刚

度,Zhao 等^[11]基于灵巧度约束下的软刚度指标,优化 ZK-500 机器人连杆 2 的长度;然后基于关节极限约束下的软刚度指标,提出了 ZK-500 机器人-定位器系统的关节轨迹规划算法。

从上述研究可以看出,提高机器人加工过程的刚度已经成为一个热门研究内容。但当前研究大多面向钻铣加工领域,而在焊接领域,增加机器人的加工刚度对于会产生巨大轴向力的搅拌摩擦焊具有更显著的价值。

因此基于课题组研发的六自由度搅拌摩擦焊装备,本文提出了一种基于刚度最优区间的混联机器人搅拌摩擦焊工件位置优化方法。首先,构建混联机器人的并联/串联机构刚度数据库,以减少刚度计算时间;其次,基于机器人搅拌头轴向刚度提出刚度最优区间的概念,作为优化指标;然后,在考虑无奇异、关节限位、关节连续性和工作空间约束的情况下,进行基于刚度最优区间的工件位

置优化算法研究;最后,在搭建好的六自由度搅拌摩擦焊设备上开展搅拌摩擦焊试验,以验证本文方法的有效性。

1 基于刚度最优区间的工件位置优化方法框架

本文构建的基于刚度最优区间的工件位置优化方法框架主要包括 3 部分:混联机器人并联/串联机构刚度数据库、焊接设备刚度最优区间、基于刚度最优区间的工件位置优化方法。该框架如图 1 所示。

在混联机器人并联/串联机构刚度数据库部分,用长方体网格对并联机构的任务工作空间进行划分,用来存储并联机构刚度矩阵(其中 K_{pa1} 代表完整长方体网格存储的刚度矩阵, K_{pa2} 代表位于圆柱形工作空间边界的非完整长方体网格存储的刚度矩阵),并通过网格中心点坐标进行索引;基于 A/C 摆头两关节行程构建平面工作区域(θ_4 和 θ_5 分别代表机器人 A/C 摆头两关节角度),并用

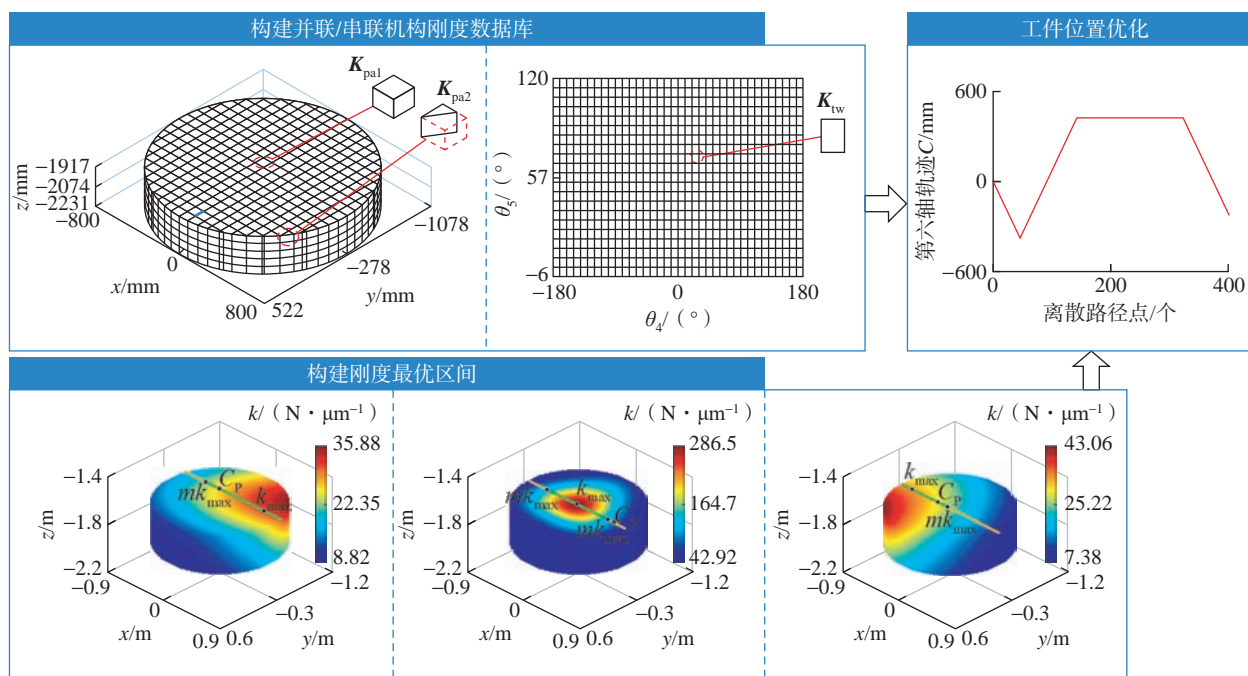


图 1 基于刚度最优区间的工件位置优化方法

Fig.1 Optimization method of workpiece position based on optimal stiffness interval

长方形网格对该工作区域进行划分,用来存储串联机构刚度矩阵 K_w ,通过网格中心点进行索引。最终分别建立并联/串联机构的刚度数据库。

在焊接设备刚度最优区间部分,分析搅拌摩擦焊接过程中机器人受力特性,基于该特性选取搅拌头轴向刚度 k 作为衡量机器人刚度强弱的指标,并基于轴向刚度提出刚度最优区间的优化指标 (k_{max} 为当前搅拌头轴向顶点 C_p 所在 x 轴方向直线上刚度最大值, m 为控制刚度最优区间大小的阈值参数, mk_{max} 为刚度最优区间的边界值)。

在基于刚度最优区间的工件位置优化方法部分,在考虑无奇异、关节限位、关节连续性和工作空间约束的情况下,以加工点机器人轴向刚度位于刚度最优区间内为标准,优化不同搅拌头位姿点处工件位置,使机器人在搅拌头轴向刚度较好的位姿下进行焊接,从而达到提高焊接过程刚度的效果。并基于该方法展开仿真和试验,验证本文所提基于刚度最优区间的机器人搅拌摩擦焊工件位置优化方法的有效性。

2 混联机器人并联/串联机构刚度数据库

刚度数据库包括并联机构刚度和串联机构刚度,本节为混联机器人构建刚度数据库,能够实现通过索引快速查找相应机构刚度矩阵的功能,相比直接计算刚度矩阵大大减少了计算时间,为提高优化算法的计算效率奠定了基础。

2.1 六自由度混联机器人

图2展示了六自由度混联机器人的CAD模型,该模型由五自由度 TriMule800 混联机器人模块(以下简称 FSW 机器人)、C 型机架和冗余单自由度移动平台(以下简称第六轴)组成。FSW 机器人的机构简图如图3所示,其结构采用三自度过约束空间并联机构 1T2R 和二自由度 A/

C 双摆头串接而成^[12]。第六轴可用于扩展焊接的可达工作空间,方便进行工件位置优化。C 型机架用于代替传统的龙门架,减少占地面积。图4为机构工作空间的右视图,标示了 1T2R 并联机构的工作空间参数^[12],本文选取其中的圆柱体作为并联机构刚度数据库划分区域,圆柱体半径 R 为 800 mm,高度 h 为 314 mm;在 B 点建立混联机器人基坐标系,其中 a 为动平台结构参数,为 220 mm; b 为旋转支撑的结构参数,为 850 mm; d 为基坐标系原点与零轴的偏移量,为 278 mm; H 为 xoy 坐标系平面到圆柱体工作空间上端面的距离,为 1917 mm。

2.2 混联机器人并联/串联机构刚度数据库

由于第六轴的设计刚度比 FSW 机器人高得多,故刚度模型仅考虑 FSW 机器人,FSW 机器人由 1T2R 并联机构和 A/C 二自由度转头组成,根据文献[13],FSW 机器人关于焊接主轴搅拌头轴向顶点 C 的笛卡尔刚度矩阵可表示为

$$K = X^{-T}(K_{pa}^{-1} + K_{tw}^{-1})^{-1}X^{-1} \quad (1)$$

式中, K_{pa} 为 1T2R 并联机构关于参考点 P 的笛卡尔刚度矩阵; K_{tw} 表示 A/C 二自由度转头关于参考点 P 的笛卡尔刚度矩阵; X 表示以点 P 为原点的瞬时参考系相对于以点 C 为原点的瞬时参考系的伴随变换矩阵。

由于优化过程中计算刚度指标的值要进行大量矩阵运算,消耗时间巨大。为了减少得出想要结果所消耗的时间,所以对混联机器人并联机构的刚度矩阵和串联机构的刚度矩阵构建数据库进行存储,并可分别以并联机构的末端点 P 的位置和串联机构两关节坐标为索引进行查询。最终将数据库应用于刚度优化算法中,减少优化算法的运行时间。

如图1中并联/串联机构刚度

数据库的左半部分所示,取 1T2R 并联机构任务工作空间上侧圆柱体部分作为并联机构刚度数据库,用长方体网格对该圆柱体进行划分,对于圆柱体边界不足以构成完整网格的,默认对其进行补足。正常网格存储并联机构 P 点位于网格中心点处时的刚度矩阵 K_{pa1} 。补足的网格存储的是

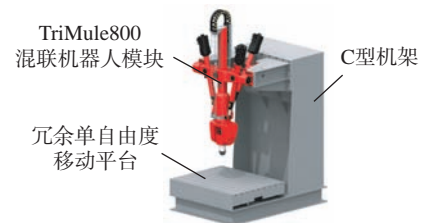


图2 混联机器人 CAD 模型
Fig.2 Hybrid robot CAD model

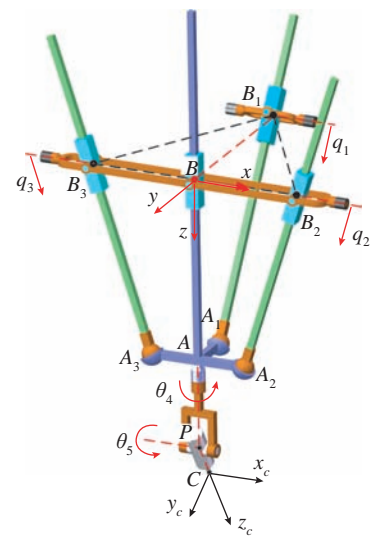


图3 FSW 机器人机构简图
Fig.3 FSW robot mechanism sketch

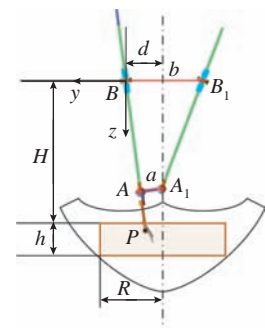


图4 FSW 机器人工作空间简图
Fig.4 Sketch of FSW robot workspace

并联机构 P 点位于补足前网格各个边长中点处时的刚度矩阵的平均值 \mathbf{K}_{pa2} 。所有网格采用的索引值均为网格中心点的坐标。通过式(2)求得 P 点所在的网格的中心点的坐标,以该坐标为索引求得刚度矩阵即为并联机构当前的刚度矩阵。

$$\begin{cases} x_a = x_p - (x_p \bmod x_c) + \frac{x_c}{2} \\ y_a = y_p - (y_p \bmod y_c) + \frac{y_c}{2} \\ z_a = z_p - (z_p \bmod z_c) + \frac{z_c}{2} \end{cases} \quad (2)$$

式中, (x_a, y_a, z_a) 、 (x_p, y_p, z_p) 、 (x_c, y_c, z_c) 分别为 P 点所在的网格的中心点坐标、 P 点坐标、长方体网格在 3 个方向的边长; \bmod 为取余符号, $a \bmod b$ 用于求取 a/b 后的余数。

对于每个并联机构的位姿,都对应一个串联机构刚度数据库,如图 1 中并联/串联机构刚度数据库的右半部分所示,该数据库是一个由串联机构的两转动关节行程组成的平面区域,并用长方形网格对该区域进行划分,每个网格存储其中心点坐标所对应的串联机构的刚度矩阵 \mathbf{K}_{tw} 。所有网格的索引值均为网格中心点处的坐标。通过式(3)求得串联机构两关节坐标所在的网格中心点坐标,以该坐标为索引求得刚度矩阵即为对应网格的刚度矩阵。

$$\begin{cases} x_b = \theta_4 - (\theta_4 \bmod x_t) + \frac{x_t}{2} \\ y_b = \theta_5 - (\theta_5 \bmod y_t) + \frac{y_t}{2} \end{cases} \quad (3)$$

式中, (x_b, y_b) 、 (θ_4, θ_5) 、 (x_t, y_t) 分别为关节串联机构两关节坐标所在的网格中心点坐标、关节串联机构两关节坐标、长方形网格在两个方向上的边长。

3 焊接设备刚度最优区间

本节对搅拌摩擦焊接过程中焊接工艺特点进行分析,综合考虑机器人特性,基于该特性选取搅拌头轴向

刚度作为衡量机器人刚度强弱的指标,并基于轴向刚度提出刚度最优区间的优化指标。

3.1 搅拌摩擦焊焊接工艺特点

搅拌摩擦焊焊接过程中,搅拌头自转的同时做直线/曲线移动。因此搅拌头主要会受到来自工件的横移力、轴向力和轴向扭矩的影响。其中轴向力和横移力会使机器人产生位移变形,而轴向扭矩会使机器人产生扭转变形。通过仿真分析得出比该机器人小一型号的机器人的轴向扭转刚度能达到几十万 $\text{N} \cdot \text{m}/\text{rad}$ ^[14],搅拌摩擦焊过程中的轴向扭矩通常为几十 $\text{N} \cdot \text{m}$,可见扭矩对机器人的刚度影响较小。而焊接过程中的轴向力又远大于横移力^[15],因此轴向刚度是衡量搅拌摩擦焊接过程中机器人刚度的最主要因素。不仅如此,作为搅拌摩擦焊工艺参数之一的下压量直接受到轴向刚度的影响。轴向刚度低,机器人轴向变形使得下压量小于预期,影响产热与材料流动,进而影响焊缝质量。所以选取轴向刚度作为焊接过程混联机器人的刚度指标。

参考文献[16],混联机器人在搅拌头轴向的刚度系数为

$$k = \frac{1}{\mathbf{w}_f^T \mathbf{C}_a \mathbf{w}_f} \quad (4)$$

式中, \mathbf{C}_a 为平移柔度子矩阵; \mathbf{w}_f 为混联机器人在加工过程中的搅拌头轴向单位矢量。 k 越大,混联机器人轴向刚度越大。

3.2 刚度最优区间

因为混联机器人具有一个 x 轴方向的冗余自由度,在焊接某一焊点时借助该自由度优化工件在 x 轴方向的位置即可对 FSW 机器人的轴向刚度进行调整。为此,需要研究 FSW 机器人沿不同搅拌头轴线矢量方向的轴向刚度在任务工作空间全域内沿 x 轴方向的分布规律。

已知图 4 的 1T2R 机构任务工作空间参数,以 FSW 机器人搅拌头轴

线矢量依次是 $(\sqrt{3}/3, \sqrt{3}/3, \sqrt{3}/3)^T$ 、 $(-\sqrt{3}/3, \sqrt{3}/3, \sqrt{3}/3)^T$ 、 $(\sqrt{3}/3, -\sqrt{3}/3, \sqrt{3}/3)^T$ 、 $(-\sqrt{3}/3, -\sqrt{3}/3, \sqrt{3}/3)^T$ 、 $(0, 0, 1)^T$ 为例对上述规律进行研究,FSW 机器人的轴向刚度在任务工作空间全域内的分布,以及搅拌头在工作空间中的摆向如图 5 所示。可知,FSW 机器人的轴向刚度随搅拌头轴线矢量及搅拌头轴向顶点位置(机器人位形)的变化而变化,且当搅拌头轴线方向不与工作台台面垂直时,机器人在部分工作空间边缘处的刚度要优于任务工作空间中心的刚度,且从最高刚度处向外呈近似球形逐渐减小。进而得出 FSW 机器人轴向刚度在 x 轴方向上的分布规律是从刚度最优 k_{\max} 位置处向左/右逐步减弱。

根据给定的 FSW 机器人搅拌头轴线矢量,当优化距离较远时,可能无法直接从当前位置 C_p 通过第六轴移动到 k_{\max} 所在位置,且当前位置轴向刚度与 k_{\max} 的差值较小时,认为刚度足够,无需优化工件位置;因此以当前搅拌头轴向顶点所在 x 轴方向直线上刚度最优处 k_{\max} 为中心,沿 x 轴方向建立刚度最优区间,设定一个阈值参数 m 控制区间大小,图 5 中绿色线条即为刚度最优区间。当前位置 C_p 在刚度最优区间内时,如图 5 (b)和(d)中所示,则正常焊接,不需要优化工件位置。当前位置 C_p 位于刚度最优区间之外时,如图 5 (a)、(c)和(e)中所示,通过移动第六轴,沿 x 轴方向寻求刚度最优区间,即沿 x 轴方向移动工件到机器人刚度更优的位置,提高焊缝质量。

其中, m 与工件位置和焊接轨迹有关,表示为

$$m = \frac{\sum_{i=1}^n (k_{C_p,i} / k_{\max,i})}{n} \quad (5)$$

式中, $k_{C_p,i}$ 为工件位置确定的情况下,NC 代码中第 i 个搅拌头位姿点时机器人轴向刚度值; $k_{\max,i}$ 为保持

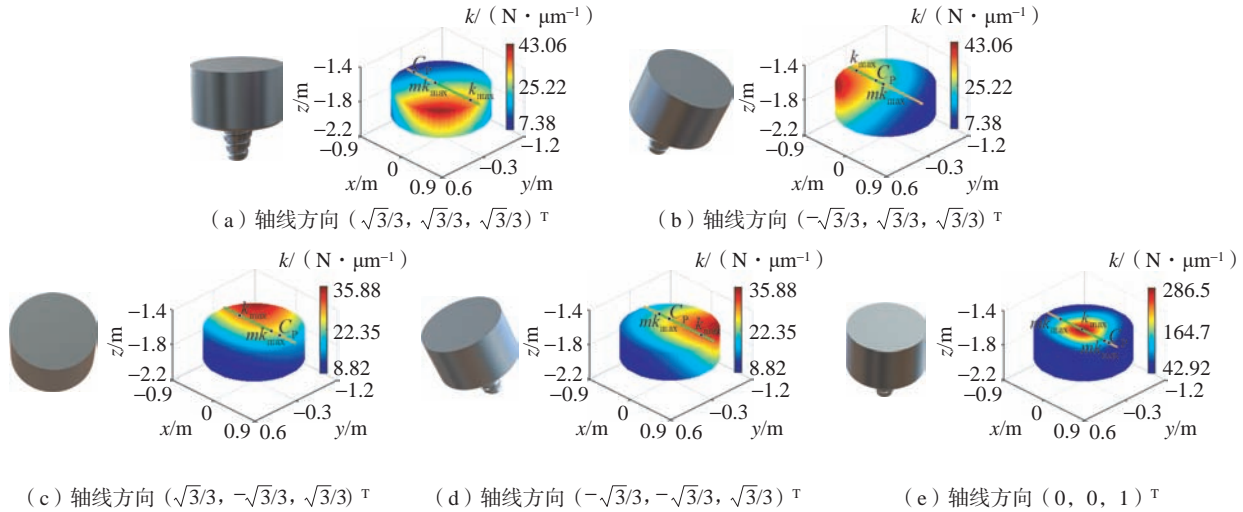


图5 FSW 机器人沿不同搅拌头轴线矢量方向的刚度分布图

Fig.5 Stiffness distribution diagram of FSW robot along different stirring head axis vector directions

第 i 个搅拌头位姿点轴线矢量方向不变,工作空间内机器人在该搅拌头位姿点所在 x 轴方向直线上的最大轴向刚度。

4 基于刚度最优区间的工件位置优化方法

针对三维空间曲线的焊接需求,机器人的位姿变化较大,尤其是在 x 轴方向焊缝较长时,机器人位姿变化尤为明显,极易引起机器人轴向刚度超过刚度最优区间,影响焊接质量。为解决该问题,需要利用 x 轴方向的冗余自由度,即第六轴,对工件位置进行优化,使机器人一直保持在刚度较好的位置焊接,提高整条焊缝的焊接刚度。

4.1 约束条件分析

在搅拌摩擦焊工件位置优化的过程中还需要考虑约束条件问题。以下给出各项约束条件,从而为确定不同搅拌头位姿点处工件的最优位置做准备。

4.1.1 位形非奇异约束

当图3中所示 B 点指向 C 点的矢量 w_{BC} 与搅拌头轴线矢量共线时,雅可比矩阵行列式为0,即

$$|J|=0 \quad (6)$$

机器人处于奇异位形,此时机器人末端位置只要发生微小位移,就会导致机器人关节坐标发生突变。对于 FSW 机器人来说,一般会导致第四轴突变 180° ,第五轴突变到当前关节坐标值的相反数位置。这种情况下,机器人第四轴的速度会瞬间突变到无穷大,又因为驱动器上设定了速度阈值,驱动器会直接报警,控制器报警并停止当前动作。无论工件位置是否优化,奇异问题都是必须要规避的。定义非奇异位形约束为 S_1 ,即

$$S_1: |J_i| \neq 0 \quad (7)$$

4.1.2 关节限位约束

机器人的各关节和第六轴都有各自的范围限定。机器人的并联结构部分和第六轴需要对末端伸缩的长度值做限定;串联结构部分,即 A/C 二自由度转头,需要对关节角度做限定。机器人运行过程中,无论末端位姿如何,均不允许机器人关节坐标超过设定的限定值。出于安全考虑,在控制系统中需要开发相应的软限位功能,当所给指令会导致机器人关节坐标超限时,系统报警提示并停止当前运动。定义关节限位约束为 S_2 ,关节 j 坐标所允许的上下限位分别为 θ_{jmax}

和 θ_{jmin} ,运行第 i 行指令时,机器人第 j 关节坐标 $\theta_{i,j}$ 需满足约束 S_2 ,即

$$S_2: \theta_{jmin} \leq \theta_{i,j} \leq \theta_{jmax}, i=1,2,\dots,n; j=1,2,\dots,6 \quad (8)$$

4.1.3 工作空间内范围约束

机器人的工作空间指机器人的末端执行器能达到的范围。机器人本身的工作空间受到关节角度范围和杆件长度的限制,在搅拌摩擦焊过程中,机器人工作范围还受到工件尺寸、工件夹持平台、现场设备布置情况等现场工况限制。定义机器人工作空间内范围约束为 S_3 ,机器人末端在机器人基坐标系的3个轴向方向所能达到的工作空间内的范围为 $[P_{xmin}, P_{xmax}], [P_{ymin}, P_{ymax}], [P_{zmin}, P_{zmax}]$ 。运行第 i 行指令时,机器人末端位置为 $C_{pxyz,i} = (C_{px,i}, C_{py,i}, C_{pz,i})^T$,且需满足约束 S_3 ,即

$$S_3: \begin{cases} P_{xmin} \leq C_{px,i} \leq P_{xmax} \\ P_{ymin} \leq C_{py,i} \leq P_{ymax}, i=1,2,\dots,n \\ P_{zmin} \leq C_{pz,i} \leq P_{zmax} \end{cases} \quad (9)$$

4.1.4 关节连续性约束

优化的目的是寻求每行代码轴向刚度在刚度阈值范围内时的工件位置,但是优化过程中必须保证相邻

代码之间对应的关节坐标变化不会过大。优化过程中,需保证机器人相对工件的速度和位移与优化前一致,因此相邻两行代码之间的运行时间是不变的。若相邻两行代码之间关节坐标值变化过大,则会导致优化后的加速度和进给速度过大,甚至超过控制系统设定的阈值而出现系统报警,停止工作。如此不但不能正常完成焊接任务,而且极易损伤设备,影响设备使用寿命。以相邻两行代码对应的关节坐标量化关节坐标的连续性,定义关节坐标连续性约束为 S_4 ,相邻两行代码对应的关节坐标差值的阈值为 $d\theta_{\max}$,第 j 关节的差值为 $\Delta\theta_{i,j}$ 需满足约束,即

$$S_4: \Delta\theta_{i,j} = |\theta_{(i-1),j} - \theta_{i,j}| \leq d\theta_{j\max}, \\ i=1,2,\dots,n; j=1,2,\dots,6 \quad (10)$$

结合上述约束条件和刚度最优区间,可建立工件位置优化数学模型,表示为

$$\begin{cases} \text{Find} & X_{\text{abs},i} = C_i + X_i, \\ & i=1,2,\dots,n; j=1,2,\dots,6 \\ \text{Object} & k_i \geq mk_{\max,i} \\ \text{Subject to:} & S_1: |J_i| \neq 0 \\ & S_2: \theta_{j\min} \leq \theta_{i,j} \leq \theta_{j\max} \\ & S_3: \begin{cases} P_{x\min} \leq C_{px,i} \leq P_{x\max} \\ P_{y\min} \leq C_{py,i} \leq P_{y\max} \\ P_{z\min} \leq C_{pz,i} \leq P_{z\max} \end{cases} \\ & S_4: \Delta\theta_{i,j} = |\theta_{(i-1),j} - \theta_{i,j}| \leq d\theta_{j\max} \end{cases} \quad (11)$$

式中, $X_{\text{abs},i}$ 是优化后第 i 个搅拌头位姿点在FSW机器人基坐标系中的 x 坐标值; X_i 为优化前第 i 个搅拌头位姿点在FSW机器人基坐标系中的 x 坐标值; C_i 为优化后在第 i 个搅拌头位姿点时第六轴需要移动到的位置; k_i 是第 i 个搅拌头位姿点所对应的FSW机器人轴向刚度; $S_1 \sim S_4$ 为优化过程中需要满足的约束条件。优化模型的目标是确定一个 $X_{\text{abs},i}$,使机器人在当前 $(X_{\text{abs},i}, Y_i, Z_i, A_i, B_i)$ 坐标下处于/趋近最优刚度区间。

4.2 基于刚度最优区间的工件位置优化方法

工件位置优化流程如图6所示,以下为具体步骤。

(1)输入NC代码信息、约束条件所需值、刚度阈值系数 m 、两

行代码之间第六关节最大移动量 Δs (即为 $d\theta_{6\max}$,两行代码之间的运行时间 \times (机器人 x 轴方向最大移动速度-进给速度))、遍历所用位置增量 ΔX (划分并联机构工作空间所用网格长度)、初始工件位置 C_1 、开始优

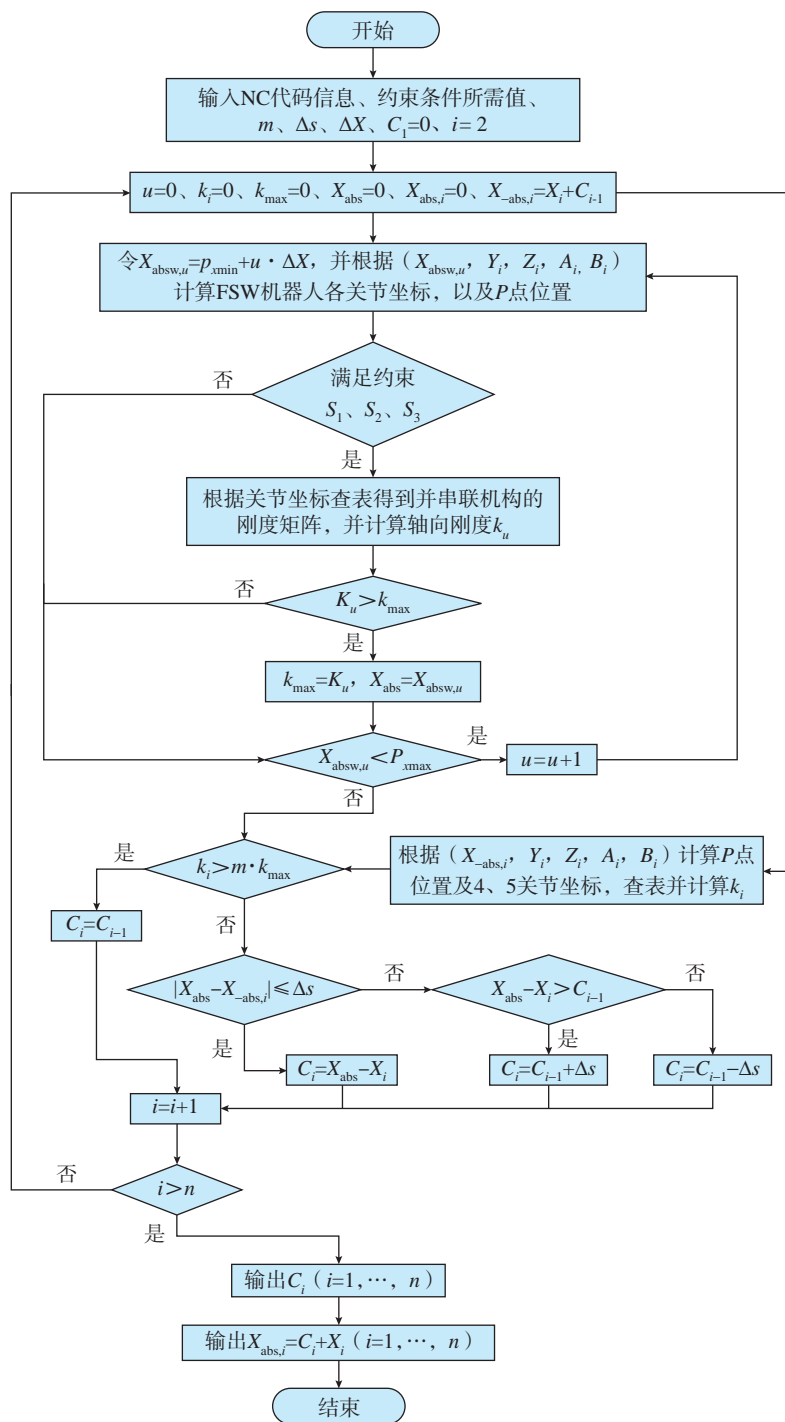


图6 工件位置优化流程图

Fig.6 Flow chart of workpiece position optimization

化的代码行数 i 。

(2) 基于第 i 行代码所在的位置,以 ΔX 为步长沿 x 轴遍历机器人工作空间,其中 u 为当前遍历点的序号, $X_{\text{abs},u}$ 为遍历点的 x 轴坐标,查找所有点位对应的关节坐标和 P 点位置,在确定其满足前 3 个约束的条件的情况下,通过查表法得到并 / 串联机构的刚度矩阵,进而计算不同遍历点的轴向刚度,找到最大轴向刚度 k_{max} 及其所在的位置 X_{abs} ,并确定刚度最优区间的阈值 mk_{max} 。

(3) 计算工件位置更新后第 i 行代码的 FSW 机器人轴向刚度值 k_i ,并将其与 mk_{max} 对比,判断 k_i 在不在刚度最优区间内。若在,则第六轴不动;若不在,则判断第六轴移动到最大刚度位置所需移动的距离是否在最大移动距离 Δs 以内。若在,则第六轴可以直接移动到最大刚度所在位置;若不在,判断第六轴移动到最大刚度位置的坐标值与当前平台坐标值的大小。若大于,则直接向 x 轴正向移动 Δs ;若小于,则直接向 x 轴负向移动 Δs ,保存第 i 行代码处第六轴的需要移动到的位置 C_i 。

(4) 判断 n 行代码的工件位置是否都进行了优化,若是,输出 n 个优化后的 C_i 和 $X_{\text{abs},i}$ 的集合;若不是,重复步骤(2)和(3)。

得到工件位置之后还需要重新规划速度,使机器人相对工件的速度保持不变。FSW 机器人五轴联动在控制系统内部已经完成速度规划,如要六轴联动实现工件位置优化,还需对机器人的绝对速度和第六轴的速度进行规划。以下进行相应速度规划的推导。

假设优化前运行到 NC 代码第 i 行目标点时,机器人在基坐标系下的位姿为 $(X_i, Y_i, Z_i, A_i, B_i)$,运行到第 $i+1$ 行目标点时相应位姿为 $(X_{i+1}, Y_{i+1}, Z_{i+1}, A_{i+1}, B_{i+1})$,优化后第 i 行和第 $i+1$ 行目标点位姿的 x 轴坐标为 $X_{\text{abs},i}$ 和 $X_{\text{abs},i+1}$,计算可得

$$C_i = X_{\text{abs},i} - X_i$$

$$C_{i+1} = X_{\text{abs},i+1} - X_{i+1} \quad (12)$$

从第 i 行到第 $i+1$ 行机器人移动的绝对位移为

$$S_{\text{abs},i+1} = \sqrt{(X_{\text{abs},i+1} - X_{\text{abs},i})^2 + (Y_{i+1} - Y_i)^2 + (Z_{i+1} - Z_i)^2} \quad (13)$$

机器人相对于工件的位移为

$$S_{\text{rel},i+1} = \sqrt{(X_{i+1} - X_i)^2 + (Y_{i+1} - Y_i)^2 + (Z_{i+1} - Z_i)^2} \quad (14)$$

因此机器人的绝对速度为

$$V_{\text{abs},i+1} = S_{\text{abs},i+1} / S_{\text{rel},i+1} \cdot V_{i+1} \quad (15)$$

式中, V_{i+1} 为第 $i+1$ 行优化前的进给速度。

第六轴的速度为

$$V_{6,i+1} = |C_{i+1} - C_i| / S_{\text{abs},i+1} \cdot V_{\text{abs},i+1} \quad (16)$$

对于给定的进给速度 F ,同时根据机器人的绝对位移和第六轴位移的大小,规划机器人绝对速度和第六轴的速度。当机器人的绝对位移 > 第六轴位移时,进给速度 = 机器人的绝对速度,同时计算第六轴的速度;当机器人的绝对位移 < 第六轴位移时,进给速度 = 第六轴的速度,同时规划机器人的绝对速度。因此,优化后的进给速度为

$$F_{i+1} = \max(V_{\text{abs},i+1}, V_{6,i+1}) \quad (17)$$

至此,五轴联动代码已优化为六轴联动代码,机器人相对工件移动的位移和速度均未发生改变,且在整个加工过程中机器人均处于刚度更优位置,焊接质量得以大幅提升。

5 仿真与试验

根据所研究的基于刚度最优区间的机器人搅拌摩擦焊工件位置优化方法,进行仿真和试验,旨在验证所提工件位置优化方法的有效性。

5.1 工件位置优化方法仿真验证

为验证所提基于刚度最优区间的工件位置优化方法的有效性,在 MATLAB 中编写了工件位置优化

程序。

假定机器人在工件坐标系下末端轨迹为 S 型三维空间曲线,机器人的进给速度为 40 mm/min。利用 UG 软件获得机器人五轴联动的 NC 代码,使用工件位置优化程序,对工件位置进行优化,得到第六轴的轨迹,进而获得六轴联动代码。第六轴的运动轨迹如图 7 所示。为了比较本文所提工件位置优化方法的有效性,将其与不优化工件位置时的刚度指标 k 值进行对比,对比结果如图 8 所示。其中蓝色曲线为不优化工件位置时,机器人进行五轴联动,在各个搅拌头位姿点处的刚度;红色曲线则为机器人进行工件位置优化时,在各个搅拌头位姿点处的刚度。可知,优化后的机器人轴向刚度与初始状态相比明显提升,当 C 值为 0 时,即该目标点不优化与进行优化并没有区别,因此刚度一致。中间部分因轴向刚度在最优刚度区间范围内,故未对工件位置进行优化。程序最后,由于第六轴关节最大速度约束限制,在

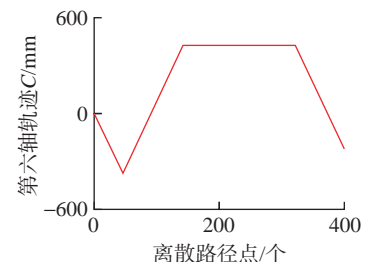


图7 第六轴轨迹图

Fig.7 Motion trajectory diagram of the sixth axis

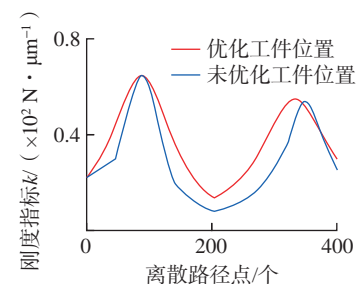


图8 刚度对比图

Fig.8 Stiffness comparison diagram

部分目标点的刚度较优化前有所下降,但整个焊接过程基本都在刚度更优的位置处完成,表明优化算法有效。

在刚度对比的同时,提取进行优化和不进行优化的代码中的所有离散路径点并代入机器人五自由度运动学算法中,获得3条驱动支链关节变量 q_1 、 q_2 、 q_3 和二自由度A/C转头的转角 θ_4 、 θ_5 ,进行对比分析,结果如图9所示,其中蓝色/红色曲线为不进行优化/进行优化的离散路径点轨迹坐标经运动学逆解算法获得的机器人5个关节坐标轨迹。可知,由于只利用 x 轴方向的冗余自由度进行工件位置优化,机器人整体运动趋势并没有太大变化,各关节运动趋势基本一致,且各关节角度均在各自关节范围限位内。因此,该优化算法可行性高,可应用于机器人实际加工。

5.2 工件位置优化方法试验验证

为了验证基于刚度最优区间的混联机器人搅拌摩擦焊工件位置优化方法的有效性,本课题组搭建了六自由度混联机器人。如图10所示,该六自由度混联机器人由机器人本体、液压主轴泵站系统和机器人控制系统组成。

机器人本体由五自由度混联机器人 TriMule800 和冗余单自由度移动平台组成,带动搅拌头与工件做相对运动,作为焊接过程的带动搅拌头运动的执行机构。液压主轴泵站系统包括液压主轴和液压泵站,主要用于对液压主轴转速进行控制,用于提供焊接过程中搅拌头的旋转运动。机器人控制系统采用以“PC+AMC 运动控制平台”为核心搭建硬件平台,形成以PC为上位机、AMC 运动控制平台为下位机的分布式控制体系,对机器人的运动进行控制。

利用上述搭建好的六自由度混联机器人,在优化工件位置和不优化

工件位置两种情况下,运行一条S型三维空间曲线焊接轨迹,以验证基于刚度最优区间的工件位置规划方法的有效性。

试验材料采用6061-T6的铝合金板材,搅拌针直径5mm,搅拌针下压速度10mm/min,焊接速度80mm/min,主轴转速1000r/min,设定

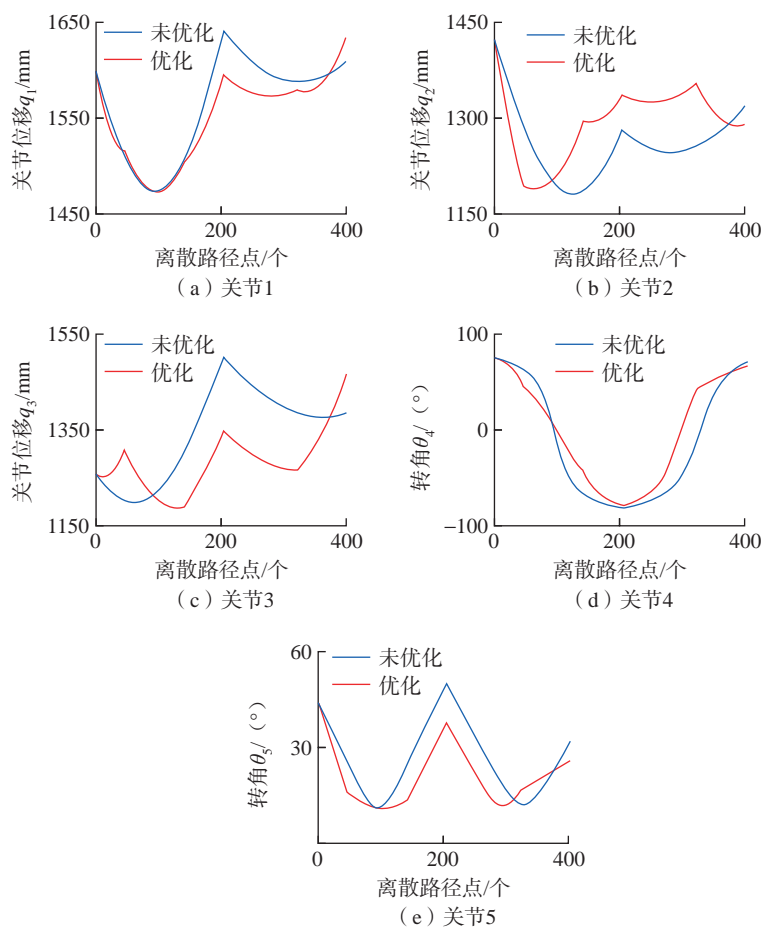


图9 关节位移对比结果

Fig.9 Joint displacement comparison results



图10 六自由度混联机器人组成图

Fig.10 Composition diagram of 6-DOF hybrid robot

下压量 0.2 mm, 设定倾角为 2.5°。试验过程中不同加工时间下机器人位姿如图 11 所示。焊接试板效果如图 12 所示, 未优化工件位置的焊缝, 出现飞边的焊缝区域约占整条焊缝的 1/4; 而优化工件位置焊接出来的焊缝, 飞边更大且飞边的区域占整条焊缝的比例更大。由此可见, 优化工件位置的焊缝, 因机器人在焊接过程中的轴向刚度变大导致机器人受到顶锻力后沿轴向变形量变小, 进而使得整个焊接过程中搅拌头下压量变大, 所以飞边变大变多。因此, 基于刚度最优区间的工件位置优化方法能明显增加机器人在焊接过程中的轴向刚度。

6 结论

本文以一种新型六自由度混联机器人为对象, 为了改善搅拌摩擦焊接刚度, 开发了一种基于刚度最优区间的工件位置优化方法: (1) 基于 1T2R 机构工作空间及 A/C 二自由度转头分别构建混联机器人并联/串联机构刚度数据库; (2) 分析搅拌摩擦焊接过程中机器人受力特性, 基于该特性选取搅拌头轴向刚度作为刚度指标, 并基于混联机器人整体刚度定义轴向刚度, 提出刚度最优区间概念; (3) 在考虑无奇异、关节限位、关节连续性和工作空间约束的情况下, 以加工点机器人轴向刚度位于刚

度最优区间内为标准, 优化不同搅拌头位姿点处工件位置, 使机器人在搅拌头轴向刚度较好的位姿下进行焊接, 从而提高机器人焊接刚度。

基于上述方法展开仿真和试验, 结果证明通过该方法优化工件位置能有效提高焊接过程中机器人的轴向刚度, 进而在一定程度上提高搅拌摩擦焊接工件的焊接质量。本文焊接试验所用工件为三维曲面工件, 焊接轨迹为 S 形三维曲线, 表明该方法对于三维复杂焊接轨迹具有适用性, 在兼具机器人灵活性的同时机器人焊接刚度得到一定程度的提升。

参考文献

- [1] GIBSON B T, LAMMLEIN D H, PRATER T J, et al. Friction stir welding: Process, automation, and control[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2014, 16(1): 56–73.
- [2] MA Z Y. Friction stir processing technology: A review[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39(3): 642–658.
- [3] MENDES N, NETO P, LOUREIRO A, et al. Machines and control systems for friction stir welding: A review[J]. *Materials & Design*, 2016, 90: 256–265.
- [4] SHI J, WANG Y H, ZHANG G, et al. Optimal design of 3-DOF PKM module for friction stir welding[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, 66(9): 1879–1889.
- [5] MENDES N, NETO P, SIMÃO M A, et al. A novel friction stir welding robotic platform: Welding polymeric materials[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 85(1): 37–46.
- [6] CHEN C, PENG F Y, YAN R, et al. Stiffness performance index based posture and feed orientation optimization in robotic milling process[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2019, 55: 29–40.
- [7] GUO Y J, DONG H Y, KE Y L. Stiffness-oriented posture optimization in robotic machining applications[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2015, 35: 69–76.

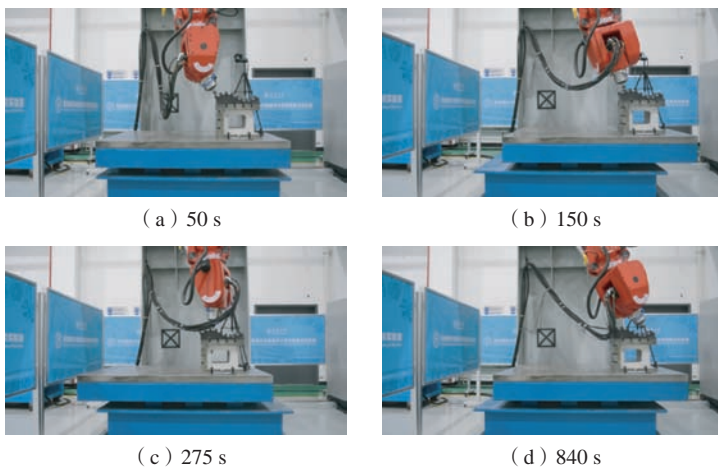


图 11 加工过程的机器人位姿

Fig.11 Robot poses of experimental process

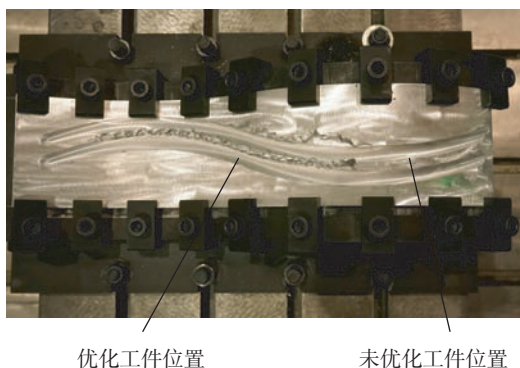


图 12 搅拌摩擦焊接试板

Fig.12 FSW test board

- [8] XIONG G, DING Y, ZHU L M. Stiffness-based pose optimization of an industrial robot for five-axis milling[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2019, 55: 19–28.
- [9] LIAO Z Y, WANG Q H, XIE H L, et al. Optimization of robot posture and workpiece setup in robotic milling with stiffness threshold[J]. *IEEE/ASME Transactions on Mechatronics*, 2022, 27(1): 582–593.
- [10] LIN Y, ZHAO H, DING H. Posture optimization methodology of 6R industrial robots for machining using performance evaluation indexes[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2017, 48: 59–72.
- [11] ZHAO J, DUAN Y X, XIE B Y, et al. FSW robot system dimensional optimization and trajectory planning based on soft stiffness indices[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 63: 88–97.
- [12] LIU Q, HUANG T. Inverse kinematics of a 5-axis hybrid robot with non-singular tool path generation[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2019, 56: 140–148.
- [13] 王健. 基于混联机器人的搅拌摩擦焊数控系统及关键技术研究[D]. 天津: 天津大学, 2021.
- WANG Jian. Research on numerical control system and key technology of friction stir welding based on hybrid robot[D]. Tianjin: Tianjin University, 2021.
- [14] DONG C L, LIU H T, YUE W, et al. Stiffness modeling and analysis of a novel 5-DOF hybrid robot[J]. *Mechanism and Machine Theory*, 2018, 125: 80–93.
- [15] SU H, WU C S, PITTNER A, et al. Simultaneous measurement of tool torque, traverse force and axial force in friction stir welding[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2013, 15(4): 495–500.
- [16] 郭英杰. 基于工业机器人的飞机交点孔精镗加工关键技术研究[D]. 杭州: 浙江大学, 2016.
- GUO Yingjie. Study on key techniques of aircraft intersection holes fine boring based on industrial robot[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2016.

通讯作者: 刘海涛, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为混联机器人机构设计与应用。

Optimization Method of Position of Robot Friction Stir Welding Parts Based on Optimal Stiffness Interval

XIAO Juliang¹, WANG Neng¹, LIU Haitao¹, YUE Wei¹, WANG Jian¹,
ZHAO Huihui², GAO Jiashuang²

- (1. Key Laboratory of Mechanisms Theory and Equipment Design of Ministry of Education, Tianjin University, Tianjin 300354, China;
2. Shanghai Aerospace Equipments Manufacturer Co., Ltd., Shanghai 200245, China)

[ABSTRACT] In the aerospace field, there are many curved surface workpieces that need friction stir welding. Industrial robots provide an attractive choice for friction stir welding of three-dimensional space curves, but the huge axial force in the process of friction stir welding puts forward high requirements for the axial stiffness of the stirring head of industrial robots. In order to improve the axial stiffness of the stirring head of the robot during friction stir welding, a workpiece position optimization method based on the optimal stiffness interval is proposed. Firstly, the stiffness database of parallel/series mechanism of hybrid robot was constructed to reduce the stiffness calculation time. Secondly, based on the axial stiffness of the robot stirring head, the concept of the optimal stiffness interval was proposed as the optimization index. Moreover, considering singularity free, joint limit, joint continuity and workspace constraints, the workpiece position optimization algorithm based on the optimal stiffness interval was studied. Finally, the method is verified by simulation and experiment. The results show that this method can make the robot always maintain the position and posture with better stiffness in the direction of the stirring head axis by optimizing the position of the workpiece, so as to significantly increase the welding stiffness of the robot in the welding process.

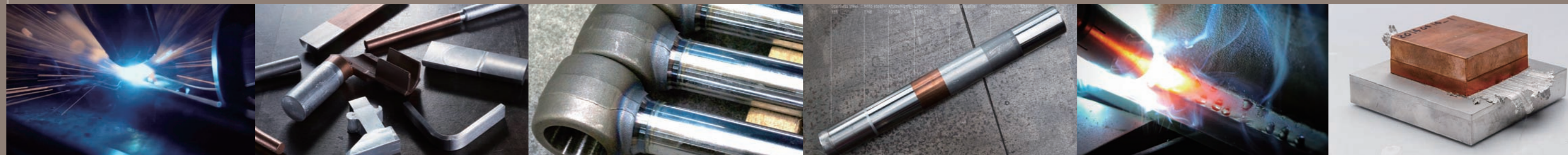
Keywords: Workpiece position optimization; Friction stir welding (FSW); Optimal interval of stiffness; Robot; 3D curve

(责编 逸飞)

异种材料焊接/连接

Welding/Joining of
Dissimilar Materials

异种材料焊接由于材料之间的物理性能、化学性能及力学性能差异很大,焊接时的冶金相容性、界面反应形成的脆性化合物及热膨胀系数的差异对接头性能影响巨大。如何有效解决这些问题,实现异种材料的高效高质焊接,成为异种材料焊接实际应用的关键。



引文格式: 朱政强, 陈昊, 朱云明, 等. 铝/镁异种合金焊接研究现状[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 34-42.

ZHU Zhengqiang, CHEN Hao, ZHU Yunming, et al. Research status of Al/Mg dissimilar alloys welding[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 34-42.

铝/镁异种合金焊接研究现状*

朱政强, 陈昊, 朱云明, 郭玉坤, 孙亮

(南昌大学, 南昌 330031)

[摘要] 镁合金和铝合金由于其轻质高强的特性在航空航天领域中被广泛应用, 然而铝/镁异种合金的焊接却是一个极具挑战性的任务, 因为铝/镁物理化学性质存在显著差异, 易形成的脆性 Al-Mg 金属间化合物严重影响接头强度。本文从焊接方法角度讨论了目前铝/镁异种合金焊接研究现状, 包括激光焊、TIG 焊、搅拌摩擦焊、超声波焊、磁脉冲焊和一些其他的焊接方法; 归纳了国内外为提高铝/镁异种合金焊接的综合力学性能做出的各种努力, 具体包括采用固态焊接、加中间层、优化焊接工艺参数和复合焊接等来抑制镁铝金属间化合物的生成与长大。最后对铝/镁焊接的研究趋势进行了总结和展望。

关键词: 铝合金; 镁合金; 异种合金焊接; 金属间化合物; 接头性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.034



朱政强

教授, 博士, 研究方向为先进焊接技术。

随着人们对航空出行需求的日渐增加, 环境保护和飞行安全越来越重要, 飞行器的节能减排和结构功能一体化成为航空业的新要求。铝合

金有轻质、耐腐蚀和加工性能好等优点, 是许多制造行业使用的工程材料; 镁合金有优秀的延展性和耐腐蚀性能, 其密度仅为铝的 2/3, 具有比强度高、密度低、可回收等优点^[1]。铝合金和镁合金被广泛应用于飞行器和汽车零部件的减重设计中, 铝/镁的复合应用存在巨大潜能。焊接是利用加热或加压的方式使同种或异种材料产生原子间结合, 实现材料加工和连接的方法, 焊接技术是航空航天精密器件制造中不可或缺的一部分。为了保证航空航天的焊接质量, 必须采用合适和先进的焊接方法。在航空工业中结合使用铝、镁及其合金能提高设计的灵活性, 铝/镁的复杂结构将最大程度发挥材料各自的性能, 充分利用这两个材料的优点是当前热门研究主题^[2]。研究实现铝/镁异种金属良好连接, 将使铝、镁轻金属更广泛应用于工业制造。

1 铝/镁焊接性分析

铝与镁的焊接属于异种金属焊接, 其效果除了会受到材料本身理化性能的影响外, 还会受两种母材理化性能差异的影响。铝、镁两种金属都有较低的熔点, 导致铝/镁在焊接时容易出现元素的蒸发烧损现象, 且由于较大的线膨胀系数使得焊接时容易在焊接接头处发生变形^[3], 如表 1 所示。由图 1 典型的 Mg-Al 二元平衡相图可知, 镁和铝在液态时可以无限互溶。在 438 °C 和 450 °C 时分别发生 $L \rightarrow Mg + Mg_{17}Al_{12}$ 和 $L \rightarrow Al + Mg_2Al_3$ 共晶反应^[4]。焊接过程中较大的冷却速度使得 Mg-Al 脆性金属间化合物的形成区间较平衡状态进一步扩大。因此, 焊接过程中极易形成 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg_2Al_3 等脆硬金属间化合物, 导致焊缝组织不均匀及局部裂纹和应力集中, 严重影响铝/镁焊接接头的力学

* 基金项目: 国家自然科学基金(51861024); 江西省技术创新引导类计划(科技合作专项)(20212BDH81014)。

性能。

2 研究现状

2.1 激光焊接

激光焊接具有热影响区小、质量稳定、焊接变形小、自动化程度高及可实现异种材料的焊接等优点,是一种高效且精密的焊接方法^[5]。激光焊接在航空工业中主要应用于飞机大蒙皮拼接及机身附件装配。

为了研究铝/镁激光焊接熔池中的反应, Ren等^[6]进行了数值计算,并使用 Ansys Fluent 仿真发现熔池中高于共晶温度 710 K 后,温度升高会导致金属间化合物(Intermetallic compounds, IMCs)大量生成,成功预测了 IMCs 的厚度,并建议在 Al-Mg 界面处插入第 3 种材料,预期 IMCs 可最小化或完全消除。麻丁龙^[7]和张书迈^[8]等分别用 Zn 和 Ni 作用铝/镁激光焊接的中间层,发现第 3 种材料的插入能很好地抑制 Al-Mg

系 IMCs 生成, Ni 能以一种桥梁的形式双向连接铝/镁基体, Zn 生成的 Mg-Zn 系化合物能明显减少 Mg-Al 系化合物生成,并随着 Zn 夹层厚度增加,界面连续分布得到改善,断裂方式也由解离向混合断裂过渡。在插入 Ni 作为中间层的基础上, Shah 等^[9]在 Mg/Al 异种金属激光焊接中使用了摆动的激光束,发现对比线性的激光束,激光束摆动后获得了性能更好的焊接接头并有效减缓了 Ni 的烧穿。

在激光焊接基础上,发展了激光-MIG 复合焊接,不仅能改善常规激光焊接中的元素烧损,还能有效减少焊接气孔和裂纹^[10]。在激光-MIG 复合焊接工艺的研究中,王志敏^[11]发现焊缝熔深和激光功率密切相关,而焊接电流对焊缝熔宽有很大影响。Leo 等^[12]发现在激光-MIG 复合焊接中,激光和电弧不同比例的能量输入对焊缝界面处的组织和缺

陷有很大影响,激光能量占主导地位时能细化焊缝的晶粒,但加剧了镁元素的烧损;电弧能量占主导地位时能促进母材金属的熔化,提高母材对激光的吸收率,而不稳定的电弧会增加焊缝宽度,因此合适的能量比例可以减少焊缝中的几何缺陷,并且能够细化焊缝中晶粒的尺寸。

在进一步的激光-MIG 复合焊接研究中, Meng 等^[13]使用纯 Ti 作为中间层,使用摆动的激光束,发现在 Ti/Al 界面处 Ti 原子优先与 Al 原子反应,形成了厚的 Al-Ti 化合物层,而在 Ti/Mg 界面处 Ti 与 Mg 不发生冶金反应,消耗掉了大部分的 Al 熔体,有效阻碍了液态 Mg 与 Al 的直接接触,最终在界面处形成薄 Al-Mg 和厚 Al-Ti 两层界面。激光摆动频率在 60~120 Hz 时,激光能量分布得到改善,界面处形成的 Al-Mg 系 IMCs 也减少,如图 2 所示,当摆动频率为 90 Hz 时,焊接剪切力达到了 3.3 kN。

综上所述,使用合适的激光焊接工艺参数能优化焊接质量,提高接头强度,但仍然不能阻止铝/镁金属间化合物的形成,使用能固溶于或与 Al、Mg 发生反应的金属或合金作为中间层能有效减少铝/镁金属间化合物的生成,而对激光焊接方法的创新和复合将充分发挥各热源的优势,改善焊缝质量,提高焊接强度。

2.2 TIG 焊

TIG 焊有惰性气体的保护,焊接

表 1 Al、Mg 基本物理性质

Table 1 Al, Mg basic physical properties

金属	密度 $\rho / (\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	熔点 / °C	热导率 $K / (\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	晶体结构	线胀系数 / $(10^{-6} \cdot \text{K}^{-1})$
Mg	1.736	650	78	密排六方	25.8
Al	2.698	660	94.03	面心立方	23.8

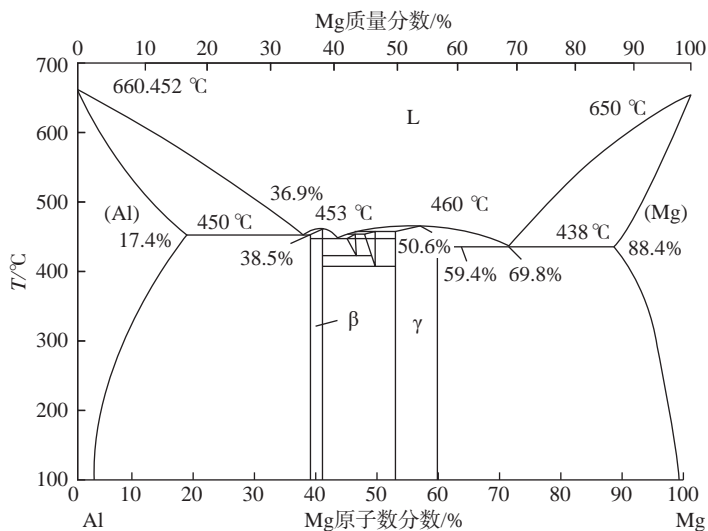


图 1 Al/Mg 二元相图^[4]

Fig.1 Al/Mg binary phase diagram^[4]

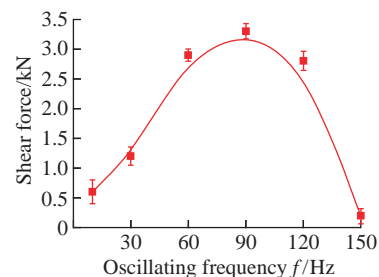


图 2 摆动频率对 Al/Mg 异种材料搭接焊缝剪切力的影响^[13]

Fig.2 Effect of oscillating frequency on shear force of Al/Mg dissimilar lap-weld^[13]

过程有效隔绝环境中的氧、氮、氢等元素进入焊缝,电弧热量相对集中,焊缝具有杂质少,变形小等优点^[14]。刘政军等^[15]对填充铝焊丝与填充锌焊丝的 Mg/Al 的 TIG 焊进行对比,发现填充铝焊丝时 Mg 侧过渡层形成了大量 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg_2Al_3 ,焊接接头容易断裂,填充锌焊丝时靠近 Al 侧形成了 $5\ \mu\text{m}$ 固溶体层,焊接性能得到改善。说明 Zn 的添加能有效阻止 Al-Mg 金属间化合物的形成。而关于 Zn 的合适添加量的研究较少, Gao 等^[16]在 6061 铝合金与 AZ31B 镁合金 TIG 焊中使用 0.1~0.5 mm 的纯 Zn 箔作为中间层,发现 Zn 中间层厚度对 Al/Mg 焊接接头性能有显著影响,不同的 Zn 添加量焊缝区中 IMCs 的类型和分布并不相同, Zn 中间层超过一定的厚度会导致焊接力学性能降低。

对于 TIG 焊工艺进一步运用, Lü 等^[17]使用 Zn-x Al 钎料改变 Al 的质量分数对 AZ31/6061 进行激光-TIG 复合焊接研究,发现添加适量的 Al 元素能强化熔合区并抑制脆性相生成,而添加过多的 Al 元素对接头力学性能有害。与此同时, Lü 等^[18]用 Zn 作为填充金属使用不同激光-电弧距离(Distance between the laser-plane and arc-plane, DLAP)(图 3)的激光辅助 TIG 复合焊接方法进行 Mg/Al 焊接,通过改变激光与电弧之间的横向距离,提高了填充金属的润湿性,很好地控制了金属间化合物的数量。随着横向偏移距离从 0 增加到 2 mm,如图 4 所示,填充金属的润湿宽度从 2.13 mm 增加到 3.49 mm,反应深度从 0.91 mm 减小到 0.66 mm,过高的 TIG 焊接头深宽比会导致接头结合面积不足,界面金属间化合物更脆,从而导致接头性能降低,如图 5 所示^[18],在深宽比为 0.19 时接头强度最高。

TIG 焊是当今主要焊接方法之一,焊接气密性好且能很好地控制热

输入。实践证明,用交流 TIG 焊接铝/镁异种合金能获得满意的焊接质量。TIG 焊接有焊缝熔深浅、熔敷率小、生产效率低等缺点,复合焊

接工艺的发展能使 TIG 焊接获得更广泛的运用。

2.3 搅拌摩擦焊

搅拌摩擦焊的焊接残余应力和

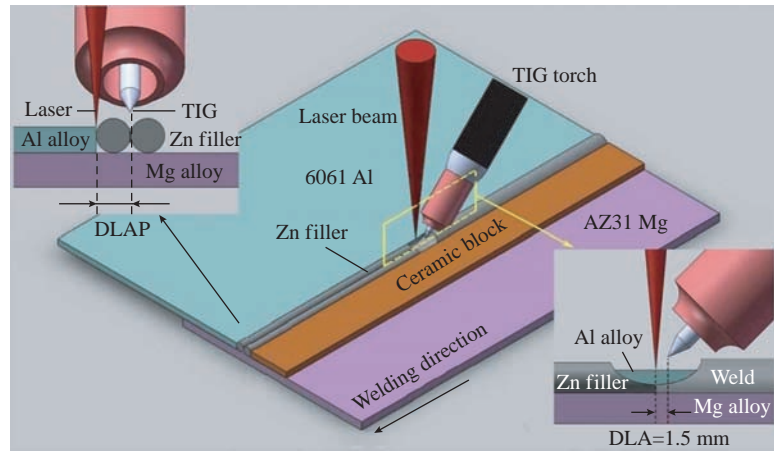


图 3 复合焊接工艺^[18]

Fig.3 Hybrid welding process^[18]

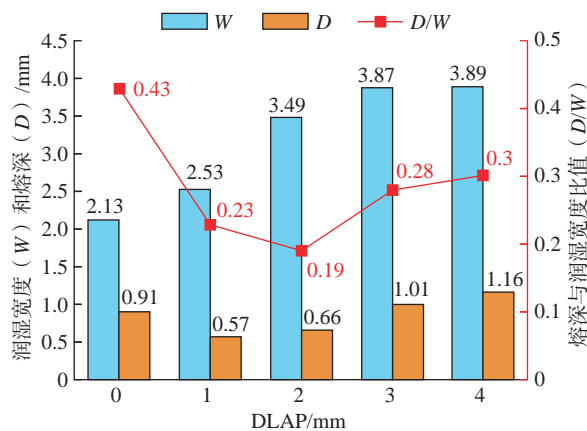


图 4 不同 DLAP 焊接接头的熔深、润湿宽度和比值^[18]

Fig.4 Reaction depth (D), spread width (W) and depth-to-width rate of dissimilar joints made with different DLAP^[18]

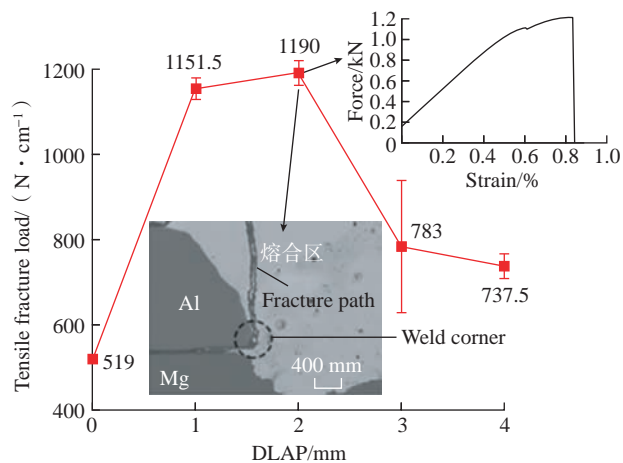


图 5 不同 DLAP 焊接接头力学性能^[18]

Fig.5 Mechanical properties of dissimilar joints made with different DLAP^[18]

变形小,且不受母材物理化学性质的限制,对克服异种材料焊接问题显示出巨大优势,特别适用于焊接铝/镁异种低熔点合金^[19-20]。在航空制造业中被广泛应用于飞机蒙皮、翼助、地板和结构件的装配。

在搅拌摩擦焊接时,焊接速度和搅拌头转速是关键工艺参数,控制焊接热输入,焊接速度的提高可以细化晶粒促进强化相的形成,搅拌头转速在热产生、材料混合和IMCs形成中起着重要的作用^[21-22]。Gan等^[23]研究使用Zn和不使用Zn中间层搅拌摩擦搭接焊的对比,发现Zn夹层的引入改变了IMCs的类型,接头内的Al-Mg系IMCs被Mg-Zn系IMCs和Al-Mg-Zn三元共晶组织所取代,接头抗拉剪切强度提高,Mg-Zn共晶组织虽然硬脆,但Mg-Zn第二相粒子弥散分布的特点可以限制裂纹的形成和扩展。同理,Zheng等^[24]研究Sn夹层对铝镁搅拌摩擦焊接头的影响,发现接头中形成的Mg₂Sn抑制了Al/Mg间金属化合物的生成。除了引入第3种金属元素,还可以考虑设计新的对接方式,Xu等^[25]使用锯齿连锁对接接头,发现在新型对接接头中,Mg侧界面呈现弯曲互锁特征,金属间化合物可降至10 μm以下,创新对接接头的接头强度是常规对接接头的3倍以上。

而在较高的焊接速度和旋转速度下仍然很难实现异种Al/Mg合金的焊接,因为材料流动性差,导致材料填充不良且在焊接接头底部产生大量微孔缺陷。Jiang等^[26]使用脉冲电流辅助搅拌摩擦焊(FSW)(图6),脉冲电流的引入加剧搅拌区中Al、Mg、IMCs的混合,脉冲电流产生的高热能和高原应变能提高了原子的扩散速率,消除了常规Al/Mg搅拌摩擦焊产生的裂纹和气孔等缺陷,有效抑制了带状组织区和Al-Mg界面金属间化合物的聚集和形成,在脉冲电流为500 A时,与无脉冲电流对比,断口

由脆性断裂变为脆性和韧性的复合断裂模式。如图7所示^[26],在900 r/min时,随着脉冲电流的增加,拉伸强度增加到215.7 MPa,而常规搅拌摩擦焊接头的最大拉伸强度为102.3 MPa。

Zhao^[27]和Kumar^[28]等使用超声波辅助搅拌摩擦焊(Ultrasonic vibration enhanced FSW, UVeFSW)对6061铝和AZ31B镁合金进行焊接试验(图8),对不同区域进行焊接

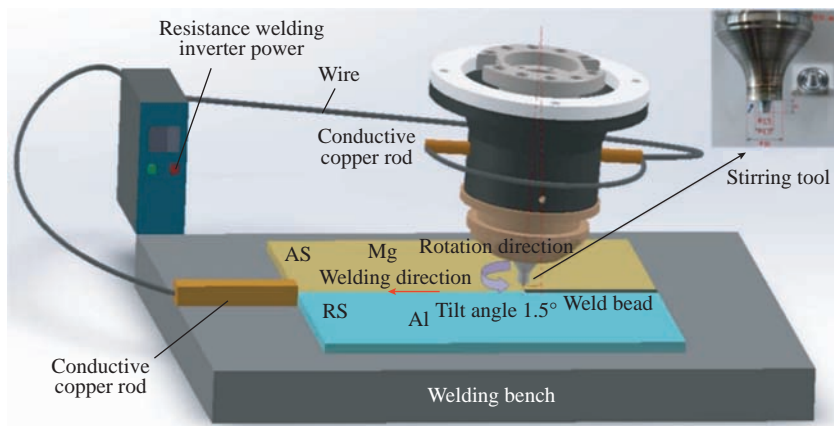


图6 脉冲电流辅助FSW系统示意图^[26]

Fig.6 Schematic of pulse current assisted FSW system^[26]

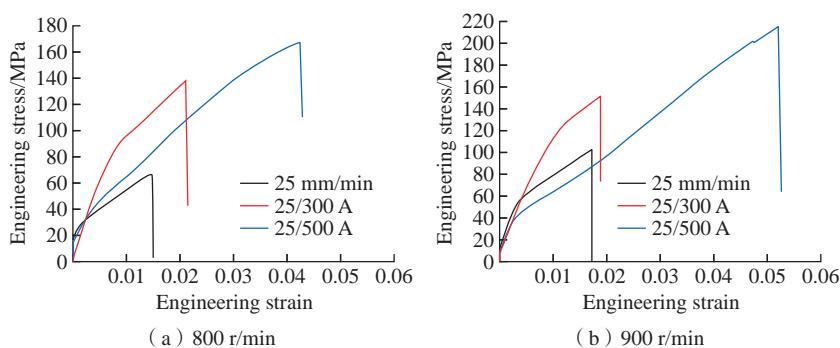


图7 转速和焊接速度固定下焊接电流的应力-应变曲线^[26]

Fig.7 Stress-strain curve of welding current under fixed welding speed and rotational speed^[26]

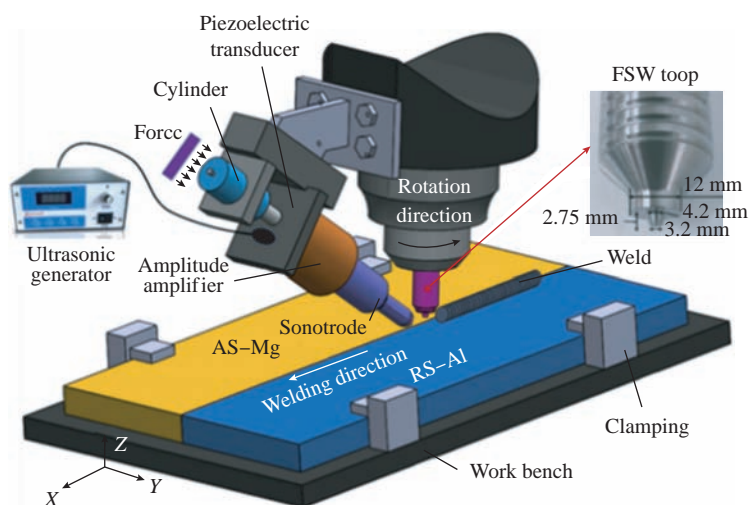


图8 超声波辅助FSW系统示意图^[27]

Fig.8 Schematic diagram of ultrasonic assisted FSW system^[27]

组织表征,并与不加超声辅助的搅拌摩擦焊进行对比,发现超声辅助能有效增强搅拌区内物质的流动,改善 Al/Mg 材料的机械互锁,破碎金属间化合物并抑制其形成。比较 Al/Mg 超声波辅助搅拌摩擦焊焊接接头中、下 3 个部位的抗拉强度、断裂韧性和断裂位置(图 9^[28]),发现接头底部存在大量的 IMCs,是焊缝中最薄弱的位置,也是拉伸试验中开裂的源头, Al/Mg 界面和带状区的 IMCs 都是裂纹产生的来源,是造成接头脆性的主要原因,超声振动辅助不仅可以增加搅拌区中物质流动来改善 Al/Mg 异种焊接的机械互锁,而且可以通过降低 Al/Mg 结合界面上的 IMCs 的厚度来提高冶金结合强度。

Al-Mg 系的 IMCs 的形成由冶金反应主导,这与局部成分、反应温度和应变速率等有关,因此只要控制反应条件,理论上可以抑制 IMCs 的生成。搅拌摩擦焊作为一种固态连接方法,可以有效消除 Al/Mg 焊接气孔和裂纹缺陷,并能促进 Al、Mg、IMCs 的均匀分布,但仍面临焊接成形性差、接头强度较低、金属间化合物层较厚等挑战。超声辅助搅拌摩擦焊是近年的研究热点,因为超声波辅助能增强搅拌摩擦焊搅拌区中材料的流动,破坏 Al-Mg 界面和带状区厚 IMCs 的形成,从而减少气孔和裂纹,提高接头强度。

2.4 超声波焊

超声波焊具有焊接效率高、焊接时间短、能量消耗少等优点,利用超声波高频振动驱动试样相互摩擦升温 and 焊接界面塑性变形而实现有效连接,是一种很有前途的焊接技术^[29]。高频振动和高应变速率促进了界面元素的相互扩散,高的焊接压力会导致振动幅度的衰减,而较小的焊接压力会导致板材之间的相对滑动,此外,焊接质量还取决于焊接时间、焊接能量和焊接的位置^[30]。李铭锋等^[31]对 Mg/Al 超声波焊接界面进

行分析,发现焊接接头强度随着焊接能量的增加先增加后减小,在最佳焊接能量时,接头的失效形式为韧性断裂,铝合金熔核拔出;焊接能量过大时焊点边缘会出现大量裂纹,接头呈脆性断裂, Mg-Al 界面形成厚的 IMCs 层。稀土镁合金是近年研究热点,稀土镁合金与铝合金焊接的研究也越来越多, Macwan 等^[32]研究了 ZEK100 稀土镁合金和 5754 铝合金的超声波焊接,在焊接能量为 500 J 时, ZEK100-AL5754 拉伸剪切载荷最大达到 2.2 kN,而使用 Sn 中间层的 AZ31/AL5754 焊接在能量 1000 J 时,达到的最大拉伸剪切载荷仅为 1.8 kN,与 AZ31 相比, ZEK100 有更高的塑性和延展性,在较低的超声波焊接能量下界面元素有更好的流动性,此外, ZEK100 中 Al 的质量分数更低,浓度梯度更大,因此在 Mg 侧形成更薄的 IMCs 层。

Gu 等^[33]使用超声点焊技术,利

用 Zn 作为中间层将 Mg/Al 异种金属连接在一起,系统研究了 Mg/Zn/Al 超声波焊接接头的界面形成、显微组织、力学性能和断裂机理,如图 10 所示, Zn 中间层的加入成功地阻止了 Mg 和 Al 原子的相互扩散,有效地避免了 Mg-Al 系 IMCs 的产生。形成的 Mg-Zn 体系和 Zn-Al 固溶体具有更好的性能和更低的脆性。相比之下,有 Zn 夹层的 Mg/Al 焊接接头的最大抗拉伸剪切强度比无 Zn 夹层的接头高约 89.6%^[33]。

超声波焊接技术与其他压焊技术相比,要求压力较小,变量量通常在 10% 以下,焊接后导电性好,电阻系数极低,不会造成工件的破坏。在 Mg/Al 焊接的应用中,超声波冲击可以破碎镁铝表面的氧化膜,实现镁铝的有效连接,故在当前研究的新型 Mg/Al 焊接工艺中,超声波被广泛应用,而超声波焊接的零件不能太厚、焊点不能太大。

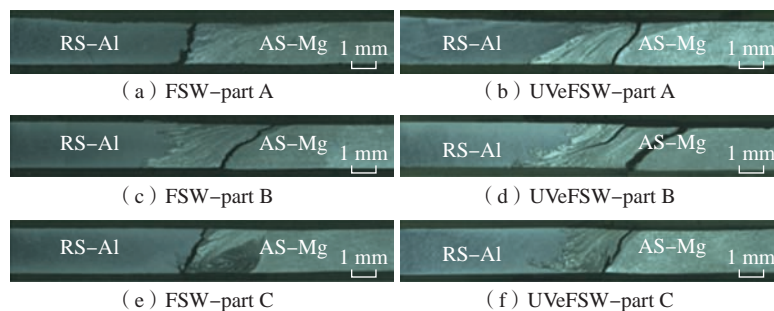


图 9 不同焊接条件下焊缝的断裂位置^[28]

Fig.9 Fracture positions of weld joints under different welding conditions^[28]

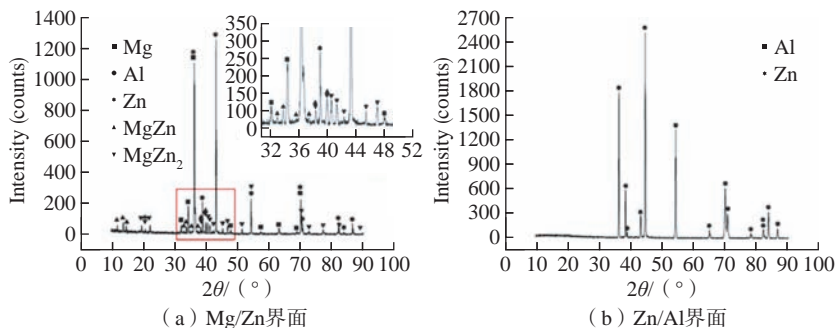


图 10 Mg/Zn/Al 接头界面的 XRD 谱图^[33]

Fig.10 XRD patterns obtained in interfaces of Mg/Zn/Al joints^[33]

2.5 磁脉冲焊

磁脉冲焊接技术具有焊接接头性能好、焊缝质量高、生产效率高和绿色智能环保等一系列优点,在航空航天铝合金、镁合金和钛合金同种或异种材料的焊接领域具有广阔应用前景^[34]。原理如图 11 所示^[35],利用真空开关的闭合实现对电磁线圈的瞬间放电,形成脉冲电流,通过电磁感应将电能转化为工件动能使两工件相对高速碰撞,最终实现金属冶金结合。

朱聪聪等^[36]使用 30 kJ、35 kJ 和 40 kJ 3 个放电能量进行 AZ31-7071Al 的磁脉冲焊接,发现焊接界面呈正弦波形界面和平直界面,因为碰撞角和碰撞速度是不断变化的,不同位置的界面形貌不同,在 35 kJ 时在焊接界面处形成了 2 μm 的扩散区域,未形成 IMCs 层,因为焊接时间短,Al-Mg 界面元素含量未达到形成化合物的比例。Chen 等^[37]使用 4 kV、4.5 kV 和 5 kV 的放电电压研究 Mg/Al 磁脉冲焊接过程的组织演化,随着放电电压从 4 kV 增加到 5 kV,波形界面变得更加规则和平滑,当放电电压为 5 kV 时,越靠近 Al-Mg 界面晶粒的尺寸越小,说明磁脉冲焊接是动态再结晶过程。Zhu 等^[35]研究了磁脉冲焊接 Al/Mg 接头的组织特征和力学性能,通过优化工艺参数,Al/Mg 的磁脉冲焊接接头的拉剪力可达 Al 母材的 97%,结果表明,磁脉冲焊接不仅能在界面处形成机械互锁波形界面,通过塑性变形细化晶粒,还能促进界面处的元素扩散实现金属键合。焊接界面温度虽然达到了熔化温度,但磁脉冲焊接过程仅发生在几十 μs 之间,并且磁脉冲焊接冷却速度极快,因此虽然有少量的 IMCs 生成,但是在界面处没形成明显的 IMCs 层。

采用磁脉冲焊接技术可以有效避免 Mg/Al 焊接过程中裂纹、气孔等缺陷的形成和偏析的发生,获得具

有良好界面结合性能和高性能异种金属焊接接头。但脆性工件可能会因为冲击而破裂,并且电磁可能会对焊件内部或附近存在的电子器件产生 EMP 效应。受焊件的几何形状和材料的限制,如果焊件无法滑入或滑出脉冲线圈,则必须设计更复杂的脉冲线圈。

2.6 其他焊接方法

电阻点焊可以通过控制焊接电流、焊接时间和焊接压力等工艺参数来提高接头强度,也可以通过优化焊接时序和电极头形貌来很好地改善

焊接质量,铝/镁电阻点焊是一个复杂的焊接过程,但是铝/镁直接电阻点焊焊接会产生大量气孔裂纹等缺陷,因此目前铝/镁电阻点焊的研究中多使用中间层。Penner 等^[38]使用 Ni 作为中间层提高 Al/Mg 电阻点焊强度的方法,并与镀金的 Ni 作中间层的相对比,发现镀金 Ni 夹层能更好地抑制 Al-Mg 间 IMCs 的形成。Sun 等^[39]使用镀 Sn 钢作为中间层,如图 12 所示,不仅有效防止了 Al-Mg 界面金属间化合物和裂纹气孔的形成,同时实现了强度更高的 Al/Mg

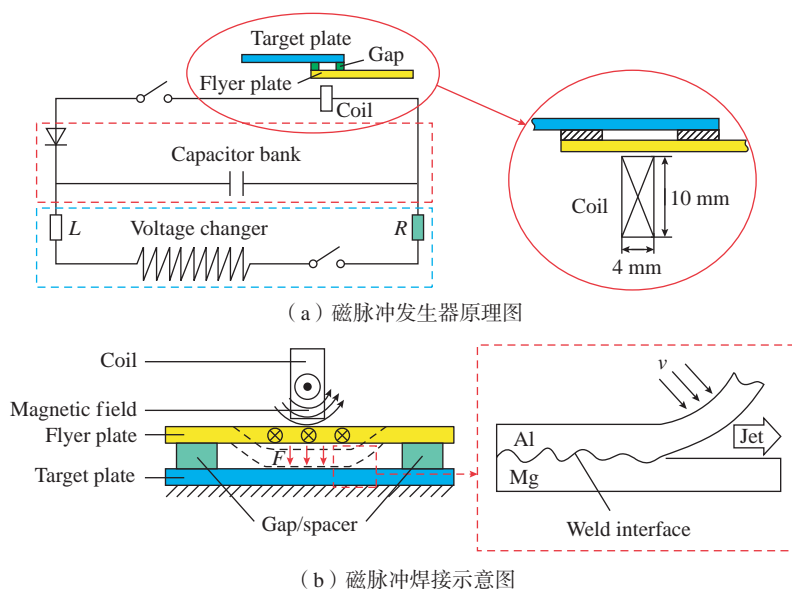


图 11 磁脉冲焊接^[35]

Fig.11 Magnetic pulse welding^[35]

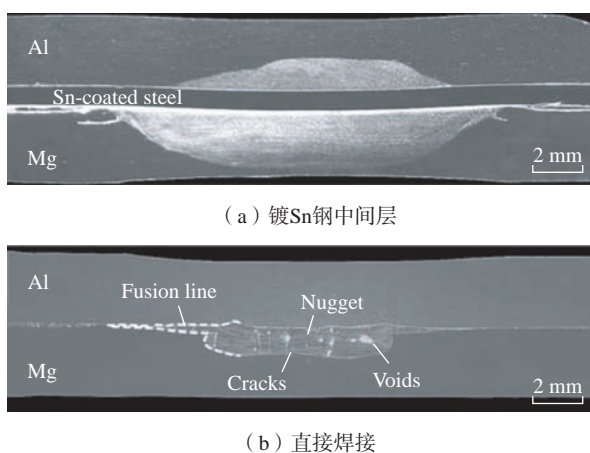


图 12 Al/Mg 接头的熔核截面^[39]

Fig.12 Typical nugget cross sections of Al/Mg joint^[39]

电阻点焊接头。机械加载过程的失效发生在铝合金侧母材,远离铝合金与镀锡钢中间层界面。可见,在铝/镁电阻点焊试验中使用高熔点的中间层,能在焊接过程中阻碍铝/镁金属液相间的接触,阻碍金属间化合物的形成。因此,使用高熔点中间层的铝/镁异种合金电阻焊是一种很有前途的方法。

扩散焊连接技术是指在一定的温度和压力下,将母材紧压一起置于真空或保护气体中加热至母材熔点以下,使原子扩散而形成牢固结合的一种连接方法^[40]。扩散焊接技术已经应用到了直升机的钛合金旋翼,飞机的大梁,以及发动机机匣和整体的涡轮等方面。Liu等^[41]采用真空扩散焊接方法研究Mg/Al焊接过程中的组织演化、扩散行为和力学性能,发现在金属发生键合的初始阶段没有形成Al-Mg金属相,随着扩散温度和保温时间的增加,Al₃Mg₂相和Al₁₂Mg₁₇相出现并形核长大,过渡层显微硬度明显大于母材,剪切强度随着IMCs的增加而降低,通过控制扩散温度和保温时间可大幅提高扩散焊焊接头的强度。

电子束焊接技术在航空航天制造业中可用于发动机结构和重要部件异种材料的有效焊接。电子束焊接技术拥有能量密度高、精确度高、质量稳定、变形小等优点^[42]。徐俊珂^[43]和张占伟^[44]等对Al-Mg-Si系铝合金电子束焊焊接接头的显微组织和力学性能进行研究,发现增加电子束流可有效增加焊缝熔深和熔宽,焊缝区主要由柱状晶和等轴晶组成,焊接速度对接头抗拉强度的影响最大。陈金秋等^[45]对AZ31镁合金电子束焊接头分析发现其他参数不变,增加聚集电流会引起焊缝宏观形貌发生显著变化,焦点偏离表面聚集位置越远,焊缝的熔宽越大,熔深越小。Chen等^[46]研究发现通过调整电子束焊接电流的扫描波形能有效

改善焊缝强度,针对不同的焊接材料可以选用合适的波形。由于铝/镁焊接过程中镁元素烧损和使用成本等原因,电子束焊接技术在Al/Mg焊接中目前没有大范围的应用。

3 结论

焊接技术是航空航天领域的重要连接技术,在促进航空航天制造技术的发展、实现飞行器的减重中发挥越来越重要的作用。近年来,国内外众多学者对铝/镁异种金属焊接开展大量研究,主要集中在以下4点。

(1) 优化焊接参数。试验证明使用仿真模拟与试验相结合的方法能极大地优化焊接参数,很大程度上提高Al/Mg焊接的接头强度。此外,对焊接工艺的创新使用如在激光焊中使用摆动的激光束,电子束焊接中使用不同的扫描波形,也能很大程度上改善Al/Mg焊接质量。

(2) 引入中间层元素。试验表明,使用Ni、Ti、Sn、Cu、Ag、Zn和高熵合金等中间层能对接头中IMCs种类、数量及分布进行调控,进一步提高接头强度。

(3) 使用固态焊接方法。固态焊接方法热量输入小,焊接参数精准可控,如磁脉冲焊接、超声波焊接、搅拌摩擦焊接等,能有效限制Al/Mg间IMCs的形成。

(4) 使用复合焊接工艺。如激光-电弧复合焊、脉冲电流辅助搅拌摩擦焊和超声波辅助搅拌摩擦焊等,能在焊接过程中破碎焊缝中树枝晶和柱状晶,使晶粒细化和均匀分布,达到提高接头强度的目的。此外,在具有熔池的焊接工艺中使用超声波辅助工艺能促进元素相互流动扩散,破碎异种金属之间形成的有害中间相,此种方法已在近年铝/钢焊接的试验中得到应用。

综上所述,未来Al/Mg异种合金焊接中使用适当的焊接方法、选用合适的辅助工艺从而控制金属间化

合物的形成和形态分布仍将成为研究的热点。实现高质量、高生产效率和低成本的Al/Mg焊接仍然是未来工业生产的研究重点。

参考文献

- [1] 武传松,吕学奇,宿浩,等. 铝-镁异质合金搅拌摩擦焊接成形的研究进展[J]. 机械工程学报, 2020, 56(6): 4-16.
- [2] WU Chuansong, LÜ Xueqi, SU Hao, et al. Research progress in dissimilar friction stir welding of aluminium/magnesium alloys[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(6): 4-16.
- [3] LIU L M, REN D X, LIU F. A review of dissimilar welding techniques for magnesium alloys to aluminum alloys[J]. Materials, 2014, 7(5): 3735-3757.
- [4] 李雷,于治水,张培磊. 镁铝异种材料激光焊接的研究现状及发展[J]. 热加工工艺, 2017, 46(17): 19-24.
- [5] LI Lei, YU Zhishui, ZHANG Peilei. Research status and development of laser welding of magnesium and aluminum dissimilar materials[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(17): 19-24.
- [6] 冯梦楠. 镁/铝异种金属超声波焊接头连接机理及强化技术研究[D]. 天津: 天津大学, 2017.
- [7] FENG Mengnan. Study on connection mechanism and strengthening technology of Mg/Al dissimilar metal ultrasonic welded joint[D]. Tianjin: Tianjin University, 2017.
- [8] 刘浩东,戴京涛. 激光焊接技术的应用研究进展与分析[J]. 电焊机, 2022, 52(1): 95-102.
- [9] LIU Haodong, DAI Jingtao. Research review and analysis of laser welding application[J]. Electric Welding Machine, 2022, 52(1): 95-102.
- [10] BEN H S, BANNOUR S, ABDERRAZAK K, et al. Numerical analysis of intermetallic compounds formed during laser welding of aluminum-magnesium dissimilar couple[J]. Thermal Science and Engineering Progress, 2021, 22: 100838.
- [11] 麻丁龙,牛锐锋,赵宏刚,等. Zn中间层对镁/铝异种金属激光焊接的影响[J]. 激光技术, 2017, 41(6): 858-861.
- [12] MA Dinglong, NIU Ruifeng, ZHAO Honggang, et al. Effect of Zn interlayer on laser welding of Mg/Al dissimilar metal[J]. Laser Technology, 2017, 41(6): 858-861.

- [8] 张书迈. 激光-夹层耦合镁/铝熔焊接头的组织性能研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2020.
- ZHANG Shumai. Study on microstructure and properties of laser-sandwich coupling magnesium/aluminum fusion welded joint[D]. Changsha: Hunan University, 2020.
- [9] SHAH L H, KHODABAKHSI F, GERLICH A. Effect of beam wobbling on laser welding of aluminum and magnesium alloy with nickel interlayer[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 37: 212-219.
- [10] 余阳春, 王春明, 邓玉平, 等. YAG-MIG 复合焊接 ZL-114A 铝合金的接头组织与性能研究[J]. *激光技术*, 2008, 32(6): 601-604.
- YU Yangchun, WANG Chunming, DENG Yuping, et al. Microstructure and properties of YAG-MIG hybrid welding joint of ZL-114A aluminum alloy[J]. *Laser Technology*, 2008, 32(6): 601-604.
- [11] 王志敏, 汪永阳, 步贤政, 等. 铝镁合金激光-MIG 复合焊接工艺研究[J]. *应用激光*, 2015, 35(2): 203-207.
- WANG Zhimin, WANG Yongyang, BU Xianzheng, et al. The research on laser-MIG hybrid welding technology of aluminum alloy[J]. *Applied Laser*, 2015, 35(2): 203-207.
- [12] LEO P, RENNA G, CASALINO G, et al. Effect of power distribution on the weld quality during hybrid laser welding of an Al-Mg alloy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2015, 73: 118-126.
- [13] MENG Y F, LU Y, LI Z Y, et al. Effects of beam oscillation on interface layer and mechanical properties of laser-arc hybrid lap welded Al/Mg dissimilar metals[J]. *Intermetallics*, 2021, 133: 107175.
- [14] 帅朋, 吴志生, 赵菲, 等. 镁/铝异种材料焊接研究现状[J]. *焊接技术*, 2017, 46(2): 1-4.
- SHUAI Peng, WU Zhisheng, ZHAO Fei, et al. Research status of welding of magnesium/aluminum dissimilar materials[J]. *Welding Technology*, 2017, 46(2): 1-4.
- [15] 刘政军, 宫颖, 苏允海. 镁铝异种金属 TIG 焊接头性能的研究[J]. *材料工程*, 2015, 43(3): 18-22.
- LIU Zhengjun, GONG Ying, SU Yunhai. Study on characteristics in TIG welded joint of Mg/Al dissimilar materials[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(3): 18-22.
- [16] GAO Q, WANG K H. Influence of Zn interlayer on interfacial microstructure and mechanical properties of TIG lap-welded Mg/Al joints[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(3): 756-763.
- [17] LÜ X Z, LIU L M. Microstructure and mechanical performance of AZ31/6061 lap joints welded by laser-TIG hybrid welding with Zn-Al alloy filler metal[J/OL]. *Journal of Magnesium and Alloys*, [2023-01-09]. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.01.009>.
- [18] LÜ X Z, LIU L M. Characteristics of laser-offset-TIG hybrid welding of AZ31Mg alloy with 6061Al alloy via Zn filler[J]. *Optics & Laser Technology*, 2022, 152: 108126.
- [19] 栾国红. 飞机制造中的搅拌摩擦焊技术及其发展[J]. *航空制造技术*, 2009, 52(20): 26-31.
- LUAN Guohong. Friction stir welding technology and its development in manufacturing of aircraft[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2009, 52(20): 26-31.
- [20] 周贺, 王国智, 张桐, 等. 先进焊接技术在航天领域的应用与展望[J]. *科技与创新*, 2022(23): 51-55, 61.
- ZHOU He, WANG Guozhi, ZHANG Tong, et al. Application and prospect of advanced welding technology in aerospace field[J]. *Science and Technology & Innovation*, 2022(23): 51-55, 61.
- [21] SEN M, PURI A B. Formation of intermetallic compounds (IMCs) in FSW of aluminum and magnesium alloys (Al/Mg alloys)—A review[J]. *Materials Today Communications*, 2022, 33: 105017.
- [22] SHAH L H, OTHMAN N H, GERLICH A. Review of research progress on aluminium-magnesium dissimilar friction stir welding[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, 23(3): 256-270.
- [23] GAN R G, JIN Y H. Friction stir-induced brazing of Al/Mg lap joints with and without Zn interlayer[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, 23(2): 164-171.
- [24] ZHENG B, ZHAO L, LÜ Q Q, et al. Effect of Sn interlayer on mechanical properties and microstructure in Al/Mg friction stir lap welding with different rotational speeds[J]. *Materials Research Express*, 2020, 7(7): 076504.
- [25] XU Y, KE L M, MAO Y Q, et al. An innovative joint interface design for reducing intermetallic compounds and improving joint strength of thick plate friction stir welded Al/Mg joints[J/OL]. *Journal of Magnesium and Alloys*, [2022-01-07]. S2213956722000524, <https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.01.007>.
- [26] JIANG X Q, LIU Y Y, YUAN T, et al. Enhanced mechanical properties of dissimilar Al and Mg alloys fabricated by pulse current assisted friction stir welding[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 76: 123-137.
- [27] ZHAO J J, WU C S, SU H. Acoustic effect on the tensile properties and metallurgical structures of dissimilar friction stir welding joints of Al/Mg alloys[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 65: 328-341.
- [28] KUMAR S, WU C S. Strengthening effects of tool-mounted ultrasonic vibrations during friction stir lap welding of Al and Mg alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52(7): 2909-2925.
- [29] 李鹏, 焦飞飞, 刘郢, 等. 金属超声波增材制造技术的发展[J]. *航空制造技术*, 2016, 59(12): 49-55.
- LI Peng, JIAO Feifei, LIU Ying, et al. Development of metal ultrasonic additive manufacturing technique[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016, 59(12): 49-55.
- [30] PATI P R, SATPATHY M P, PATTANAIK A, et al. Ultrasonic spot welding of Al/Mg alloys: A state-of-the-art review[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2020, 33: 4981-4987.
- [31] 李铭锋, 朱政强, 张义福, 等. AZ31Mg/6061Al 超声波焊接及其界面性能分析[J]. *稀有金属*, 2019, 43(6): 577-584.
- LI Mingfeng, ZHU Zhengqiang, ZHANG Yifu, et al. AZ31Mg/6061Al ultrasonic welding and interface performance analysis[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2019, 43(6): 577-584.
- [32] MACWAN A, CHEN D L. Ultrasonic spot welding of rare-earth containing ZEK100 magnesium alloy to 5754 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 666: 139-148.
- [33] GU X Y, SUI C L, LIU J, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg/Al joints welded by ultrasonic spot welding with Zn interlayer[J]. *Materials & Design*, 2019, 181: 108103.
- [34] 尹立孟, 张丽萍, 苏子龙, 等. 电磁制造技术在航空航天领域的应用[J]. *电焊机*, 2020, 50(9): 202-206.
- YIN Limeng, ZHANG Liping, SU Zilong, et al. Application of electromagnetic

manufacturing technology in aerospace[J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(9): 202–206.

[35] ZHU C C, XU S W, GAO W L, et al. Microstructure characteristics and mechanical properties of Al/Mg joints manufactured by magnetic pulse welding[J]. Journal of Magnesium and Alloys, (2021), <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.09.004>.

[36] 朱聪聪, 蒙奕帆, 柳泉潇潇, 等. Al/Mg 异种金属板材电磁脉冲焊接工艺及力学性能研究[J]. 精密成形工程, 2021, 13(4): 45–51.

ZHU Congcong, MENG Yifan, LIU Quanyao, et al. Study on process and mechanical properties of Al/Mg dissimilar metal sheet joints by magnetic pulse welding[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2021, 13(4): 45–51.

[37] CHEN S J, JIANG X Q. Microstructure evolution during magnetic pulse welding of dissimilar aluminium and magnesium alloys[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2015, 19: 14–21.

[38] PENNER P, LIU L, GERLICH A, et al. Feasibility study of resistance spot welding of dissimilar Al/Mg combinations with Ni based interlayers[J]. Science and Technology of

Welding and Joining, 2013, 18(7): 541–550.

[39] SUN M, NIKNEJAD S T, GAO H, et al. Mechanical properties of dissimilar resistance spot welds of aluminum to magnesium with Sn-coated steel interlayer[J]. Materials & Design, 2016, 91: 331–339.

[40] 张昊, 李京龙, 孙福, 等. 扩散焊固相增材制造技术与工程化应用[J]. 航空制造技术, 2018, 61(8): 68–75.

ZHANG Hao, LI Jinglong, SUN Fu, et al. Diffusion bonding solid-state additive manufacturing technology and its engineering application[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(8): 68–75.

[41] LIU W S, LONG L P, MA Y Z, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Mg/Al diffusion bonded joints[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 643: 34–39.

[42] 杨瑞欣, 王远荣, 尹晓华, 等. 一种新型航空液冷机架电子束焊工艺[J]. 焊接技术, 2022, 51(10): 58–63.

YANG Ruixin, WANG Yuanrong, YIN Xiaohua, et al. Research on electron beam welding technology of a new aviation liquid cooling rack[J]. Welding Technology, 2022, 51(10): 58–63.

[43] 徐俊珂, 王少刚, 钞靖瑜. Al–Mg–

Si 系铝合金电子束焊接头的显微组织及力学性能[J]. 焊接技术, 2023, 52(1): 33–39, 114.

XU Junke, WANG Shaogang, CHAO Jingyu. Microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Si aluminum alloy joint by electron beam welding[J]. Welding Technology, 2023, 52(1): 33–39, 114.

[44] 张占伟, 王生鹏, 宋雨键, 等. 3A21 铝合金电子束焊工艺及接头组织与性能研究[J]. 热加工工艺, 2020, 49(13): 15–18.

ZHANG Zhanwei, WANG Shengpeng, SONG Yujian, et al. Research on electron beam welding process, microstructure and properties of 3A21 aluminum alloy welded joint[J]. Hot Working Technology, 2020, 49(13): 15–18.

[45] 陈金秋, 吴志生, 吕维刚. 电子束焊接工艺参数对 AZ31 镁合金接头形貌和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2020, 49(3): 20–24, 30.

CHEN Jinqiu, WU Zhisheng, LYU Weigang. Effect of electron beam welding process parameters on morphology and properties of AZ31 magnesium alloy joints[J]. Hot Working Technology, 2020, 49(3): 20–24, 30.

[46] CHEN G Q, LIU J P, SHU X, et al. Beam scanning effect on properties optimization of thick-plate 2A12 aluminum alloy electron-beam welding joints[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 744: 583–592.

Research Status of Al/Mg Dissimilar Alloys Welding

ZHU Zhengqiang, CHEN Hao, ZHU Yunming, GUO Yukun, SUN Liang

(Nanchang University, Nanchang 330031, China)

[ABSTRACT] Magnesium and aluminum alloys are widely used in the aerospace industries due to their lightweight and high strength characteristics. However, welding aluminum/magnesium dissimilar alloys is an extremely challenging task because of the significant differences in their physical and chemical properties, and the formation of brittle Al–Mg intermetallic compounds can seriously affect joint strength. This article discusses the current research status of welding aluminum/magnesium dissimilar alloys from the perspective of welding methods, including laser welding, TIG welding, friction stir welding, ultrasonic welding, magnetic pulse welding, and some other welding methods. Various efforts made by domestic and foreign researchers to improve the comprehensive mechanical properties of aluminum/magnesium dissimilar alloys welding joints are summarized, specifically including the use of solid-state welding, adding intermediate layers, optimizing welding process parameters, and composite welding to suppress the generation and growth of magnesium–aluminum intermetallic compounds. Finally, the research trends and prospects of aluminum/magnesium welding are summarized and discussed.

Keywords: Aluminum alloys; Magnesium alloys; Dissimilar alloys welding; Intermetallic compounds; Performance of joint

(责编 古京)

引文格式: 周惦武, 赵蕾, 王新宇, 等. 添加钛箔镁/铝异种金属激光焊接研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 43-48.

ZHOU Dianwu, ZHAO Lei, WANG Xinyu, et al. Study on Mg/Al dissimilar metal laser welded joints with addition of Ti-foil[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 43-48.

添加钛箔镁/铝异种金属激光焊接研究*

周惦武, 赵蕾, 王新宇, 张书迈, 刘金水

(湖南大学汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 长沙 410082)

[摘要] 提出镁上/铝下搭接、镁/铝层间添加 Ti 箔的激光焊接技术, 对 AZ31 镁合金和 6061 铝合金进行焊接, 研究钛箔-激光作用下镁/铝接头的组织与性能。结果表明, 在激光焊接工艺条件下, 添加 Ti 箔可实现镁/铝有效连接, 镁/铝接头的剪切强度(线强度)达到 58 N/mm, 熔池形貌由未添加 Ti 箔时的“V”型转变成添加 Ti 箔时的“酒杯状”。随着 Ti 箔厚度的增加, 镁/铝接头的熔池深度增加, 靠近铝侧基体的 Ti 箔部分熔化, Ti 元素分布在熔池内部, 生成 Ti_3Al 化合物; 添加 Ti 箔抑制镁液和铝液直接接触, 避免 Mg、Al 反应生成脆性 Mg/Al 化合物, 添加 Ti 箔起到一定的阻隔效果, 但 Ti 箔的导热系数较低, 离激光热源较远, Ti 箔熔化不完全, Ti 箔与母材基体的结合有待提高。

关键词: 激光焊接; AZ31 镁合金; 6061 铝合金; Ti 箔中间层; Mg/Al 化合物

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.043



周惦武

教授, 博士, 主要从事智能高效节能激光焊接、材料成型及轻量化技术研究。

随着材料科学的飞速发展, 轻金属(铝、镁、钛)及轻质高强陶瓷及陶瓷基复合材料、C/C 复合材料等在航空工程技术领域的应用日益普及,

将铝合金与钛合金或镁合金焊接形成复合结构件的需求越来越迫切^[1]。激光焊接是近年来发展迅速的连接技术, 利用高能量的光束迅速熔化材料, 同时快速凝固成形。由于其热输入小, 焊后变形小, 且焊接时间短、效率高, 非常适合异种材料的连接^[2-3]。但采用激光焊接方法对镁/铝异种金属进行焊接时, 由于镁/铝的熔点相差小, 两种液态金属的接触不可避免, 其液态之间的反应速度远大于固态金属之间的反应速度, Mg/Al 反应易生成脆性 Mg/Al 化合物, 这些化合物不仅在镁/铝界面形成, 还会进入界面附近的熔池区, 导致焊接接头发生脆性断裂, 降低镁/铝接头性能。易生成脆性 Mg/Al 化合物是采用熔焊方法实现镁/铝高效经济连接亟待解决的难题^[4-5]。

国内外研究者在镁/铝焊接方面开展了相关探索研究, 其中具有代表性的工作如赵丽敏等^[6]发现

夹层可阻止 Mg/Al 元素相互扩散; Chang 等^[7]研究添加 Ni 箔的 Mg/Al 激光搅拌摩擦焊时焊接接头的组织变化; 陈影^[8]研究镁/铝搅拌摩擦搭接焊接头的微观组织和性能, 发现形成 $Mg_{17}Al_{12}$ 化合物, 接头性能有所改善; Qi 等^[9]进行添加软钢箔片中间层镁/铝搭接焊, 发现接头剪切强度随中间层厚度的变化而变化, 箔片厚度增大, 剪切强度先增大后减小; Liu^[10]和 Gao^[11]等进行添加中间夹层的镁/铝激光复合焊, 发现 Zn、Ce、Ti 均具有抑制脆性 Mg/Al 化合物形成的作用, 其中高熔、沸点的 Ti 抑制脆性 Mg/Al 化合物形成的效果较好, 但机制清晰度不高; 马雨晴等^[12]探索了加入 Ni 中间层的铝/钢搭接焊的可行性; Wang 等^[1]对镁/铝进行添加 Ni 夹层的激光-电弧复合熔焊, 发现熔合区金属间化合物的相组成影响接头性能; Khodabakhshi 等^[2]对 AZ31 镁合金板和 6022 铝合金进

* 基金项目: 国家自然科学基金(52174360)。

行添加 Ni 箔的摆动激光熔焊,发现激光束摆动减少接头裂纹形成、增强熔池内部混合,添加 Ni 箔较好抑制 Mg 和 Al 发生反应生成脆性 Mg/Al 化合物;李铭锋等^[13]对 AZ31B 镁合金板和铝合金进行添加金属箔片的超声波熔焊,发现添加 Cu 箔后阻隔 Mg/Al 化合物形成, Mg/Cu 断口的大部分表面光滑;张书迈等^[14]对镁合金/铝合金进行添加 Ni 箔的激光熔焊,发现添加 Ni 箔限制铝液中的 Al 扩散进入镁熔池,减少 Al、Mg 反应生成脆性 Mg/Al 化合物,此外接头熔池区域中的 Ni 与 Al 反应生成 AlNi 和 Al₃Ni 等 Al-Ni 化合物;Peng 等^[3]对镁合金和铝合金进行添加 Ag 箔的超声波熔焊,发现 Ag 箔与 Mg 和 Al 发生作用,抑制脆性 Mg/Al 化合物生成, Mg/Al 界面被 Mg/Ag 和 Al/Ag 界面取代。从镁/铝焊接现有研究成果来看,影响镁/铝接头性能的关键因素是脆性 Mg/Al 化合物。为改善镁/铝接头性能,主要通过优化焊接工艺参数和利用添加材料来影响 Mg/Al 化合物形成。针对液态镁/铝易反应生成脆性 Mg/Al 化合物降低接头性能的难题,本文提出镁上/铝下搭接、镁/铝层间添加 Ti 箔的激光焊接技术,对 AZ31 镁合金和 6061 铝合金进行焊接,研究钛箔-激光作用下镁/铝熔焊接头的组织与性能,研究结果期望为推进异种材料复合结构件在航空制造中的应用提供新思路。

1 试验材料与方法

试验材料为 6061 铝合金和 AZ31 镁合金薄板,板材规格分别为 100 mm × 30 mm × 1.2 mm 和 100 mm × 30 mm × 1.5 mm。夹层元素 Ti 采用箔片形式进行添加,箔片规格为 40 mm × 30 mm × 200 μm,其纯度大于 99.0%。试验材料的化学成分如表 1 所示。

试验设备采用 YLS-4000-CL

型光纤激光器,以及 Precitec 公司生产的 YW50 激光头,激光焦距为 192 mm。考虑铝合金的高反射率及镁合金的低沸点,为保护激光头及形成良好焊接熔池,镁/铝激光焊接时,采用镁上/铝下搭接、镁/铝层间添加箔片的方式,并将激光头偏转 20° 辐照板材表面,激光焦点位于镁板上表面,即离焦量为 0,采用 Ar 保护气体进行侧吹和背面保护,激光焊接示意如图 1 所示。检测焊接接头剪切性能时,按照 GB/T 2651—2008 制备拉伸试样(图 2),采用 C_{ss}-225 型电子万能试验机,在室温下以 1 mm/min 速度进行剪切拉伸试验,并取 3 个相同试验条件下试样性能的平均值;利用线切割机 and 热

镶样机制取 8 mm × 8 mm × 2.9 mm 大小的铝/镁接头试样(图 2 中 A)研磨、抛光,镁侧用 4.2 g 苦味酸 + 10 mL 乙酸 + 10 mL 水 + 100 mL 乙醇蚀刻,铝侧用 2.5 mL 硝酸 + 1.5 mL 盐酸 + 1 mL 氢氟酸 + 95 mL 水蚀刻,使用 OLYMPUS DSX510 光学显微镜观察接头组织;采用 QuANTA 200 环境扫描电镜观察不同倍数下镁/铝接头组织微观形貌、截面元素含量、组成及分布情况,采用西门子 D500X 射线衍射(XRD)进行物相检测。

2 分析与讨论

2.1 接头表面形貌和性能

图 3 和 4 分别为添加 Ti 箔前后镁/铝激光焊接不同焊接参数条件

表 1 6061 铝合金和 AZ31 镁合金板材化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of 6061 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy sheet (mass fraction) %

材料	Al	Mg	Zn	Cu	Mn	Si	Fe
6061	余量	1.0	≤ 0.25	0.25	≤ 0.15	0.6	≤ 0.7
AZ31	3.12	余量	0.95	—	—	—	—

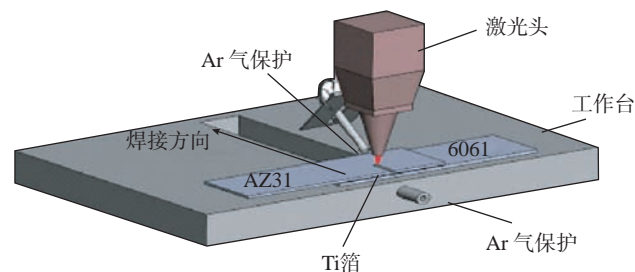


图 1 激光焊接示意图

Fig.1 Schematic diagram of laser welding

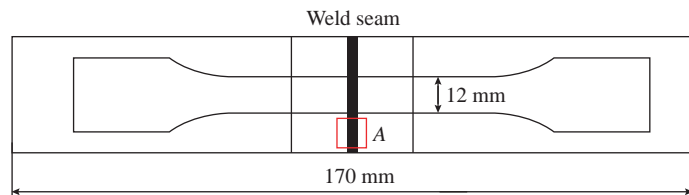
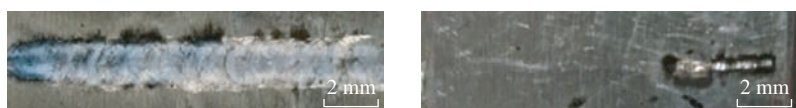


图 2 拉伸试样示意图

Fig.2 Schematic diagram of tensile specimen



(a) 焊缝正面

(b) 焊缝背面

图 3 未添加 Ti 箔镁/铝接头表面形貌(P=1000 W, V=1200 mm/min)

Fig.3 Surface morphology of Mg/Al joint without Ti-foil (P=1000 W, V=1200 mm/min)

下焊缝的表面形貌。考虑焊件表面反射率的问题,用砂纸先将镁板表面打磨粗糙,放置于铝板的上方,并将激光头偏转 20° 进行搭接焊接,发现离焦量为0,激光功率为1000 W,焊接速度为1200 mm/min时,焊缝成型较好,但焊缝宽度窄,飞溅少(图3),难形成有效连接,移动焊件或制取拉伸样时,焊接接头易发生断裂。添加Ti箔时,保持焊接速度1200 mm/min,激光功率从1600 W增加到1700 W,观察焊缝的正面,发现焊缝宽度无明显变化,表面轻微下陷,激光功率不高于1600 W时,焊缝深度较浅,背面未观察到痕迹,如图4(a)和(b)所示;激光功率1650 W时,焊缝正面稳定性降低,焊缝背面形成凹痕,如图4(c)和(d)所示;激光功率1700 W时,焊缝正面烧蚀痕迹明显,背面可看到铝侧的熔深增加,如图4(e)和(f)所示。激光功率1600~1700 W之间时,焊缝形貌相对稳定;低于1600 W时,无法实现镁/铝有效焊接,高于1700 W时,焊缝出现明显的塌陷和焊透情况。

比较添加不同厚度Ti箔激光熔焊镁/铝接头的性能,如表2所示。发现随着Ti箔厚度的增加,镁/铝

接头的线强度先增加后减小;添加0.1 mm厚度的Ti箔时,镁/铝接头线强度为33 N/mm;添加0.2 mm厚度的Ti箔时,镁/铝接头线强度为58 N/mm;而添加0.3 mm厚度的Ti箔时,镁/铝接头线强度为30 N/mm。由上可见,添加Ti箔厚度选取0.2 mm时,对应镁/铝接头性能最佳。

2.2 焊缝熔池形貌

图5为未添加Ti箔时铝/镁接头的熔池形貌。发现其呈“V”形,激光焊接能量高、变形小,镁合金和铝合金熔点接近,铝/镁界面存在明显的气孔,镁侧孔洞和裂纹明显,熔池底部缺陷最多。添加0.1 mm厚的Ti箔时,在铝/镁激光焊接过程中,Ti箔被冲散在熔池内部,未能阻碍镁液和铝液直接接触,熔池形状呈“碗状”,熔池内部的白色物质,可能为含Ti元素的化合物,界面未形成有效的阻隔层,如图6(a)所示。此外,Ti箔轻微变形,可能是较大的热输入和较小厚度的Ti箔所导致。因此,铝侧和Ti箔的结合较差,镁/铝接头性能提高不明显。添加0.2 mm厚的Ti箔时,Ti箔与上层镁和下层铝的界面结合状态明显改善,如图6(b)所示,添加Ti箔后较好抑制镁液和铝液直接接触,避免Mg、Al反应生

成脆性Mg/Al化合物,添加Ti箔起到阻隔效果,对提升镁/铝接头性能十分有利。此外,激光束照射在上层Mg侧表面,Mg侧受热开始熔化,当热量传到Ti箔中间层时,Mg板/Ti箔结合优于Ti箔/Al板结合,实现连接;然而较高热输入和Ti较低的热导率,当Ti箔厚度较小时,导致Ti箔/Al板结合前,熔化Ti箔被冲散进入到接头熔池(图6(a))。

表2 添加不同厚度Ti箔激光熔焊镁/铝接头性能

Table 2 Laser fusion welding Mg/Al joint properties with addition of varying thickness Ti-foil

厚度/mm	线强度/($\text{N} \cdot \text{mm}^{-1}$)
0.1	33
0.2	58
0.3	30

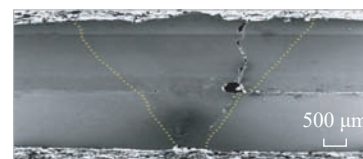
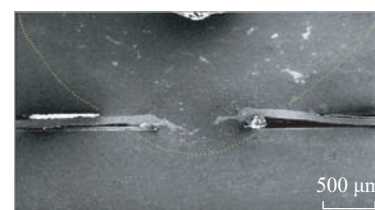
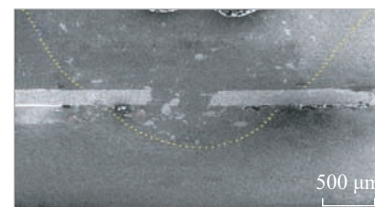


图5 未添加Ti箔镁/铝接头熔池形貌
Fig.5 Molten pool morphology of Mg/Al joint without Ti-foil



(a) 添加0.1 mm Ti箔

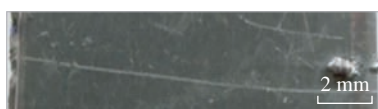


(b) 添加0.2 mm Ti箔

图6 添加Ti箔镁/铝接头熔池形貌
Fig.6 Molten pool morphology of Mg/Al joint with Ti-foil



(a) $P=1600$ W, 焊缝正面



(b) $P=1600$ W, 焊缝背面



(c) $P=1650$ W, 焊缝正面



(d) $P=1650$ W, 焊缝背面



(e) $P=1700$ W, 焊缝正面



(f) $P=1700$ W, 焊缝背面

图4 添加Ti箔镁/铝接头表面形貌
Fig.4 Surface morphology of Mg/Al joint with Ti-foil

2.3 焊缝熔池成分分析

为确定焊接接头的相结构类型,对有无添加 Ti 箔镁 / 铝接头进行 XRD 分析。图 7 为添加 0.1 mm 厚度 Ti 箔接头的 XRD 检测结果,未发现接头生成 Ti-Al 化合物,可能是 Ti 箔的厚度较小, Ti 箔熔化后被冲散进入到 Mg 侧熔池。图 8 为添加 0.2

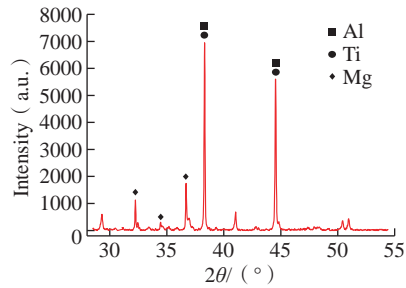


图 7 添加 0.1 mm Ti 箔接头 XRD 结果
Fig.7 XRD results of joint with 0.1 mm Ti-foil

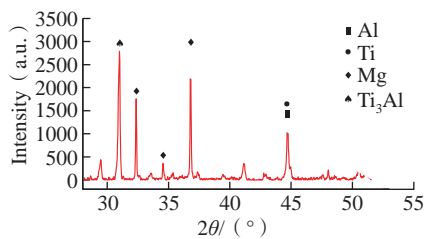
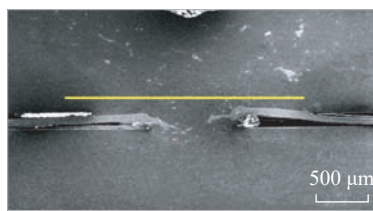
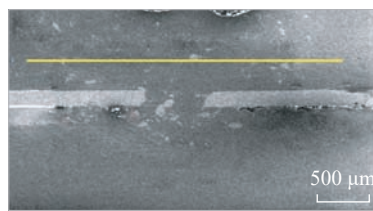


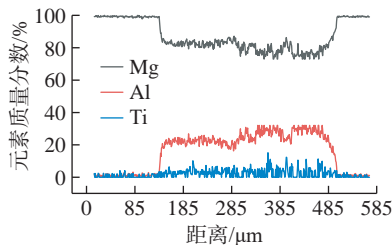
图 8 添加 0.2 mm Ti 箔接头 XRD 结果
Fig.8 XRD results of joint with 0.2 mm Ti-foil



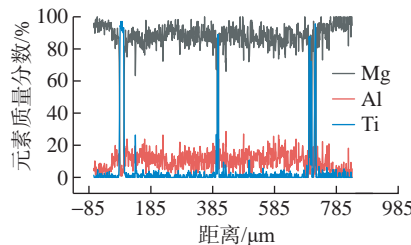
(a) 0.1 mm Ti箔扫描位置



(b) 0.2 mm Ti箔扫描位置



(c) 0.1 mm Ti箔扫描结果



(d) 0.2 mm Ti箔扫描结果

图 9 镁 / 铝激光焊接镁侧线扫描结果

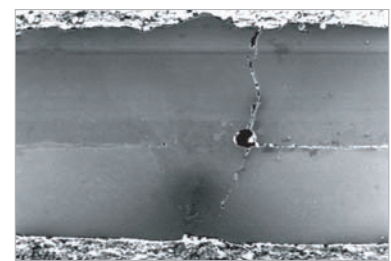
Fig.9 Line scanning results of Mg side in Mg/Al laser welding

mm 厚度 Ti 箔接头的 XRD 检测结果,发现镁 / 铝接头存在 Ti_3Al 化合物。

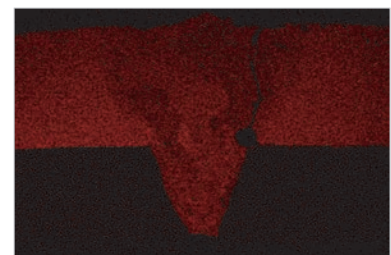
图 9 (a) 和 (b) 分别为添加厚度 0.1 mm 和 0.2 mm Ti 箔镁 / 铝激光焊接熔池镁侧线扫描位置,图 9 (c) 和 (d) 为对应的线扫描结果。发现 Ti 元素的波动范围较小,熔池中 Mg、Al 元素随熔池流动产生变化,结合 XRD 检测分析,添加 0.1 mm 厚的 Ti 箔时,激光焊接接头无明显的 Mg/Al 化合物产生;添加 0.2 mm 厚度的 Ti 箔时,如图 9 (d) 所示, Ti 元素有明显的波动,其成分占比较高,推测主要是未完全熔化的金属 Ti 随流场冲散在 Mg 侧熔池。由于激光能量的输入, Ti 箔中间层部分以块状的形式分布在熔池中,导致未能在 Mg、Al 界面处起到隔断效果。

图 10 为未添加 Ti 箔时镁 / 铝熔池的面扫描结果,发现接头熔池存在明显的裂缝与孔洞。图 11 为添加 0.1 mm 厚度的 Ti 箔时镁 / 铝熔池的面扫描结果,发现接头主要由 Mg、Al、Ti 3 种元素组成,熔池形貌发生明显变化,由“V”形转变成“酒杯状”,镁液和铝液被 Ti 箔中间层分隔,界面有明显的分开痕迹, Mg 侧熔池仅观

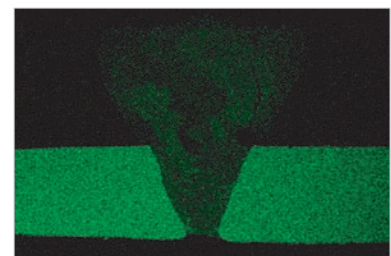
察到少量白色含 Ti 的化合物,而 Al 侧更少。可见添加 Ti 箔有效抑制了镁液和铝液直接接触,避免 Mg、Al 反应生成脆性 Mg/Al 化合物。图 12 为添加 0.2 mm 厚度 Ti 箔时镁 / 铝熔池形貌,发现随着 Ti 箔厚度的增加, Al 侧熔池增加,熔池内部白色颗粒状含 Ti 的物质较明显。Ti 箔与 Al 侧基体结合面存在明显的缝隙,显示靠近铝侧基体, Ti 箔处于熔化状态。添加 Ti 箔时,对镁 / 铝异种金属进行激光焊接:(1) Ti 箔熔化,含 Ti 元素的化合物分布在熔池内部;(2) 由于 Ti 的导热系数相对较低,离热源中心较远, Ti 箔熔化不完全,因此 Ti 箔与母材基体的结合有待提高。



(a) 焊缝形貌



(b) Mg 元素



(c) Al 元素

图 10 未添加 Ti 箔镁 / 铝接头熔池面扫描结果

Fig.10 Surface scanning results of molten pool of Mg/Al joint without Ti-foil

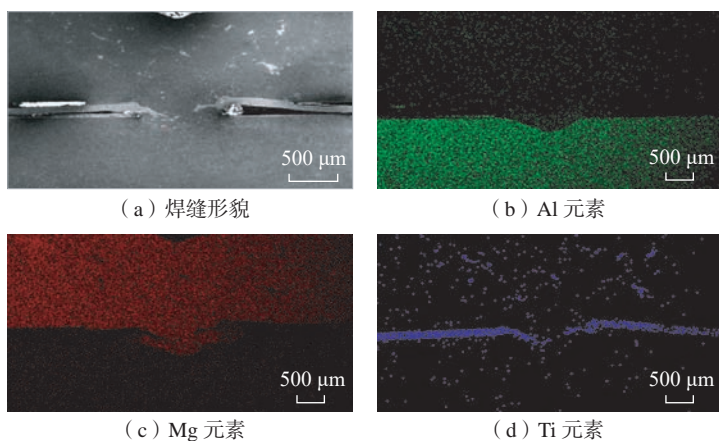


图 11 添加 0.1 mm Ti 箔镁 / 铝接头熔池面扫描结果

Fig.11 Surface scanning results of molten pool of Mg/Al joint with 0.1 mm Ti-foil

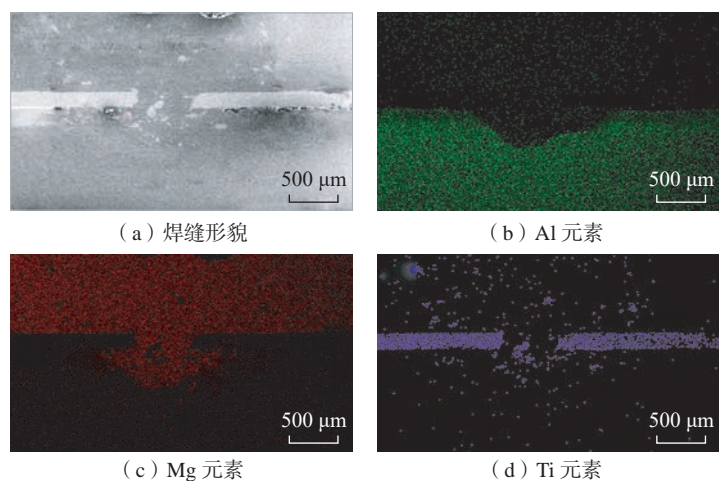


图 12 添加 0.2 mm Ti 箔镁 / 铝接头熔池面扫描结果

Fig.12 Surface scanning results of molten pool of Mg/Al joint with 0.2 mm Ti-foil

3 结论

采用镁上 / 铝下搭接、镁 / 铝层间添加 Ti 箔的激光焊接技术,对 AZ31 镁合金和 6061 铝合金进行焊接,研究 Ti 箔-激光作用下镁 / 铝熔焊接头的组织与性能,得出结论主要如下。

(1) 在激光功率 1600~1700 W、焊接速度 1200 mm/min、激光头偏转 20°、离焦量 0、采用 Ar 保护气体进行侧吹和背面保护的工艺条件下,添加 Ti 箔可实现镁 / 铝有效连接,镁 / 铝接头剪切强度(线强度)达到

58 N/mm。

(2) 添加 Ti 箔,熔池形貌由未添加 Ti 箔时的“V”形转变成添加 Ti 箔时的“酒杯状”,随着 Ti 箔厚度的增加,镁 / 铝接头的熔池深度增加,靠近铝侧基体的 Ti 箔部分熔化, Ti 元素分布在熔池内部,生成 Ti_3Al 化合物。

(3) 添加 Ti 箔,抑制镁液和铝液直接接触,避免 Mg、Al 反应生成脆性 Mg/Al 化合物,添加 Ti 箔起到阻隔效果,但 Ti 箔导热系数相对较低,离激光热源较远, Ti 箔熔化不完全, Ti 箔与母材基体的结合有待提高。

参考文献

- [1] WANG H Y, SONG G, FENG B Q, et al. The research on welding sources and ni interlayer synergy regulation in laser-arc hybrid welding of Mg and Al joints[C]//CHEN S, ZHANG Y, FENG Z. Trans. Intelligent Welding Manufacturing. Singapore: Springer, 2018: 94-100.
- [2] KHODABAKHSHI F, SHAH L H, GERLICH A P. Dissimilar laser welding of an AA6022-AZ31 lap-joint by using Ni-interlayer: Novel beam-wobbling technique, processing parameters, and metallurgical characterization[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 112: 349-362.
- [3] PENG H, CHEN D L, BAI X F, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-to-Al dissimilar welded joints with an Ag interlayer using ultrasonic spot welding[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(2): 552-563.
- [4] 马旭颀, 巩水利, 张久兴, 等. 焊接参数对 Ti-6Al-4V 合金双侧同步激光焊接 T 型接头缺陷的影响 [J]. 中国激光, 2016, 43(2): 90-96.
- [5] MA Xuyi, GONG Shuili, ZHANG Jiuxing, et al. Influence of the welding conditions on weld defects in double-sided laser beam welded T-joints of Ti-6Al-4V alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(2): 90-96.
- [6] SHAH L H, GERLICH A, ZHOU Y. Design guideline for intermetallic compound mitigation in Al-Mg dissimilar welding through addition of interlayer[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 94(5): 2667-2678.
- [7] 赵丽敏, 刘黎明, 徐荣正, 等. 镁合金与铝合金的夹层扩散焊连接 [J]. 焊接学报, 2007, 28(10): 9-12, 113.
- [8] ZHAO Limin, LIU Liming, XU Rongzheng, et al. Diffusion bonding of Mg/Al alloy with Zn interlayer metal[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(10): 9-12, 113.
- [9] CHANG W S, RAJESH S R, CHUN C K, et al. Microstructure and mechanical properties of hybrid laser-friction stir welding between AA6061-T6 Al alloy and AZ31 Mg alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2011, 27(3): 199-204.
- [10] 陈影. 铝合金 5083/ 镁合金 AZ31 异种金属搅拌摩擦搭接焊及连接机理研究

[D]. 大连: 大连交通大学, 2012.

CHEN Ying. Friction stir lap welding of aluminum alloy 5083/magnesium alloy AZ31 dissimilar metals and its connection mechanism[D]. Dalian: Dalian Jiaotong University, 2012.

[9] QI X D, LIU L M. Fusion welding of Fe-added lap joints between AZ31B magnesium alloy and 6061 aluminum alloy by hybrid laser-tungsten inert gas welding technique[J]. *Materials & Design*, 2012, 33: 436-443.

[10] LIU L M, LIU X J, LIU S H. Microstructure of laser-TIG hybrid welds of dissimilar Mg alloy and Al alloy with Ce as interlayer[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 55(4): 383-386.

[11] GAO M, MEI S W, LI X Y, et al. Characterization and formation mechanism of laser-welded Mg and Al alloys using Ti interlayer[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67(2): 193-196.

[12] 马雨晴, 王红阳, 刘黎明. 基于 Ni 中间层的铝合金与高强度激光诱导 TIG 复合焊接 [J]. *中国激光*, 2019, 46(8): 90-96.

MA Yuqing, WANG Hongyang, LIU Liming. Aluminum alloy and high-strength steel joint via laser-induced tungsten inert gas hybrid welding based on Ni interlayer[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(8): 90-96.

[13] 李铭锋, 王官明, 朱政强, 等. 金属箔片阻隔 Mg/Al 超声波焊接界面反应的有效性 [J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(8):

1606-1615.

LI Mingfeng, WANG Guanming, ZHU Zhengqiang, et al. Effectiveness of metal foil barrier interfacial reaction during ultrasonic welding of Mg/Al[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(8): 1606-1615.

[14] 张书迈, 张福全, 周怙武, 等. Ni 夹层对镁合金 / 铝合金激光熔焊接头组织和性能的影响 [J]. *中国激光*, 2020, 47(7): 322-329.

ZHANG Shumai, ZHANG Fuquan, ZHOU Dianwu, et al. Effects of Ni interlayer on microstructure and properties of fusion welded joints of magnesium/aluminum alloys[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(7): 322-329.

Study on Mg/Al Dissimilar Metal Laser Welded Joints With Addition of Ti-Foil

ZHOU Dianwu, ZHAO Lei, WANG Xinyu, ZHANG Shumai, LIU Jinshui

(State Key Laboratory for Advanced Design and Manufacturing for Vehicle Body, Hunan University, Changsha 410082, China)

[ABSTRACT] This paper put forward laser welding technology with Ti-foil in an overlap magnesium-on-aluminum configuration, then, AZ31 magnesium alloy and 6061 aluminum alloy was welded, finally micro-structure and properties of Mg/Al fusion welded joints under the interaction of titanium foil-laser was studied. The results shows that adding Ti-foil can realize the effective connection of Mg/Al, and the shear strength (line strength) of Mg/Al joint can reach 58 N/mm. The morphology of molten pool changes from “V” shape without Ti-foil to “goblet shape” with Ti-foil. As the thickness of Ti-foil increases, the melt pool of joint increases, and Ti-foil melts close to the matrix of aluminum side. Ti element is distributed in the molten pool along with the pool flow field, which leads to the forming of Ti_3Al compound. The addition of Ti-foil can inhibit the direct contact between magnesium and aluminum, avoiding the formation of brittle Mg/Al compounds through the reaction between Mg and Al. The addition of Ti-foil has a certain barrier effect. However, the thermal conductivity of Ti-foil is relatively low, and far away from the laser heat source, Ti-foil is not completely melted. Therefore, the combination of Ti-foil and base material still needs to be improved.

Keywords: Laser welding; AZ31 magnesium alloy; 6061 aluminum alloy; Ti-foil interlayer; Mg/Al compound

(责编 古东)

引文格式: 郑洋, 任国春, 宿振宇, 等. 转速对含 Zr 中间层铝 / 镁搅拌摩擦焊搭接接头组织与性能的影响[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 49-58.

ZHENG Yang, REN Guochun, SU Zhenyu, et al. Effect of rotation rate on microstructure and properties of friction stir welded Al/Mg dissimilar lap joints with Zr interlayer[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 49-58.

转速对含 Zr 中间层铝 / 镁搅拌摩擦焊搭接接头组织与性能的影响

郑 洋¹, 任国春¹, 宿振宇¹, 赵梓昊¹, 李亮玉¹, 臧立彬², 刘 伟³, 余政哲⁴

(1. 天津工业大学, 天津 300387;

2. 天津航天机电设备研究所, 天津 300301;

3. 中国航发北京航空材料研究院 3D 打印研究与工程技术中心, 北京 100095;

4. 中国民航科技产业化基地, 天津 300308)

[摘要] 对不同转速下含 Zr 中间层 6061 铝合金 / AZ31 镁合金搅拌摩擦焊搭接接头组织结构、力学性能、腐蚀行为的变化进行了研究。结果表明, Zr 中间层抑制了接头表面飞边和内部隧道等缺陷, 焊材通过搅拌区的机械互锁结构与搭接界面反应生成的金属间化合物实现了机械与冶金结合。随转速的提高, 接头搅拌区内焊材的热塑性流动强度和机械互锁程度逐渐加强, 其中的 Zr 碎片和条带组织尺寸有所变小; 接头的热力影响区 / 搅拌区界面宽度及搭接界面宽度均趋于增大。接头横截面沿前进侧和后退侧的硬度分布不对称, 在焊接中心线附近具有较高硬度; 接头的拉伸剪切载荷随转速的提高先增加后减小, 剪切断裂位置发生在接头热力影响区 / 搅拌区界面处。接头在 3.5% NaCl 溶液中具有差异化的腐蚀行为, 铝合金以均匀腐蚀为主, 镁合金以局部点蚀为主, Zr 中间层未发生明显腐蚀, 提高转速在一定程度上降低了接头的腐蚀性能。

关键词: 搅拌摩擦焊(FSW); 铈中间层; 铝 / 镁异质接头; 组织结构; 力学性能; 腐蚀行为

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.049



郑 洋

讲师, 博士, 主要从事材料连接技术、材料表面改性技术、金属材料增材制造技术等研究。

铝合金和镁合金作为重要的轻质结构材料在航空航天领域具有广阔的应用前景, 铝 / 镁异质结构用于翼肋、隔框、腹板、襟翼、桁条等可有效提高飞机的轻量化水平和机动性能。然而, 铝、镁之间迥异的晶体结构和物理化学性能使两者的连接存在较大困难, 传统熔化焊因热输入过高易造成元素烧损、气孔、裂纹等缺陷, 同时不可避免地在连接界面处形成硬而脆的 Al-Mg 金属间化合物 (Intermetallic compounds, IMCs), 严重损害接头的服役性能^[1]。

为改善低熔点金属的焊接质量, 英国焊接研究所于 1991 年发明了

搅拌摩擦焊 (Friction stir welding, FSW) 技术, 中国航空制造技术研究院于 2002 年将该技术引入国内。作为新型固相焊接技术, FSW 利用搅拌头高速旋转产生的摩擦热和机械搅拌作用促进焊材的热塑性变形, 从而形成高可靠性互锁结构, 具有热输入少、焊接变形小、材料适应性好、无需焊丝和保护气氛、焊缝组织致密等优点, 已成功用于客机机翼、蒙皮、运载火箭燃料贮箱等结构的制造^[2-4]。国内外学者围绕工艺参数对铝 / 镁 FSW 接头微观组织与力学性能的影响机制开展了大量研究。张真等^[5]研究了 6061 铝合金 / AZ31 镁合金

FSW 接头组织结构和力学性能随压力的变化,发现当下压力增大时,界面处 Al-Mg IMCs 层变厚,界面上部易出现孔洞缺陷,导致接头力学性能降低。朱浩等^[6]研究指出铝/镁 FSW 接头的焊合区存在明显的带状组织(由嵌入镁基体的铝合金条带以及弥散分布在条带上的 Al-Mg IMCs 构成),改变焊接工艺参数可调控带状组织形态及 Al-Mg IMCs 尺寸和数量,从而调控接头的抗拉强度。Bandi 等^[7]在不同搅拌针长度和转速下制备了一系列铝/镁 FSW 搭接接头(厚 6 mm),发现接头的铝合金侧和镁合金侧分别形成 Al_3Mg_2 相和 $Mg_{17}Al_{12}$ 相;搅拌针长度为 3.25 mm 和 3.75 mm 时,接头的剪切强度在 600~800 r/min 转速范围内随转速的提高而增大,搅拌针长度为 4.25 mm 时,600 r/min 转速下可获得最高的剪切强度。

为进一步改善接头质量,近年来有学者在铝/镁连接界面添加合适类型的中间层,利用中间层的化学改性或物理隔热作用抑制 Al-Mg IMCs 的生成或改善其形态与分布,有效提高了接头的力学性能。Karimi-Dermani 等^[8]采用 Sn 中间层(40 μm 厚)增大了铝/镁 FSW 接头的焊核尺寸,消除了隧道缺陷,使接头剪切强度提高了 10%,但过厚的 Sn 中间层会形成过量的 Mg_2Sn 相,对力学性能不利。Niu 等^[9]研究了转速对 AZ31 镁合金/Zn 中间层/7075 铝合金 FSW 接头组织结构和力学性能的影响,指出 Zn 中间层增大了接头的有效搭接宽度,实现了 Mg-Zn IMCs 的弥散分布,接头剪切强度随转速的提高先增大后减小,在 1000 r/min 转速、50 mm/min 焊速下可获得最大的剪切强度。翟洋洋^[10]在铝/镁 FSW 接头中添加了 Zn/Cu 双金属中间层,位于铝合金侧的 Zn 层与位于镁合金侧的 Cu 层呈带状连续分布,Zn 层与 Cu 层反应生成 $CuZn_2$ 相且与母材反应生成 $MgZn_2$ 相,减少了

Al-Mg IMCs 的形成,从而提高了接头力学性能。Gao 等^[11]以 10 μm 厚的等离子体电解氧化(PEO)涂层作为铝/镁 FSW 接头的中间层,PEO 涂层在搅拌头作用下搅入铝合金侧,缩短了母材的反应时间,抑制了 Al-Mg IMCs 的生长,提高了接头强度。Chowdhury 等^[12]利用 Terokal 5089 胶接层(6 μm 厚)隔离了 FSW 接头搭接界面上铝与镁的直接接触,减少了 Al-Mg IMCs 的尺寸和数量,提高了接头的剪切强度和疲劳寿命。

需要指出的是,航空航天关键部件的服役环境十分严苛,面临复杂载荷、大气腐蚀、化学侵蚀、盐雾多湿、腐蚀疲劳等各种工况,极易过早发生失效。由于异质接头内部的物相组织、腐蚀电位以及应力状态多变,同时其连接界面处往往存在裂纹和缝隙等缺陷,因此力学性能和腐蚀性能成为影响接头服役寿命的关键因素。中间层对铝/镁 FSW 接头服役性能调控机制的研究正在得到研究人员的重视,Zheng 等^[13]利用兼具化学相容性和物理隔热性的 Zr 中间层改善了 6061 铝合金/AZ31 镁合金 FSW 接头的组织结构,使接头的腐蚀抗力提高了 14%。然而,不同工艺

参数对含 Zr 中间层铝/镁 FSW 接头组织与性能的影响仍缺乏系统研究。因此,本文以影响焊接热输入的主要工艺因素(转速)为研究对象,研究不同转速所得含 Zr 中间层 6061 铝合金/AZ31 镁合金 FSW 搭接接头组织结构、力学性能和腐蚀行为的变化规律,为高质量铝/镁异质接头的设计与制备提供理论依据与技术指导。

1 试验材料与方法

焊材选用尺寸为 300 mm × 130 mm × 3 mm 的 6061 铝合金板材和 AZ31 镁合金板材,化学成分如表 1 所示。中间层选用厚度为 0.2 mm 的 Zr 箔材(纯度高于 99.5%)。焊前打磨掉焊材表面污染层和氧化皮并用无水乙醇清洗干净。FSW 设备和搅拌头以及焊接过程如图 1 所示,选用龙门式搅拌摩擦焊机(SCB-LM2217-2D-3T,北京世佳博科技发展有限公司),搅拌头由轴肩和搅拌针构成,轴肩为双圆环结构,直径 12 mm,搅拌针为三斜面螺纹结构,根部直径 5 mm,底部直径 3 mm,针长 5 mm。接头的搭接顺序自下而上为镁合金、Zr 箔、铝合金,焊接沿板材轧制方向单面进行,搅拌头沿搭接区中

表 1 6061 铝合金与 AZ31 镁合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of 6061 Al alloy and AZ31 Mg alloy (mass fraction) %

材料	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Mn	Zn	Ti	Ni
6061	余量	1.00	0.73	0.30	0.28	0.16	0.05	0.05	0.01	—
AZ31	3.20	余量	0.05	0.0022	0.0018	—	0.35	0.82	—	0.00016

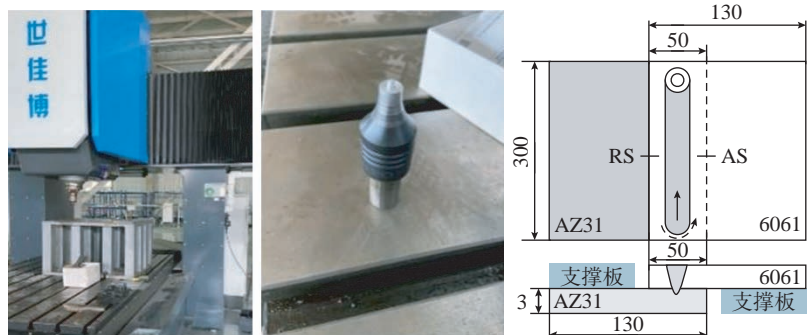


图 1 FSW 设备和搅拌头及焊接过程(mm)

Fig.1 FSW equipment, FSW tool and welding process (mm)

心线顺时针转动并后倾 3° , 搅拌头在接触焊材表面后下移 5.2 mm, 焊速 100 mm/min, 转速分别选定 800 r/min、1000 r/min、1200 r/min, 所得接头依次命名为 800/100/Zr、1000/100/Zr、1200/100/Zr。为研究中间层的影响, 设计制备了不含中间层的接头(以 800/100 命名)。

为表征和评价接头的组织与性能, 利用线切割在接头不同部位切取合适尺寸的样品, 取样方法如图 2 所示。采用数码相机拍摄接头表面的宏观形貌, 采用光学显微镜(OM, GX-51, Olympus)观察接头横截面的分区特征。金相腐蚀试剂为铝合金用 Keller 试剂, 镁合金用 4% 硝酸酒精溶液。采用扫描电子显微镜(SEM, Quanta 450 FEG, FEI)及附带的能谱仪(EDS)分析接头典型组织的微观形貌和化学成分。利用 X 射线衍射仪(D8 Advance, Bruker)分析接头搅拌区的物相组成, 选用 Cu K α 作为辐射靶材, 扫描速率 $2^\circ/\text{min}$, 扫描范围 $20^\circ\sim 90^\circ$ 。通过显微维氏硬度计(HV-1000Z, Lianer)测定接头横截面的硬度变化, 距离搭接界面 1.5 mm 的镁合金侧每隔 0.5 mm 设置 1 个测试点, 载荷 2.94 N, 保载时间 10 s。室温下使用电子万能材料试验机(AGS-X-50kND, SHIMADZU)进行拉伸剪切试验, 在拉伸试样夹持端粘贴厚度为 3 mm 的金属垫板, 以保证搭接界面平行于载荷方向, 加载速率 1 mm/min。浸泡腐蚀试验根据 ASTM-G31-72 标准进行, 接头非测试面用 704 硅橡胶密封, 在 3.5% NaCl 溶液中浸泡不同时间(6 h、18 h、42 h、90 h), 记录溶液 pH 值的变化, 取出接头后用去离子水冲洗并烘干, 采用 SEM 观察表面腐蚀形貌的变化, 采用 EDS 测定腐蚀产物的成分变化。用 200 g/L 铬酸溶液洗去表面腐蚀产物, 晾干后用电子天平称重, 计算接头失重率并分析失重速率随浸泡时间的变化关系。

2 试验结果与讨论

2.1 接头宏观形貌

图 3 为接头表面的宏观形貌。各接头表面均匀分布有焊接弧纹, 这是由轴肩与焊材之间相互摩擦而形成的。Al/Mg 接头的焊缝边缘出现明显的飞边缺陷。焊材在搅拌头的挤压作用下发生热塑性流动, 从内部排出到表面而形成飞边缺陷^[14]。飞边的形成受到搅拌头结构、轴肩下压量、焊接倾角、转速和焊速的共同影响, 本文在保持搅拌头和各个焊接工艺参数不变的前提下, 仅加入厚度为 0.2 mm 的 Zr 中间层, 使焊材的搭接界面由 Al/Mg 单界面(Al/Mg 接头)转变为 Al/Zr/Mg 双界面(Al/Zr/Mg 接头), 这增大了搭接界面间隙, 使实际轴肩下压量减小, 从而在一定程度上减少了飞边的形成。加入 Zr 中间层后, 焊缝表面变得光滑、平整, 飞边缺陷得到改善, 但飞边数量随转速的提高而逐渐增多。FSW 的焊接热输入计算如式(1)所示^[15]。

$$E=2\pi\mu FR\omega/0.83V \quad (1)$$

式中, E 为热输入, kJ/mm; μ 为摩擦系数; F 为轴向压力, kN; R 为轴肩半径, m; ω 为转速, r/min; V 为焊速, m/min。

在本文试验条件下, 转速越高, 焊接热输入越大, 焊材热塑性流动越剧烈, 越容易产生飞边缺陷。过量飞边会导致焊缝内部形成孔洞、缝隙等缺陷, 严重影响接头性能。焊接结束时搅拌针移出接头, 在焊缝末端形成匙孔, 其结构取决于搅拌针尺寸。

图 4 为接头横截面的宏观形貌。根据焊材受到的热-力耦合作用, 接头由内向外依次形成搅拌区(Stir zone, SZ)、热力影响区(Thermal-mechanical affected zone, TMAZ)、热影响区(Heat affected zone, HAZ)。800/100 接头在 SZ 底部形成大尺寸隧道缺陷, 这与其表面形成过量的飞边缺陷有关。800/100/Zr、1000/100/

Zr、1200/100/Zr 接头的横截面无明显缺陷。由于 Zr 箔的热塑性好, 被搅拌针破碎的 Zr 碎片与焊材在 SZ 充分混合, 填充了因镁合金热塑性流动不足而在 SZ 留下的孔洞。焊材在 SZ 发生机械互锁而实现固相连接, 沿焊接方向前进侧(AS)的变形程度高于后退侧(RS)(即搭接界面处 RS 倾角大于 AS 倾角), 搅拌头下方的焊材向下流动, 搅拌头四周的焊材向上流动, 形成了不对称的锥形结构^[16]。转速提高后, 焊接热输入变大, RS 与 AS 的焊材流动程度趋于接近, 使搭接界面的倾角差减小。此外, SZ 面积主要取决于搅拌针形状, 不同转速所得 Al/Zr/Mg 接头的 SZ 面积变化不大。

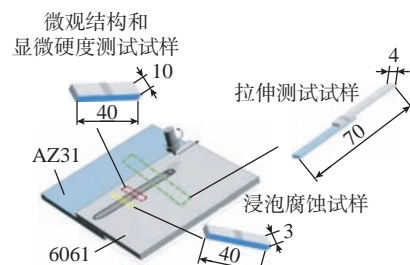


图 2 组织表征与性能评价样品的取样位置和尺寸(mm)

Fig.2 Sampling position and dimension for microstructure characterization and properties evaluation (mm)

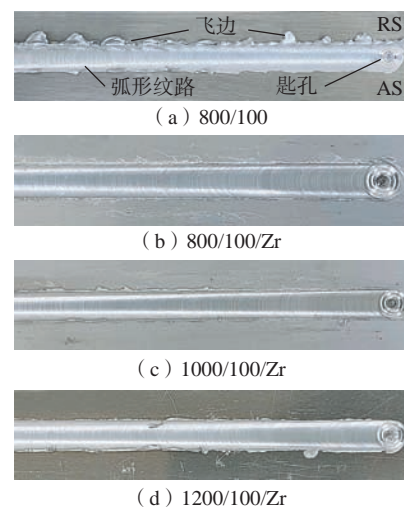


图 3 不同转速下 Al/Mg 和 Al/Zr/Mg 接头表面宏观形貌

Fig.3 Macroscopical surface morphologies of Al/Mg and Al/Zr/Mg joints under different rotation rates

2.2 接头微观组织结构

图5为Al/Zr/Mg接头横截面的微观形貌。不同转速下的接头结构完整,具有相似的结构特征,即SZ呈“漏斗”状,内部形成条带组织;位于SZ的Zr中间层被搅拌针破碎,形成大量不规则的Zr碎片而与焊材相互混合;其余未被搅拌针破坏的Zr中间层稳定地存在于焊材的连接界面处,阻隔了焊材的直接接触。当转速由800 r/min提高到1200 r/min时,焊接热输入增大,焊材的热塑性流动和机械互锁程度加剧,SZ内部的Zr碎片变小,分布范围更广,条带组织更加均匀细小。

图6为Al/Zr/Mg接头SZ的微观形貌,表2总结了图6中相应位置的化学成分。不同转速下接头的SZ均有两种典型组织,即亮白色的片状组织(位置1、3、5)和暗黑色的基体组织(位置2、4、6)。从化学成分推断,亮白色组织的物相组成以Zr单

质为主,并含有少量混合氧化物(如MgO、Al₂O₃、ZrO₂);暗黑色组织主要是Al基体和微量混合氧化物。随焊速的提高,对于弥散分布在Al基体中的Zr单质,其尺寸逐渐减小,分布更加均匀。由表2可知,随转速的提高,无论是亮白色组织还是暗黑色

组织,Al含量逐渐降低,O含量逐渐提高,Mg含量基本维持不变,Zr含量有所提高,这可能归因于两方面因素:(1)增大热输入促进了氧化物的形成;(2)搅拌作用的加剧提高了Zr在Al基体中的固溶度。

图7为1200/100/Zr接头SZ的

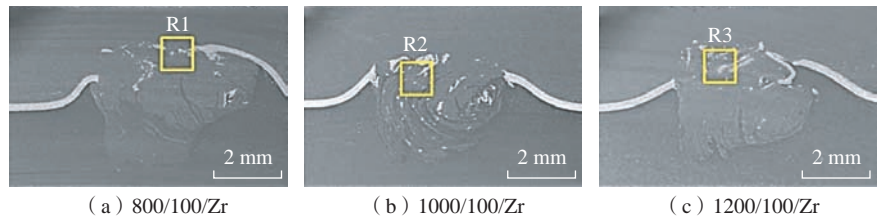


图5 Al/Zr/Mg接头横截面微观形貌

Fig.5 Microstructures of cross-sections of Al/Zr/Mg joints

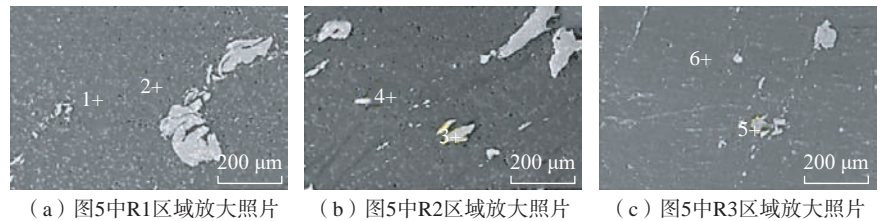


图6 Al/Zr/Mg接头SZ微观形貌

Fig.6 Microstructures of SZ of Al/Zr/Mg joints

表2 图6中相应位置的化学成分(质量分数)

Table 2 Chemical compositions at corresponding positions in Fig.6 (mass fraction) %

位置	Al	Mg	O	Zr	主要物相
1	2.39	0.74	6.88	89.99	Zr单质+少量氧化物
2	98.03	1.49	0.34	0.14	Al基体+微量氧化物
3	0.64	0.73	7.55	91.08	Zr单质+少量氧化物
4	97.21	1.54	0.45	0.80	Al基体+微量氧化物
5	0.31	0.22	9.19	90.28	Zr单质+少量氧化物
6	96.95	1.50	1.32	0.23	Al基体+微量氧化物

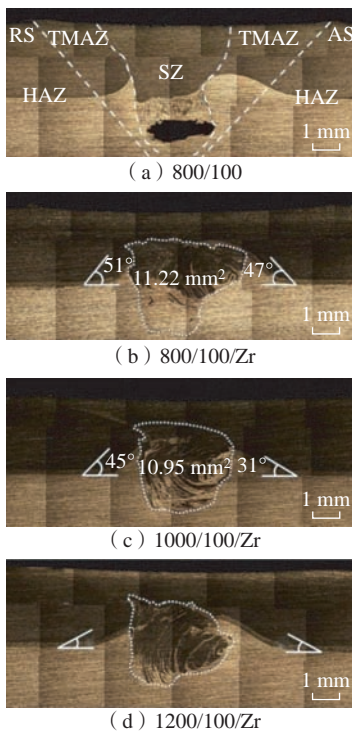


图4 不同转速下Al/Mg和Al/Zr/Mg接头横截面的宏观形貌

Fig.4 Macroscopical cross-section morphologies of Al/Mg and Al/Zr/Mg joints under different rotation rates

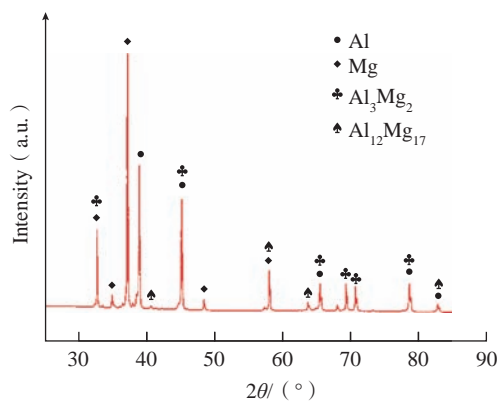


图7 1200/100/Zr接头SZ的XRD图谱
Fig.7 XRD pattern of SZ in 1200/100/Zr joint

XRD 图谱。可以看出,接头 SZ 由 Al 基体相、Mg 基体相构成,同时包含少量 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 和 Al_3Mg_2 金属间化合物。由于 XRD 的扫描区域较小,并且 Zr 碎片分布不均匀,因此未检测到含 Zr 物相。FSW 接头中有两个关键界面,即 TMAZ/SZ 界面及搭接界面,界面处 Al 元素和 Mg 元素在摩擦热作用下发生冶金反应,形成硬而脆的 Al-Mg IMCs (Al_3Mg_2 、 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$),成为接头性能的薄弱环节^[17]。

图 8 为 Al/Zr/Mg 接头 TMAZ/SZ 界面的微观形貌及元素分布。不同转速所得接头的 TMAZ/SZ 界面结合良好,未出现裂纹、孔洞等缺陷,左侧 TMAZ 为镁合金,右侧 SZ 为铝、镁异种合金互混区,且含有一些 Zr 碎片。如图 8 (a) 所示,800/100/Zr 接头的线扫描轨迹依次经过 TMAZ、过渡区、SZ,在 TMAZ 形成 Mg 元素浓度平台;在过渡区 Mg 元素含量逐渐降低,Al 元素含量逐渐升高,两者共存区域存在 Al-Mg IMCs 组织;在 SZ 形成高含量 Al、低含量 Mg 的双元素交替分布现象。同时,线扫描轨迹跨越 Zr 碎片和 Al-Mg IMCs 时,分别检测到高含量 Zr 元素和 Al、Mg 双元素共存区。1000/100/Zr 和 1200/100/Zr 接头的 TMAZ/SZ 界面具有相似的元素分布特征(图 8 (b)~(c))。随转速的提高,接头 TMAZ/SZ 界面过渡区的宽度逐渐增大,其中的 Al-Mg IMCs 层变厚,这说明较高的转速引起较大的焊接热输入,加剧了铝与镁之间的组元液化和共晶反应,促进了 Al-Mg IMCs 的生成^[18-19]。

图 9 为 Al/Zr/Mg 接头搭接界面的微观形貌及元素分布。对于不同转速所得接头,Zr 中间层的引入将 Al/Mg 单界面变为 Al/Zr 和 Zr/Mg 双界面,元素在焊接热输入和轴肩下压力的作用下发生反应,实现上层铝板、中间 Zr 箔与下层镁板的紧密连

接。如图 9 (a) 所示,800/100/Zr 接头的线扫描轨迹依次经过铝合金、Zr 中间层、镁合金,在 Al/Zr 界面处 Al 元素含量迅速降低、Zr 元素含量迅速提高,在 Zr/Mg 界面处 Zr 元素含量迅速降低、Mg 元素含量迅速提高,Al/Zr/Mg 接头在搭接界面处未形成 Al-Mg IMCs 层。从图 9 (b)~(c) 可以看出,1000/100/Zr 和 1200/100/Zr 接头在搭接界面处各元素具有相似的变化规律。在同一接头中,Al/Zr 界面的厚度大于 Zr/Mg 界面的厚度,这可能是因为轴肩产热主要作用于铝合金侧,造成沿接头厚度方向从铝侧向镁侧形成了负温度梯度,位于高温侧的 Al/Zr 界面更有利于元素发生冶金反应,并且 Al-Zr 的反应活性高于 Zr-Mg 的反应活性。铝侧受到轴肩摩擦产热与搅拌针摩擦产热的共同作用,而镁侧仅受到搅拌针的

摩擦产热作用,造成前者的焊接热输入高于后者。随转速的提高,焊接热输入增加,从铝侧向镁侧的负温度梯度效应有所加剧^[20],导致 Al/Zr 界面趋于增厚,但由于铝合金良好的导热性以及 Zr 中间层稳定的热障作用,使得 Zr/Mg 界面的热输入变化不明显,其厚度基本维持不变。

2.3 接头显微硬度

图 10 为 Al/Zr/Mg 接头沿横截面方向的硬度分布。根据搅拌头的几何尺寸,接头 SZ 和 TMAZ 位于搅拌针的作用区域 (RS: -2.5~0 mm、AS: 0~2.5 mm),接头 HAZ 位于轴肩的作用区域 (RS: -6.0~-2.5 mm、AS: 2.5~6.0 mm)。不同转速所得接头的显微硬度具有相近的变化趋势,在焊接中心线附近的显微硬度较高,而远离焊接中心线的区域显微硬度较低。接头 SZ 在热-力耦合作用下

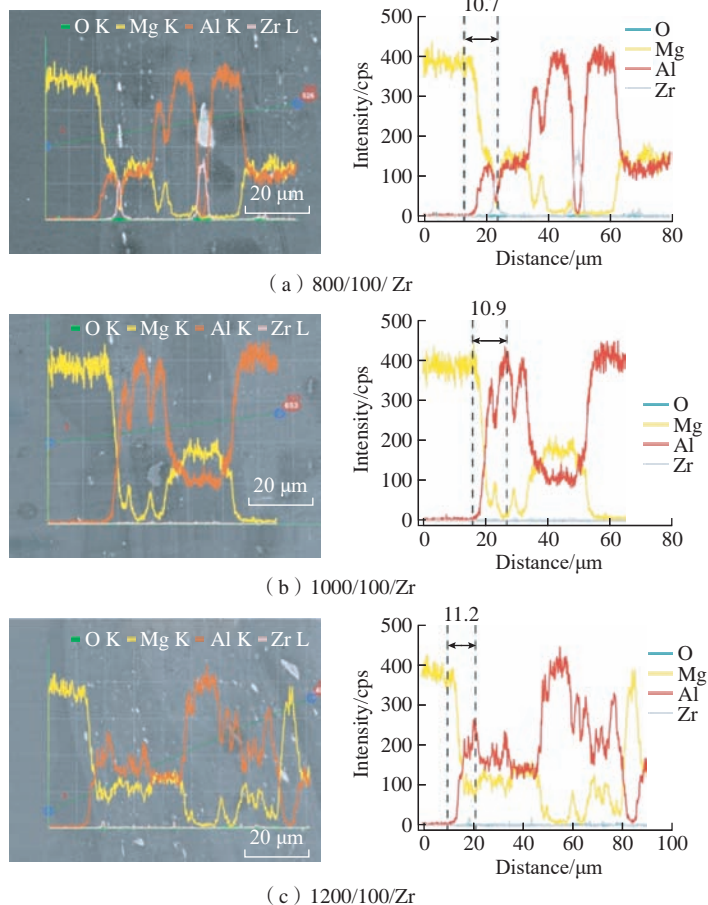


图 8 Al/Zr/Mg 接头 TMAZ/SZ 界面的微观形貌及元素分布

Fig.8 Microstructures and elemental distributions at TMAZ/SZ interface of Al/Zr/Mg joints

发生动态再结晶而使晶粒有所细化,同时生成一定数量硬而脆的 Al-Mg IMCs,导致该区域的显微硬度显著增大。随转速的提高,接头横截面上不同区域之间的显微硬度差异有所减小,这可能是由于焊接热输入随转速提高而增大,造成高转速接头的晶粒产生一定粗化, SZ、TMAZ、HAZ 之间的晶粒尺寸趋于均匀,并且增大的焊接热输入有助于应力释放,使得显微硬度差异趋于减小。Mahto 等^[21]在研究 6061 铝合金/304 不锈钢 FSW 搭接接头力学性能的过程中也发现了同样的硬度变化规律。值得注意的是,不同转速下接头的某些区域出现硬度大幅提高现象,这是因为焊材热塑性流动程度不均匀,某些位置会随机生成 Al-Mg IMCs 而提高显微硬度。

2.4 接头拉伸剪切性能

图 11 为 Al/Zr/Mg 接头拉伸剪

切试验结果。从载荷-位移曲线可以看出,随位移量的增大,各个接头的拉伸载荷均会出现不同程度的骤降,这是因为位于接头 RS 的 Hook 区域发生了初始开裂^[22],随位移量的进一步增大,接头 TMAZ/SZ 界面逐渐开始分离,最终接头的断裂位置出现在 TMAZ/SZ 界面靠近镁合金侧。800/100/Zr、1000/100/Zr、1200/100/Zr 接头的最大拉伸剪切载荷分别为 (252.9 ± 23.9) N、 (404.2 ± 18.8) N 和 (323.9 ± 11.2) N,随转速的提高,接头的抗剪载荷先增大后减小,1000 r/min 转速所得接头的抗剪载荷高于 Ji 等^[23]报道 6061Al/AZ31 Mg 搅拌摩擦搭接接头的抗剪载荷(在搭接面积相同的条件下,其抗剪载荷约为 182.4 N)。结合图 4 可知,随转速的提高,接头 RS 的搭接界面倾角逐渐减小,800/100/Zr 接头的搭接界面倾

角最大,其 Hook 区域在拉应力的作用下更易产生应力集中而导致断裂;1200/100/Zr 接头的搭接界面倾角最小,其 Hook 区域机械互锁较弱,使得初始开裂载荷较小,同时其焊接热输入更高,晶粒会发生一定粗化,导致 TMAZ/SZ 界面处产生一定的软化效果,降低了接头的抗剪载荷。

2.5 接头腐蚀行为

图 12 是 Al/Zr/Mg 接头横截面在 3.5% NaCl 溶液中浸泡 6 h 的腐蚀形貌。800/100/Zr 接头横截面表现出差异化的腐蚀行为,不同区域具有不同的腐蚀形貌,铝合金发生均匀腐蚀而形成平整的腐蚀表面;镁合金发生局部腐蚀而形成大尺寸凹坑,其腐蚀表面粗糙不平;Zr 中间层未发生明显腐蚀,稳定地位于铝、镁异种合金之间,阻隔了两者的接触而缓解了搭接界面的电偶腐蚀效应。接

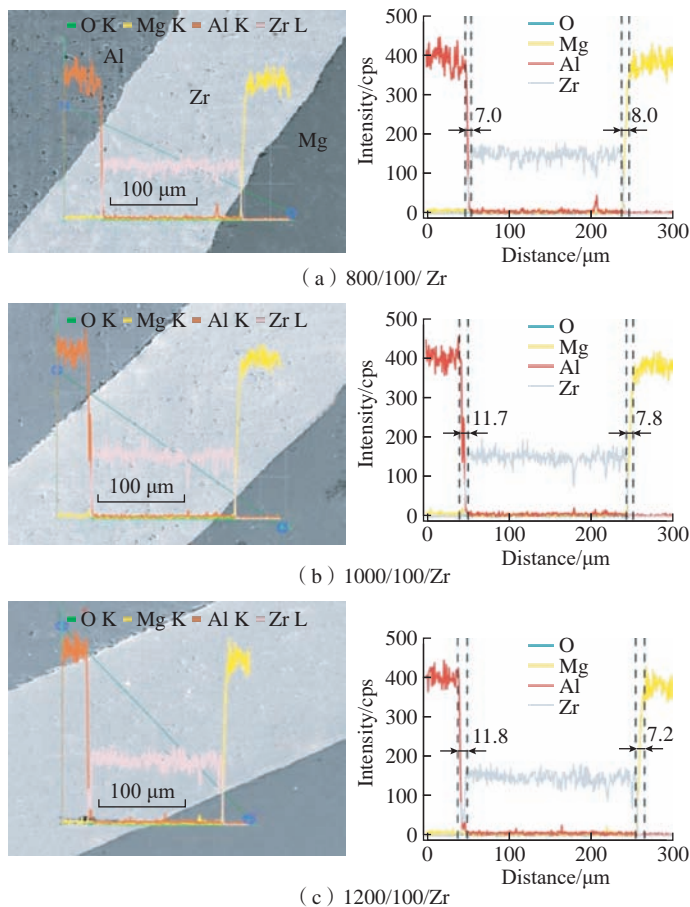


图 9 Al/Zr/Mg 接头搭接界面的微观形貌及元素分布

Fig.9 Microstructures and elemental distributions at overlap interface of Al/Zr/Mg joints

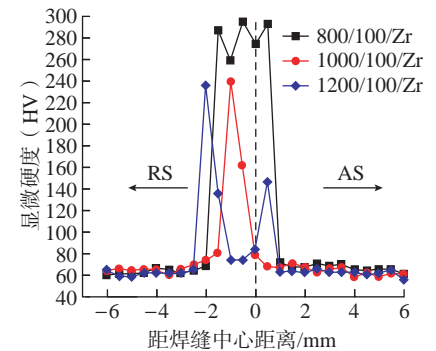


图 10 Al/Zr/Mg 接头沿横截面方向硬度分布
Fig.10 Microhardness distributions along cross-sections of Al/Zr/Mg joints

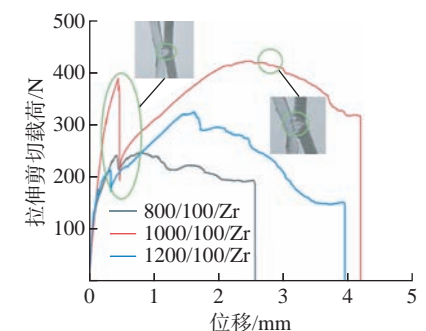


图 11 Al/Zr/Mg 接头拉伸剪切试验结果

Fig.11 Tensile shear test results of Al/Zr/Mg joints

头表面覆盖有相对完整、致密的腐蚀产物层。随转速的提高,1000/100/Zr和1200/100/Zr接头横截面同样具有差异化的腐蚀行为,其特征区域的腐蚀形貌类似于800/100/Zr接头,不同的是高转速所得接头的SZ存在数量较多、大小不一的点蚀坑和条带状腐蚀沟壑,表面腐蚀产物层的完整性和致密度有所下降。

图13为Al/Zr/Mg接头SZ在3.5% NaCl溶液中浸泡6h的腐蚀形貌。不同转速所得接头的SZ均具有两种独特的腐蚀形貌:(1)位于铝合金侧的SZ发生相对均匀的腐蚀,形成尺寸不同的点蚀坑;(2)位于镁合金侧的SZ发生离散非均匀腐蚀,形成凹凸不平的腐蚀表面;两个区域之间存在明显的分界线。随转速的提高,铝合金侧SZ的腐蚀程度减小,表面点蚀坑尺寸减小;镁合金侧SZ的腐蚀程度增大,表面依次形成微裂纹;SZ不同区域的腐蚀差异有所加剧。铝合金侧SZ和镁合金侧SZ由于腐蚀电位的不同而形成电偶腐蚀效应,镁合金侧SZ的腐蚀电位更低而作为阳极发生优先腐蚀。焊接热输入随转速的提高而增大,促进了Al/Mg IMCs的形成,同时高转速使Al/Mg IMCs的分布变得不均匀,加剧了不同区域SZ腐蚀的不均匀性。图13中相应位置的化学成分如表3所示。不同转速所得接头的SZ,其表面腐蚀产物主要含有O、Mg、Al元素以及一定的Na和Cl元素,推测腐蚀产物主要由氧化镁、氧化铝和一些钠盐沉淀物构成。需要说明的是,位置8的Mg和Al含量远低于位置7和位置9,这是因为腐蚀产物层不均匀,EDS结果与所选取的位置有关。

图14为Al/Zr/Mg接头搭接界面在3.5% NaCl溶液中浸泡6h的腐蚀形貌。不同转速所得接头在焊材搭接界面处形成“三明治”的夹层结构,Zr中间层两侧的铝合金和镁合金之间未形成电偶腐蚀,但在Al/

Zr界面和Zr/Mg界面处形成了不同程度的电偶腐蚀(Al、Zr、Mg的标准电极电位分别是 -1.66 V 、 -1.53 V 、 -2.37 V),Al/Zr界面的腐蚀程度低于Zr/Mg界面,搭接界面处的腐蚀程度由低到高依次为Zr中间层<铝合金<镁合金。随转速的提高,镁合金表面腐蚀产物的尺寸变大,腐蚀

凹坑变深,Zr/Mg界面出现大尺寸缝隙,腐蚀程度加剧。图14中相应位置的化学成分如表4所示。铝合金表面腐蚀产物包含高含量Al、O元素及低含量Mg、Na、Cl元素。当转速提高时,腐蚀产物中Al、O元素含量有所提高,Na、Cl元素含量有所减少,Mg元素含量有一定波动,但整

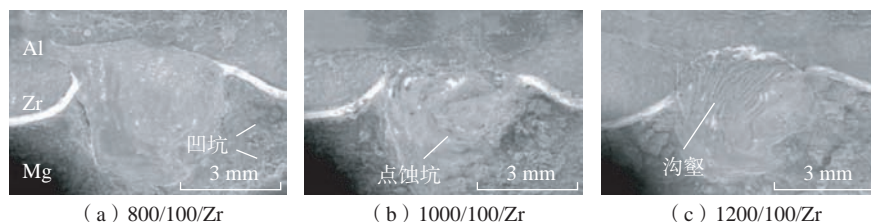


图12 Al/Zr/Mg接头横截面在3.5% NaCl溶液中浸泡6h的腐蚀形貌

Fig.12 Corrosion morphologies of cross-sections of Al/Zr/Mg joints in 3.5% NaCl solution for 6 hours

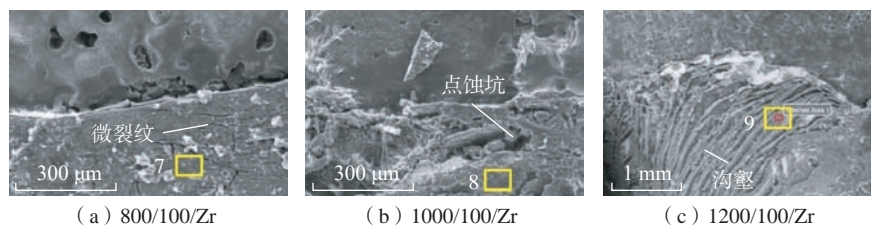


图13 Al/Zr/Mg接头SZ在3.5% NaCl溶液中浸泡6h的腐蚀形貌

Fig.13 Corrosion morphologies of SZ of Al/Zr/Mg joints in 3.5% NaCl solution for 6 h

表3 图13中相应位置的化学成分(质量分数)

Table 3 Chemical compositions at corresponding positions in Fig.13 (mass fraction) %

位置	Al	Mg	O	Na	Cl
7	19.92	17.66	53.09	9.31	0.02
8	3.59	5.91	43.04	47.33	0.13
9	10.65	10.46	47.22	31.40	0.27

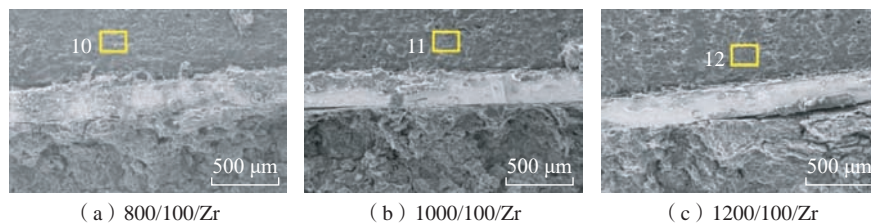


图14 Al/Zr/Mg接头搭接界面在3.5% NaCl溶液中浸泡6h的腐蚀形貌

Fig.14 Corrosion morphologies of overlap interface of Al/Zr/Mg joints in 3.5% NaCl solution for 6 h

表4 图14中相应位置的化学成分(质量分数)

Table 4 Chemical compositions at corresponding positions in Fig.14 (mass fraction) %

位置	Al	Mg	O	Na	Cl
10	34.84	0.92	61.57	2.47	0.20
11	35.13	0.75	61.97	1.97	0.18
12	35.22	1.20	62.29	1.26	0.03

体来说腐蚀产物的成分变化不大。

图 15 为去除腐蚀产物后 Al/Zr/Mg 接头特征区域的腐蚀形貌。不同转速下,接头特征区域(横截面、SZ、搭接界面)的腐蚀表面具有类似的形貌。如图 15 (a)所示,在接头横截面上,铝合金的腐蚀表面较为平整,其发生的是均匀腐蚀;镁合金的腐蚀表面粗糙不平,存在大量蚀坑,其发生的是不均匀的局部点蚀;Zr 中间层保持了较好的完整性;SZ 的腐蚀程度介于铝合金与镁合金之间,腐蚀轮廓清晰,其残余体积随转速的提高有所减小。对于接头 SZ,由图 15 (b)可知,腐蚀表面形成大量条带状腐蚀沟壑,这是由于耐蚀的 Al-Mg IMCs 伴随基体的腐蚀而发生剥落,腐蚀沟壑的尺寸和深度随转速的提高而变大。陈成等^[24]研究发现 6061 铝合金与 AZ31 镁合金异质板的搅拌摩擦焊缝也有类似的腐蚀形貌。对于接头搭接界面,由图 15 (c)可知,铝合金和镁合金的腐蚀程度均随转速的提高而有所加剧,Zr 中间层在低、中转速下基本未发生腐蚀,但在高转速下局部形成了少量的蚀坑。

图 16 为浸泡腐蚀过程中腐蚀介质 pH 值以及接头失重率和失重速率的变化曲线。铝/镁异质接头在 NaCl 溶液中的腐蚀过程包括阳极反应($M \rightarrow M^{n+} + e^{-}$)和阴极反应($O_2 + 2H_2O + 4e^{-} \rightarrow 4OH^{-}$)^[25],其中 M=Al 或 Mg, $M^{n+}=Al^{3+}$ 或 Mg^{2+} 。由图 16 (a)可知,各接头的溶液 pH 值在浸泡初期迅速增大,这是因为溶液中 OH^{-} 逐渐累积所致,随后溶液 pH 值缓慢增大直至保持稳定,这是由于 OH^{-} 浓度趋于饱和,在 $pH > 11$ 时接头表面形成了较为稳定的氢氧化物。如图 16 (b)所示,不同转速所得接头的失重率均随浸泡时间的增加而提高,说明在浸泡期间接头持续发生溶解。然而,接头的失重速率随浸泡时间的增加总体上呈现先提高后下降的变化趋势,可归因于浸泡初

期形成的腐蚀产物层疏松多孔,难以作为基体提供保护效果,在浸泡过程中腐蚀产物层不断变得致密,可在一定程度上抑制基体的进一步溶解。在浸泡结束时(90 h),各个接头的腐蚀程度由低到高依次为 $800/100/Zr < 1000/100/Zr < 1200/100/Zr$ 。

根据电偶腐蚀理论,相互接触的异种金属在腐蚀介质中存在电偶腐蚀效应,电位较低的金属作为阳极而优先腐蚀,电位较高的金属作为阴极而不发生明显腐蚀。Al、Zr、Mg

的标准氢电极电位分别是 $-1.66 V/SHE$ 、 $-1.53 V/SHE$ 、 $-2.37 V/SHE$,三者的腐蚀倾向为 $Mg > Al > Zr$ 。Zr 中间层的加入,对 Al/Mg 搅拌摩擦焊搭接接头的腐蚀行为主要有两方面影响:(1)在搅拌区,铝合金或镁合金基体上形成大小不一、形状不规则的 Zr 碎片,引入了额外的 Al/Zr 和 Mg/Zr 微电偶对,这促进了基体的腐蚀;(2)在焊材搭接界面,Zr 中间层阻隔了 Al 和 Mg 的直接接触,搭接界面由 Al/Mg 单界面(Mg 作为阳极

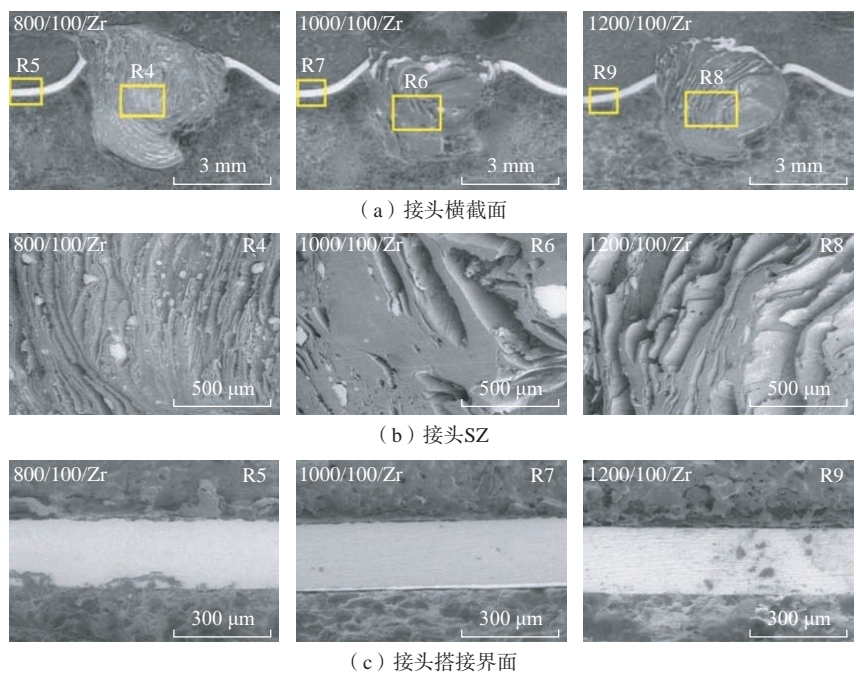


图 15 去除腐蚀产物后 Al/Zr/Mg 接头特征区域的腐蚀形貌

Fig.15 Corrosion morphologies at representative regions of Al/Zr/Mg joints after removing corrosion products

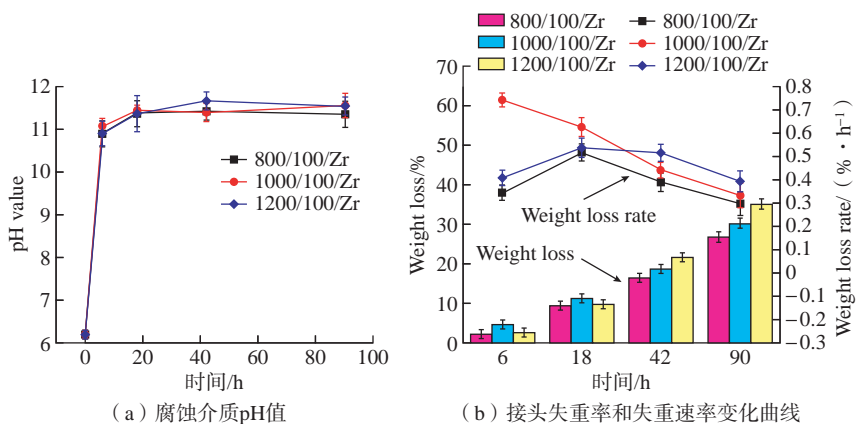


图 16 浸泡腐蚀过程中腐蚀介质 pH 值以及接头失重率和失重速率的变化曲线

Fig.16 Change curves of pH value of corrosive media, weight loss and weight loss rate of joints during immersion tests

优先腐蚀, Al 作为阴极, 其腐蚀受到抑制) 变为 Al/Zr/Mg 双界面(Al 和 Mg 作为阳极优先腐蚀, Zr 作为阴极, 其腐蚀受到抑制), 这在一定程度上, 减小了 Al 和 Mg 之间的腐蚀差异。整体来看, Zr 中间层使 Al/Mg 搅拌摩擦焊接接头不同区域的腐蚀程度变得更加均匀。此外, 随转速的提高, 焊接热输入增大, 从而对接头的腐蚀行为产生两方面影响: (1) 加剧了 Al-Mg IMCs 的生成, 使晶粒发生一定的粗化, 加速腐蚀; (2) 有助于释放焊接应力, 得到更加均匀的应力状态, 这会减缓腐蚀。以上两个相反的因素共同作用, 改变了接头的腐蚀行为。

3 结论

本文利用 FSW 技术, 在不同搅拌头转速下制备了含 Zr 中间层的 6061 铝合金/AZ31 镁合金异质接头, 研究了接头组织和性能随搅拌头转速的变化规律, 主要结论如下。

(1) 在相同的焊接工艺下, Zr 中间层抑制了接头表面飞边和内部隧道缺陷的形成。位于 SZ 的 Zr 中间层被搅拌针破碎而与焊材混合, 位于搭接界面的 Zr 中间层与焊材形成“三明治”夹层结构。随转速的提高, 焊材的热塑性流动和机械互锁程度加剧, 接头沿 RS 和 AS 搭接界面的倾角差减小, SZ 内部的 Zr 碎片和条带组织细化, TMAZ/SZ 界面过渡区的宽度增大, Al/Zr 界面趋于变厚, Zr/Mg 界面几乎不变。

(2) 接头横截面在焊接中心线附近的显微硬度较高, 远离焊接中心线的区域显微硬度较低。随转速的提高, 接头 SZ 和 TMAZ 的最大显微硬度值呈下降趋势; 接头 HAZ 的显微硬度值基本稳定, 不同区域之间的硬度差异减小。接头的拉伸剪切载荷随转速的提高表现出先增大后减小的变化趋势, 1000 r/min 转速所得接头的最大拉伸剪切载荷为

(404.2 ± 18.8) N, 其断裂位置发生在接头 TMAZ/SZ 界面处靠近镁合金侧。

(3) 接头具有差异化的腐蚀行为, 铝合金发生均匀腐蚀, 镁合金发生局部点蚀, Zr 中间层未发生明显腐蚀, 接头表面的腐蚀产物主要由氧化镁、氧化铝以及钠盐沉淀物构成。当转速由 800 r/min 提高到 1200 r/min 时, 接头的腐蚀程度有所加剧, 腐蚀 90 h 其失重率由 26.71% 增大到 35.01%, 失重速率由 0.297%/h 提高到 0.389%/h。

参考文献

- [1] 郑洋, 宿振宇, 张璇. 铝/镁异质金属搅拌摩擦焊技术研究进展[J]. 材料导报, 2021, 35(S2): 346-352.
- [2] ZHENG Yang, SU Zhenyu, ZHANG Xuan. Research progress on aluminum/magnesium dissimilar joints prepared by friction stir welding[J]. Materials Reports, 2021, 35(S2): 346-352.
- [3] 董春林, 栾国红, 关桥. 搅拌摩擦焊在航空航天工业的应用发展现状与前景[J]. 焊接, 2008(11): 25-31, 70.
- [4] DONG Chunlin, LUAN Guohong, GUAN Qiao. Prospects of application and development of friction stir welding in aerospace and aviation industry[J]. Welding & Joining, 2008(11): 25-31, 70.
- [5] 李亚江, 刘坤. 焊接技术在轻金属航空机体制造中的应用[J]. 航空制造技术, 2015, 58(23/24): 86-89, 92.
- [6] LI Yajiang, LIU Kun. Application of welding technology in light metal aviation body manufacturing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(23/24): 86-89, 92.
- [7] 夏佩云, 尹玉环, 董吉义, 等. 轴肩型面对角接头静轴肩搅拌摩擦焊缝成形的影响[J]. 航空制造技术, 2021, 64(13): 96-101.
- [8] XIA Peiyun, YIN Yuhuan, DONG Jiyi, et al. Effects of shoulder profile on corner joints formation welded by stationary shoulder friction stir welding for high strength aluminum[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(13): 96-101.
- [9] 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.
- [10] 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] 朱浩, 张二龙, 莫淑娴, 等. 带状组织对铝/镁异种金属搅拌摩擦焊接头力学性能的影响[J]. 焊接学报, 2020, 41(1): 34-38, 66, 99.
- [12] ZHU Hao, ZHANG Erlong, MO Shuxian, et al. Effect of banded structure on mechanical properties of aluminum/magnesium dissimilar metal friction stir welding joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(1): 34-38, 66, 99.
- [13] BANDI A, BAKSHI S R. Effect of pin length and rotation speed on the microstructure and mechanical properties of friction stir welded lap joints of AZ31B-H24 Mg alloy and AA6061-T6 Al alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(12): 6269-6282.
- [14] KARIMI-DERMANI O, ABBASI A, ROEEN G A, et al. Dissimilar friction stir lap welding of AA7075 to AZ31B in the presence of Sn interlayer[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 68: 616-631.
- [15] NIU S Y, JI S D, YAN D J, et al. AZ31B/7075-T6 alloys friction stir lap welding with a zinc interlayer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 263: 82-90.
- [16] 翟洋洋. 铝/镁异种合金搅拌摩擦焊接头 IMCs 控制研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2021.
- [17] ZHAI Yangyang. Study on IMCs control of friction stir welding joint of Al/Mg dissimilar alloy[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2021.
- [18] GAO Y, MORISADA Y, FUJII H, et al. Dissimilar friction stir lap welding of magnesium to aluminum using plasma electrolytic oxidation interlayer[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 711: 109-118.
- [19] CHOWDHURY S H, CHEN D L, BHOLE S D, et al. Lap shear strength and fatigue behavior of friction stir spot welded dissimilar magnesium-to-aluminum joints with adhesive[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 562: 53-60.
- [20] ZHENG Y, PAN X M, MA Y L, et al. Microstructure and corrosion behavior of friction stir-welded 6061 Al/AZ31 Mg joints with a Zr interlayer[J]. Materials, 2019, 12(7): 1115.
- [21] LI Z W, YUE Y M, JI S D, et al. Joint features and mechanical properties of friction stir lap welded alclad 2024 aluminum alloy assisted by external stationary shoulder[J].

Materials & Design, 2016, 90: 238–247.

[15] ZHANG C, CUI L, LIU Y C, et al. Microstructures and mechanical properties of friction stir welds on 9% Cr reduced activation ferritic/martensitic steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(5): 756–766.

[16] PENG P, WANG K S, WANG W, et al. Intermetallic compounds: Formation mechanism and effects on the mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar joints of magnesium and aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140554.

[17] BEYGI R, POURALIAKBAR H, TORABI K, et al. The inhibitory effect of stir zone liquefaction and eutectic-phase formation on the growth of γ/β intermetallics during dissimilar FSW of Al/Mg alloys[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 70: 152–162.

[18] MOHAMMADI J, BEHNAMIAN Y, MOSTAFAEI A, et al. Friction stir welding joint of dissimilar materials between AZ31B magnesium and 6061 aluminum alloys:

Microstructure studies and mechanical characterizations[J]. Materials Characterization, 2015, 101: 189–207.

[19] BAGHDADI A H, SAJURI Z, SELAMAT N F M, et al. Effect of intermetallic compounds on the fracture behavior of dissimilar friction stir welding joints of Mg and Al alloys[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2019, 26(10): 1285–1298.

[20] XU Y, KE L M, MAO Y Q, et al. Formation investigation of intermetallic compounds of thick plate Al/Mg alloys joint by friction stir welding[J]. Materials, 2019, 12(17): 2661.

[21] MAHTO R P, KUMAR R, PAL S K. Characterizations of weld defects, intermetallic compounds and mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar alloys[J]. Materials Characterization, 2020, 160: 110115.

[22] SONG Y B, YANG X Q, CUI L, et al. Defect features and mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar AA2024–

AA7075 aluminum alloy sheets[J]. Materials & Design, 2014, 55: 9–18.

[23] JI S D, LI Z W, ZHANG L G, et al. Effect of lap configuration on magnesium to aluminum friction stir lap welding assisted by external stationary shoulder[J]. Materials & Design, 2016, 103: 160–170.

[24] 陈成, 袁鸽成, 杨濂, 等. 6061/AZ31B 异质板材搅拌摩擦焊缝的腐蚀特征[J]. 热加工工艺, 2022, 51(11): 32–36, 42.

CHEN Cheng, YUAN Gecheng, YANG Lian, et al. Corrosion characteristics of friction stir welding seams of 6061/AZ31B heterogeneous plates[J]. Hot Working Technology, 2022, 51(11): 32–36, 42.

[25] JAYARAJ R K, MALARVIZHI S, BALASUBRAMANIAN V. Electrochemical corrosion behaviour of stir zone of friction stir welded dissimilar joints of AA6061 aluminium–AZ31B magnesium alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(10): 2181–2192.

Effect of Rotation Rate on Microstructure and Properties of Friction Stir Welded Al/Mg Dissimilar Lap Joints With Zr Interlayer

ZHENG Yang¹, REN Guochun¹, SU Zhenyu¹, ZHAO Zihao¹, LI Liangyu¹, ZANG Libin²,
LIU Wei³, YU Zhengzhe⁴

(1. Tiangong University, Tianjin 300387, China;

2. Tianjin Institute of Aerospace Mechanical and Electrical Equipment, Tianjin 300301, China;

3. 3D Printing Research & Engineering Technology Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

4. China Civil Aviation Science and Technology Industrialization Base, Tianjin 300308, China)

[ABSTRACT] The microstructure, mechanical property and corrosion behavior of 6061 Al/AZ31 Mg friction stir welding lap joints with Zr interlayer at different rotation rates were investigated. The results show that the Zr interlayer suppresses the defects of flashes and tunnels. The welding materials are joined via the mechanical interlocking in the stir zone (SZ) and the intermetallic compounds are formed at the overlapping interface. The degree of thermoplastic flow and mechanical interlocking in the SZ increase with increasing rotation rate, which form smaller Zr fragments and thinner strips. The transitional widths of the thermal-mechanical affected zone (TMAZ)/SZ interface as well as the overlapping interface tend to increase as the rotation rate increases. The hardness distribution on the cross-sections of joints along advancing side and retreating side are asymmetric, which has higher hardness near the welding centerline. The tensile shear load of Al/Zr/Mg joints firstly increases and then decreases with increasing rotation rate and the fracture position is located at the TMAZ/SZ interface. The joints exhibit a differential corrosion behavior in the 3.5% NaCl solution. The Al alloy is uniformly corroded, the Mg alloy is locally pitting corroded and the Zr interlayer is not corroded. The corrosion resistance of joints is deteriorated in some degree with increasing rotation rate.

Keywords: Friction stir welding (FSW); Zr interlayer; Al/Mg dissimilar joints; Microstructure; Mechanical property; Corrosion behavior

(责编 古东)

引文格式: 谢吉林, 汪洪伟, 陈玉华, 等. Al/Mg 搅拌摩擦点焊-钎焊接头的微观组织与拉伸剪切性能研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 59-65, 76.

XIE Jilin, WANG Hongwei, CHEN Yuhua, et al. Research on microstructure and tensile shear properties of Al/Mg friction stir spot welding-brazing joints[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 59-65, 76.

Al/Mg 搅拌摩擦点焊-钎焊接头的微观组织与拉伸剪切性能研究*

谢吉林, 汪洪伟, 陈玉华, 刘文阔, 张体明, 王善林

(南昌航空大学江西省航空构件成形与连接重点实验室, 南昌 330063)

[摘要] 采用搅拌摩擦点焊-钎焊工艺进行 2A14 铝合金和 AZ31 镁合金的连接, 使用扫描电子显微镜(Scanning electron microscope, SEM)、能量色散谱(Energy dispersive spectroscopy, EDS)和 X 射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)研究不同参数下接头的微观组织、化学成分及物相组成, 采用电子万能试验机对接头进行拉伸剪切性能测试。研究表明, 搅拌区主要由 Al-Mg 系金属间化合物和少量 MgZn 相、MgZn₂ 相组成; 热力影响区主要由富 Zn 固溶体和 Mg₂Zn₃ 相组成; 热影响区靠近铝合金处的锌钎料没有与其他元素发生反应, 靠近镁合金处的锌钎料与镁元素发生反应, 生成了 Mg-Zn 系金属间化合物。当轴肩下压量为 0.5 mm, 搅拌头旋转速度为 950 r/min 时, 接头的拉伸剪切载荷达到最大值 7.6 kN。

关键词: 搅拌摩擦点焊; 钎焊; 铝/镁异种金属; 微观组织; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.059



谢吉林

讲师, 博士, 主要从事航空航天新材料及异种材料先进连接技术研究。

由于铝合金具有低密度、高比强度、良好的耐蚀性及可加工性, 被广泛应用在交通运输行业^[1-2]。而镁合金作为一种轻质金属, 具有出色的比强度、良好的焊接性、耐蚀性及可回收性^[3]。铝/镁异种金属复合结构能够极大减轻构件的重量, 在航空航天领域具有广阔的应用前景。但是由于两种合金的物理化学性质相差较大, 使用传统熔焊工艺进行焊接时焊缝极易出现气孔、裂纹等缺陷; 同时, 脆性金属间化合物的产生也进一步削弱了接头的力学性能^[4-5]。

搅拌摩擦焊作为一种固态焊接工艺, 其热输入较低且焊缝金属通常能够有效避免熔化产生的大量脆性金属间化合物相^[6]。然而由于搅拌摩擦过程中的摩擦加热和热塑性变形, 铝/镁异种搅拌摩擦焊接头

中不可避免会形成 Al₃Mg₂ (γ相)、Al₁₂Mg₁₇ (β相)等金属间化合物^[7-8]。材料的混合程度以及热输入是影响搅拌摩擦焊接头成形的两个重要因素。国内外相关研究通过水冷、超声振动等辅助手段控制焊接过程中的热输入, 获得了成形较好的铝/镁异种合金搅拌摩擦焊接头, 但焊缝界面处存在的金属间化合物依然是导致接头力学性能降低的主要因素^[9-11]。

Chang 等^[12]通过添加 Ni 过渡层制备了激光-搅拌摩擦焊复合接头, 使焊缝中形成了脆性较低的 Ni 基化合物, 有效抑制了 Al₁₂Mg₁₇ 等脆性金属间化合物的生成, 提高了接头的强度。Gu 等^[13]利用超声波点焊技术和 Zn 过渡层获得了 Al/Mg 异种金属接头, 并深入研究了接头界面结构及力学性能, 研究结果表

* 基金项目: 国家自然科学基金(51865035、5210535); 江西省科技合作专项(2021BDH81007); 江西省教育厅科技项目(DA202103162)。

明, Zn 过渡层的添加阻碍了铝 / 镁合金之间的元素扩散, 避免了高脆性 Al-Mg 系金属间化合物相的形成; 焊缝中生成了性能较好、脆性更低的 Mg-Zn 系金属间化合物和 Al-Zn 固溶体。Zhang^[14] 和 Gao^[15] 等使用 Zn 作为过渡层材料, 分别制备了 MIG 和 TIG 异种铝 / 镁合金搭接接头; 研究发现, Zn 过渡层的加入改善了铝 / 镁合金接头中形成的金属间化合物相, 提高接头的力学性能。因此, 在铝 / 镁异种合金焊接中, 添加的 Zn 过渡层可以与 Al 形成固溶体, 阻碍铝 / 镁合金之间的元素互扩散, 避免形成粗大的 Al-Mg 系金属间化合物, 从而改善焊缝组织并提高接头性能^[16]。

由于钎焊的焊接效率高, 操作简便且焊接工艺易于控制, 因此本文在采用搅拌摩擦焊技术的同时使用钎焊辅助, 在铝 / 镁合金之间预置锌钎料, 制备铝 / 镁异种搅拌摩擦点焊 - 钎焊复合接头, 研究了焊接参数对复合接头拉伸剪切性能的影响, 并对接头点焊区和钎焊区的形成机理进行了详细分析。

1 试验及方法

本研究选用 3 mm 厚热轧态 2A14 铝合金和 AZ31 镁合金作为试验材料, 通过线切割加工成尺寸规格为 80 mm × 40 mm 的焊接试样。钎料选用 0.5 mm 厚的锌箔, 纯度为 99.99%。试验材料的主要化学成分如表 1 所示。为了使锌钎料与母材充分润湿, 防止铝 / 镁合金表面污染物对焊接过程产生不利影响, 焊接前在丙酮溶液中对铝 / 镁合金和锌钎料进行脱脂处理, 使用蒸馏水冲洗后, 用酒精擦拭、吹干。

本研究采用奈尔斯西蒙斯赫根赛特中机有限公司生产的 CMTJ2068 型搅拌摩擦焊机床设备。焊接过程中所使用的搅拌头尺寸如图 1 所示。采用搭接的形式对试样

进行焊接, 将铝合金置于最上侧, 镁合金置于最下侧, 锌钎料置于铝 / 镁合金之间。参考文献 [17] 研究表明, 铝合金具有比镁合金更好的塑性变形能力, 能够形成良好的几何界面特征(如弯钩状等), 使接头获得更高的拉剪强度; 且当使用镁合金作为顶板时, 焊接速度必须很低, 可获得的参数范围很窄。因此, 当铝合金板材置于顶部时, 更容易获得良好的焊接接头。预试验确定搅拌头旋转速度为 950 r/min, 通过改变轴肩下压量(0~1 mm) 获得不同参数下的铝 / 镁异种合金搅拌摩擦点焊 - 钎焊复合接头。

使用线切割机沿圆形点焊中心位置截取金相试样, 其取样位置如图 2 所示。热镶嵌后, 采用砂纸对试样进行打磨, 然后进行抛光处理。铝合

金侧使用 Keller 试剂(HNO₃:HCL:HF:H₂O=2.5 mL:1.5 mL:1 mL:95 mL) 进行腐蚀, 镁合金侧采用硝酸酒精溶液(HNO₃:C₂H₅OH=4 mL:96 mL) 进行腐蚀, 腐蚀时间为 5~10 s。利用配备有能谱仪(EDS) 的日立 SU1510 型扫描电子显微镜和 MR5000 型倒置金相显微镜对焊缝不同区域的微观形貌、化学成分进行分析。采用 X 射线衍射仪(Rigaku rapid, IIR) 对接头不同区域进行物相标定。

采用美特斯 Exceed40 系列微机控制电子万能试验机对接头进行拉伸剪切性能测试, 拉伸剪切速率为 0.5 mm/min。对同一参数的接头分别选取 3 个试样进行测试, 取其平均值。拉伸剪切试样的尺寸如图 3 所示。

表 1 试验材料化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of test materials (mass fraction) %

材料名称	Al	Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	Ni	Fe
2A14	余量	0.6~1.2	3.9~4.8	0.4~0.8	≤ 0.3	0.4~1.0	≤ 0.15	≤ 0.1	≤ 0.7
AZ31	2.3~3.5	≤ 0.1	—	余量	0.6~1.4	0.2~1.0	—	≤ 0.1	≤ 0.1
Zn 钎料	—	—	—	—	99.99	—	—	—	—

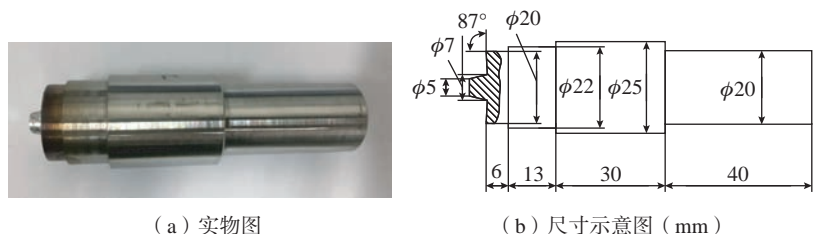


图 1 搅拌头实物和尺寸示意图
Fig.1 Physical and dimensional schematic diagram of mixing head

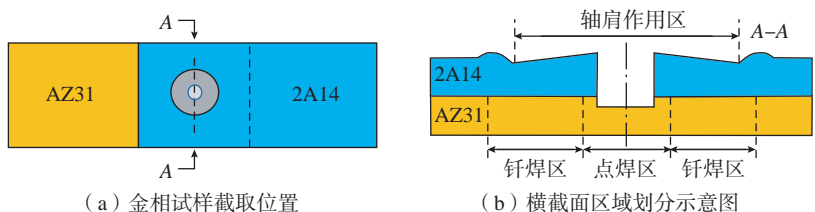


图 2 金相试样截取位置和横截面区域划分示意图
Fig.2 Metallographic sample interception position and schematic diagram of cross-sectional area division

2 结果与讨论

根据接头横截面的宏观形貌,接头主要由搅拌区(Stir zone, SZ)、热力影响区(Thermal-mechanical affected zone, TMAZ)、热影响区(Heat affected zone, HAZ)、母材区(Base material, BM)4个部分组成^[18]。当搅拌针插入板材时,部分材料从搅拌针边缘挤出;由于轴肩存在凹槽结构,溢出材料被限制在轴肩区域。搭接焊缝区域可分为点焊区和钎焊区,点焊区由搭接搅拌摩擦点焊形成,而钎焊区是锌钎料在下压力与热输入的共同作用下形成,主要集中在热力影响区。由于铝/镁合金与锌钎料的熔点各不相同,在相同的热输入下,锌钎料首先发生熔化,随后铝/镁合金发生塑性变形,在压力的作用下形成焊接接头。热输入的变化会使焊接接头金属流动变得复杂,为了研究接头成形规律,下面对接头各个区域的微观组织与化学成分进行分析。

图4中I区(搅拌区)的界面微观组织如图5所示。铝/镁合金界面区出现了明显的分层,为了分析界面区域的化学成分,对其进行EDS点扫分析,其EDS点扫结果如表2所示。根据EDS点扫结果,搅拌区界面中间层主要由Al、Mg元素组成,Zn元素含量较低;由此推断该处可能主要由Al-Mg系金属间化合物

组成。由于搅拌区靠近搅拌针,焊接过程中锌钎料熔化至液态,在焊接压力的作用下被挤出,导致界面中间层的Zn元素含量较少。Al、Mg元素直接接触,生成了Al-Mg系金属间化合物。靠近铝合金侧的中间层主

要由 Al_3Mg_2 相组成,靠近镁合金侧的中间层主要由 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相组成。由于少量锌钎料的存在,在该区域还生成了 MgZn 、 MgZn_2 两种化合物相^[16]。

图4中II区(搅拌区与热力影响区过渡区域)的微观组织如图6所

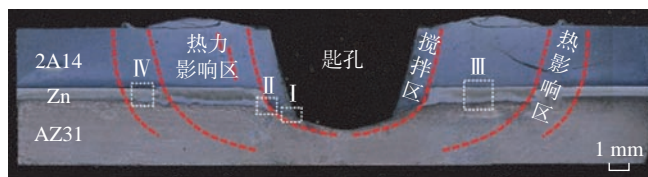
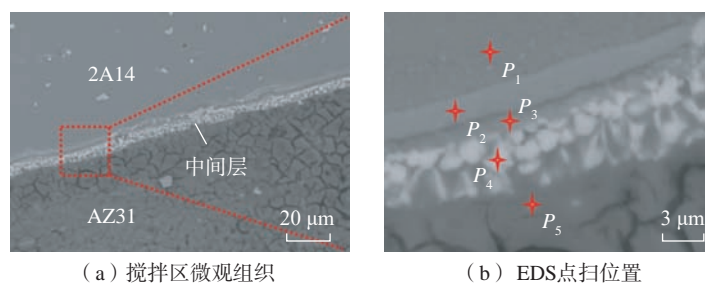


图4 接头横截面宏观形貌

Fig.4 Macroscopic morphology of joint cross section



(a) 搅拌区微观组织

(b) EDS点扫位置

图5 图4中I区(搅拌区)微观组织及EDS点扫位置

Fig.5 Microstructure and EDS spot scanning position of I zone (stir zone) in Fig.4

表2 图5(b)中EDS点扫结果(原子数分数)

Table 2 EDS spot scanning results in Fig.5 (b) (atomic fraction)

%

位置	Al	Mg	Cu	Zn	潜在相
P_1	96.53	1.73	1.74	—	Al
P_2	55.70	38.73	0.45	5.12	Al_3Mg_2
P_3	33.29	56.43	—	10.28	$\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}+\text{MgZn}$
P_4	23.42	57.50	—	19.08	$\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}+\text{MgZn}_2$
P_5	12.15	85.51	—	2.34	Mg

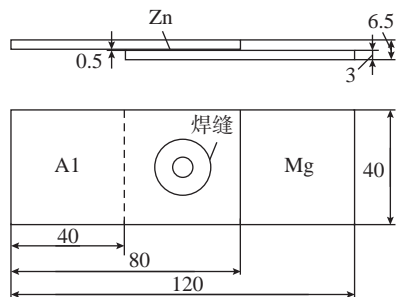
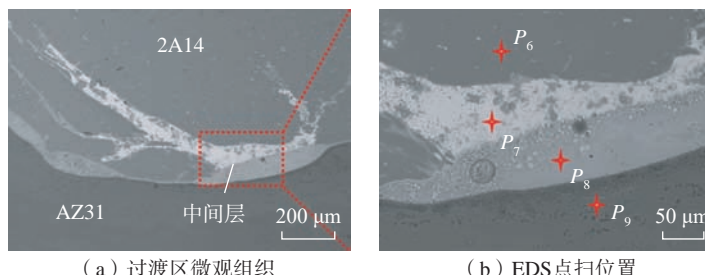


图3 拉伸剪切试样尺寸示意图(mm)

Fig.3 Schematic diagram of the dimensions of tensile shear specimens (mm)



(a) 过渡区微观组织

(b) EDS点扫位置

图6 图4中II区(搅拌区与热力影响区过渡区域)微观组织及EDS点扫位置

Fig.6 Microstructure and EDS spot scanning position of II zone (transition zone between stir zone and thermal-mechanical affected zone) in Fig.4

示。该区域中的锌钎料大部分被挤出,中间层厚度不均匀,主要包括靠近铝合金侧的上层组织以及靠近镁合金侧的下层组织。对过渡区域的界面中间层进行EDS点扫分析,其EDS点扫结果如表3所示。推断该中间层可能主要由Mg-Zn系金属间化合物组成。经过分析,其主要为Mg₂Zn相和Mg₇Zn₃相。

热力影响区主要受热和力的作用,主要表现为在铝/镁合金界面处的锌钎料熔化,与板材发生冶金反应,从而实现上下板材的连接。图4中Ⅲ区(热力影响区)的微观形貌及EDS面扫结果如图7所示,可以看出,界面中间层主要分为两层,在扫描电镜背散射模式下,靠近铝合金侧较亮,而靠近镁合金侧较暗,并且铝/锌界面接近平直,而锌/镁界面呈现出明显的波浪状界面形貌。对该区域进行EDS面扫分析,当元素分布的颜色衬度较大时,可以明显观察到其中的元素分布情况。中间层区域主要由Zn元素组成,靠近铝合金侧的Zn元素含量高于镁合金侧。同时,中间还存在少量Mg元素,从镁合金侧到铝合金侧镁元素的含量逐渐减少。

为了分析热力影响区的具体元素成分,对其进行EDS点扫分析(图8),其分析结果如表4所示。在铝合金/Zn中间层界面上生成了明显的过渡层,其主要由MgZn₂相和富Al固溶体组成。靠近铝合金侧的Zn中间层中,Al、Zn原子间发生相互扩散,形成了MgZn₂相和富Zn固溶体。而在靠近镁合金侧的Zn中间层区域,主要由Mg₇Zn₃相组成,此外还生成了岛状分布的不规则MgZn第二相,如图8所示。

由图9可知,在接头热影响区的中间层有一条明显的分界线。结合表5中的EDS点扫分析结果,分界线上侧靠近铝合金处主要由Zn元素组成,锌钎料保持原有状态。在

分界线下侧靠近镁合金处主要由MgZn₂相组成,靠近镁合金侧边缘处的Mg₇Zn₃区缩小,其中仍然存在少量的MgZn相。在焊接过程中,随着温度的不断升高,达到了Mg、Zn元

素的反应温度,靠近镁合金侧的锌钎料与镁合金板材发生反应生成了Mg₇Zn₃相。随着温度继续升高,Mg元素继续向锌钎料扩散,反应生成了MgZn₂相,从而在中间层区形成了明

表3 图6(b)EDS点扫结果(原子数分数)
Table 3 EDS spot scanning results in Fig.6 (b) (atomic fraction) %

位置	Al	Mg	Cu	Zn	潜在相
P ₆	97.65	0.64	1.71	—	Al
P ₇	5.25	38.98	—	55.77	MgZn ₂ +Al ₁₂ Mg ₁₇
P ₈	7.41	68.27	—	24.32	Mg ₇ Zn ₃ +Al ₁₂ Mg ₁₇
P ₉	5.47	93.68	—	0.85	Mg

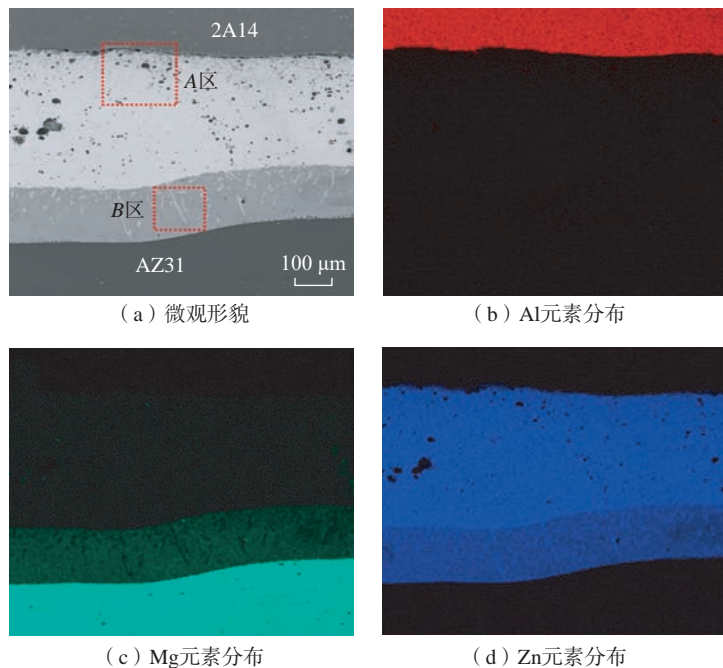


图7 图4中Ⅲ区(热力影响区)微观形貌及EDS面扫结果
Fig.7 Micro-morphology and EDS surface scanning results of III zone (thermal-mechanical affected zone) in Fig.4

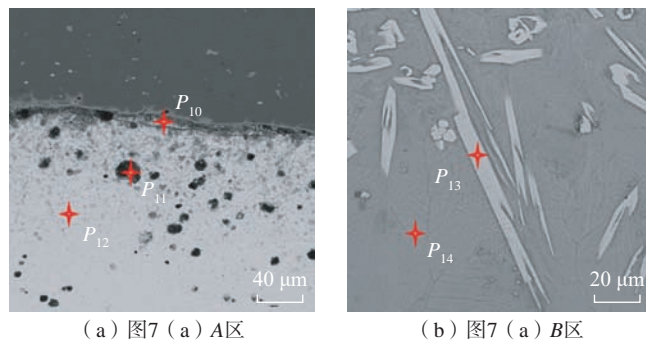


图8 热力影响区中间层区域微观组织与EDS点扫位置
Fig.8 Microstructure and EDS spot scanning position of intermediate layer in thermal-mechanical affected zone

显的分界线。在热影响区的不同位置, $MgZn_2$ 区的宽度发生了明显变化。在靠近分界线的位置, 由于焊接过程中的峰值温度较低且持续时间短, 无法达到 Mg_7Zn_3 相的生成温度。因此, 该位置主要为 $MgZn_2$ 相。

为了进一步分析热力影响区与热影响区的物相组成, 分别对其进行 XRD 分析, XRD 图谱如图 10 所示。根据热力影响区的 XRD 图谱, 发现除了 Al、Mg 外, 还生成了 Mg-Zn 系化合物。这是由于在热力影响区范围内温度较高, 达到了 Mg、Zn 元素的反应温度, 从而生成了 Mg-Zn 系化合物; 而 Al、Zn 元素不发生反应, 从而生成富 Al 或富 Zn 的固溶体。根据铝合金侧热影响区的 XRD 图谱, 发现除了母材元素, 没有生成其他化合物。这进一步证明铝合金/锌钎料界面处的温度没有达到反应温度。

在搅拌摩擦焊接过程中, 搅拌头旋转速度是重要的工艺参数, 其主要通过改变热输入来控制焊缝成形^[9]。图 11 为下压量为 0.5 mm 时, 不同搅拌头旋转速度下的拉伸剪切性能。当位移较小时, 低转速接头发生失效, 旋转速度为 550 r/min 的接头在 0.4 mm 左右发生失效, 旋转速度为 750 r/min 的接头在 0.6 mm 发生失效。这是由于低转速接头的热输入量较小, 锌钎料与母材结合不充分且存在气孔等缺陷, 如图 12 (a) 所示。对于较高转速的接头, 热输入量较大, 界面处存在空腔等缺陷, 如图 12 (b) 所示。旋转速度为 1150 r/min、1350 r/min 的接头位移量和拉伸剪切载荷均小于 950 r/min 的接头。这是由于在较高转速下, 热输入量较大, 界面处的缺陷易产生应力集中并发生断裂, 使接头的拉伸剪切性能下降。

图 13 为不同轴肩下压量的接头拉伸剪切性能, 随着下压量的增加, 接头的位移量逐渐增大。虽然轴肩

表 4 图 8 EDS 点扫结果(原子数分数)

Table 4 EDS spot scanning results in Fig.8 (atomic fraction) %

位置	Al	Mg	Zn	潜在相
P_{10}	43.79	16.42	39.79	$MgZn_2$ + 富 Al 固溶体
P_{11}	7.61	63.93	28.46	$MgZn_2$
P_{12}	7.22	22.65	70.13	$MgZn_2$ + 富 Zn 固溶体
P_{13}	7.76	49.79	42.45	MgZn
P_{14}	4.94	66.53	28.53	Mg_7Zn_3

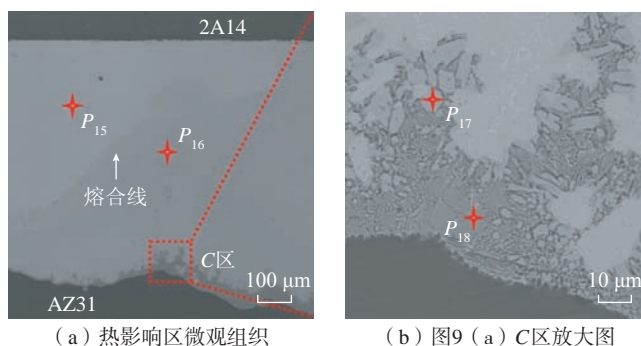


图 9 图 4 中 IV 区(接头热影响区)微观组织及 EDS 点扫位置

Fig.9 Microstructure and EDS spot scanning position of IV zone (heat affected zone) in Fig.4

表 5 图 9 EDS 点扫结果(原子数分数)

Table 5 EDS spot scanning results in Fig.9 (atomic fraction) %

位置	Al	Mg	Zn	潜在相
P_{15}	—	—	100	Zn
P_{16}	1.92	30.19	67.89	$MgZn_2$
P_{17}	4.19	48.27	47.54	MgZn
P_{18}	3.34	69.05	27.61	Mg_7Zn_3

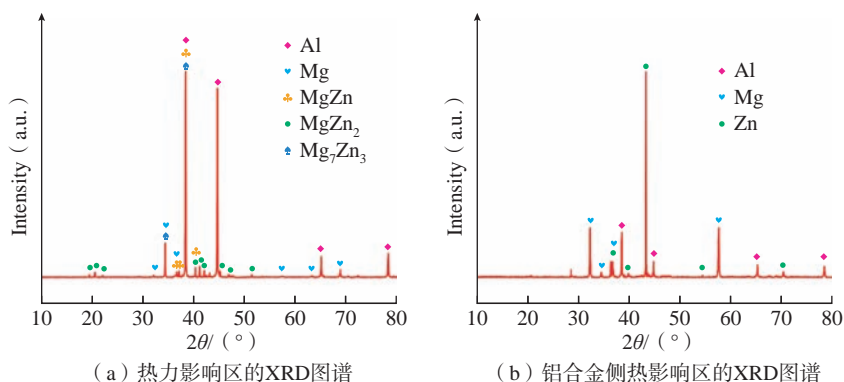


图 10 接头热力影响区与铝合金侧热影响区 XRD 图谱

Fig.10 XRD spectra of thermal-mechanical affected zone and aluminum alloy side heat affected zone

下压量为 1.0 mm 的接头位移达到了 1.8 mm,但其拉伸剪切载荷低于 0.5 mm。当轴肩下压量较小时,接头拉伸剪切载荷较小,下压量 0.1 mm 的接头拉伸剪切载荷分别为 3810 N 和 4590 N。下压量较小时,轴肩作用下的摩擦力较小,焊接过程中的热输入不足以达到界面反应温度,复合接头连接

不充分,因此接头的拉剪性能较差。当轴肩的下压量为 1.0 mm 时,拉剪载荷为 5970 N,约为 0.5 mm 接头的 79%。当下压量较大时,虽然焊缝界面反应较为充分,且中间层化合物填充到界面焊接裂纹中,在一定程度上起到了界面处机械互锁的作用,使得接头的拉剪位移增大。但中间层为

脆性金属间化合物,界面与裂纹交界处易产生应力集中。在拉剪测试过程中,界面处的裂纹发生二次扩展,弱化了接头的拉剪性能。因此,选择合适的搅拌头旋转速度和轴肩下压量可以得到良好的接头拉剪性能。当轴肩下压量为 0.5 mm,搅拌头旋转速度为 950 r/min 时,复合接头的拉伸剪切载荷最大,为 7.6 kN。接头断口的 SEM 分析位置如图 14 (a) 所示。在拉伸剪切测试中,接头在镁合金 / 锌钎料界面处发生失效,未发现明显的韧窝,在宏观上表现为平滑的解理面,如图 14 (b) 所示。图 14 (c) 中可以观察到河流状花样及撕裂棱,因此接头的主要断裂机制为脆性断裂。

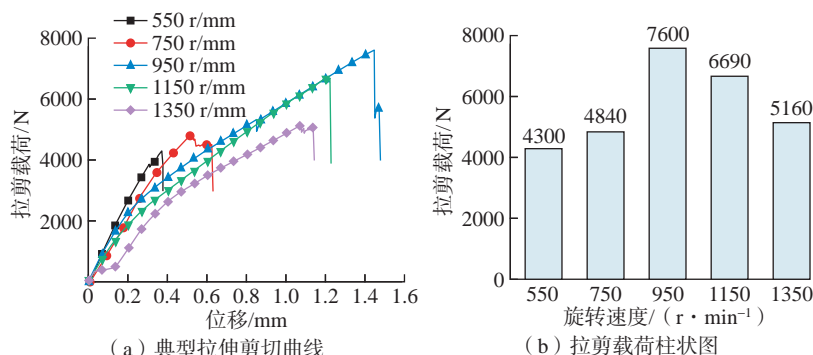


图 11 不同搅拌头旋转速度下接头拉伸剪切性能(下压量为 0.5 mm)

Fig.11 Tensile and shear properties of joints at different stirring head rotating speeds (pressing distance is 0.5 mm)

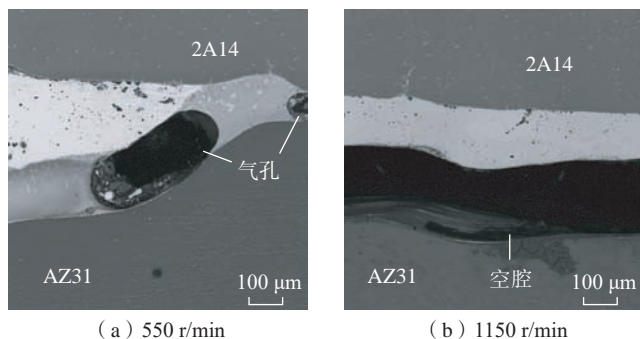


图 12 较低和较高旋转速度下的焊接缺陷

Fig.12 Welding defects at lower and higher rotation speeds

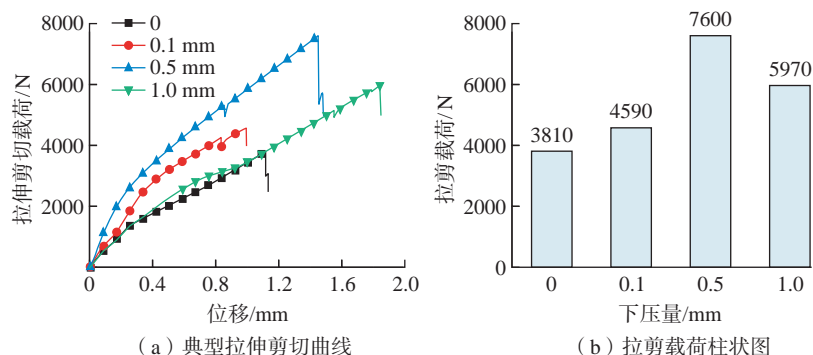
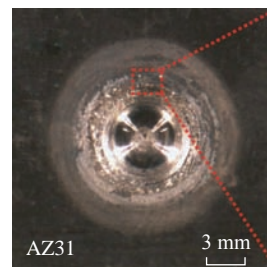
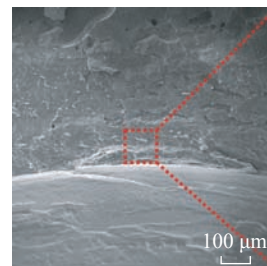


图 13 不同轴肩下压量下接头的拉伸剪切性能(旋转速度 950 r/min)

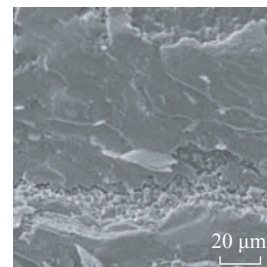
Fig.13 Tensile and shear properties of joints with different shoulder pressing distances (rotating speed 950 r/min)



(a) SEM分析位置



(b) 断口形貌(图14(a)中区域放大图)



(c) 图14(b)中区域放大图

图 14 拉伸剪切接头的断口形貌

Fig.14 Fracture morphology of tensile shear joint

3 结论

本文以 2A14 铝合金和 AZ31 镁合金作为研究材料,选择单一变量控制法,通过改变搅拌头旋转速度和轴肩下压量对焊接试样进行搅拌摩擦点焊-钎焊复合焊接。通过研究复合接头的微观组织及拉伸剪切性能,得到以下结论。

(1) 接头主要由搅拌区、热力影响区、热影响区和母材区 4 个部分组成;根据焊缝的形成机制,又可以将焊缝区域分为点焊区和钎焊区。点焊区由搭接搅拌摩擦点焊形成,而钎焊区则由锌钎料在焊接压力与热输入影响下形成,主要集中在热力影响区。

(2) 由于锌钎料在焊接压力的作用下被挤出,搅拌区主要由 Al-Mg 系金属间化合物组成;残留的锌钎料与镁元素发生反应,形成了少量的 MgZn 相和 MgZn₂ 相。热力影响区的中间层区域主要由靠近铝合金侧的富 Zn 固溶体和靠近镁合金侧的 Mg₇Zn₃ 相组成。热影响区的中间层区域存在明显的分界线,分界线上靠近铝合金处的锌钎料没有与其他元素发生反应;分界线下方靠近镁合金处的锌钎料与镁元素发生反应,生成了 Mg-Zn 系金属间化合物。

(3) 锌钎料的添加有效抑制了铝/镁合金界面处 Al-Mg 系脆性金属间化合物的形成,生成了脆性较低的 Mg-Zn 系金属间化合物。当轴肩下压量为 0.5 mm,搅拌头旋转速度为 950 r/min 时,复合接头的拉伸剪切载荷达到最大值 7600 N。

参考文献

[1] 秦国梁,马宏,王世路,等. 铝合金/合金钢异种金属摩擦焊接头组织与性能[J]. 焊接学报, 2021, 42(7): 1-8, 97.

QIN Guoliang, MA Hong, WANG Shilu, et al. Microstructure and properties of friction welded joint of aluminum alloy to alloy steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2021, 42(7): 1-8, 97.

[2] SCHUBERT E, KLASSEN M, ZERNER I, et al. Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 115(1): 2-8.

[3] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium[J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 302(1): 37-45.

[4] 李红,闫维嘉,张禹,等. 先进航空材料焊接过程热裂纹研究进展[J]. 材料工程, 2022, 50(2): 50-61.

LI Hong, YAN Weijia, ZHANG Yu, et al. Research progress of hot crack in fusion welding of advanced aeronautical materials[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(2): 50-61.

[5] LIU L, REN D, LIU F. A review of dissimilar welding techniques for magnesium alloys to aluminum alloys[J]. Materials, 2014, 7(5): 3735-3757.

[6] 陈玉华,董春林,倪泉,等. 钛合金/铝合金搅拌摩擦焊接头的显微组织[J]. 中国有色金属学报, 2010(1): 211-214.

CHEN Yuhua, DONG Chunlin, NI Quan, et al. Microstructure of titanium alloy / aluminum alloy friction stir welded joint[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010(1): 211-214.

[7] MOHAMMADI J, BEHNAMIAN Y, MOSTAFAEI A, et al. Friction stir welding joint of dissimilar materials between AZ31B magnesium and 6061 aluminum alloys: Microstructure studies and mechanical characterizations[J]. Materials Characterization, 2015, 101: 189-207.

[8] 陈玉华,谢吉林,戈军委,等. 铝/镁异种金属搅拌摩擦焊研究现状及发展趋势[J]. 精密成形工程, 2015, 7(5): 25-33.

CHEN Yuhua, XIE Jilin, GE Junwei, et al. Study status and development trends of friction stir welding of Al/Mg dissimilar metals[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2015, 7(5): 25-33.

[9] MOFID M A, ABDOLLAH-ZADEH A, MALEK G F. The effect of water cooling during dissimilar friction stir welding of Al alloy to Mg alloy[J]. Materials & Design (1980-2015), 2012, 36: 161-167.

[10] JI S D, MENG X C, LIU Z L, et al. Dissimilar friction stir welding of 6061 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy assisted with ultrasonic[J]. Materials Letters, 2017, 201: 173-176.

[11] SHARMA H K, BHATT K, SHAH

K, et al. Experimental analysis of friction stir welding of dissimilar alloys AA6061 and Mg AZ31 using circular butt joint geometry[J]. Procedia Technology, 2016, 23: 566-572.

[12] CHANG W S, RAJESH S R, CHUN C K, et al. Microstructure and mechanical properties of hybrid laser-friction stir welding between AA6061-T6 Al alloy and AZ31 Mg alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2011, 27(3): 199-204.

[13] GU X Y, SUI C L, LIU J, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg/Al joints welded by ultrasonic spot welding with Zn interlayer[J]. Materials & Design, 2019, 181: 108103.

[14] ZHANG H T, SONG J Q. Microstructural evolution of aluminum/magnesium lap joints welded using MIG process with zinc foil as an interlayer[J]. Materials Letters, 2011, 65(21-22): 3292-3294.

[15] GAO Q, WANG K H. Influence of Zn interlayer on interfacial microstructure and mechanical properties of TIG lap-welded Mg/Al joints[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25(3): 756-763.

[16] LIU L M, ZHAO L M, XU R Z. Effect of interlayer composition on the microstructure and strength of diffusion bonded Mg/Al joint[J]. Materials & Design, 2009, 30(10): 4548-4551.

[17] GAO Y, MORISADA Y, FUJII H, et al. Dissimilar friction stir lap welding of magnesium to aluminum using plasma electrolytic oxidation interlayer[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 711: 109-118.

[18] 高增. 铝合金搅拌摩擦点焊过程及其动态再结晶数值模拟[D]. 焦作: 河南理工大学, 2012.

GAO Zeng. Numerical simulation of friction stir spot welding and dynamic recrystallization of the aluminium alloy[D]. Jiaozuo: Henan Polytechnic University, 2012.

[19] 李泰岩. 7A52 铝合金搅拌摩擦焊组织和性能[D]. 呼和浩特: 内蒙古工业大学, 2016.

LI Taiyan. Microstructure and properties of 7A52 aluminium alloy by friction stir welding[D]. Hohhot: Inner Mongolia University of Tehchnology, 2016.

通讯作者: 陈玉华, 教授, 博士研究生导师, 博士, 主要从事新材料及异种材料先进连接技术研究。

(下转第 76 页)

引文格式: 许辉, 夏佩云, 张选明, 等. 不锈钢与 6061 铝合金旋转摩擦焊接接头组织与力学性能[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 66-70.

XU Hui, XIA Peiyun, ZHANG Xuanming, et al. Microstructure and mechanical properties of rotary friction welded joint between stainless steel and 6061 aluminum alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 66-70.

不锈钢与 6061 铝合金旋转摩擦焊接接头组织与力学性能*

许 辉, 夏佩云, 张选明, 闫学文, 朱 帅, 封小松, 袁雅俊, 周佳俊

(上海航天设备制造总厂有限公司, 上海 200245)

[摘要] 采用旋转摩擦焊接技术进行了 1Cr18Ni9Ti 不锈钢与 6061 铝合金的焊接, 分析不同工艺参数下钢铝旋转摩擦焊接头的焊缝成形、显微组织和力学性能。结果表明, 不锈钢与铝合金的连接界面发生元素扩散并形成一定厚度的结合层, 提高旋转速度能够增加结合层的厚度, 随着顶锻力的提高, 结合层的厚度先增加后减小。钢铝界面处的铝合金晶粒发生拉长变形, 出现晶粒细化现象。靠近接头界面处硬度相对较高, 接头拉伸强度随着旋转速度和顶锻力的提高先增加后下降, 在旋转速度为 600 r/min, 顶锻力为 3.8 kN 时获得 1Cr18Ni9Ti 不锈钢与 6061 铝合金接头抗拉强度值最高为 262 MPa。断裂位置主要位于钢铝连接界面, 部分位于铝合金侧, 焊接断口存在小而浅的韧窝。

关键词: 不锈钢; 铝合金; 旋转摩擦焊; 微观组织; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.066



许 辉
高级工程师, 研究方向为特种焊接工艺。

异种金属连接件由于具备两种材料的性能优势, 在航空航天轻量化及接头密封的需求下引起重点关注, 不锈钢与铝合金由于被广泛应用, 其可靠连接成为研究的热点之一。不锈钢与铝合金的焊接由于钢铝物理化学性能差异较大, 热膨胀系数、热传导系数及熔点等差异, 常规的熔化焊方法容易产生大量金属间化合物, 难以获得优良的焊缝^[1-2]。旋转摩擦焊为一种高效、绿色的固相连接技术, 能够有效控制钢铝接头界面处的金属间化合物^[3-6], 成为钢铝异种材料焊接的主要方法之一。赵衍华等^[7]研究了 2219 铝合金与不锈钢的惯性摩擦焊工艺, 获得的接头金属间化合物厚度为 1 μm。张丽娜等^[8]研究了 LF6 铝合金与不锈钢的摩擦焊工艺, 获得的接头抗拉强度为 210 MPa

左右, 但不锈钢与 6061 铝合金异种材料的旋转摩擦焊技术研究相对较少。

6061 铝合金是 Al-Mg-Si 系铝合金, 其耐蚀性能好, 成形和工艺性能良好, 1Cr18Ni9Ti 不锈钢具有良好的耐晶界腐蚀性和高温强度, 这两种材料在航空航天领域应用广泛。以 1Cr18Ni9Ti 不锈钢和 6061 铝合金为研究对象, 采用旋转摩擦焊接方法进行对接试验。分析不同工艺参数对接头微观组织及力学性能的影响, 研究其旋转摩擦焊工艺特性。

1 试验及方法

试验采用 1Cr18Ni9Ti 不锈钢和 6061 铝合金, 钢棒外径为 Φ16 mm, 铝棒外径为 Φ40 mm, 材料化学成分如表 1 所示。不锈钢为固溶态, 抗拉

* 基金项目: 国家自然科学基金(52175344)。

表1 不锈钢与铝合金主要化学成分(质量分数)

Table 1 Main chemical components of stainless steel and aluminum alloy (mass fraction)

%

6061	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Al	—
	0.40~0.80	0.70	0.15~0.40	0.15	0.8~1.2	0.25	0.04~0.35	余量	—
1Cr18Ni9Ti	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	Fe
	≤ 0.12	≤ 0.8	≤ 2	≤ 0.035	≤ 0.025	17~19	8~11	5 (C-0.02)~0.8	余量

强度 ≥ 550 MPa; 铝合金为 T6 态, 抗拉强度 ≥ 310 MPa。

采用连续旋转摩擦焊设备 (MCH-32) 进行焊接, 接头形式为对接, 焊接示意图如图 1 所示。工艺参数中摩擦压力 3.3 kN, 摩擦时间 4 s, 摩擦变形量 -4 mm, 顶锻保压时间 1.5 s。上述参数保持不变, 调整旋转速度和顶锻力, 分析工艺对焊接性能的影响。旋转速度 ω 参数范围为 500~800 r/min, 顶锻压力 F 参数范围为 3.6~4.2 kN。

焊接后的试样制成金相试样, 利用光学显微镜和扫描电镜对焊接接头进行金相观察分析, 将焊件加工成外径为 $\Phi 16$ mm 棒料进行拉伸, 接头力学性能测试采用 INSTRON-5967 电子万能材料试验机。

2 结果与讨论

2.1 焊缝成形

不锈钢与铝合金的旋转摩擦焊缝主要由钢铝之间元素扩散形成的结合层组成。因此, 焊缝成形重点考察钢铝的连接界面元素扩散形成的结合层情况。通过扫描曲线能够发现元素的扩散, 结合扫描电镜观察结合层厚度。图 2 EDS 线扫描结果显示焊接界面两侧发生了元素扩散, 这表明钢铝界面在旋转摩擦热和顶锻力的共同作用下, 克服了原子的激活能, 发生元素成分扩散, 并在钢铝界面处形成了结合层^[9-10]。结合层厚度的控制对接头性能有重要影响, 分析不同的旋转速度和顶锻力对结合层厚度的影响, 取样位于距接头中心位置 4 mm 处。

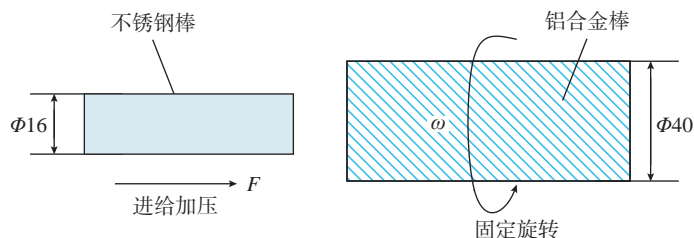
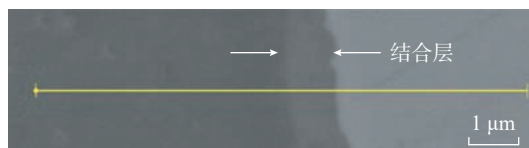
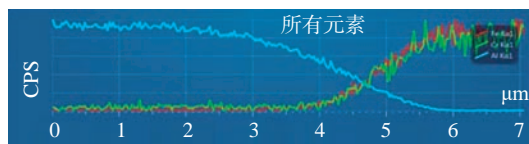


图1 旋转摩擦焊示意图 (mm)

Fig.1 Schematic diagram of rotary friction welding (mm)



(a) 结合层



(b) EDS线扫描

图2 元素扩散图

Fig.2 Element diffusion diagram

(1) 旋转速度对结合层的影响。保持顶锻力为 3.8 kN 不变, 分别采用 4 种旋转速度 (500 r/min、600 r/min、700 r/min、800 r/min) 进行焊接试验, 研究旋转速度对结合层厚度的影响。图 3 为旋转速度对结合层厚度的影响曲线。

从图 3 可见, 随着旋转速度的提高, 结合层的厚度逐渐增加, 当旋转速度为 500 r/min 时, 结合层厚度为 0.85 μm ; 随着旋转速度提高到 800 r/min, 结合层厚度增加至 1.36 μm 。旋转速度的提高增加了单位时间内摩擦产热, 提高了钢铝界面温度, 元素扩散速度更快, 有利于结合层的生成, 相应的厚度呈增加趋势。

(2) 顶锻力对结合层的影响。

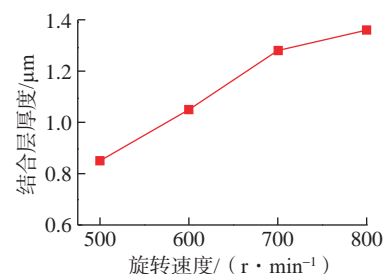


图3 旋转速度对结合层厚度的影响

Fig.3 Effect of rotation speed on binding layer thickness

保持旋转速度 600 r/min 不变, 分别采用 4 种不同的顶锻力 (3.6 kN、3.8 kN、4.0 kN、4.2 kN) 进行焊接试验, 研究顶锻力对结合层的影响。图 4 为顶锻力对结合层厚度的影响曲线, 可以看出, 随着顶锻力的提高, 结合层的厚度先增加后减小, 在顶锻力为

4.0 kN 时,达到最大值。当顶锻力较小时,铝侧形成的热塑性金属不能与钢充分结合,界面中存在金属氧化物及夹杂,阻碍了元素的扩散,形成的结合层厚度相对较小;随着顶锻力的提高,摩擦产热增加,且界面杂质更容易被排出,有利于界面两侧元素的扩散,结合层的厚度逐渐增加。当顶锻力过大时,铝合金侧热塑性金属被挤出界面,形成焊接飞边,降低了连接界面温度,不利于结合层的形成,结合层厚度相应减小。

(3) 结合层径向分布。结合层在接头的径向上存在不均匀现象,在旋转速度 600 r/min,顶锻力 3.8 kN 时,分析结合层在径向的分布情况。在距离接头中心分别为 2 mm、4 mm、6 mm、8 mm 的位置测量结合层厚度,图 5 为结合层厚度沿接头径向的分布。可以看出,靠近接头外侧的结合层厚度较大,由于外侧旋转线速度高,摩擦产热高,界面原子扩散速度快,在相同条件下,结合层厚度也相应较大。越靠近中心,相对旋转线速度越低,摩擦产热越少,结合层厚

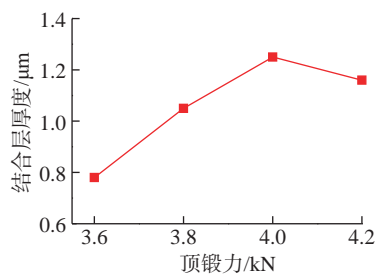


图 4 顶锻力对结合层厚度的影响

Fig.4 Effect of force on binding layer thickness



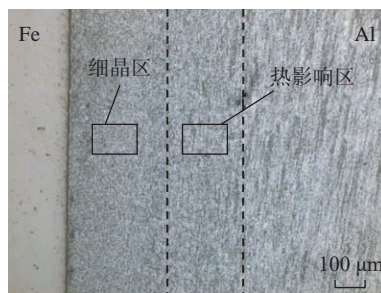
图 5 结合层厚度沿径向的分布

Fig.5 Radial distribution of bonding layer thickness

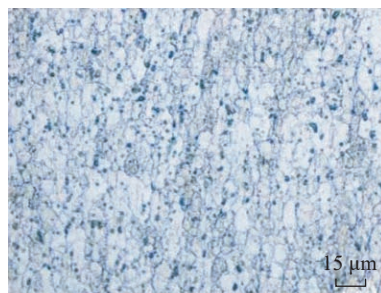
度也相应较小。

2.2 接头微观组织

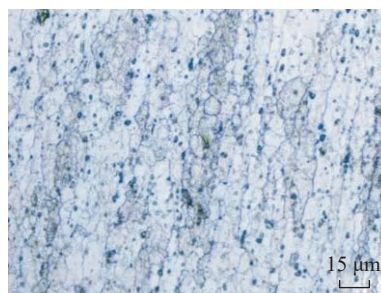
图 6 为焊缝横截面金相。旋转速度 600 r/min,顶锻力为 3.8 kN,分析接头微观组织,从图 6 (a) 可以看出,不锈钢侧的母材未发生明显变化,铝合金侧的母材晶粒在热力影响作用下形成细晶区和热影响区。在旋转摩擦热及挤压旋转力的作用下,铝合金侧发生变形晶粒沿旋转方向被拉长,并产生动态再结晶,铝合金侧较快的冷却速度使晶粒来不及长大从而形成细晶区(图 6 (b)),同时由于焊接热影响作用,靠近细晶区的母材晶粒受热增大(图 6 (c)),形成了热影响区。



(a) 界面金相



(b) 图6 (a) 细晶区放大图



(c) 图6 (a) 热影响区放大图

图 6 焊缝横截面金相

Fig.6 Metallography of weld cross section

2.3 接头力学性能

(1) 接头硬度。在旋转速度 600 r/min,顶锻力 3.8 kN 时,对钢铝旋转摩擦焊接头进行硬度测试,以钢铝界面为中心,沿焊接接头两侧方向测试,厚度方向取外、中、内 3 处位置,硬度分布曲线如图 7 所示,可见,外、中、内 3 处的硬度分布趋势基本一致,外侧的整体硬度相对较高。铝合金侧硬度在距离界面 -0.1~0 mm 有所升高,与横截面金相中的细晶区范围相当,在 -0.2~ -0.1 mm 有轻微下降,对应横截面金相中的热影响区。不锈钢侧硬度靠近界面处有所升高,0.5 mm 范围外恢复母材硬度。

(2) 接头抗拉强度。焊接顶锻力固定为 3.8 kN,研究旋转速度对抗拉强度的影响,从图 8 可以看出,旋转速度为 500~800 r/min 时,随着旋转速度的增加,接头的抗拉强度先增加后下降。旋转速度对接头的抗拉强度有重要影响,旋转速度必须足够大才能使摩擦产生足够的热量,使钢

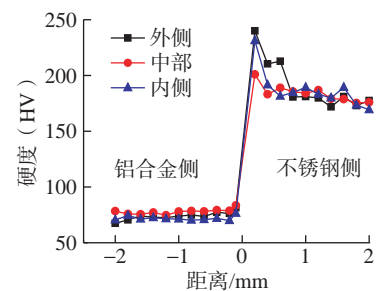


图 7 硬度分布曲线

Fig.7 Hardness distribution curves

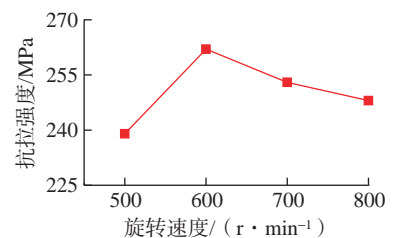


图 8 旋转速度与抗拉强度关系

Fig.8 Relationship between rotation speed and tensile strength

铝之间形成有效的冶金结合。结合焊缝金相分析,结合层厚度太小无法获得较高的接头抗拉强度,结合层厚度超过一定范围后接头抗拉强度下降。在旋转速度为 600 r/min 时获得 1Cr18Ni9Ti 不锈钢与 6061 铝合金接头抗拉强度值为 262 MPa。

旋转速度固定为 600 r/min,分析钢铝旋转摩擦焊接头抗拉强度与顶锻力的关系,如图 9 所示,在 3.6~3.8 kN 之间,顶锻力增大会导致接头的强度增加,但顶锻力超过 3.8 kN 后接头性能下降。顶锻力增大,摩擦扭矩增加,有利于接头铝合金侧的塑性变形,使晶粒更加细化,有利于接头性能提高,但顶锻力过大会挤压排出塑性铝合金,减少高温塑性铝合金与不锈钢的扩散,接头抗拉强度有所下降。

结合层的厚度应控制在合适的范围内,厚度太小元素扩散不充分,接头冶金连接较弱,结合层厚度太大,由于金属间化合物自身脆性,会降低接头的性能^[1]。

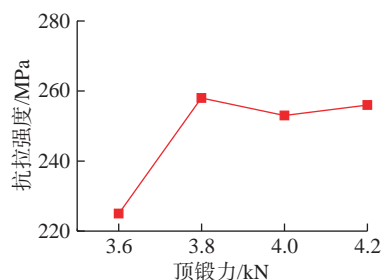


图 9 顶锻力与抗拉强度关系

Fig.9 Relationship between force and tensile strength



图 10 拉伸试样断裂位置

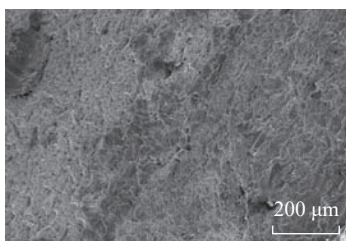
Fig.10 Fracture position of tensile specimen

在旋转速度为 600 r/min,顶锻力为 3.8 kN 时,对旋转摩擦焊拉伸试样断口进行分析,由图 10 可以发现,断裂位置主要位于钢铝连接界面,部分位于铝合金侧。图 11 为断口 SEM 扫描图,焊接断口存在小而浅的韧窝。结合层主要由金属间化合物组成,本身属于脆性相,但其厚度可以通过一定的工艺优化进行控制,在合适的参数范围内,钢/铝接头断裂未完全沿结合层脆性断裂,断口韧窝说明接头从铝合金侧的细晶区及铝合金母材之间的热影响区韧性断裂,韧窝小而浅,也说明了钢铝接头韧性相对较差。

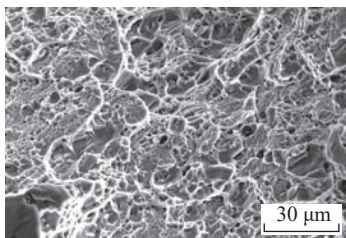
3 结论

(1) 1Cr18Ni9Ti 不锈钢与 6061 铝合金的连接界面发生元素扩散,形成了连续的结合层,旋转速度的提高能够增加结合层的厚度,随着顶锻力的提高,结合层的厚度先增加后减小。

(2) 钢铝界面处的铝合金晶粒发生拉长变形,出现晶粒细化现象,形成了细晶区和热影响区,EDS 线扫描结果显示了焊接界面处发生了元素扩散。



(a) 400倍



(b) 3000倍

图 11 断口 SEM 扫描图

Fig.11 SEM scanning image of fracture surface

(3) 界面处母材硬度有所提高,接头抗拉强度随着旋转速度和顶锻力的提高先增加后减小,在旋转速度为 600 r/min,顶锻力为 3.8 kN 时获得 1Cr18Ni9Ti 不锈钢与 6061 铝合金接头最高抗拉强度值为 262 MPa。

(4) 断裂位置主要位于钢铝连接界面,部分位于铝合金侧,焊接断口存在小而浅的韧窝,接头更有可能从铝合金侧的细晶区及母材之间的热影响区韧性断裂,韧窝小而浅,也说明了接头韧性相对较差。

参考文献

[1] 冯菲玥,陈云霞. 铝/钢异种金属焊接技术的研究现状[J]. 焊接技术, 2021, 50(1): 1-8.

FENG Feiyue, CHEN Yunxia. A review of the research on aluminum/steel dissimilar metal welding techniques[J]. Welding Technology, 2021, 50(1): 1-8.

[2] 胡美些. 我国钢铝异种金属焊接概述[J]. 装备制造技术, 2019(8): 4-9.

HU Meixie. Summary of welding of steel and aluminum dissimilar metals[J]. Equipment Manufacturing Technology, 2019(8): 4-9.

[3] 朱瑞灿,赵衍华,王浩,等. 铝/钢异种金属旋转摩擦焊接研究现状[J]. 焊接, 2020(12): 1-10, 61.

ZHU Ruican, ZHAO Yanhua, WANG Hao, et al. Research status of rotary friction welding of aluminum/steel dissimilar metals[J]. Welding & Joining, 2020(12): 1-10, 61.

[4] 石玟,梁琪,张刚,等. 激光毛化对铝/钢电弧熔钎焊接头界面与性能的影响[J]. 焊接学报, 2020, 41(5): 25-29, 98.

SHI Yu, LIANG Qi, ZHANG Gang, et al. Effect of laser texturing on the interface and properties of aluminum/steel arc fusion brazed joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(5): 25-29, 98.

[5] 蔡鹏飞,陈强,陈树海. 钢/铝异种金属激光深熔钎焊接头特性[J]. 沈阳大学学报(自然科学版), 2020, 32(1): 1-6.

CAI Pengfei, CHEN Qiang, CHEN Shuhai. Characteristics of Fe/Al dissimilar joint by laser penetration welding-brazing[J]. Journal of Shenyang University (Natural Science), 2020, 32(1): 1-6.

[6] LIU G Q, GAO X G, PENG C, et al. Tensile resistance, microstructures of

intermetallic compounds, and fracture modes of welded steel/aluminum joints produced using laser lap welding[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(10): 2639–2649.

[7] 赵衍华, 张丽娜, 孙秀京, 等. LF6 铝合金与不锈钢异种金属惯性摩擦焊工艺技术研究[J]. 宇航材料工艺, 2016, 46(5): 68–71.

ZHAO Yanhua, ZHANG Lina, SUN Xiuqing, et al. Inertia friction welding between LF6 aluminum alloy and stainless steel[J]. Aerospace Materials & Technology, 2016, 46(5): 68–71.

[8] 张丽娜, 赵衍华, 张田仓, 等. 2219 铝合金与不锈钢惯性摩擦焊接接头组织与力学性能[J]. 电焊机, 2017, 47(11): 100–105.

ZHANG Lina, ZHAO Yanhua, ZHANG Tiancang, et al. Microstructure and mechanical properties of inertia friction welded joint between 2219 aluminum alloy and stainless steel[J]. Electric Welding Machine, 2017, 47(11): 100–105.

[9] 于金龙, 陈树海, 杨冬冬, 等. 钢/铝异种金属焊接固/液界面反应研究进展[J]. 焊接, 2019(6): 27–33, 66.

YU Jinlong, CHEN Shuhai, YANG Dongdong, et al. Research progress on solid/liquid interfacial reaction of steel/aluminum dissimilar metals[J]. Welding & Joining, 2019(6): 27–33, 66.

[10] 李鹏, 马超群, 李艳光, 等. 铝/钢旋转摩擦焊接头微观组织与腐蚀性能不均

匀性研究[J]. 电焊机, 2020, 50(9): 60–68.

LI Peng, MA Chaoqun, LI Yanguang, et al. Inhomogeneous microstructure and corrosion resistance of aluminum/steel rotary friction welded joints[J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(9): 60–68.

[11] AMBROZIAK A, KORZENIOWSKI M, KUSTROŃ P, et al. Friction welding of aluminium and aluminium alloys with steel[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2014, 2014: 1–15.

通讯作者: 封小松, 研究员, 博士, 主要从事激光焊接、搅拌摩擦焊接、电子束焊接等原理、工艺过程、智能化及焊接工艺等研究。

Microstructure and Mechanical Properties of Rotary Friction Welded Joint Between Stainless Steel and 6061 Aluminum Alloy

XU Hui, XIA Peiyun, ZHANG Xuanming, YAN Xuewen, ZHU Shuai, FENG Xiaosong, YUAN Yajun, ZHOU Jiajun

(Shanghai Aerospace Equipments Manufacturer Co., Ltd., Shanghai 200245, China)

[ABSTRACT] The rotary friction welding technology was used to weld 1Cr18Ni9Ti stainless steel (SS) to Al6061, the weld formation, microstructure and mechanical properties of the joints of SS-aluminum under different process parameters were analyzed. The results show that the element diffusion occurred at the interface between stainless steel and aluminum alloy. A bonding layer with certain thickness was found, which became thicker with the increasement of the rotation speed. With the increasement of the upsetting force, the thickness of the bonding layer first increased and then decreased. The aluminum alloy grains at the interface of steel and aluminum are elongated and deformed, and the grain is refined, the hardness near the joint interface is relatively high. The tensile strength of the joint first increased and then decreased with the increase of the rotation speed and upset force, reaching 262 MPa when the rotation speed is 600 r/min and the upset force is 3.8 kN. The fracture location is mainly at the steel-aluminum connection interface, and partly at the aluminum alloy side, there are small and shallow dimples on the weld fracture.

Keywords: Stainless steel; Aluminum alloy; Rotary friction welding; Microstructure; Mechanical properties

(责编 古京)

引文格式: 吴鸿燕, 陈炯, 桑玉蕊, 等. 工艺参数对 TiNi 合金 /TC4 钛合金超声波焊接接头形貌和力学性能的影响研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 71-76.

WU Hongyan, CHEN Jiong, SANG Yurui, et al. Study on effect of process parameters on morphology and mechanical properties of TiNi alloy/TC4 titanium alloy ultrasonic welding joint[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 71-76.

工艺参数对 TiNi 合金 /TC4 钛合金超声波焊接接头形貌和力学性能的影响研究

吴鸿燕¹, 陈炯¹, 桑玉蕊¹, 陈玉华², 王理涛²

(1. 九江职业技术学院, 九江 332007;

2. 南昌航空大学, 南昌 330063)

[摘要] 采用超声波焊对镍和纯铝作为过渡中间层材料的 TiNi 记忆合金和 TC4 钛合金异种材料进行焊接, 研究了不同工艺参数对 TiNi/TC4 异种金属焊接接头形貌和力学性能的影响规律。结果表明, Al 中间层接头界面附近材料的塑性变形程度要远大于 Ni 中间层接头中的塑性变形, 并且有大量的 Al 被挤出界面。焊接时间和压力对焊接接头的抗拉剪力有明显影响, 接头的抗拉剪力随着焊接时间和焊接压力的增加先增大后减小。超声波焊接过程还会改变焊缝区材料的显微硬度, 平行于结合面方向, 焊核位置相比于未焊接的母材硬度有小幅度的增加, 垂直于结合面方向, 越接近结合界面, 材料的硬度越高, 但两者的增幅一般不超过 10%。

关键词: TiNi 合金; TC4 钛合金; 工艺参数; 超声波焊接; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.071



吴鸿燕

讲师, 硕士, 研究方向为焊接和无损检测。

TiNi 形状记忆合金 (Shape memory alloy, SMA), 具有超弹性和优异的形状记忆性能, 以及较高的比

强度、抗磨损、抗腐蚀和生物相容性等特点, 在航天航空、原子能、海洋开发、仪器仪表及医疗器械等领域应用前景广阔^[1-4]。钛合金具有密度小、比强度高、抗耐蚀性能好、无磁性等特点^[5]。焊接是钛合金制品生产和制造过程中不可缺少的加工工艺^[6]。然而, TiNi 合金和钛合金在物理、化学性能方面存在较大差异, 材料线膨胀系数的差异, 使其在焊接时极易产生热裂纹。其次, 由于基材化学成分不同, 焊缝处会生成新的化合物和物相, 造成成分和组织不均, 降低接头性能^[7]。因此, 焊接时要尽量缩短时间, 或加入中间过渡层, 使其尽可能不产生液相。所以, 固相连接方法是连接 TiNi 合金与 TC4 钛合金异种材料的最佳方法。

超声波焊是一种常见的固相连

接方法, 焊接过程中工件只有局部受短时的高温, 材料没有熔化, 所以工件变形小, 不易产生缺陷, 适合异种材料的连接。本文采用超声波焊对 TiNi 合金和 TC4 钛合金异种材料连接进行探索。研究了不同工艺参数对添加中间层形成的 TiNi/TC4 异种金属超声波焊接接头力学性能的影响规律, 为异种材料超声波焊方面的研究提供了理论和试验依据。

1 试验条件及方法

试验选用 0.25 mm 厚的 TiNi 记忆合金和 0.2 mm 厚的 TC4 钛合金, 其主要化学成分如表 1 所示。因为 TiNi 合金与 TC4 钛合金硬度较大, 直接焊接会产生应力集中, 在高频振动下会在焊点的边缘发生断裂。为了解决这

一问题,试验采用纯镍和纯铝作为过渡中间层材料来进行超声波焊接。

试验设备为美斯特公司生产的MXTER-3000-A型超声波焊机,如图1所示。焊接后的试样在INSTRON-5540型微机控制电子试验机上测试,采用0.4 mm/min的拉伸速率,每组工艺下取3个接头试样进行测试,平均值作为该参数下的最终抗拉剪力。采用WT-401MVD型维氏显微硬度计对接头进行硬度测试,加载时间为10 s,由于TiNi合金和TC4钛合金与中间层材料镍、铝的硬度值相差较大,TiNi合金和TC4施加载荷为200 g,中间层材料施加载荷为100 g,对于横向的硬度分布采样取点间隔为0.5 mm,纵向硬度分布的采样取点间隔为0.05 mm。硬度测试采样点如图2所示。

2 试验结果与分析

2.1 工艺参数对接头宏观形貌的影响

图3为添加不同中间层焊接接头的宏观形貌。可以发现,上焊件的表面有超声波焊头留下的压痕,这是由

于振动时,焊头下面接触部分相互摩擦传递给焊件所致。因此,在焊头下方能看到金属塑性挤出留下的痕迹,对于不同的材料,压痕的深浅也不同。

图4为焊接接头上焊件表面压痕形貌压痕位置的放大。可见对于Ni中间层接头,当焊接时间较短时,

焊头很难压入材料,压痕较浅,随着焊接时间的增加,摩擦产热增多,材料开始出现软化,塑性变形明显,焊头压入材料内部将部分母材挤出;对于铝中间层,压痕的深度都较深,随时间变化不明显,但在图4(c)~(d)中压痕凹坑周围出现一些刮擦

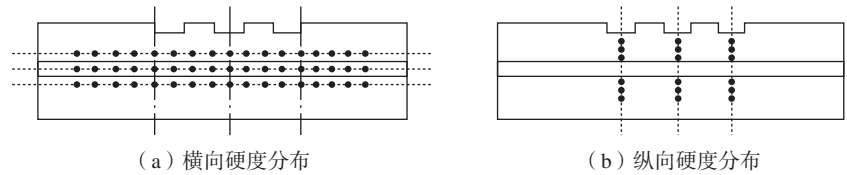


图2 显微硬度测试取点示意图

Fig.2 Schematic diagram of point selection for microhardness test

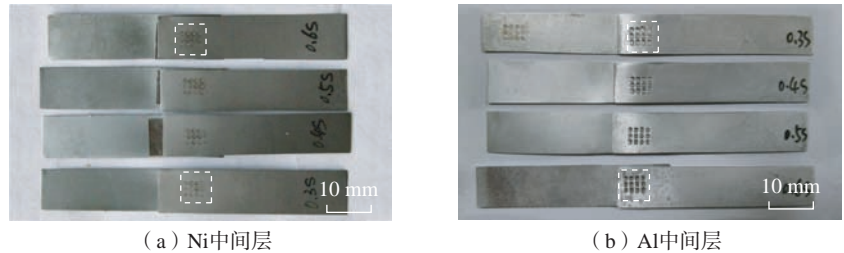


图3 焊接接头宏观形貌

Fig.3 Macroscopic morphology of welded joints

表1 试验材料的主要化学成分(质量分数)
Table 1 Main chemical compositions of test materials (mass fraction) %

合金元素	Al	V	Ti	Ni
TiNi	—	—	44.34	55.66
TC4	5.5	4.37	90.13	—

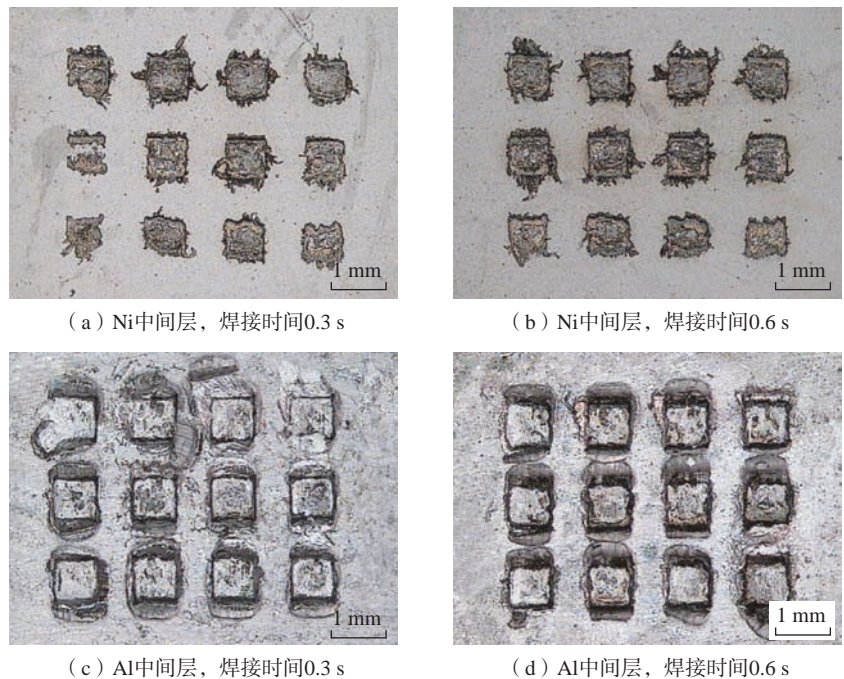


图4 焊接接头上焊件表面压痕形貌

Fig.4 Surface indentation morphology of weldment on welded joint

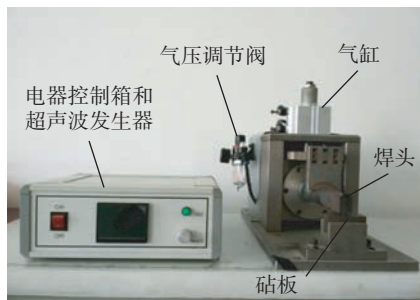


图1 超声波金属点焊机

Fig.1 Ultrasonic metal spot welder

的痕迹,这是由于在焊接过程中焊头凸点与TC4表面的热浸镀铝层发生了粘连,在焊接结束取下焊件时与焊头凸点间发生了碰撞刮擦所致。

如图4所示,在超声波焊接过程中,焊头下方与焊头凸点接触的材料由于振动摩擦的原因经常会发生材料挤出现象,材料挤出过程的机理如图5所示,由于振动过程是周期循环的,因此给出了1/4和1/2焊接周期的示意图。

图5表示当焊头相对于上焊件进行运动时,上焊件表面的材料被挤出的过程。在刚开始的1/4周期,焊头下压,这时与焊头右侧相邻的上焊件表面的材料被挤出,同时下方处于塑性状态的材料被挤至因焊头移动留下的左侧空隙。这些从焊头下方被挤出的材料由于没有力的作用将留在空隙中。由于焊头下方的材料被挤出,焊头将更深入地压进材料中。1/2周期过程刚好相反,焊头左侧材料被挤出至原始的材料表面,右侧留下的缺口将再次被焊头下方的材料填补,焊头再次深入材料的内部。

上述过程在每个振动周期会进行重复,因此在一些情况下,如材料的硬度较低,塑性较好时会消耗上焊件的厚度,在Al/Al、Cu/Cu的超声波试验中也充分证实了这一点。

2.2 焊接时间对抗拉剪力的影响

图6为Ni做中间层,焊接压力 P 为0.44 MPa、0.48 MPa、0.52 MPa、0.56 MPa和0.60 MPa时,焊接时间对TiNi/Ni/TC4超声波焊接接头抗拉剪力的影响。可见,随着焊接时间的增加,抗拉剪力先增后减。在 $t=0.3$ s时,抗拉剪力很小,这是因为在短时间

内,超声能量大多消耗在了焊件的加热和弹塑性变形上,使得结合界面处的摩擦和塑性变形不足,只有少量机械嵌合。随着焊接时间加长,材料的塑性变形增强,微观接触面积增大,结合面上发生了扩散和金属键合,接头强度提高。当 $t>0.5$ s以后,随着焊接时间的增加,接头的抗拉剪力又下降了,这是因为长时间高频振动破坏了原有的连接,同时高频振动会在已经形成的连接界面处产生疲劳,使得接头的抗拉剪力有所下降。当 $P \leq 0.52$ MPa时,从0.3 s增加到0.5 s的焊接时间过程中,接头的抗拉剪力迅速增加,在0.5~0.6 s时,接头的强度基本趋于稳定;当 $P=0.56$ MPa时,焊接时间在0.3~0.5 s时,接头的强度虽然有所提高,但是幅度较小,超过0.5 s后又轻微下降;当 $P=0.60$ MPa时,焊接接头的强度只有小幅增长。

综上所述,可以发现超声波焊接过程中,当焊接压力较低时,焊接时间对接头的强度影响较大,随着焊接压力增大,焊接时间对接头强度的影响逐渐减弱。

焊接压力 P 为0.56 MPa,焊接时间对Ni、Al不同中间层超声波焊接接头抗拉剪力的影响见图7。可见,添加Al作中间层与添加Ni作中间层时基本相同,抗拉剪力强度都表现为先增后减,这是由于随着焊接时间延长,界面的温度升高,Al随温度升高软化严重,在焊接压力作用下被挤出焊接界面,造成部分焊点下的连接界面处发生渗铝,这时化合物层与TiNi母材接触,减小了有效结合区的面积,抗拉剪力下降。

2.3 焊接压力对抗拉剪力的影响

图8为Ni做中间层,焊接时间

0.3~0.6 s,焊接压力对TiNi/Ni/TC4超声波焊接接头抗拉剪力的影响。可见,焊接压力的影响规律与焊接时

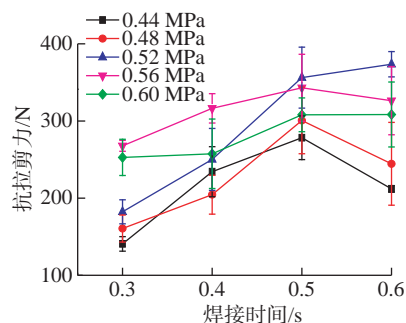


图6 焊接接头抗拉剪力与焊接时间的关系 (Ni做中间层)

Fig.6 Relationship between tensile shear force of welded joints and welding time (Ni as intermediate layer)

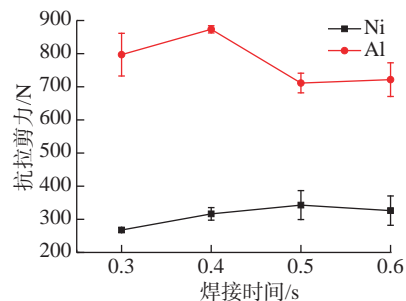


图7 焊接时间对不同中间层材料焊接接头强度的影响

Fig.7 Influence of welding time on welding joint strength of different intermediate layer materials

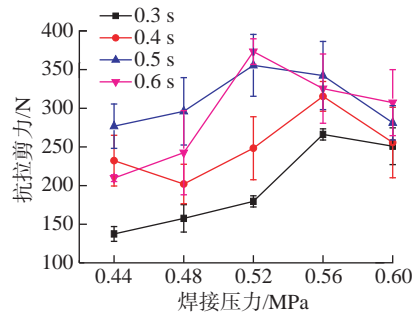


图8 焊接接头抗拉剪力与焊接压力的关系 (Ni做中间层)

Fig.8 Relationship between tensile shear force of welded joints and welding pressure (Ni as intermediate layer)

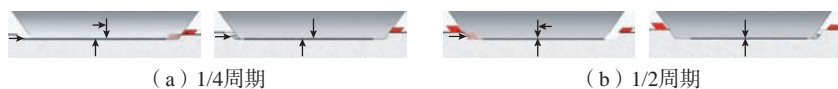


图5 1/4和1/2焊接周期内材料挤出过程示意图

Fig.5 Extrusion process of material in 1/4 and 1/2 welding cycle

间基本一致,都表现为先增后减。从图8中可以看出焊接时间一定时,接头抗拉剪力随焊接压力的增加而增加,当 $t \leq 0.4$ s,在 $P=0.56$ MPa时达到最大,当 $t \geq 0.5$ s,在 $P=0.52$ MPa时达到最大,之后当焊接压力继续增加,接头强度反而下降。由此可得,时间较短时焊接压力是决定接头强度的主要因素,压力大则强度高;随着时间的延长,焊接压力的作用开始削弱,压力大接头强度反而降低。因此,在焊接时间较短时要适当增加焊接压力,在时间较长时要适当降低焊接压力才能获得优良的焊接接头。

当 $P \leq 0.48$ MPa, $t \leq 0.4$ s时,接头的强度较低,这是因为焊接压力低,超声波能量小,结合面附近材料表面微氧化层未被破坏,塑性变形小,连接较弱。当焊接压力增加,结合面的高频摩擦加强,材料的塑性流动加剧,微结合区面积增大,成形更好。但是当焊接压力过高时,被焊工件接触面上的摩擦力变大,其相对滑动减弱,使焊头的振幅减小,焊件间的结合面积甚至会减少,再加上高频振动,在焊接区域形成疲劳破坏,从而降低了接头的抗拉剪力。

图9为 $t=0.5$ s,焊接压力对Ni、Al不同中间层超声波焊接接头抗拉剪力的影响规律。可见,不同中间层的焊接接头抗拉剪力随焊接压力增大时变化趋势相同,都表现为先增加,在 $P=0.52$ MPa时达到最大,分别为356 N (Ni中间层)、930.8 N (Al中间层),之后开始逐渐降低。这是因为焊接压力的增大使超声波焊接界面有效连接面积增大,强度增大。但随着压力的增大,Al升温软化,被挤出结合面,只留下镀铝时的化合物层与TiNi母材相接触,但连接困难,造成强度逐渐下降。

在图8和9中还发现,Al中间层接头的抗拉剪力远大于Ni中间层

接头。这是因为Al的熔点低,在焊接过程中界面温度更容易接近Al的熔点,使Al发生充分的塑性变形,这样,残留在焊接界面上的氧化物破碎并清除,使得中间层与未氧化的母材表面发生原子间的接触,形成大面积的结合区。另外由于不同的添加方式,Al为镀在TC4表面,在焊接过程中连接界面只有1个摩擦面,产生的热量较为集中,而Ni为箔片直接添加,焊接过程中连接界面有2个摩擦面,不必要的摩擦使得部分能量被损耗,同时产生的热量也较为分散,降低了连接界面的温度,致使Ni不易发生塑性变形,形成的有效连接面积减少。

2.4 超声波焊对接头显微硬度的影响

图10为Ni做中间层,焊接参数 $P=0.52$ MPa、 $t=0.5$ s时的接头结合面附近横向硬度测试结果。可以看出,没有受到超声波焊头挤压影响的基材硬度比焊核区低,经过焊头挤压和焊接作用后,TiNi合金硬度值由原来母材的245~253HV增大到265~302HV,TC4钛合金硬度值由原来母材的298~316HV增到321~336HV,中间层Ni由原来母材的93~98HV增大到114~150HV。超声波焊接接头焊核区材料的硬度高于母材,可能是由于:(1)被焊接材料在超声波焊接过程中受到热和挤压的作用,母材产生了加工硬化效果^[8];(2)在超声波焊接过程中高频振动产生高频的周期形变增加了晶粒的内应力,引起晶格畸变产生相互滑移,使晶格的位错密度增大,位错间的相互作用加强,增加了金属塑性变形抗力^[9],使得接头的硬度增大。

图11为结合面附近纵向(压痕下方)显微硬度分布曲线。与焊点边缘位置的显微硬度相比较,中心线附近的硬度值高。其中TC4侧中心线上靠近结合面的硬度值达到了

339HV,比TC4母材高,而与上声极接触界面附近的硬度值为320HV,比母材高;TiNi合金侧中心线上靠

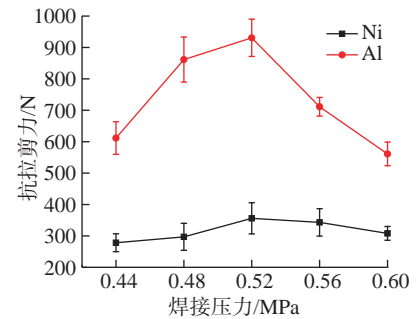


图9 焊接压力对不同中间层材料焊接接头强度的影响

Fig.9 Influence of welding pressure on welding joint strength of different intermediate layer materials

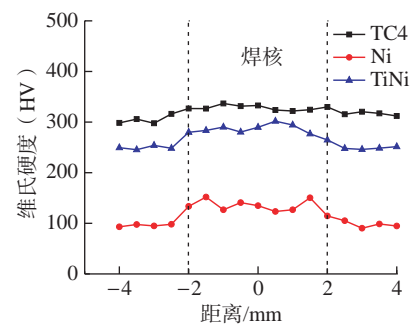


图10 焊接结合面附近横向硬度分布 (Ni做中间层)

Fig.10 Transverse hardness distribution near welding joint surface (Ni as intermediate layer)

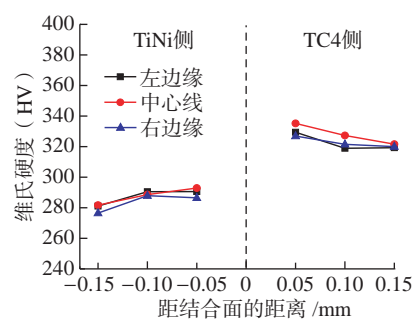


图11 焊接结合面附近纵向硬度分布 (Ni做中间层)

Fig.11 Longitudinal hardness distribution near weld joint surface (Ni as intermediate layer)

近结合面的硬度值达到了 294HV, 比 TiNi 合金母材高, 与铁砧接触界面附近的硬度值为 280HV, 比母材高。这是由于远离界面的位置只受焊接压力的影响, 而靠近结合面附近, 在焊接过程中超声频率的振动摩擦使得界面结合区域内金属颗粒高频振动, 元素的扩散能力和金属流动行为加强, 金属材料发生塑性变形, 产生大量位错运动, 使位错密度迅速增大, 提高了材料的硬度。

图 12 为 $P=0.52\text{ MPa}$ 、 $t=0.5\text{ s}$ 时的 Al 中间层接头结合面附近横向硬度分布。可见, 硬度的变化趋势与添加 Ni 中间层相同, 即在焊核部位硬度值有一定程度的增大。TiNi 合金和 TC4 钛合金硬度值增加相对较小, 而中间层 Al 的增幅较大, 主要是因为镀铝层为工业纯铝, 自身硬度较低, 在经过超声波焊头挤压作用后, 加工硬化效果显著, 因此硬度变化较大。

图 13 为结合面附近纵向(压痕下方)显微硬度分布曲线, 与图 11 的变化趋势相同, 越接近超声波焊接结合面位置的硬度值越大。这是因为在超声波焊接过程中, 结合面附近材料受到振动摩擦作用产生金属颗粒的高频振动, 使金属塑性变形加强, 产生大量位错运动, 使位错密度增大, 造成材料硬度有一定程度的增加。

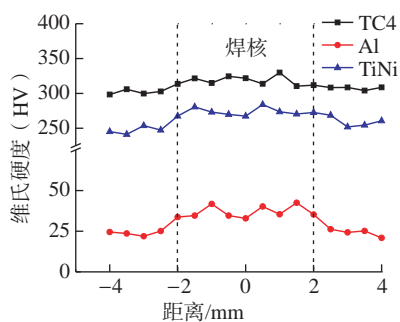


图 12 焊接结合面附近横向硬度分布 (Al 做中间层)

Fig.12 Transverse hardness distribution near weld joint surface (Al as intermediate layer)

3 结论

(1) 添加 Ni 和 Al 中间层的 TiNi/TC4 焊接接头中, 焊缝区结合面平直, Al 中间层接头界面附近材料的塑性变形程度要远大于 Ni 中间层接头中的塑性变形, 并且有大量的 Al 被挤出界面。

(2) 超声波焊接的时间和压力对焊接接头的抗拉剪力有明显影响, 接头的抗拉剪力随着焊接时间和焊接压力的增加, 先增大后减小。添加 Ni 中间层, $P=0.52\text{ MPa}$ 、 $t=0.5\text{ s}$ 时, 接头的抗拉剪力达到最大, 为 356 N; 添加 Al 中间层, $P=0.52\text{ MPa}$ 、 $t=0.5\text{ s}$ 时, 接头的最大抗拉剪力为 930.8 N, 为 Ni 中间层接头强度的 2.6 倍。

(3) 超声波焊接过程会改变焊缝区材料的显微硬度, 平行于结合面方向, 焊核位置硬度相比于未焊接的母材有小幅增加; 垂直于结合面方向, 越接近结合界面, 材料的硬度越高, 但两者的增幅一般不超过 10%。焊点下方的中间层材料硬度改变明显, 增加幅度可达 50%。

参考文献

- [1] 高智勇, 李民, 鲁玺丽, 等. TiNi 合金的阻尼行为研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(5): 799-802.
- GAO Zhiyong, LI Min, LU Xili, et al. Damping behavior of a cold-rolled TiNi alloy[J].

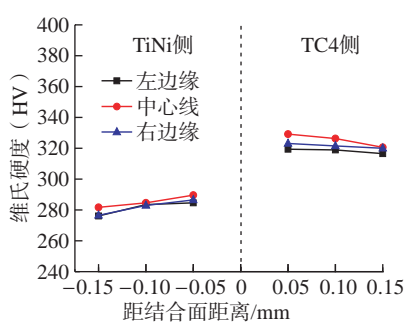


图 13 焊接结合面附近纵向硬度分布 (Al 做中间层)

Fig.13 Longitudinal hardness distribution near weld joint surface (Al as intermediate layer)

Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(5): 799-802.

[2] 商泽进, 王忠民, 尹冠生. 超弹性 TiNi 形状记忆合金棒材力学行为 [J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(3): 460-464.

SHANG Zejin, WANG Zhongmin, YIN Guansheng. An experimental study on the mechanical behavior of superelastic TiNi shape memory alloy bars[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(3):460-464.

[3] YAN X J, YANG D Z, LIU X P. Electrochemical behavior of YAG laser-welded NiTi shape memory alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(3): 572-576.

[4] 王蔚, 陈俐, 赵兴科, 等. 预置填充稀土激光焊接对 TiNi 形状记忆合金功能性的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(10): 1819-1823.

WANG Wei, CHEN Li, ZHAO Xingke, et al. Effect of laser welding of preset rare earth to the welded joint on the functional properties of the Ti-50.9at%Ni shape memory alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering 2008, 37(10): 1819-1823.

[5] 张利军, 薛祥义, 常辉. 我国航空用变形钛合金材料 [J]. 中国材料进展, 2012, 31(8): 40-46.

ZHANG Lijun, XUE Xiangyi, CHANG Hui. Deformation of titanium alloy materials for China aircraft[J]. Materials China, 2012, 31(8): 40-46.

[6] 李亚江. 焊接冶金学: 材料焊接性 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2007.

LI Yajiang. Welding metallurgy: Weldability of materials[M]. Beijing: China Machine Press, 2007.

[7] 崔庆波, 李玉龙, 胡榕华, 等. Al/Ni 异种金属超声波点动焊接工艺及界面组织分析 [J]. 焊接学报, 2016, 37(11): 59-62, 131.

CUI Qingbo, LI Yulong, HU Ronghua, et al. Study on ultrasonic spot welding process and interface microstructure of Al/Ni dissimilar metals joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2016, 37(11): 59-62, 131.

[8] DAI X Y, ZHANG H T, WANG B, et al. Improving weld strength of arc-assisted ultrasonic seam welded Mg/Al joint with Sn interlayer[J]. Materials & Design, 2016, 98: 262-271.

[9] HADDADI F, ABU-FARHA F. Microstructural and mechanical performance of aluminium to steel high power ultrasonic spot welding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 225: 262-274.

Study on Effect of Process Parameters on Morphology and Mechanical Properties of TiNi Alloy/TC4 Titanium Alloy Ultrasonic Welding Joint

WU Hongyan¹, CHEN Jiong¹, SANG Yurui¹, CHEN Yuhua², WANG Litao²

(1. Jiujiang Vocational and Technical College, Jiujiang 332007, China;

2. Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

[ABSTRACT] TiNi memory alloy and TC4 titanium alloy dissimilar materials were welded by ultrasonic welding with nickel and pure aluminum as transition interlayer materials. The effects of different process parameters on the morphology and mechanical properties of TiNi/TC4 dissimilar metal welding joints were studied. The results show that the plastic deformation of materials near the interface of Al interlayer is much larger than that of Ni interlayer, and a large amount of Al is extruded from the interface. Welding time and pressure have a significant effect on the tensile shear force of welded joints, and the tensile shear increases first and then decreases with the increase of welding time and pressure. The ultrasonic welding process will also change the microhardness of the weld zone material, parallel to the direction of the bonding surface, the core position compared with the unwelded base material hardness has a small increase, perpendicular to the bonding surface direction, the closer to the bonding interface, the higher the hardness of the material, but the increase of the two generally not more than 10%.

Keywords: TiNi alloy; TC4 titanium alloy; Process parameters; Ultrasonic welding; Mechanical properties

(责编 古系)

(上接第 65 页)

Research on Microstructure and Tensile Shear Properties of Al/Mg Friction Stir Spot Welding–Brazing Joints

XIE Jilin, WANG Hongwei, CHEN Yuhua, LIU Wenkuo, ZHANG Timing, WANG Shanlin

(Jiangxi Key Laboratory of Forming and Joining Technology for Aviation Components,

Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

[ABSTRACT] Friction stir spot welding–brazing process was used to connect 2A14 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy. The microstructure, chemical composition and phase composition of the joints with different parameters were studied by scanning electron microscope, energy dispersion spectrum and X–ray diffractometer. The tensile and shear properties of the joint were tested by electronic universal testing machine. The results show that the stir zone is mainly composed of Al–Mg intermetallic compounds and a small amount of MgZn phase and MgZn₂ phase. The thermal-mechanical affected zone is mainly composed of Zn–rich solid solution and Mg₇Zn₃ phase. The zinc solder near the aluminum alloy in the heat affected zone did not react with other elements, while the zinc solder near the magnesium alloy reacted with magnesium to form Mg–Zn intermetallic compounds. When the pressure distance of the shaft shoulder is 0.5 mm and the rotation speed of the mixing head is 950 r/min, the tensile shear load of the joint reaches the maximum value 7.6 kN.

Keywords: Friction stir spot welding; Brazing; Al/Mg dissimilar alloys; Microstructures; Mechanical properties

(责编 古系)

2023

轻质材料与轻量化 制造技术国际会议

主办单位

香港城市大学
中国航空制造技术研究院
帝国理工学院

2023年10月23-26日 · 深圳

引文格式: 尚泳来, 陈波, 贾崇林, 等. DD5 与 GH3039 高温合金钎焊接头的微观组织与力学性能研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 78-83.

SHANG Yonglai, CHEN Bo, JIA Chonglin, et al. Study on microstructure and mechanical properties of brazed joint of DD5 single crystal superalloy and GH3039 superalloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 78-83.

DD5 与 GH3039 高温合金钎焊接头的微观组织与力学性能研究

尚泳来, 陈波, 贾崇林, 毛唯, 李文文, 静永娟

(中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

[摘要] 采用 Co50NiCrWB 钎料在 1160 °C /15 min 条件下进行了熔化润湿试验, 并钎焊得到 DD5 与 GH3039 异质高温合金接头, 分析了接头的显微组织和力学性能。试验结果表明, Co50NiCrWB 钎料在 DD5 和 GH3039 高温合金表面的润湿性能良好, 接头包括钎料反应区与扩散影响区, 反应区主要物相为溶有 Cr 的 Ni-Co 基固溶体、富 Cr 硼化物相和富 Co、Cr、W、Re 的硼化物相。钎焊接头在 900 °C 的拉伸性能平均值达到 193 MPa, 900 °C /40 MPa 下的接头持久寿命最高达到 221 h。拉伸试样断口观察表明断裂发生在钎料反应区, 呈脆性断裂特征。

关键词: DD5/GH3039 高温合金; 润湿性; 真空钎焊; 微观组织; 力学性能

Study on Microstructure and Mechanical Properties of Brazed Joint of DD5 Single Crystal Superalloy and GH3039 Superalloy

SHANG Yonglai, CHEN Bo, JIA Chonglin, MAO Wei, LI Wenwen, JING Yongjuan

(AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

[ABSTRACT] The wetting behaviors of the Co50NiCrWB filler metal on the DD5 single crystal and GH3039 superalloy was investigated at 1160 °C for 15 min, and DD5 and GH3039 joints are obtained by brazing. The microstructure and mechanical properties of the joints are analyzed. The result indicates that Co50NiCrWB filler metal has good wetting properties on the surface of DD5 single crystal and GH3039 superalloy. The joint is consisted of reaction zone and diffusion-affected zone. The main phases of the reaction zone are Ni-Co-based solid solution dissolved with Cr, Cr-rich boride phase and (Co, Cr, W, Re)-rich boride phase. The average tensile strengths of the brazed joints at 900 °C reached 193 MPa, and the lasting life of the joints at 900 °C /40 MPa is up to 221 h. The fracture observation of the tensile specimen shows that the fracture occurs in the brazing filler metal reaction zone, which is characterized by brittle fracture.

Keywords: DD5 single crystal superalloy/GH3039 superalloy; Wettability; Vacuum brazing; Microstructure; Mechanical properties

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.078

DD5 单晶高温合金是含有 C、B、Hf 及 Re 的第二代镍基单晶高温合金, 因其具有优良的高温力学性能、抗氧化及耐蚀性能, 被广泛应用于现代航空发动机和燃气轮机的涡轮叶片的制造^[1]。GH3039 是一种以 Cr、Mo 作为固溶强化元素的镍基高温合金, 1000 °C 以下具有良好的抗氧化性能, 合金组织长期稳定, 且具有优良的冷热加工成形性及焊接性, 常用于使用温度在 850 °C 以下的发动机燃烧室零部件的制备^[2]。

提高涡轮前进口温度作为增加发动机推重比的主要途径之一, 要求涡轮叶片材料性能、高温性能更好, 叶片的气冷结构更高效。而在导向叶片的制造过程中, 必然涉及焊接工艺。可靠的焊接工艺既可以实现复杂结构叶片的分体铸造和异种材料零组件连接, 也可对叶片的缺陷和损伤进行补焊修复。国内外对于高温合金的连接方法主要有真空钎焊^[3-4]、瞬态液相连接^[5]、扩散焊^[6]、摩擦焊^[7]、弧焊^[8]和激光焊^[9]等。其中真空钎焊

方法采用整体加热,焊接热应力小,可有效避免焊接裂纹产生,尤其适用于复杂薄壁结构的焊接和缺陷修复^[10-11]。孙元等^[12]使用钴基钎料开展了 DD5 单晶高温合金的钎焊研究,对比研究了钎缝间隙大小对于接头组织和物相分布的影响,钎缝中生成的 M_3B_2 相以及 Ni-Si 等脆性化合物相是接头强度的薄弱环节。周媛^[13]和李文文^[14]等分别采用商用 BNi82CrSiB 钎料和自行设计的 Ni-Cr-Co-(Pd, Ti, B) 体系钎料对 DD6 单晶高温合金开展了真空钎焊试验, BNi82CrSiB 钎料所得接头高温 750 °C 下的抗拉强度为 400 MPa,接头内部生成较多的 Ni-B 化合物相,而新型的 Ni-Cr-Co-(Pd, Ti, B) 体系钎料钎焊所得接头在 980 °C 下的高温抗拉强度达到 694 MPa。目前关于单晶高温合金与变形高温合金的异质材料连接报道相对较少,而 DD5 单晶高温合金导向叶片的制造必然涉及 DD5 与 GH3039 等异种高温合金的钎焊连接,因此有必要开展相关的探索研究。

本文采用一种以 B 作为降熔元素的 Co 基钎料,对 DD5 与 GH3039 异种高温合金进行了真空钎焊工艺研究,通过分析接头的显微组织和物相组成,研究钎焊接头的力学性能,以期探索实现 DD5 与 GH3039 异种高温合金可靠钎焊的工艺方法。

1 试验材料及方法

本文采用的焊接母材 DD5 是一种含 Re 镍基单晶高温合金,主要化学成分如表 1 所示,试验选用铸造厚板,机加工成 1.5 mm 厚的试样。GH3039 高温合金为 1.5 mm

厚的冷轧薄板,化学成分如表 2 所示。试验选用钎料为课题组研制的一种钴基钎料 (Co50NiCrWB),采用真空感应法熔炼钎料母合金,再使用 Ar 气雾化法制成粉末,经筛网筛选出粒度 $\leq 100 \mu\text{m}$ 的粉末作为试验用钎料。

线切割尺寸为 15 mm \times 15 mm \times 1.5 mm 的 DD5 和 GH3039 高温合金各一块,用粒度 2000# 的 SiC 砂纸打磨表面后,经丙酮溶液超声清洗,将钎料以膏状形式置于两种母材表面,进行润湿铺展试验,观察样品宏观形貌,沿中线纵向切割后分析润湿界面显微形貌。钎焊接头采用对接形式,焊缝预置间隙为 0.05 mm,焊后机加工成哑铃状试样(图 1)。铺展润湿试验与钎焊过程在真空辐射加热炉中进行,选用参数:加热温度 1165 °C、保温时间 15 min、加热过程升温速率 10 °C/min,真空度保持在 $7.0 \times 10^{-3} \sim 1.0 \times 10^{-3}$ Pa。

使用扫描电镜 SEM (JSM6100LA) 和电子探针分析仪 EPMA (JXA-8100) 观察接头显微组织及断口形貌,利用能谱仪 EDS (INCA-E305) 进行接头内部和断口的化学成分分析及物相鉴定。结合 DD5 与 GH3039 异种高温合金钎焊接头的使用环境温度,由万能试验机 (INSTRON5887) 测试接头在 900 °C 条件下的抗拉强度及 900 °C/40 MPa 的持久寿命。

2 试验结果与讨论

2.1 钴基钎料的熔化特性及润湿性

采用 DSC 方法测试分析可知, Co50NiCrWB 钎料的熔化温度范围为 1092.8~1108.3 °C,钎料具有较窄的

表 1 DD5 单晶高温合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of DD5 single crystal superalloy (mass fraction)

%

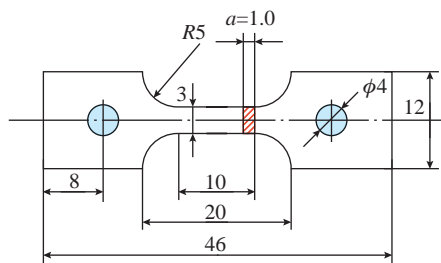
Co	Cr	Al	Mo	W	Ta	Re	C	B	Hf	Ni
7.5~8.5	6.5~7.5	6.0~7.0	1.5~3.5	4.5~5.5	6.0~7.5	2.5~3.5	0.03~0.08	0.001~0.01	0.1~0.2	余量

表 2 GH3039 高温合金的化学成分(质量分数)

Table 2 Chemical compositions of GH3039 superalloy (mass fraction)

%

Cr	Mo	Al	Ti	Nb	Fe	C	Mn	Si	Ni
19.0~22.0	1.80~2.30	0.35~0.75	0.35~0.75	0.90~1.30	≤ 3.0	≤ 0.08	≤ 0.40	≤ 0.80	余量



(a) 力学性能测试试样示意图 (mm)



(b) 实物图

图 1 试验选用的力学性能测试试样示意及实物图

Fig.1 Schematic diagram and physical map of mechanical properties sample selected for test

熔化温度区间,仅为 15.5 °C (图 2),这对高温合金钎焊而言,意味着可以选用相对较低的钎焊温度获得耐一定高温的钎焊接头。实际钎焊过程中,通常钎焊温度较钎料液相线高 30~80 °C,因此本试验选用钎焊峰值温度为 1165 °C。

钎料润湿母材是完成钎焊的基本条件。在 1165 °C / 15 min 的条件下,分别验证了钎料在 DD5 和 GH3039 两种待焊母材表面的润湿性能,润湿铺展形貌见图 3,可见钎料在两种母材表面均具有良好的润湿性。进一步分析沿中间最大直径处纵向切割后的润湿界面微观形貌,可见钎料与两种母材均发生反应,但未见明显溶蚀,其中钎料与 DD5 之间的反应层厚度约为 3 μm,润湿角大小约 5°,钎料与 GH3039 母材反应层不明显,润

湿角约为 3°。

2.2 DD5/GH3039 高温合金钎焊接头的微观组织分析

图 4 为 DD5 与 GH3039 高温合金钎焊接头的微观组织,钎焊接头由钎料反应区与扩散影响区两个区域组成,可见区域“I”中钎焊缝连续完整,宽度范围约 95~130 μm,而靠近 DD5 侧的焊缝与母材存在明显界面,并且由钎焊缝向母材过渡,存在一段宽度约为 60 μm 的元素扩散影响区(区域“II”),但靠近 GH3039 一侧的焊缝与母材的过渡区域无明显界面。其中,由于钎焊反应过程中液态钎料与母材之间的元素相互扩散、反应的程度不同,靠近 DD5 单晶高温合金母材一侧的元素扩散影响区又形成两个部分,一部分是与钎料反应区相邻的反应层 A,宽度约 10 μm,具有和母材相似的 γ+γ' 组织,但 γ' 相不再完全呈立方形态,局部形成筏状组织。另一部分是由扩散影响区向 DD5 母材过渡区域 B,宽度约 50 μm,该区域内生成了短棒状、颗粒状白色化合物。钎料反应区主要由固溶体基体、白色骨骼状物相和灰色骨骼状物相构成。

利用 EPMA 对图 4 中 1~5 特征微区的物相成分分析,结果如表 3 所示。钎料反应区固溶体基体(微区 1)主要成分(原子数分数)包括 Ni 42.4%、Co 35.46% 和 Cr 18.9%,结合 Ni-Co 相图^[15],可知 Ni、Co 元素可以无限互溶,因此认为该相是溶有 Cr 的 Ni-Co 基固溶体。白色骨骼状物相(微区 2)由 Co、Cr、Ni、W、Re、Mo、B 元素组成,其中 B 元素的含量较高,根据 Ohsasa^[16] 和

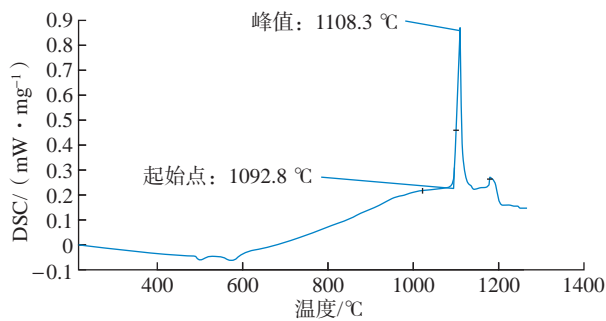


图 2 Co50NiCrWB 钎料的 DSC 熔化特性曲线
Fig.2 DSC melting characteristic curve of Co50NiCrWB brazing filler metal

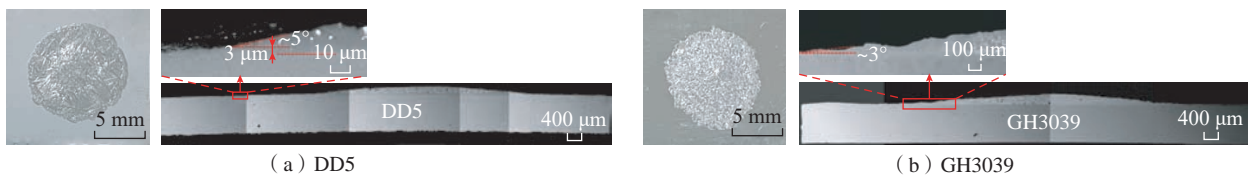


图 3 Co50NiCrWB 粉末钎料在 DD5 和 GH3039 高温合金表面的宏观、微观润湿铺展形貌

Fig.3 Wetting and spreading morphologies of Co50NiCrWB brazing filler metal on the surface of DD5 and GH3039 superalloy

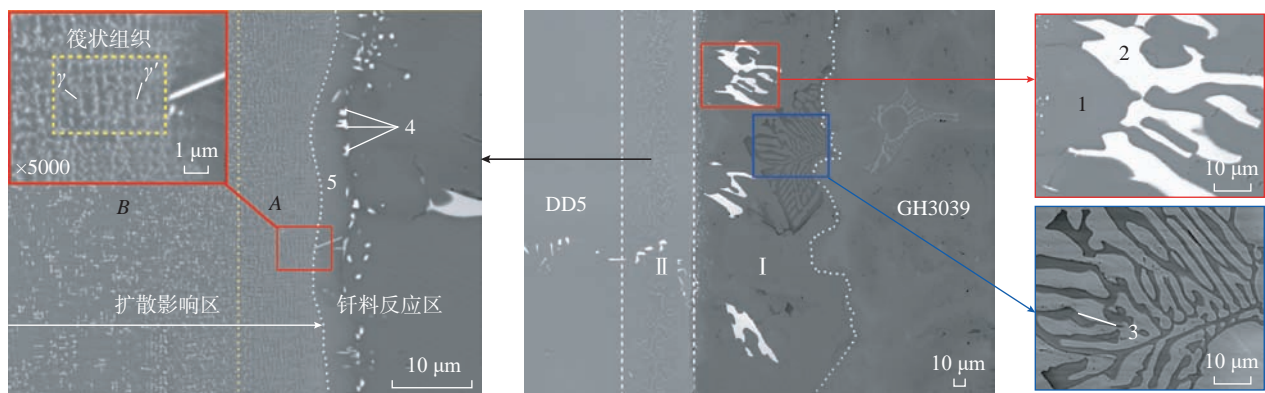


图 4 DD5/GH3039 高温合金钎焊接头微观组织

Fig.4 Microstructure of DD5/GH3039 superalloy brazed joint

Idowu^[17] 等的相关分析, Co、Cr、Re、Ni、W、B 等元素在液相钎料中可自发反应生成脆性化合物 M_6B 、 M_3B_2 、 $M_{23}B_6$ 等硼化物相, 因此推测白色骨骼状物相为富 Co、Cr、W、Re 的硼化物相。对比微区 4 的白色细小颗粒的成分组成, 同理可以认为是富 Co、W、Cr、Re 的硼化物相。此外, B 原子半径较小, 在浓度梯度驱动下易于向母材扩散, 且在母材 $\gamma+\gamma'$ 中的固溶度低, 因此 B 原子会以白色硼化物颗粒弥散分布在扩散过渡区域“B”中。钎料反应区中还存在着另外一种灰色骨骼状物相(微区 3), 其富含 74.28% 的 Cr, 毛唯^[18] 和 Ou^[19] 等认为是富 Cr 的硼化物相。微区 5 代表了扩散影响区与钎料反应区的极窄过渡边界(约 3 μm), 根据表 3 结果可知, 除溶有 7.66% 的 Al 之外, 和固溶体基体(微区 1)的成分基本接近, 推断为溶有 Cr、Al 的 Ni-Co 基固溶体, 其中 Al 元素由母材扩散进入液相钎料。

图 5 是对图 4 中焊缝组成的元素面分布扫描结果。从扫描结果来看, 佐证了上文中对于各物相类型的推断, 尤其是富 Cr 硼化物相和富 W 硼化物相, 同时可见

Al 元素由母材向液相钎料的扩散有限, 因此仅在扩散影响区与钎料反应区的极窄的过渡边界检测到 Al 元素。

2.3 DD5/GH3039 高温合金钎焊接头的力学性能

采用 Co50NiCrWB 粉末钎料在 1165 $^{\circ}\text{C}$ /15 min 工艺参数下真空钎焊得到 DD5/GH3039 性能试样, 分别测试了接头在 900 $^{\circ}\text{C}$ 的抗拉强度和 900 $^{\circ}\text{C}$ 、40 MPa 应力水平下接头的持久寿命, 测试结果如图 6 所示。从图 6 (a) 和 (b) 可以看出, 平均抗拉强度达到 193 MPa, 3 组试样均断裂在钎焊接头处。此外, 也可以明显看出, 900 $^{\circ}\text{C}$ 下 GH3039 合金的表面氧化程度要比 DD5 单晶合金严重很多。由图 6 (c) 和 (d) 可见, 在 900 $^{\circ}\text{C}$ 、应力水平 40 MPa 下的接头的持久寿命平均为 149.1 h, 单个试样最长达到 221 h, 并且 3 组试样的断裂全部发生在 GH3039 母材上。

2.4 DD5/GH3039 高温合金钎焊接头的拉伸试样断口分析

对 DD5/GH3039 高温合金钎焊接头的拉伸测试后的断口进行分析, 如图 7 所示。从断口的微观形貌可知

表 3 图 4 中 1-5 微区的 EPMA 分析结果(原子数分数)

Table 3 EPMA analysis results of micro-area 1-5 in Fig.4 (atomic fraction)

%

微区	Al	Co	Cr	Ta	Ni	W	Mo	Re	B*	其他
1	0.63	35.46	18.90	—	42.40	1.63	0.22	0.33	—	0.05
2	—	22.03	16.23	—	11.61	13.53	3.00	9.06	23.46	0.69
3	0.01	14.62	74.28	—	5.10	3.80	1.17	0.85	—	0.02
4	2.29	25.21	11.50	4.90	36.46	9.82	3.65	5.87	—	0.10
5	7.66	20.79	10.79	0.77	56.89	1.40	0.40	1.12	—	0.01

*注: 此处分析得到的 B 含量仅供参考。

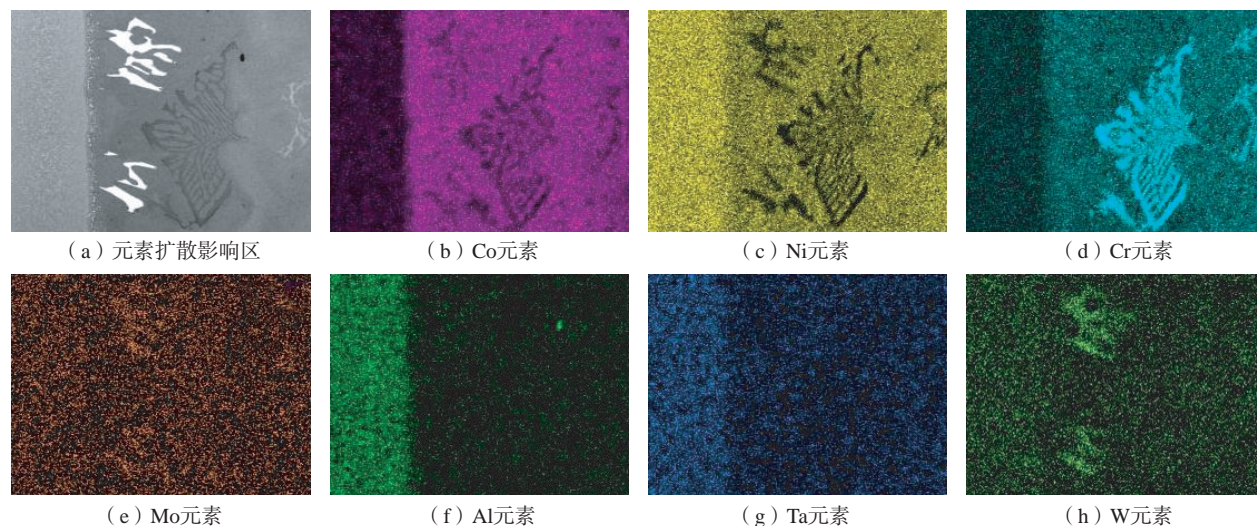
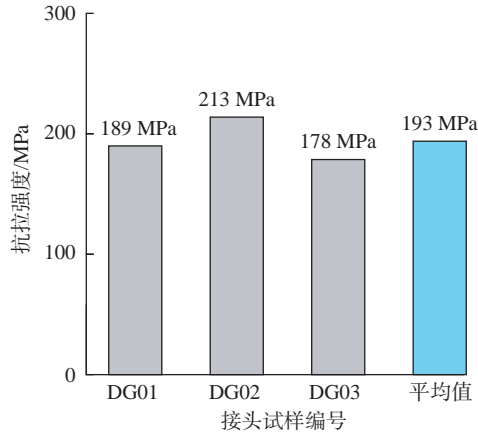
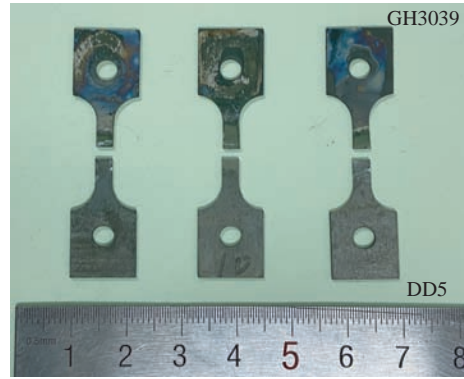


图 5 DD5/GH3039 高温合金钎焊接头微观组织内各元素的面扫描结果

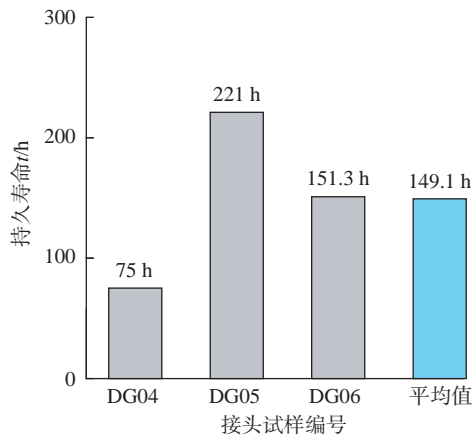
Fig.5 Surface scanning results of elements in the brazed joint structure of DD5/GH3039 superalloy brazed joints



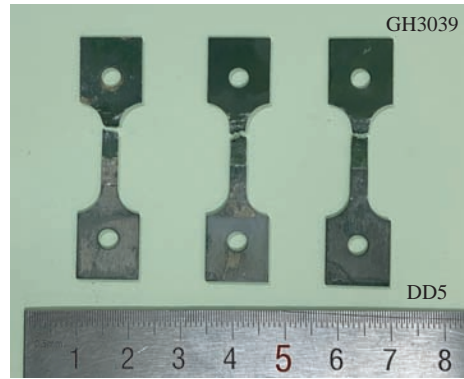
(a) 900 °C下试样的抗拉强度



(b) 图6 (a) 对应的试样断后形貌



(c) 900 °C、40 MPa应力水平下试样的持久寿命



(d) 图6 (c) 对应的试样断后形貌

图6 DD5/GH3039 高温合金钎焊接头的力学性能

Fig.6 Mechanical properties of DD5/GH3039 superalloy brazed joints

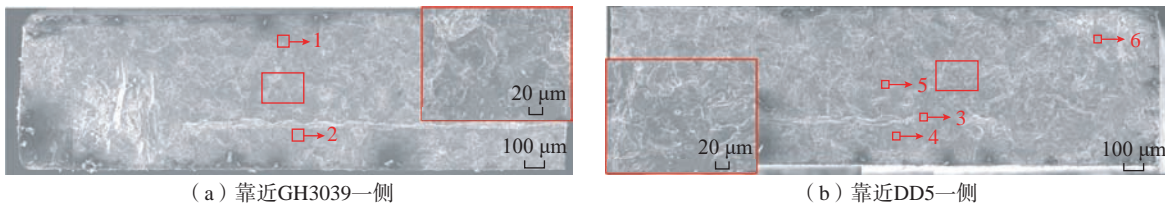


图7 DD5/GH3039 高温合金钎焊接头的拉伸试样断口宏观和微观形貌

Fig.7 Macroscopic and microscopic morphologies of tensile specimens of DD5/GH3039 superalloy brazed joints

断裂方式为脆性断裂,呈现准解理特征。同时对 DD5 和 GH3039 两侧的断口上的特征区域进行能谱分析,结果如表 4 所示。结合图 4 的接头界面微观组织和表 4 的能谱分析结果,可以推断出断口的物相主要包括溶有 Cr 的 Ni-Co 基固溶体、富 Cr 硼化物相及少量 γ' 相,因此可初步判断,脆性化合物相是接头薄弱环节。

3 结论

- (1) 采用 Co50NiCrWB 钎料在 1165 °C /15 min 规范下可以实现 DD5 与 GH3039 异质高温合金钎焊连接。
- (2) 所得钎接头中的主要物相包括溶有 Cr 的

表4 图7中接头断口中特征微区的能谱分析结果(原子数分数)
Table 4 Energy spectrum analysis results of the characteristic micro-regions in fracture of the joint in Fig.7 (atomic fraction) %

微区	Ni	Co	Cr	Al	Ti	W	其他
1	59.19	22.00	14.53	—	1.54	0.68	2.07
2	56.58	24.17	14.38	—	1.37	0.93	2.58
3	36.24	13.84	22.47	27.00	—	0.45	—
4	56.15	25.65	13.39	—	1.19	0.84	2.79
5	56.97	24.10	14.83	—	1.29	0.55	1.91
6	14.00	13.55	64.74	—	—	7.71	0.05

Ni-Co 基固溶体、富 Cr 硼化物相和富 Co、Cr、W、Re 的硼化物相。

(3) 采用本文工艺制造的钎焊接头的高温性能好, 900 °C 的平均抗拉强度达到 193 MPa。在 900 °C、应力水平 40 MPa 下的接头持久寿命最高达到 221 h, 且断裂全部发生在 GH3039 母材上。

参考文献

- [1] CUI R J, HUANG Z H. Microstructural evolution and stability of second generation single crystal nickel-based superalloy DD5[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(8): 2079–2085.
- [2] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册. 第二卷: 高温合金 [M] 北京: 中国标准出版社, 2002.
Editorial Committee of China Aeronautical Materials Handbook. China aeronautical materials handbook. Volume 2: Superalloy[M]. Beijing: Standards Press of China, 2002.
- [3] 赵旭, 孙元, 侯星宇, 等. 取向偏差对镍基单晶高温合金钎焊接头组织与力学性能的影响 [J]. 金属学报, 2020, 56(2): 171–181.
ZHAO Xu, SUN Yuan, HOU Xingyu, et al. Effect of orientation deviation on microstructure and mechanical properties of nickel-based single crystal superalloy brazing joints[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(2): 171–181.
- [4] 高枫, 郭广思, 刘纪德, 等. 一种含 Re 镍基单晶高温合金钎焊接头的微观组织与性能研究 [J]. 沈阳理工大学学报, 2021, 40(4): 66–72.
GAO Feng, GUO Guangsi, LIU Jide, et al. Microstructure and mechanical behavior of brazed joint containing Re Ni-based single crystal superalloy[J]. Journal of Shenyang Ligong University, 2021, 40(4): 66–72.
- [5] LIU J D, JIN T, ZHAO N R, et al. Microstructural study of transient liquid phase bonded DD98 and K465 superalloys at high temperature[J]. Materials Characterization, 2011, 62(5): 545–553.
- [6] 朱源, 张昊, 程晓瞳, 等. 镍箔中间层厚度对 GH4099 合金固相扩散焊接质量的影响 [J]. 焊接学报, 2018, 39(4): 93–98, 133.
ZHU Yuan, ZHANG Hao, CHENG Xiaotong, et al. Effect of nickel interlayer thickness on solid-state diffusion bonding quality of superalloy GH4099[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(4): 93–98, 133.
- [7] 杜随更, 王喜锋, 高漫. 单晶 DD3 与细晶 GH4169 高温合金摩擦焊接界面表征 [J]. 金属学报, 2015, 51(8): 951–956.
DU Suigeng, WANG Xifeng, GAO Man. Characteristics of the friction welding interface between single crystal superalloy DD3 and fine grained superalloy GH4169[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(8): 951–956.
- [8] 曲伸, 刘纪德, 宋文清, 等. DZ125 定向凝固高温合金氩弧焊修复工艺研究 [J]. 航空制造技术, 2018, 61(8): 43–47.
QU Shen, LIU Jide, SONG Wenqing, et al. TIG repairing on directionally solidified superalloy DZ125[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(8): 43–47.
- [9] 王晓光, 刘奋成, 周宝升. GH3044 合金激光焊接接头组织和变形均匀性 [J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(11): 2549–2560.
WANG Xiaoguang, LIU Fencheng, ZHOU Baosheng. Microstructure and deformation uniformity of GH3044 alloy joints by laser beam welding[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(11): 2549–2560.
- [10] 卓义民, 陈远航, 杨春利. 航空发动机叶片焊接修复技术的研究现状及展望 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(8): 22–28.
ZHUO Yimin, CHEN Yuanhang, YANG Chunli. Research status and prospect of welding repair technology for aero-engine blades[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(8): 22–28.
- [11] 郎振乾, 叶政, 杨健, 等. 单晶高温合金表面缺陷焊接修复的研究进展 [J]. 材料研究学报, 2021, 35(3): 161–174.
LANG Zhenqian, YE Zheng, YANG Jian, et al. Research progress of repair technology for surface defects of single crystal superalloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2021, 35(3): 161–174.
- [12] 孙元, 刘纪德, 刘忠明, 等. 钴基钎料钎焊 DD5 单晶高温合金的接头微观组织演变与力学性能研究 [J]. 金属学报, 2013, 49(12): 1581–1589.
SUN Yuan, LIU Jide, LIU Zhongming, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of DD5 single crystal superalloy joint brazed by Co-based filler alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(12): 1581–1589.
- [13] 周媛, 毛唯, 李晓红. BNi82CrSiB 钎料钎焊 DD6 单晶合金接头组织及力学性能研究 [J]. 材料工程, 2007, 35(5): 3–6.
ZHOU Yuan, MAO Wei, LI Xiaohong. Microstructure and mechanical properties of single crystal superalloy DD6 joint brazed with BNi82CrSiB filler metal[J]. Journal of Materials Engineering, 2007, 35(5): 3–6.
- [14] 李文文, 陈波, 熊华平, 等. 第二代单晶高温合金 DD6 高性能钎焊接头的组织及力学性能 [J]. 金属学报, 2021, 57(8): 959–966.
LI Wenwen, CHEN Bo, XIONG Huaping, et al. Microstructure and mechanical property of the second-generation single-crystal superalloy DD6 joint[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(8): 959–966.
- [15] 张恒华. 金属二元系相图手册 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2009.
ZHANG Henghua. Handbook of phase diagram of metal binary system[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2009.
- [16] OHSASA K, NARITA T, SHINMURA T. Numerical modeling of the transient liquid phase bonding process of Ni using Ni-B-Cr ternary filler metal[J]. Journal of Phase Equilibria, 1999, 20(3): 199–206.
- [17] IDOWU O A, OJO O A, CHATURVEDI M C. Microstructural study of transient liquid phase bonded cast Inconel 738LC superalloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(9): 2787–2796.
- [18] 毛唯, 李晓红, 程耀永, 等. IC10 与 GH3039 高温合金的真空钎焊 [J]. 焊接, 2004(7): 17–20.
MAO Wei, LI Xiaohong, CHENG Yaoyong, et al. Vacuum brazing of IC10 and superalloy GH3039[J]. Welding & Joining, 2004(7): 17–20.
- [19] OU C L, LIAW D W, DU Y C, et al. Brazing of 422 stainless steel using the AWS classification BNi-2 braze alloy[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41(19): 6353–6361.

通讯作者: 陈波, 研究员, 主要从事航空领域金属材料钎焊与扩散焊技术研究。

(责编 晓月)

引文格式: 李紫杨, 吴松全, 杨义, 等. 激光选区熔化 TC4 合金在 HF-H₂O₂ 体系的化学抛光研究 [J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 84-89.

LI Ziyang, WU Songquan, YANG Yi, et al. Study on chemical polishing of selective laser melted TC4 alloy in HF-H₂O₂ [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 84-89.

激光选区熔化 TC4 合金在 HF-H₂O₂ 体系的化学抛光研究*

李紫杨¹, 吴松全¹, 杨义¹, 王 皓¹, 黄爱军²

(1. 上海理工大学, 上海 200093;

2. Monash University, Clayton VIC 3800, Australia)

[摘要] 采用 HF-H₂O₂ 溶液对激光选区熔化 TC4 合金进行化学抛光。以抛光前、后试样表面的形貌、粗糙度、光泽度、失重和减薄率为指标, 探究抛光时间、H₂O₂ 浓度对样品表面抛光效果的影响。结果表明, 随抛光时间增加, 粗糙度逐渐降低, 光泽度、失重率和减薄率逐渐提高; 随 H₂O₂ 浓度增大, 粗糙度先降低后增大, 光泽度、失重率和减薄率则先提高后降低。其中, 在 HF/H₂O₂ 体积比 1:5、时间 8 min 时, 钛合金表面的抛光效果较好, 试样表面粘附的粉末完全去除, 表面粗糙度 R_a 达到 $(3.5 \pm 0.3) \mu\text{m}$ 、表面光泽度达到 $(80.3 \pm 0.7) \text{GU}$, 相对于打印态表面 (R_a $(13.3 \pm 0.8) \mu\text{m}$ 、光泽度 $(0.9 \pm 0.3) \text{GU}$) 显著提升。同时也探讨了钛合金在 HF-H₂O₂ 体系的化学抛光机理。

关键词: 钛合金; 激光选区熔化 (SLM); 化学抛光; 表面粗糙度; 光泽度

Study on Chemical Polishing of Selective Laser Melted TC4 Alloy in HF-H₂O₂

LI Ziyang¹, WU Songquan¹, YANG Yi¹, WANG Hao¹, HUANG Aijun²

(1. University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China;

2. Monash University, Clayton VIC 3800, Australia)

[ABSTRACT] The selective laser melted TC4 alloy has been chemical polished in HF-H₂O₂ solutions. The effects of chemical polishing time and H₂O₂ concentration on the surface morphology, roughness, gloss, weight loss rate and thinning rate of the specimens during chemical polishing have been investigated. The result shows that the surface roughness of the specimen gradually decreases, while the gloss, the weight loss rate and the thinning rate of the specimen increase with the increase of chemical polishing time; and with the increase of H₂O₂ concentration, the surface roughness of the specimen firstly decreases and then increases, while the gloss, the weight loss rate and the thinning rate firstly increase and then decrease. In particular, the optimal chemical polished surface of the specimen has been obtained at the HF : H₂O₂ volume ratio of 1:5, the chemical polishing time of 8 min. After chemical polishing in the above optimal solution, the adhered powders of the specimen have been completely removed, with the surface roughness R_a of $(3.5 \pm 0.3) \mu\text{m}$, and the gloss of $(80.3 \pm 0.7) \text{GU}$, and the surface quality of the specimen has been significantly improved compared to that of the as-built specimen (surface roughness of $(13.3 \pm 0.8) \mu\text{m}$, and the gloss of $(0.9 \pm 0.3) \text{GU}$). Moreover, the chemical polishing mechanism of titanium alloy in HF-H₂O₂ system has been also discussed.

Keywords: Titanium alloy; Selective laser melting (SLM); Chemical polishing; Surface roughness; Gloss

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.084

* 基金项目: 国家自然科学基金(52271108); 上海高性能医疗器械材料工程技术研究中心项目(20DZ2255500); 上海市自然科学基金(21ZR1445100)。

钛合金具有密度低、强度高和耐腐蚀性好等众多优点,广泛用于航空航天、国防军工和生物医用等多个领域^[1-2]。对于具有复杂曲面、内嵌结构或薄壁等特征的钛合金构件制造,传统加工技术常常难以满足甚至无法达到设计和制造要求^[3-4],而能够满足多品种、小批量、净成形、设计灵活和快速响应等需求的激光选区熔化技术在钛合金复杂整体构件制备方面具有广阔应用前景^[5]。然而,采用激光选区熔化制造的金属构件表面较为粗糙,通常难以达到表面质量要求,严重影响构件的疲劳特性、耐磨特性和尺寸精度等^[6-8]。因此,如何提升激光选区熔化构件的表面质量,已成为当前增材制造金属领域的重点关注方向。

目前,常用的钛合金表面加工工艺主要有机械抛光^[9]、化学抛光^[10]和电化学抛光^[11]等。机械抛光主要适用于形状相对规则构件的表面加工,对于复杂内腔及薄壁构件,机械抛光常常难以达到加工需求^[12];电化学抛光需要对电极和工装进行设计,同样难以实现复杂结构及内腔结构构件的抛光^[13]。化学抛光(以下简称化抛)是一种将金属零部件置于化学溶液中,利用化学溶液腐蚀金属的原理去除表面毛刺和凸起等,从而整平表面的技术。化抛具有对零件形状及设备要求低、抛光效果好及可批量化生产等优点,能够实现复杂结构及内腔结构件的抛光^[14]。钛合金传统化抛主要以 HF-HNO₃^[15-17]体系为主,但其腐蚀过程产生的氮氧化物危害人体和生态环境。因此,本文利用 H₂O₂ 代替 HNO₃ 对激光选区熔化的 TC4 合金进行抛光,通过对表面形貌、粗糙度、光泽度、减薄及失重等指标的研究,获得 H₂O₂ 浓度与化抛时间对合金表面抛光质量的影响,同时对激光选区熔化钛合金在 HF-H₂O₂ 体系中的抛光机理进行了探讨,以期改善增材制造钛合金构件的表面质量与其应用拓展提供参考。

1 试验及方法

TC4 合金化抛试样(10 mm × 10 mm × 2 mm)采用激光选区熔化技术在 EOS M280 设备上制造,其中粉末粒径 15~53 μm、激光功率 280 W、扫描速率 1200 mm/s、扫描线间距 0.14 mm、粉末层厚 0.03 mm、基板预热温度 40 ℃。试样化抛前依次用丙酮、乙醇和去离子水进行清洗;其次利用场发射扫描电子显微镜(JSM-6700F)、精密天平(FA124L)、千分尺(ZY-6001)、表面粗糙度测试仪(Mar Surf TR200)和表面光泽度测试仪(NHG 60M)分别测试试样的原始表面形貌、质量、厚度、表面粗糙度和光泽度;最后在 HF-H₂O₂ 溶液中进行化抛,溶液配比及化抛时间如表 1 所示。试验使用的 HF、H₂O₂ 和去离子水来自国药集团化学试剂有限公司,

表 1 化学抛光工艺参数

Table 1 Chemical polishing process parameters

试验	HF/mL	H ₂ O ₂ /mL	H ₂ O/mL	化抛时间 t/ min
1	10	30	60	2
2	10	30	60	4
3	10	30	60	8
4	10	50	40	2
5	10	50	40	4
6	10	50	40	8
7	10	70	20	2
8	10	70	20	4
9	10	70	20	8

其中, HF 含量 ≥ 40.0%; H₂O₂ 含量 ≥ 30%。试样化抛后首先用去离子水充分清洗,再进行试样表面形貌、质量、厚度、粗糙度和光泽度测试。试样的失重率和减薄率分别可由式(1)和(2)进行计算。

$$\omega = \frac{m_0 - m_1}{m_0} \times 100\% \quad (1)$$

式中, ω 为钛合金试样失重率; m_0 为钛合金试样原始质量, g; m_1 为化抛后钛合金试样质量, g。

$$\delta = \frac{d_0 - d_1}{d_0} \times 100\% \quad (2)$$

式中, δ 为钛合金试样减薄率; d_0 为钛合金试样原始厚度, mm; d_1 为化抛后钛合金试样厚度, mm。

2 结果与讨论

2.1 打印态试样表面的形态特征

图 1 为打印态 TC4 合金的表面形貌和沿成形堆积方向(Z 方向)的表面粗糙度曲线。从图 1(a)可见,打印表面凹凸不平,粘结大量粉末。其中沿 Z 方向可以清晰看出打印层间熔合界线。表面粘结粉末粒径约为 3~60 μm,粉末除直接熔合在基体表面外,部分粉末互相粘连熔合在一起。图 1(b)中,表面粗糙度测量轮廓线呈现一定规律的锯齿状起伏,齿峰齿谷之间呈现出一些微小锯齿起伏,与图 1(a)对照,可以判断齿峰齿谷间的起伏主要由层间熔覆的波纹和表面粘结的大粒径粉末所致,而齿峰齿谷之间微小锯齿起伏主要由熔合界线和小粒径粉末所致。经测量,打印态 TC4 合金的表面粗糙度为 $R_a(13.3 \pm 0.8) \mu\text{m}$,光泽度为 $(0.9 \pm 0.3) \text{GU}$ 。

2.2 化抛对试样表面粗糙度、光泽度、失重率及减薄率的影响

表 2 给出了不同比例(体积比 1:3~1:7)和时间

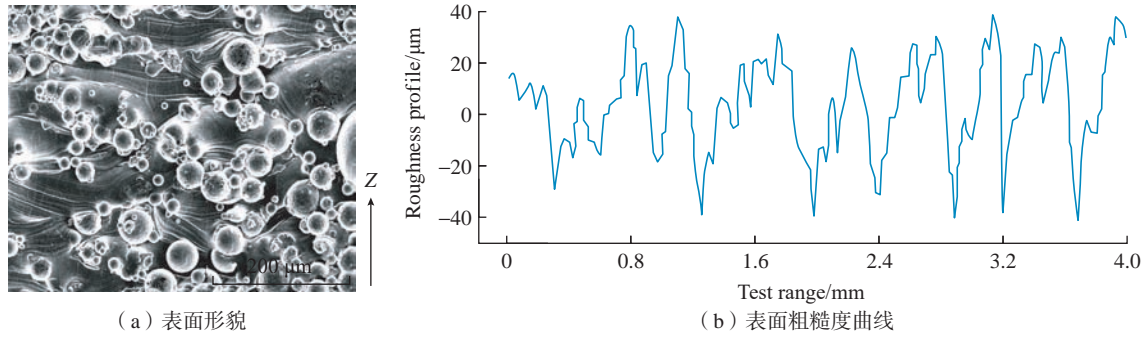


图1 打印态 TC4 合金表面形貌和沿 Z 方向的粗糙度曲线(Z 方向代表打印堆积方向)
 Fig.1 Surface morphology of TC4 alloy in as-built state and roughness profile along Z-direction (Z-direction represents building direction)

表2 化学抛光试验数据和拟合数据
 Table 2 Chemical polishing experimental data and fitted data

HF/H ₂ O ₂ 体积比	时间 /min	粗糙度 /μm	拟合粗糙度 /μm	光泽度 /GU	拟合光泽度 /GU	失重率 /%	拟合失重率 /%	减薄率 /%	拟合减薄率 /%
1:3	2	8.31	8.27	4.47	4.52	2.57	2.61	2.05	2.11
1:3	4	6.28	6.25	11.48	11.64	6.09	6.13	6.24	6.29
1:3	8	5.14	5.09	36.55	36.61	13.51	13.54	12.89	13.41
1:4	2	7.72	7.69	7.73	7.88	2.92	3.07	2.19	2.52
1:4	4	5.08	5.12	19.85	20.32	8.23	8.85	9.07	9.15
1:4	8	4.11	4.05	61.94	63.59	16.87	17.23	14.49	14.88
1:5	2	7.66	7.65	8.52	8.57	2.73	2.69	2.34	2.27
1:5	4	4.41	4.42	23.49	23.55	10.51	10.56	11.21	11.28
1:5	8	3.51	3.49	80.28	80.44	19.52	19.57	15.16	15.27
1:6	2	8.12	8.04	6.68	6.87	2.29	2.69	1.96	2.26
1:6	4	5.62	5.53	19.62	20.33	8.49	8.63	8.57	8.93
1:6	8	4.14	4.09	57.87	59.48	16.68	17.32	13.62	14.11
1:7	2	8.81	8.87	2.17	2.13	1.84	1.96	1.36	1.45
1:7	4	7.04	7.07	11.31	11.37	5.52	5.74	6.07	5.85
1:7	8	5.21	5.19	29.31	29.32	12.88	13.21	10.72	11.37

(2~8 min)下化抛后试样表面的粗糙度、光泽度、失重率和减薄率数据,利用该数据绘制并经过平滑处理的曲线如图2所示。由图2(a)可见,表面粗糙度 R_a 随化抛时间的延长而逐渐降低,随 HF/H₂O₂ 比例的降低先减小后增加,在 HF/H₂O₂ 体积比 1:5、化抛时间 8 min 时,试样的粗糙度最低,为 $R_a (3.5 \pm 0.3) \mu\text{m}$ 。由图2(b)可见,表面光泽度随化抛时间的延长而逐渐增大,随 HF/H₂O₂ 体积比的降低先增大后减小,即呈现出“暗-亮-暗”的变化趋势。此外,在 HF/H₂O₂ 体积比为 1:5、化抛时间为 8 min 时,试样最亮,光泽度达到 (80.3 ± 0.7)

GU。图2(c)和(d)为试样失重率、减薄率变化,结果表明,试样失重率和减薄率有着相同的变化趋势,即试样失重率、减薄率随化抛时间的延长而不断增大,随 HF/H₂O₂ 比例的降低先增大后减小。值得注意的是,在 HF/H₂O₂ 比例 1:5、化抛时间 8 min 时,失重率、减薄率达到最大,分别为 $(19.52 \pm 0.17)\%$ 和 $(15.16 \pm 0.13)\%$ 。上述结果表明,随化抛时间延长,表面粗糙度逐渐减小,光泽度、失重率及减薄率则逐渐增大;随 HF/H₂O₂ 体积比的降低,表面粗糙度先减小后增大,光泽度、失重率及减薄率则呈现出先增大后减小的趋势。

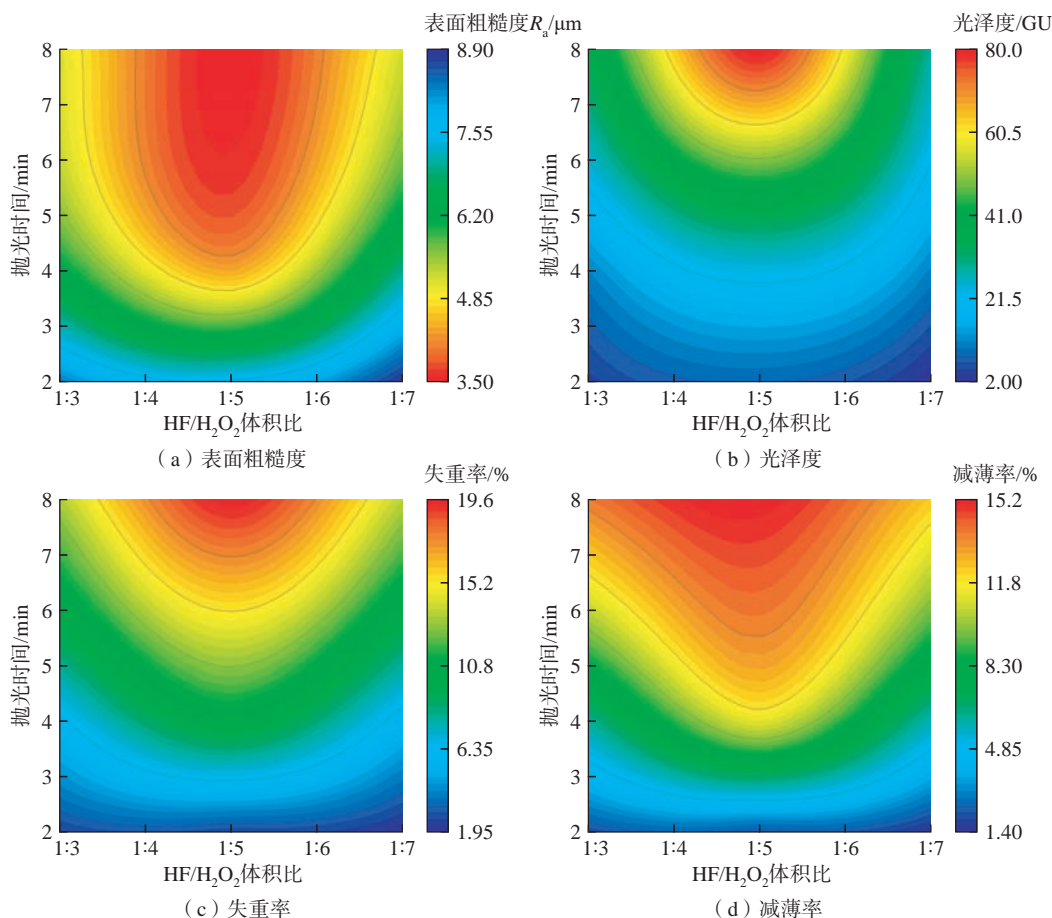


图2 化抛时间和 HF/H₂O₂ 比例对试样表面粗糙度 R_a 、光泽度、失重率和减薄率的影响

Fig.2 Effects of chemical polishing time and HF/H₂O₂ ratio on surface roughness R_a , gloss, weight loss rate and thinning rate of specimen

2.3 化抛对试样表面形态的影响

图3为 HF/H₂O₂ 体积比(1:3~1:7)和化抛时间(2~8 min)对打印试样表面形貌的影响。如图3(a)所示,在 HF/H₂O₂ 体积比为1:3,化抛时间为2 min时,试样表面仍然存在未完全抛掉的颗粒,但和打印态相比(图1(a)),颗粒的数量及粒径(最大粒径约为40 μm)均有大幅减少;如图3(b)所示,当化抛时间4 min时,表面粘附的颗粒已完全溶解去除,基体表面形态完全显露出来,但高低起伏的“峰-谷”形态仍然可见;如图3(c)所示,当化抛时间为8 min时,试样表面进一步平整。如图3(d)所示,在 HF/H₂O₂ 体积比1:5、化抛时间2 min时,基体表面仅有少量且粒径较小(最大粒径约为30 μm)的粉末未完全抛掉,但相比图3(a)中粉末的数量和粒径均减小;如图3(e)所示,当化抛时间为4 min时,粘附的粉末已经完全抛掉,表面明显平整;如图3(f)所示,当化抛时间为8 min时,试样表面平整度显著提高。如图3(g)~(i)所示,在 HF/H₂O₂ 体积比为1:7时,各化抛时间段的试样表面形貌与 HF/H₂O₂ 体积比为1:3时的形貌总体相近,仅在化抛2 min且 HF/H₂O₂ 体积比为1:7时试样表面残留的粉末颗粒较大(最大粒径约

为45 μm)。上述结果表明,随着化抛时间延长,经3种不同体积比的 HF/H₂O₂ 溶液抛光后的试样表面粘附的粉末颗粒数量逐渐减少,粒径逐渐减小,直至溶解消失,表面逐渐趋于平整。随溶液中 HF/H₂O₂ 体积比的降低,抛光后试样表面呈现出先逐渐平整后又粗糙的趋势,其中,试样在 HF/H₂O₂ 体积比1:5、化抛时间8 min时,化抛后表面最为平整,达到了最好的抛光效果,这与图2呈现的趋势是相同的。

2.4 钛合金在 HF-H₂O₂ 体系中的化抛机理分析

钛及其合金与氧具有高亲和力,表面会自然形成致密且可自愈的氧化膜,该氧化膜主要以 TiO₂ 为主^[17-18],对碱溶液、大多数有机酸溶液、无机盐溶液和浓氧化性酸等具有良好的抗腐蚀性^[18]。然而, HF 或 F⁻ 对该氧化膜具有破坏作用,主要表现为 F⁻ 诱发氧化膜点蚀,氧化膜破裂溶解,从而削弱钛的抗腐蚀能力^[19-20]。研究表明, HF 分子会从 TiO₂ 中挤出氧,留下氧空位,然后溶液中的 F⁻ 占据氧空位,与钛离子结合生成 [TiF₆]²⁻ 或其络合物 (TiF_n)ⁿ⁻⁴ 可溶性盐,导致氧化层溶解(式(3)和(4))^[15-17,20]。因此, HF 通常作为钛及其合金的腐蚀溶解剂。同时, HF 也可与裸露的钛基体反应形成可溶

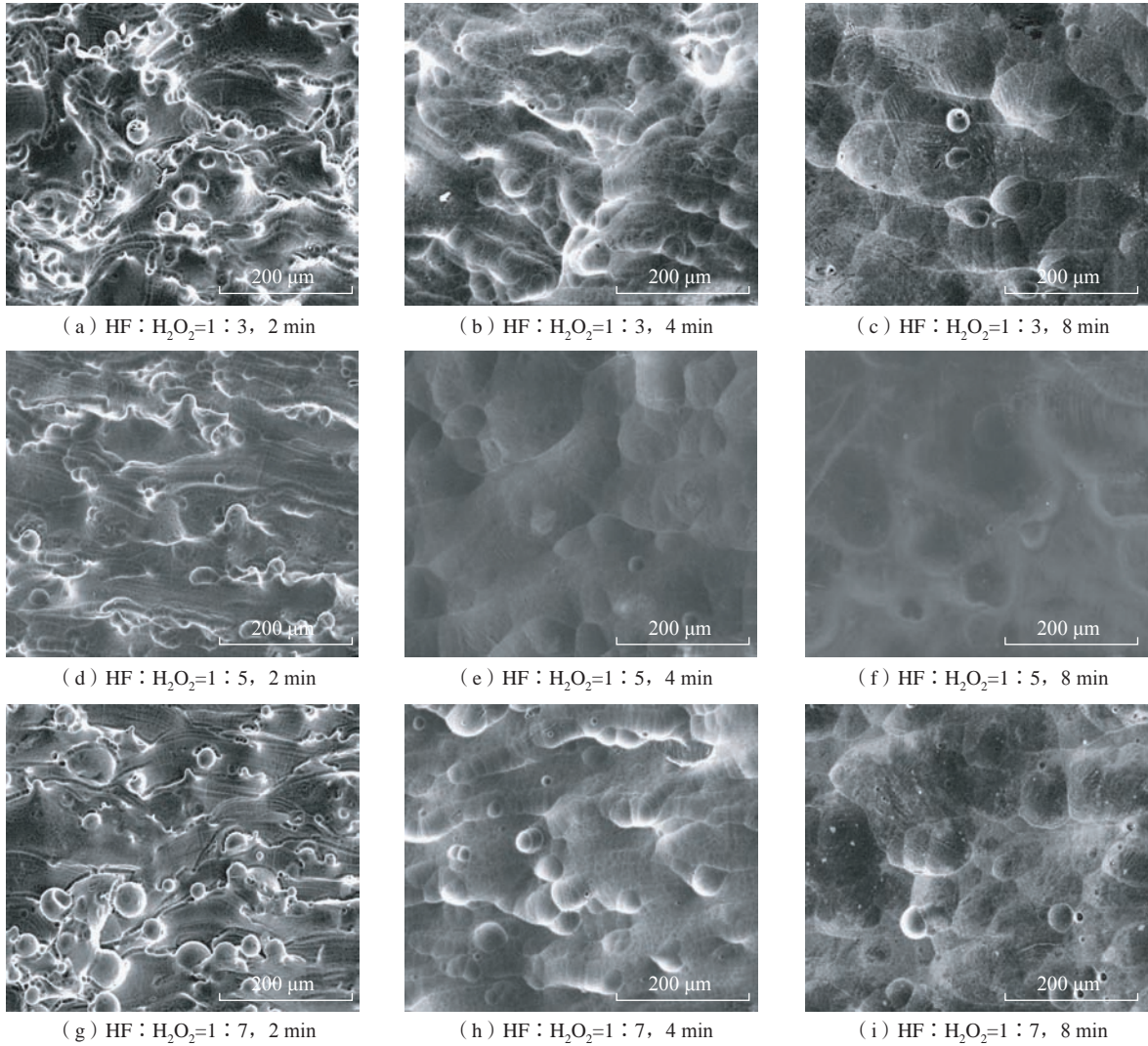
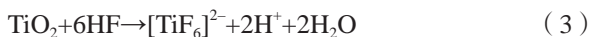


图3 HF/H₂O₂ 体积比和化抛时间对打印试样表面形貌的影响

Fig.3 Effects of HF/H₂O₂ ratio and chemical polishing time on surface morphology of specimens

性盐(式(4))^[21]。此外,表面因腐蚀裸露的钛基体在有氧或氧化剂的环境下会快速生成氧化膜,如在 H₂O 或 H₂O₂ 等氧化剂存在时,钛表面会被氧化,生成新氧化膜阻碍 HF 对基体的溶解(式(5)和(6))^[18-22]。



显微尺度下钛表面呈现出凹凸不平的状态,在化抛过程中,表面凹处化抛产物容易堆积(形成黏膜层或氧化层)^[23],造成凹处物质扩散速度下降,溶解速度下降;而凸处化抛产物相对容易扩散,“溶解-氧化-溶解”平稳进行,相对于凹处具有更高的去除速度,表面进而逐渐平整^[24]。在 HF-H₂O₂ 体系中, HF 一般作为钛的腐蚀剂使用(式(3)和(4)), H₂O₂ 作为氧化剂使用(式(6))。当 H₂O₂ 浓度较低时,溶液的氧化性较弱,“溶解-

氧化-溶解”平衡建立缓慢,造成表面去除速度降低;随着 H₂O₂ 浓度增加,溶液的氧化能力不断增强,氧化膜的生成速率不断加快,促进了“溶解-氧化-溶解”平衡的建立,同时反应速率增大也使基体表层金属溶解加快,表面整平速度提高;但当 H₂O₂ 浓度过高时,溶液的氧化能力过强,表面氧化膜的生成速率远高于其溶解速度,钛表面钝化严重,造成“溶解-氧化-溶解”平衡进一步被延缓,导致表面平整速度降低。值得注意的是, H₂O₂ 浓度较高时,钛表面也易被催化形成气泡,大量气泡作为屏障包裹表面也是材料去除速度下降的另一原因^[24]。

3 结论

(1)在 HF-H₂O₂ 体系中, H₂O₂ 作为氧化剂,低浓度 H₂O₂ 可以提高钛合金在抛光过程中的材料去除率,促进表面平整化、光亮化;过量的 H₂O₂ 则会加速钛合金表面氧化速度,降低化抛速率。

(2) 当 HF/H₂O₂ 体积比一定时, 试样表面粗糙度随抛光时间的延长而逐渐降低, 失重率、减薄率及光泽度逐渐增大; 化抛时间一定时, 随 HF/H₂O₂ 体积比的减小, 粗糙度先减小后增大, 失重率、减薄率及光泽度呈现先增大后减小的趋势。

(3) 在 HF/H₂O₂ 体积比为 1:5, 化抛时间为 8 min 时, 试样表面粘附的金属球状粉末完全去除, 粗糙度 R_a 由打印态 (13.3 ± 0.8) μm 降至 (3.5 ± 0.3) μm , 光泽度由 (0.9 ± 0.3) GU 提升至 (80.3 ± 0.7) GU, 试样表面质量获得显著改善, 抛光效果较好。

(4) HF-H₂O₂ 体系及其工艺适合激光选区熔化钛合金构件的表面抛光, 尤其适用于具有随形流道、点阵结构、薄壁曲面等形状结构特征的零部件的表面加工, 对于形状结构特别复杂的增材制造航空用零部件等, 还需结合零件的自身特征和服役要求进一步优化抛光工艺来达到设计要求。

参 考 文 献

- [1] LUTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. 2nd ed. Berlin: Springer Verlag, 2007.
- [2] BANERJEE D, WILLIAMS J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 844–879.
- [3] HOURMAND M, SARHAN A A D, SAYUTI M, et al. A comprehensive review on machining of titanium alloys[J]. Arabian Journal for Science and Engineering, 2021, 46(8): 7087–7123.
- [4] 万能, 沈鹏, 常智勇, 等. 航空发动机难加工零件的机内测量技术与高品质数控加工[J]. 航空制造技术, 2022, 65(13): 26–34.
- WAN Neng, SHEN Peng, CHANG Zhiyong, et al. On-machine measurement technology and high quality CNC machining of aero-engine difficult machining parts[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(13): 26–34.
- [5] STOLT R, ELGH F. Introducing design for selective laser melting in aerospace industry[J]. Journal of Computational Design and Engineering, 2020, 7(4): 489–497.
- [6] SUN W B, MA Y E, HUANG W, et al. Effects of build direction on tensile and fatigue performance of selective laser melting Ti6Al4V titanium alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 130: 105260.
- [7] YAN X C, CHEN C Y, BOLOT R, et al. Improvement of tribological performance by micro-arc oxidation treatment on selective laser melting Ti6Al4V alloy[J]. Materials Research Express, 2019, 6(9): 096509.
- [8] CAO L C, LI J C, HU J X, et al. Optimization of surface roughness and dimensional accuracy in LPBF additive manufacturing[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 142: 107246.
- [9] HACKEL L, RANKIN J R, RUBENCHIK A, et al. Laser peening: A tool for additive manufacturing post-processing[J]. Additive Manufacturing, 2018, 24: 67–75.
- [10] 李晓丹, 李建中, 倪家强, 等. 激光增材制造钛合金构件的化学抛光工艺研究[J]. 航空制造技术, 2020, 63(10): 66–71.
- LI Xiaodan, LI Jianzhong, NI Jiaqiang, et al. Chemical polishing of titanium alloy shaped by laser additive manufacturing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2020, 63(10): 66–71.
- [11] KIM D, SON K, SUNG D, et al. Effect of added ethanol in ethylene glycol–NaCl electrolyte on titanium electropolishing[J]. Corrosion Science, 2015, 98: 494–499.
- [12] ZHAO C H, QU N S, TANG X C. Electrochemical mechanical polishing of internal holes created by selective laser melting[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 64: 1544–1562.
- [13] ZHANG B C, LEE X H, BAI J M, et al. Study of selective laser melting (SLM) Inconel 718 part surface improvement by electrochemical polishing[J]. Materials & Design, 2017, 116: 531–537.
- [14] LYCZKOWSKA E, SZYMCZYK P, DYBAŁA B, et al. Chemical polishing of scaffolds made of Ti–6Al–7Nb alloy by additive manufacturing[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2014, 14(4): 586–594.
- [15] SUTTER E M M, GOETZ–GRANDMONT G J. The behaviour of titanium in nitric-hydrofluoric acid solutions[J]. Corrosion Science, 1990, 30(4–5): 461–476.
- [16] BALYAKIN A V, SHVETCOV A N, ZHUCHENKO E I. Chemical polishing of samples obtained by selective laser melting from titanium alloy Ti6Al4V[J]. MATEC Web of Conferences, 2018, 224: 01031.
- [17] ZHANG Y F, LI J Z, CHE S H, et al. Chemical leveling mechanism and oxide film properties of additively manufactured Ti–6Al–4V alloy[J]. Journal of Materials Science, 2019, 54(21): 13753–13766.
- [18] BABILAS D, URBAŃCZYK E, SOWA M, et al. On the electropolishing and anodic oxidation of Ti–15Mo alloy[J]. Electrochimica Acta, 2016, 205: 256–265.
- [19] LIU J H, WU G L, LI S M, et al. Surface analysis of chemical stripping titanium alloy oxide films[J]. Journal of Wuhan University of Technology–Mater Sci Ed, 2012, 27(3): 399–404.
- [20] SAY W C, TSAI Y Y. Surface characterization of cast Ti–6Al–4V in hydrofluoric-nitric pickling solutions[J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 176(3): 337–343.
- [21] BEZUIDENHOUT M, TER HAAR G, BECKER T, et al. The effect of HF–HNO₃ chemical polishing on the surface roughness and fatigue life of laser powder bed fusion produced Ti6Al4V[J]. Materials Today Communications, 2020, 25: 101396.
- [22] KAUSHIK R M, BHANDAKKAR A B, PATRO T U. Solution of emulsifiable oil and hydrogen peroxide for chemical–mechanical polishing of Ti alloy—A green approach[J]. Materials Letters, 2014, 122: 252–255.
- [23] DOGADKINA E V, DONTSOV M G, PARFENYUK V I. The effect of diffusion processes on surface smoothing upon chemical polishing of titanium[J]. Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces, 2016, 52(5): 947–953.
- [24] SCHERILLO F, MANCO E, EL HASSANIN A, et al. Chemical surface finishing of electron beam melted Ti6Al4V using HF–HNO₃ solutions[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 60: 400–409.

通讯作者: 吴松全, 副研究员, 博士, 主要研究方向为金属增材制造及其表面改性。

(责编 晓月)

引文格式: 黄安坤, 温耀杰, 张百成, 等. 增材制造金属点阵结构性能研究进展[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 90-101.

HUANG Ankun, WEN Yaojie, ZHANG Baicheng, et al. Research progress on properties of metal lattice structure by additive manufacturing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 90-101.

增材制造金属点阵结构性能研究进展*

黄安坤¹, 温耀杰¹, 张百成^{1,2}, 曲选辉^{1,2}

(1. 北京科技大学新材料技术研究院, 北京材料基因工程高精尖创新中心, 北京 100083;

2. 现代交通金属材料与加工技术北京实验室, 北京 100083)

[摘要] 点阵结构是一种三维规则排列的多孔结构, 具有高比强度、高比刚度及优异的散热性能, 是结构功能一体化设计的主要载体。由于点阵结构零件的结构复杂, 传统加工方法无法直接制备。增材制造技术是一种通过分层制造方式构建三维实体零件的新型制造技术, 在复杂结构制造方面具有独特优势。通过增材制造点阵结构零件可以极大地降低制件重量, 提高综合力学性能, 在航空航天、能源、车辆工程等领域展现出巨大的技术优势。本文对增材制造金属点阵结构、极小曲面结构、拓扑优化结构等复杂零件结构相关研究进行了总结与归纳, 从力学性能、轻量化、能量吸收、散热吸声等应用方向进行了综述, 最后总结并展望了金属增材制造点阵结构的优势与发展方向。

关键词: 增材制造(AM); 金属点阵结构; 轻量化; 能量吸收; 散热; 吸声

Research Progress on Properties of Metal Lattice Structure by Additive Manufacturing

HUANG Ankun¹, WEN Yaojie¹, ZHANG Baicheng^{1,2}, QU Xuanhui^{1,2}

(1. Beijing Advanced Innovation Center for Materials Genome Engineering, Institute for Advanced Material and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. Beijing Laboratory of Metallic Materials and Processing for Modern Transportation, Beijing 100083, China)

[ABSTRACT] Lattice structure is a three-dimensional, regularly arranged porous structure, which has high specific strength, high specific stiffness and excellent heat dissipation performance. It is the main carrier of integrated design of multi-function. Due to the complexity of lattice structure parts, the traditional preparation process cannot be directly used for manufacturing. Additive manufacturing technology is a new manufacturing technology that can build a three-dimensional object via layer-by-layer joining material, which has unique advantages in complex structure manufacturing. The lattice structure parts prepared by additive manufacturing can greatly reduce the weight of the parts and improve the comprehensive mechanical properties. It has great technical advantages in the aerospace, energy, vehicle engineering and other fields. This article summarizes and concludes the research on complex part structures such as metal lattice structure, minimal surface structure and topology optimization structure, and comprehensively discusses the applications of mechanical properties, lightweight, absorption capacity, heat dissipation and sound absorption. Finally, the advantages and development direction of metal additive manufacturing lattice structure are summarized and prospected.

Keywords: Additive manufacturing (AM); Metal lattice structure; Lightweight; Energy absorption; Heat dissipation; Sound absorption

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.090

* 基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB38002300); 国家自然科学基金(52171026)。

点阵材料的概念最早是由 Ashby 等^[1]于 2001 年提出,是一种多孔的、以相互连接的支柱、板或复杂曲面为基本单元并重复性规则排列的多功能材料,具有优异的物理、化学性能^[2]。在 20 世纪初有学者采用熔模铸造^[3]、熔融气体注射^[4]、金属超塑性成形^[5]、物理气相沉积等方法制备金属多孔结构,但这些方法不仅材料价格昂贵且形状、尺寸受限,如复杂周期性曲面和精密结构均难以制备^[6],研究大多停留在数理模型的分析,极大地阻碍了高性能金属点阵结构的发展与应用。增材制造技术是一种以激光或电子束为热源,将粉末状或丝状材料熔化、凝固进而逐层堆叠成形的新型制造技术^[7]。基于“离散+堆积”原理,增材制造技术将三维结构化整为零、逐层制备,可实现复杂周期性结构的制备^[8-9],实现自由制造,解决了传统的减材和等材工艺难以加工或无法加工的局限^[10],同时制造成本不随结构复杂程度的增加而大幅度提高^[11]。

通过增材制造打印金属点阵结构,一方面实现了复杂金属点阵结构的快速制备,极大地缩短了复杂结构的生产周期^[12];另一方面通过对金属点阵结构的设计优化,实现结构的轻量化制备及整体性能的提升^[13-14]。由此,增材制造技术制备的金属点阵结构在航空航天、能源、车辆工程等领域展现出了巨大的优势^[15-16]。我国航天五院设计了三维点阵结构支架,在保持强度的前提下极大地减轻了零件重量,通过增材制造设备打印后,成功装配到了千乘一号卫星上,目前已成功入轨;通用电气(GE)公司采用点阵结构的拓扑填充方法,对航空发动机的燃油喷嘴结构进行优化设计,使得航空发动机的燃油喷嘴结构减重 25%;Cellcore 和 SLM Solutions 公司合作,基于集成式点阵结构设计并制备出了火箭发动机,将生产周期从半年缩短为 5 d,同时由于发动机内部冷却通道的点阵结构填充,表现出优异的散热性能^[17]。综上所述,增材制造金属点阵结构已是航空航天等领

域的研究热点和重点^[18-20]。

近年来,增材制造金属点阵结构主要以铁基合金、钛基合金、铝基合金为主,研究人员对这些金属点阵结构的轻质高强、减振吸能、隔热散热等方面的性能进行了大量研究。但目前尚未有针对增材制造点阵结构功能与力学性能变化机理的归纳性报道,本文系统总结了各类点阵结构的物性变化机理,与其在航空航天、国防领域的应用现状,对于金属点阵结构的创新性以及功能性设计具有重要意义。

1 点阵结构的分类

通过增材制造制备的金属点阵结构,实现了复杂结构与高性能材料的有机融合,促进了金属点阵结构的快速发展。与此同时,随着先进设备的引入和商用软件的应用,点阵结构的形状也越来越复杂化^[6-7]。已研究的点阵结构主要有 4 类(图 1),包括传统点阵结构(图 1(a)~(d))^[21-23]、极小曲面结构(图 1(e))^[24-26]、拓扑优化点阵结构(图 1(f))^[27]和生物结构“嫁接”的云杉“嫁接”点阵结构(图 1(g))^[28]。

传统点阵结构(图 1(a)~(d))如体心立方结构(BCC)、菱形十二面体结构(RD)均是弯曲主导的点阵结构,这些点阵结构进行压缩试验时,压缩曲线存在一个较长的应力平台,且应力平台十分有利于结构的能量吸收^[21],与单一均质点阵结构相比,在原有结构的基础上进行优化设计^[22,29]或由不同类型的点阵结构组合排列获得的结构具有更高的性能^[23,31],如在点阵结构顶面和底面各加一块互相平行面板,设计成夹芯结构如 Kagome 结构^[22],以提高结构的抗弯曲和剪切性能。

极小曲面(图 1(e))结构是通过隐函数^[32]的数学表达式定义的,其结构通过数学表达式控制,可通过修改表达式控制结构的孔隙率大小。结构不仅具有多孔结构的特性,而且结构表面的平均曲率为 0,表面光滑

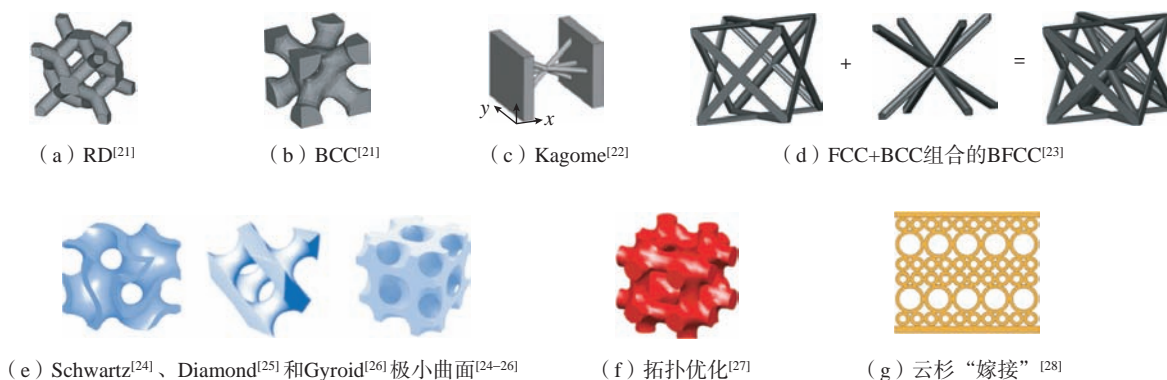


图 1 点阵结构示意图

Fig.1 Schematic illustration of lattice structures

无应力集中,具有优异的力学性能和散热功能^[24,26]。

拓扑优化点阵结构(图1(f)^[27])是根据给定的工况、约束条件和性能指标,通过拓扑优化,设计出最优的基本单元,再将基本单元周期性平移获得一定尺寸的点阵结构^[27]。理论上可以获得任意优异性能的点阵结构,但需要考虑增材制造成形准则的限制^[7]。生物结构“嫁接”的点阵结构(图1(g)^[28])是基于生物的某种性能,从生物中获取灵感,将生物结构“嫁接”于点阵结构的设计当中,以期提高点阵结构性能^[28,33]。

2 金属点阵结构的力学特征

金属点阵结构具有高比强度、高比刚度。在低密度结构中具有极大的力学性能优势。通过减少非关键区域中的材料以减轻结构的重量,金属点阵结构可实现超强、超轻^[34]结构的设计,同时还具有常规材料无法实现的功能,如一种具有负或零泊松比的结构,当纵向拉伸时,结构在横向方向上发生膨胀,这种力学响应行为对结构的性能有着显著的影响^[35]。

Gibson^[36]和Ashby^[37]等揭示了金属点阵结构的力学性能与体积分数间的关系,之后众多学者也通过试验证明了金属点阵结构的弹性模量、屈服强度与体积分数的正相关性。Zhang等^[38]通过选区激光熔化技术(SLM)

制备了无宏观缺陷的SS 316L极小曲面结构和BCC点阵结构,通过准静态压缩试验研究结构的力学性能。研究表明随着结构的相对密度 ρ (或厚度 t)的增加,应力-应变曲线上移,结构的屈服强度、能量吸收能力逐渐增加(图2(a)^[38]),在10%左右的相对密度下,极小曲面P结构的屈服强度是BCC点阵结构的10倍左右。针对极小曲面结构、BCC点阵结构的压缩变形情况,该团队开展了相关的数值仿真工作,仿真得到SS 316L点阵结构的应力应变曲线与试验结果基本一致,发现在不同的应变下,极小曲面结构的应力分布比BCC结构的均匀(图2(b)^[38]),这使得极小曲面结构的力学性能显著优于BCC点阵结构,与Maskery等^[39]的报道结果一致。

通过对材料的合理布局,可以实现材料的按需分配,同时还可提高结构性能^[40]。Zhang等^[27]基于参数水平集和数值均匀化,以最大刚度为目标,通过拓扑优化设计出了体积分数为30%的点阵结构(图3(a)^[27])。该团队通过SLM技术制备出了不同尺寸大小且无明显缺陷的拓扑优化Ti6Al4V点阵结构,进行准静态压缩试验评估结构的力学性能。图3(b)^[27]展示了点阵结构的应力应变曲线及变形过程,其表现的变形行为与SS 316L极小曲面结构的变形行为(图2(a)^[38])是不同的,

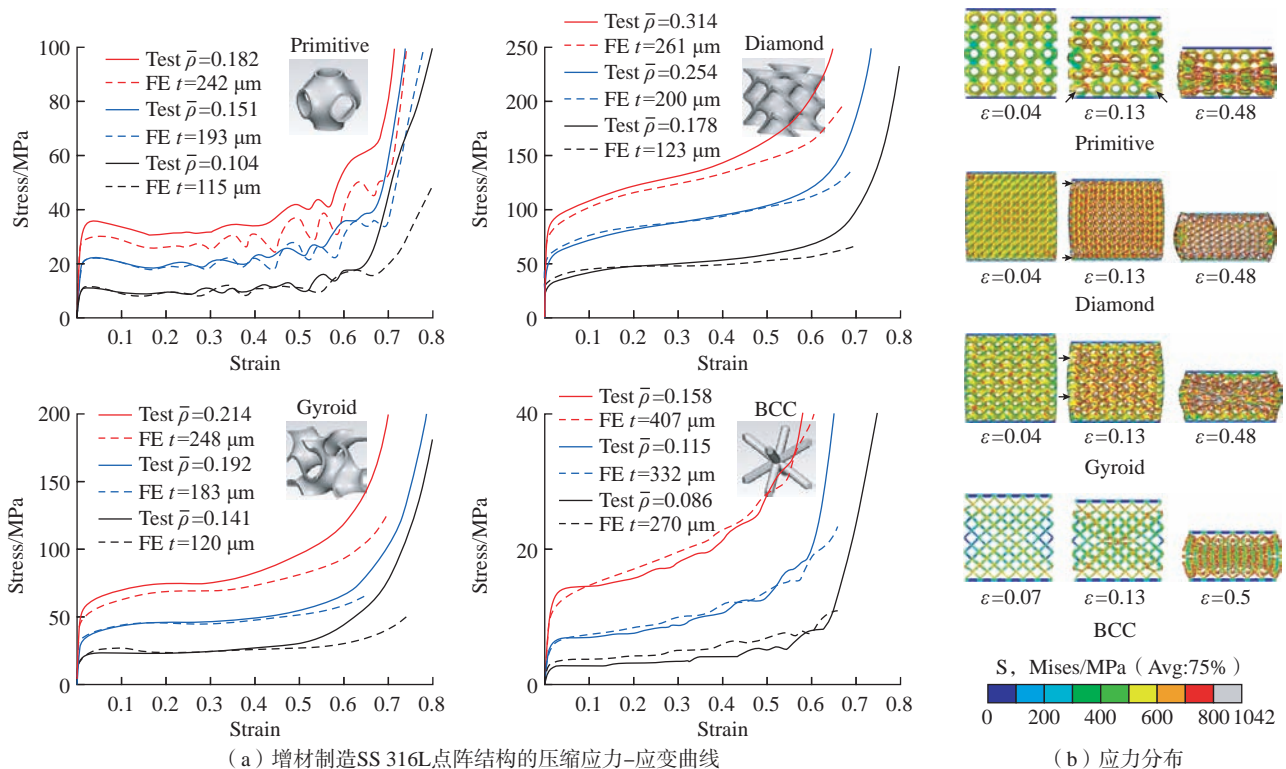


图2 增材制造不同点阵结构的压缩应力-应变曲线及在不同应变下的应力分布^[38]

Fig.2 Compression stress-strain curves and stress distribution under different strains of different lattice structures in additive manufacturing^[38]

拓扑优化点阵结构的压缩应力-应变曲线呈现先下降后上升再下降的波峰波谷式变化,结构的破坏形式为逐层压溃,但随着基本单元数量的增加,其破坏形式逐渐变为 45° 剪切断裂。从不同应变下应力的分布情况(图3(c))^[27]可知,由于在加载过程中大多数应力集中在加载方向,导致平行于压缩方向的支柱最先发生断裂,研究表明,拓扑优化Ti6Al4V点阵结构的模量为4.5 GPa,屈服强度为164.8 MPa,能量吸收能力为41.6 MJ/m³。

甲虫拥有动物界最坚韧的天然外骨^[41],其前翼具有保证身体稳定性和提高飞行能力的双重功能,具有重量轻、强度高等特点。Du等^[42]将甲虫前翼的微观结构“嫁接”于点阵结构的设计之中,设计出仿生点阵结构(图4(a))。该团队通过SLM技术制备99.9%致密度以上的基于甲虫“嫁接”的AlSi10Mg点阵结构,进行压缩试验测定金属点阵结构的力学性能。图4(b)^[42]中展示了不同工艺参数下的金属点阵结构的压缩应力-应变曲线,在激光扫描速度 v 为3500 mm/s时,随着激光功率 P 的改变(350~450 W),结构内部存在不同数量的微孔,导致不同工艺参数下制备的点阵结构的强度存在差距。金属点阵结构的压缩变形行为主要分为3个阶

段^[43]:弹性变形阶段、非均匀塑性变形阶段、致密化/压溃阶段。在弹性变形阶段,金属点阵结构的应力-应变是呈现弹性变化的。一旦结构的变形达到弹性极限,结构开始发生非均匀塑性变形,同时开始屈服。在塑性变形结束后,金属点阵结构的应力-应变曲线出现显著的应力下降过程,从应力-应变的分布情况可知(图4(c))^[42],在水平横杆的交点处最早出现了应力集中,此处最先发生断裂,在进一步变形过程中,金属点阵结构的应力集中位置发生了转移,这是导致金属点阵结构应力出现显著下降的原因。研究表明,基于甲虫前翼“嫁接”的AlSi10Mg合金点阵结构最大承载为2.95 kN,能量吸收为3.45 J。

随着增材制造技术的发展,研究人员实现了多材料一体化零件的制备^[44-46],为点阵结构带来了新的研究方向。采用多金属材料制备点阵结构不仅满足同一部件中具有不同机械性能的不同零件的要求,而且可以通过在目标区域应用合适的材料来增强零件性能^[47]。Zhang等^[48]通过SLM技术制备了不同孔隙率的CuSn和18Ni300的双金属点阵结构(图5(a)),进行压缩试验测定双金属点阵结构的力学性能。由于两种材料性能相差较大,压缩开始时,CuSn端的金属

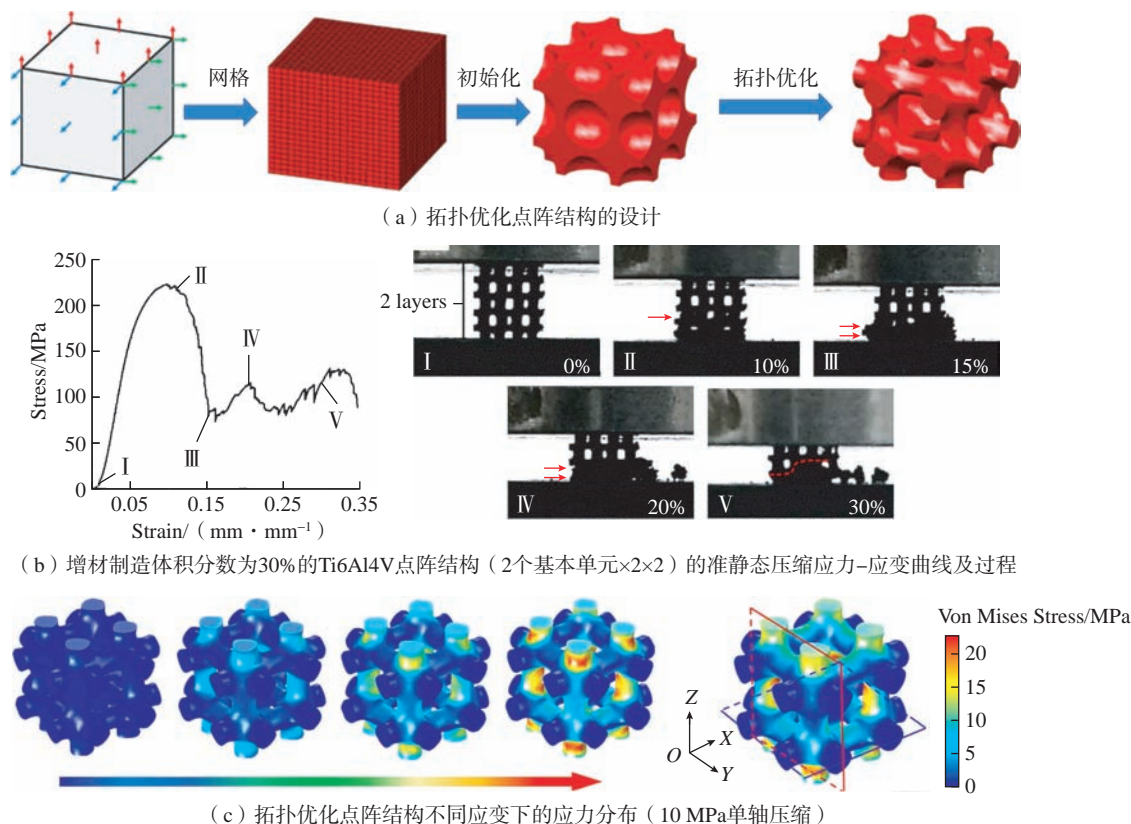


图3 拓扑优化点阵结构的设计以及点阵结构的压缩过程^[27]

Fig.3 Design and Compressive process of topology optimization lattice structure^[27]

点阵结构先发生弹性变形和不均匀塑性变形,随着压缩的继续,18Ni300 端的金属点阵结构发生弹性变形和不均匀塑性变形,因此,双金属点阵结构的压缩应力-应变曲线出现两次弹性阶段、两次非均匀塑性变

形阶段(图 5 (b)~(c)),研究结果表明,53% 孔隙率的 CuSn 和 18Ni300 的双金属点阵结构弹性模量为 21.5 GPa,最大屈服强度为 201.8 MPa,能量吸收能力为 20.4 MJ/m³。

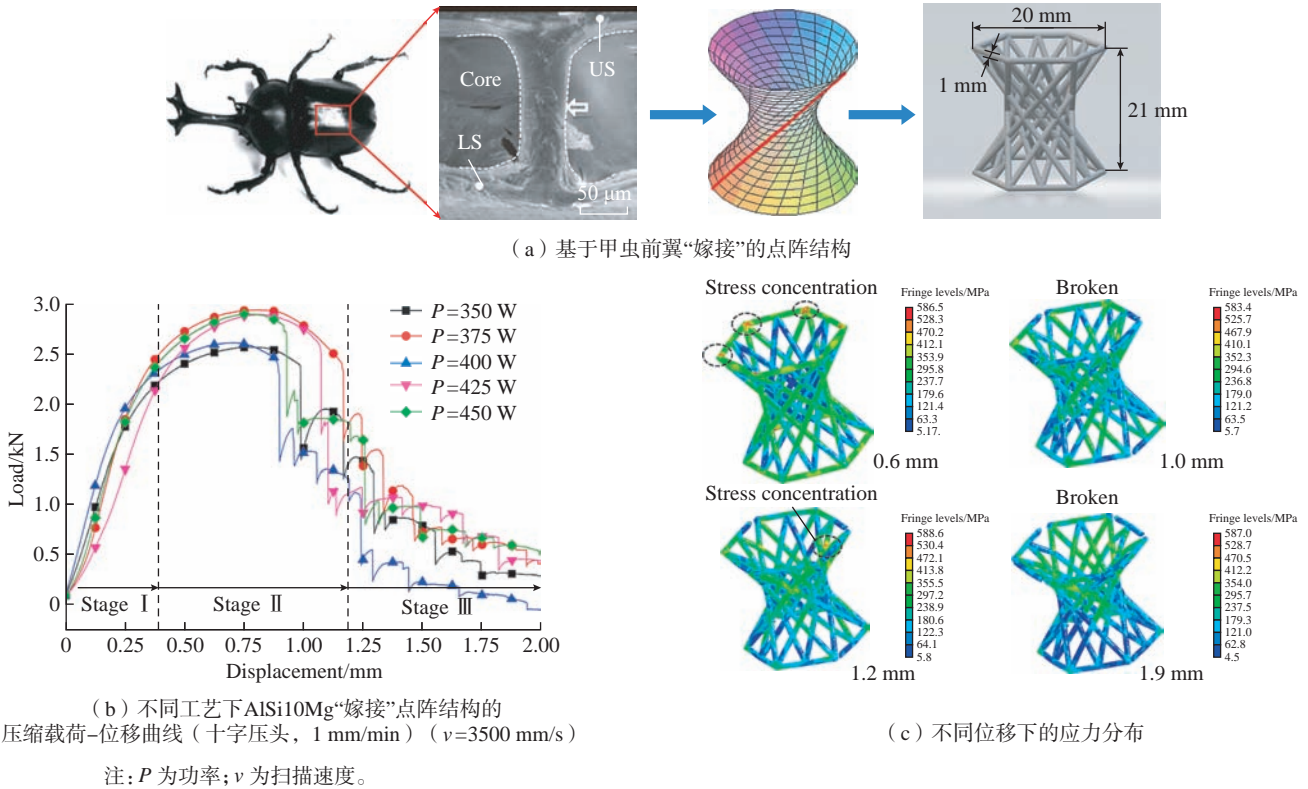


图 4 基于甲虫前翼“嫁接”的点阵结构和不同工艺下制备点阵结构的压缩应力-应变曲线^[42]
 Fig.4 Lattice structure based on beetle front wing and compression stress-strain curves of lattice structures under various processing conditions^[42]

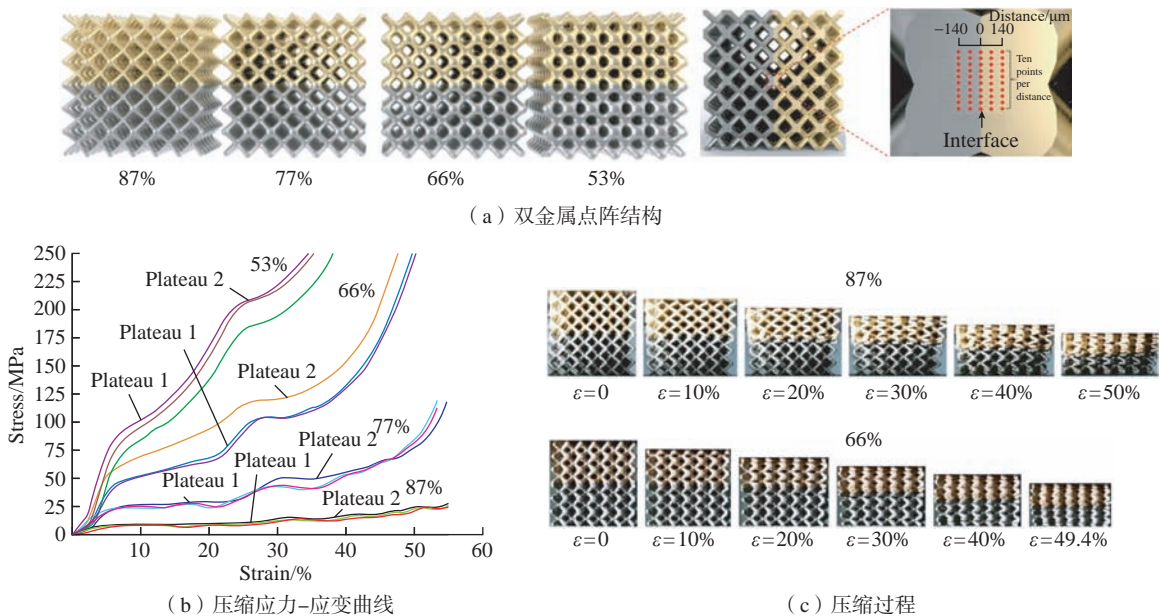


图 5 不同孔隙率的 CuSn 和 18Ni300 的双金属点阵结构、压缩应力-应变曲线及压缩过程^[48]
 Fig.5 CuSn/18Ni300 bimetallic lattice structures with different porosity, compression stress-strain curve and compression process^[48]

多种材料金属点阵结构的性能还处于研究当中,其最大难度在于如何实现平稳、准确地铺放多种材料,以及解决多种材料之间连接问题。Zhang 等^[48]采用多次重熔的方法,使两种材料以对接的形式连接,但多次重熔易使晶粒过大进而影响界面的力学性能。梯度材料是一种解决多种材料之间相互平滑连接的创新材料,将梯度材料与金属点阵结构相结合有望实现结构超轻和超强的耦合,同时还能实现散热、吸声、电磁屏蔽等功能。

泊松比定义为材料或结构在弹性加载方向的横向应变和纵向应变比值的负数,可以反映材料变形的弹性常数,常规结构的泊松比值一般大于0。当纵向拉伸时,常规结构在横向方向上发生收缩,而负泊松比结构在横向方向上发生膨胀^[49]。因此,与常规结构相比,负泊松比结构具有许多优点,如高比刚度^[50]、高能量吸收能力^[51]、剪切模量可以远超其体积模量^[52]。使得负泊松比结构具有强大工程应用潜力的物理性能,同时引起了学术界的广泛关注。自Kolpakov^[53]提出了负泊松比结构的设计方法以来,学者们设计了许多二维(图6(a)~(d))^[54]和三维(图6(e))^[54]的负泊松比结构,其中包括内凹蜂窝结构、刚性旋转结构、星型结构、手性结构。

六边形蜂窝结构具有质量轻、比强度高优点,但由于六边形蜂窝结构的抗弯曲变形能力差使得结构制备存在困难。为了增强六边形蜂窝结构的变形能力,Masters 等^[55]将六边形蜂窝结构中的对角线的两个角向内凹陷,设计成内凹蜂窝结构,即负泊松比结构。为了比较内凹蜂窝结构与六边形蜂窝结构的力学性能,Liu 等^[56]建立了数值模型,发现准静态下,内凹蜂窝结

构的能量吸收能力优于六边形蜂窝结构,其得益于负泊松比结构的变形方式。Xiong 等^[57]对内凹蜂窝结构的内凹角进行优化设计,通过 SLM 技术制备了 AlSi10Mg 内凹蜂窝结构。该团队通过压缩试验对内凹蜂窝结构的力学性能进行表征,将试验结构与仿真结果进行对比,发现增大内凹蜂窝结构的圆角半径会降低结构的泊松比,并且使应力集中区域从尖角部分转移到圆角边缘部分。但实际制造的内凹蜂窝结构内部存在气孔,表面存在附着的粉末颗粒,这些缺陷会改变结构的断裂位置进而影响试验结果^[58],使得试验结果与仿真结果存在偏差。Arjunan 等^[59]通过 SLM 工艺制备了不同厚度的 AlSi10Mg 内凹蜂窝结构,进行压缩试验探究了内凹蜂窝结构壁厚和内凹角参数对抗压稳定性的影响,认为通过增加壁厚或内凹角可以适当增加结构弹性模量。Li 等^[60-61]建立了全尺寸的非线性有限元分析模型,研究了单轴、双轴压缩,以及不同环境温度下内凹蜂窝结构的热变形情况,研究结果表明,内凹蜂窝结构可以显著提高夹层结构的抗压和抗热屈曲性能,并且梯度结构、环境温度、载荷情况均会严重影响内凹蜂窝结构的变形行为。

目前,国内外对金属点阵结构的力学性能研究已经比较深入,其研究内容主要可归为两大类:多功能金属点阵结构的设计与开发和独特、优异性能的金属点阵结构的设计与开发。在点阵结构的形状、尺寸、孔隙率的设计与性能研究方面,研究人员做了大量的试验研究,但基于不同材料设计的点阵结构的性能研究报道较少。如果能将不同材料的性能融入金属点阵结构的设计之

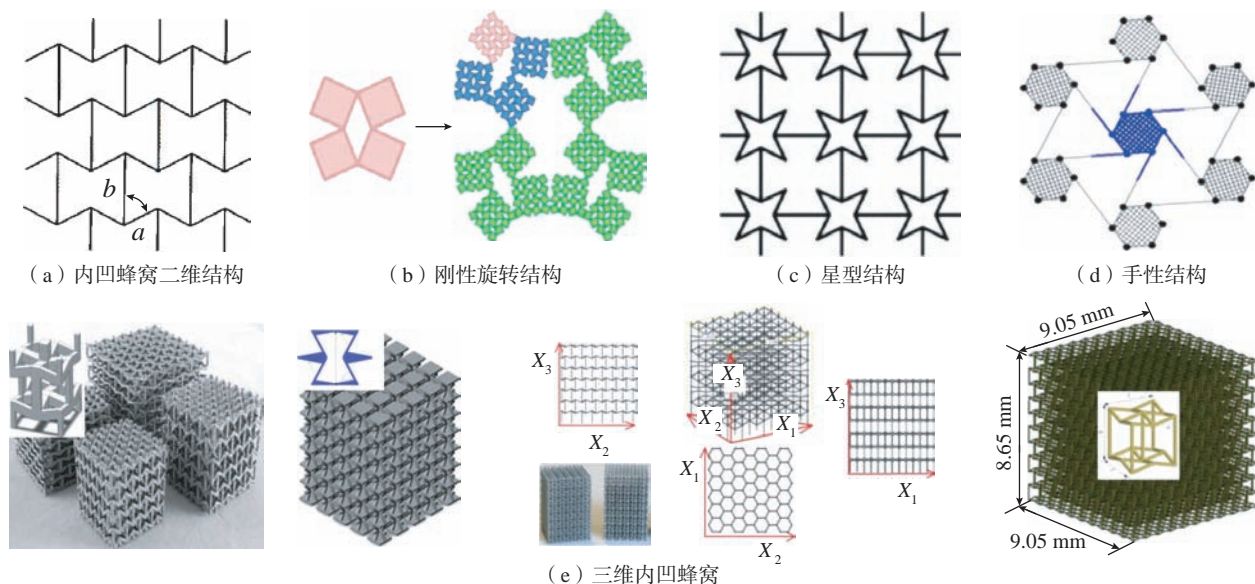


图6 负泊松比结构^[54]

Fig.6 Negative Poisson's ratio^[54]

中,可以充分发挥增材制造的技术优势,同时能够实现多功能金属点阵结构一体化的开发与应用。

3 金属点阵结构的热导特征

点阵结构意味着暴露的面积更多,因此点阵结构可与外界进行更多的热交换。金属点阵结构的多孔特性,可显著提高结构的强制对流,提高结构的换热系数以促进结构与外界的热量传递,非常适用于散热结构的设计。Mancisidor 等^[62]应用 Kagome 和简单立方金属点阵结构设计出了斯特林发动机回热器。Kang 等^[63]基于传统点阵结构设计的模具,实现了模具结构的轻量化,同时缩短了模具的冷却时间。当前,对金属点阵结构的散热性能研究主要可分为两大类:优异散热性能的金属点阵结构设计和金属点阵结构与宏观结构集成式一体化设计,前者侧重于金属点阵结构的形状、尺寸等结构的设计与研究,后者偏向于应用,更加注重实际结构的散热性能。

点阵结构具有表面积大、成核密度多、临界热流密度高等优点,是池沸腾传热的新型结构。Ho 等^[64]通过 SLM 技术制备了 AlSi10Mg Rhombi-Octet 点阵结构(图 7(a)),对比了金属点阵结构与金属多孔泡沫结构的散热性能,发现 Rhombi-Octet 点阵结构的换热系数高于金属多孔泡沫结构。该团队以水冷式冷板结构为研究对象^[65],对点阵结构填充位置进行优化设计,通过 SLM 工艺制备了 AlSi10Mg Rhombi-Octet 点阵结构散热水冷式冷板结构,进行试验研究冷板结构的散热性能,研究结果表明,随着点阵结构填充率的增加,结构的散热性能会越优异。Wong 等^[66]通过 SLM 技术制备了 AlSi10Mg Rhombi-Octet 点阵结构,进行试验研究对比

了不同尺寸金属 Rhombi-Octet 点阵结构的池沸腾传热性能。相比于其他尺寸的基本单元,单元尺寸为 3 mm、高度 5 mm 的金属 Rhombi-Octet 点阵结构具有最高的换热系数。Ho 等^[67]将不同尺寸的 AlSi10Mg 点阵结构应用于散热器结构设计之中,通过 SLM 工艺制备了 4 种散热器结构(图 7(b)),并测定了不同结构的有效导热系数(图 7(c)),发现基本单元为 5 mm 的金属点阵结构导热系数最高。Ho 等^[68]通过 SLM 工艺制备了两种商用 Rhombi-Octet 点阵结构的散热器。该团队进行试验测定散热器结构的散热性能,发现 Rhombi-Octet 金属点阵结构的换热效率显著高于商业金属泡沫和传统销翅片散热器的换热效率。

极小曲面结构内孔互相贯穿,可显著改善热流的传递,增加热量在传递过程的热损耗^[69]。Li 等^[24]基于 Gyroid 和 Schwarz-D 结构设计出新型换热器结构,通过计算流体动力学获得换热器工作时的雷诺数,研究对比了不同换热器的散热性能,研究结果表明,与印刷电路板换热器相比,采用 Gyroid 和 Schwarz-D 结构设计出的新型换热器传热系数更高。目前,基于极小曲面结构的散热器结构还未见大量报道,原因是由于极小曲面结构复杂,并且内孔部分黏附粉末难以去除。

结构的拓扑优化设计有助于提高结构的散热性能,同时仿真分析软件的普及,为结构的拓扑优化设计提供了平台。设计者通过软件对结构进行优化设计,设计出便于制备且性能优异的拓扑优化结构。Chantzis 等^[70]以热冲压模具为研究对象,提出一种集成式拓扑优化点阵结构的设计方法(图 8),通过 SLM 工艺制备了 99% 以上致密度的 SS 316L 热冲压模具结构。该团队对 AA7075 铝合金坯料进行了热冲压试验,发现经过

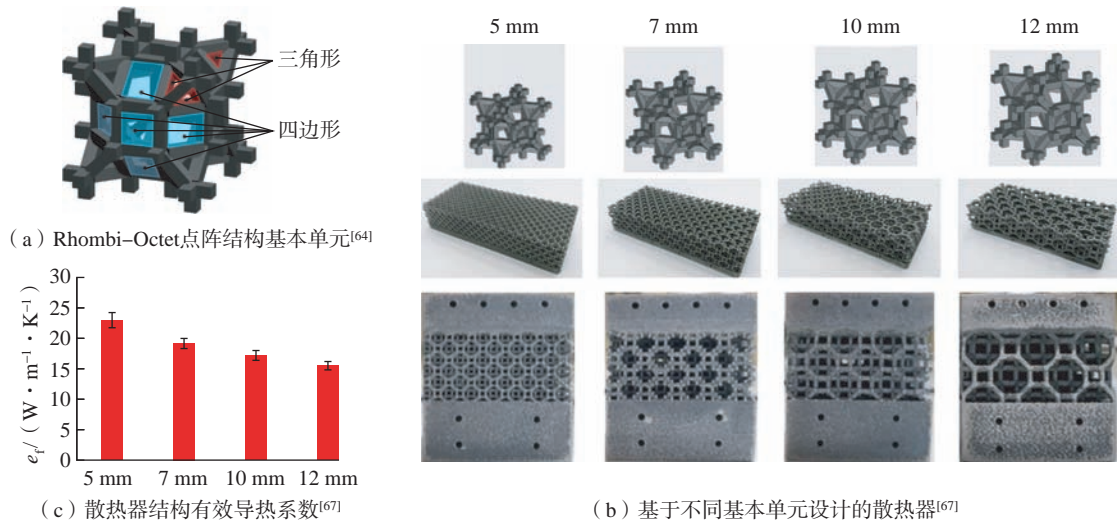


图 7 基于点阵结构设计的散热器结构
Fig.7 Heat sinks based on lattice structures

基于金属点阵结构设计的热冲压模具比原有热冲压模具的冷却时间减少 12% 以上。

在自然界中,许多生物表现出优异的隔热性能,尤其是生活在南极和北极地区的生物。挪威云杉是一种云杉植物,可在北极生活。挪威云杉特殊的中空和梯度结构有助于提高其抗寒能力。此外,中空结构具有优异的力学性能^[71]。Lin 等^[72]基于挪威云杉特殊结构设计出了 4 种不同形状梯度的点阵结构(图 9 (a)和(b)),通过 SLM 技术制备了致密、无裂纹的 Ti6Al4V 点阵结构。该团队测定了点阵结构的导热系数,并定量地分析了不同点阵结构的隔热效果(图 9 (c)^[72]),发现梯度结构的引入并不能保证热防护性能的提高。

点阵结构的散热、隔热性能不仅与结构相关,与材料的选择也有关系,如 Jafari 等^[73]认为设计出复合材料的两相散热器结构能够改善结构的散热性能。基于多层复合材料的热响应行为,通过优化材料的布置来控制热流的传播,利于控制和引导热能^[74],进一步调控结构的热损耗^[75],从而设计出新一代的热结构器件。

4 金属点阵结构的功能特性研究

通过对金属点阵结构的设计,使得材料具有优异的吸声性能,原因是由于结构内部空隙可提供更大的声能衰减系数,使声波消散得更快,从而实现声学隐身。美国杜克大学经过了大量的数值仿真工作,设计出三维声学隐形斗篷。该装置能使物体周围的声波平滑地弯曲,填充到物体之后的阴影空间,从而造成声波始终在周围空气中以直线传播的错觉。Rice 等^[76]采用数值方法优化设计开尔文结构(图 10 (a)),实现增材制造金属开

尔文结构。该团队测定了结构的声波吸收系数,并将试验结构与仿真结构进行了对比(图 10 (b)^[76])。由于结构的表面粗糙度过大,导致结构的实际声波吸收系数偏高。Cai 等^[77]建立了数值模型,探究了不同尺寸的负泊松比结构对声学性能的影响,发现随着连接结构的长宽比的增加,声波在水中的散射变得越来越强烈。Yu 等^[78]认为可通过磁场控制活磁性金属点阵结构的形状(图 10 (c)),进而控制声波在结构内部的传递过程。该团队通过增材制造技术制备了 Octet 点阵结构,该点阵结构可随着磁场的增加,高度逐渐降低,撤去磁场后,结构可基本恢复原始高度。

点阵结构材料不仅重量轻,而且拥有大量的表面积,可显著促进化学反应的进行。Pauly 等^[79]首次报道了通过 SLM 制备 Fe 基非晶合金点阵结构。Zhang 等^[80]采用 SLM 工艺,成功制备了 Zr 基非晶合金点阵结构,与实心、中空结构的 Zr 基非晶合金相比,点阵结构的 Zr 基非晶合金对甲基橙的降解表现出更优异的催化性能。

5 结论

材料的多样化、结构轻量化和多功能一体化是未来制造技术的发展趋势,金属点阵结构是一个全新的轻量化、多功能化的设计载体,它与宏观工程桁架结构不同,毫米级或微米级尺寸使得结构的性能不局限于材料自身的属性,通过结构的设计使得其在轻量化、减振吸能、散热隔热、声学降噪方面表现出优异的性能。然而传统制造方法无法直接制备复杂精密结构,严重制约了金属点阵结构的发展与应用,增材制造技术可实现复杂点阵结构的制备,使得超轻、超强韧、超高能量吸收、超高散热、声学隐身等高性能的结构得以实现,因而具有极为

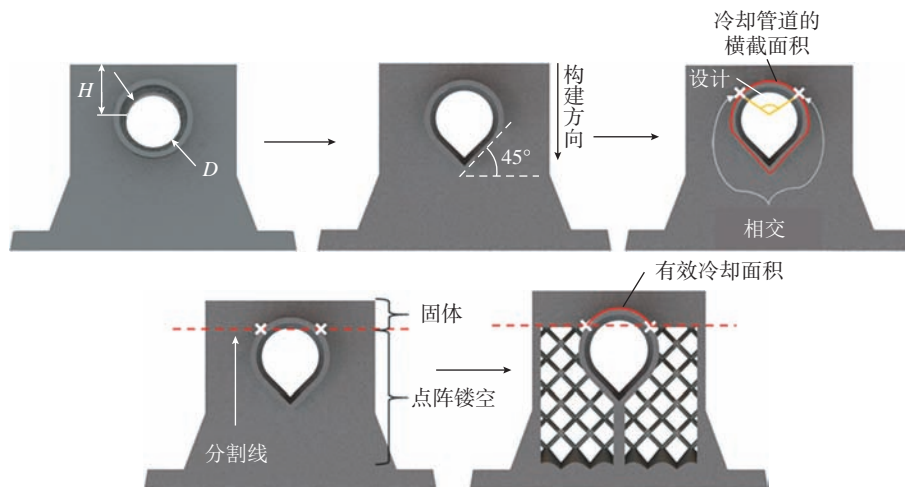


图 8 热冲压模具结构的设计^[70]

Fig.8 Design of hot stamping dies structure^[70]

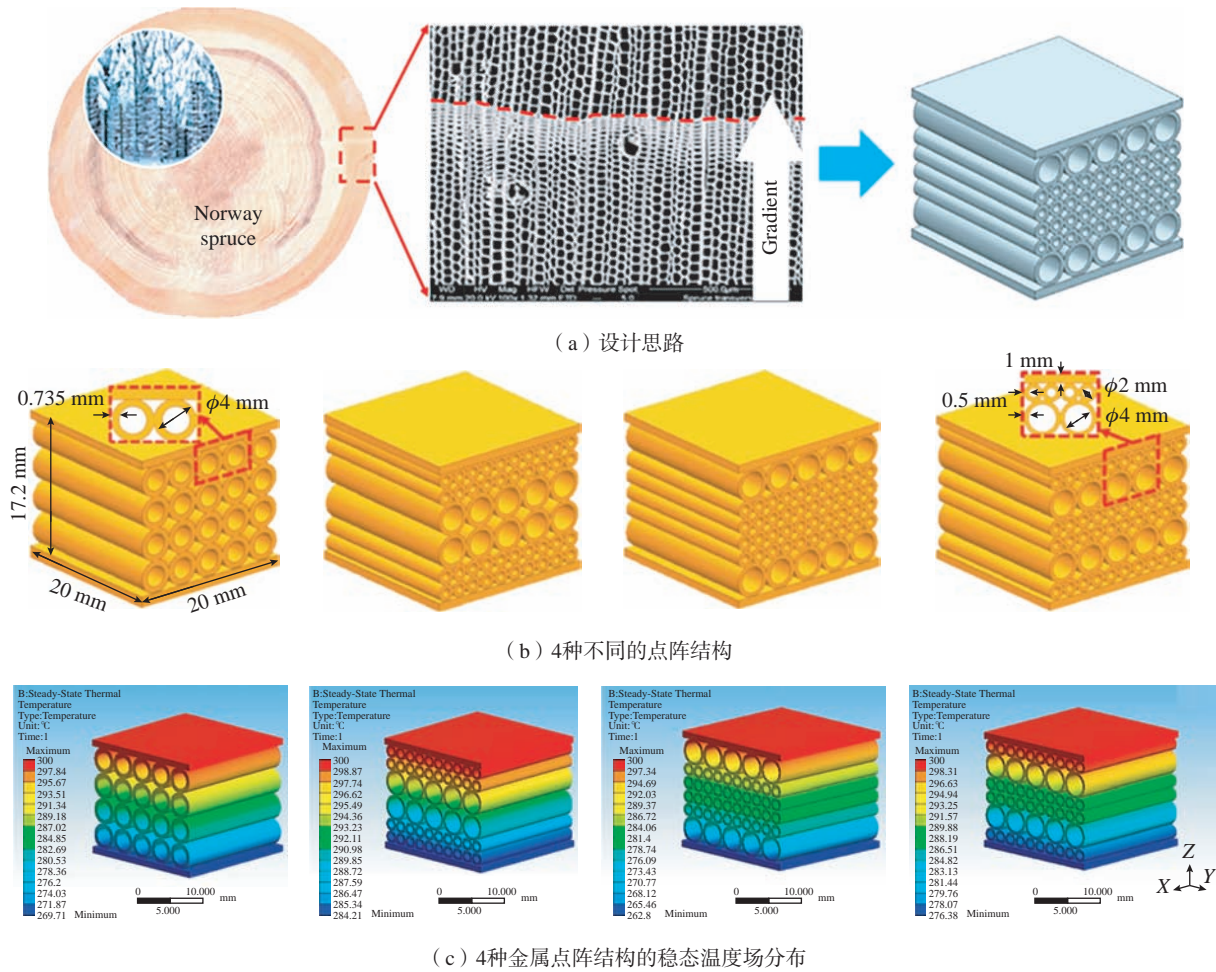


图9 基于“云杉茎”设计的点阵结构^[72]
Fig.9 Lattice structure based on spruce stem design^[72]

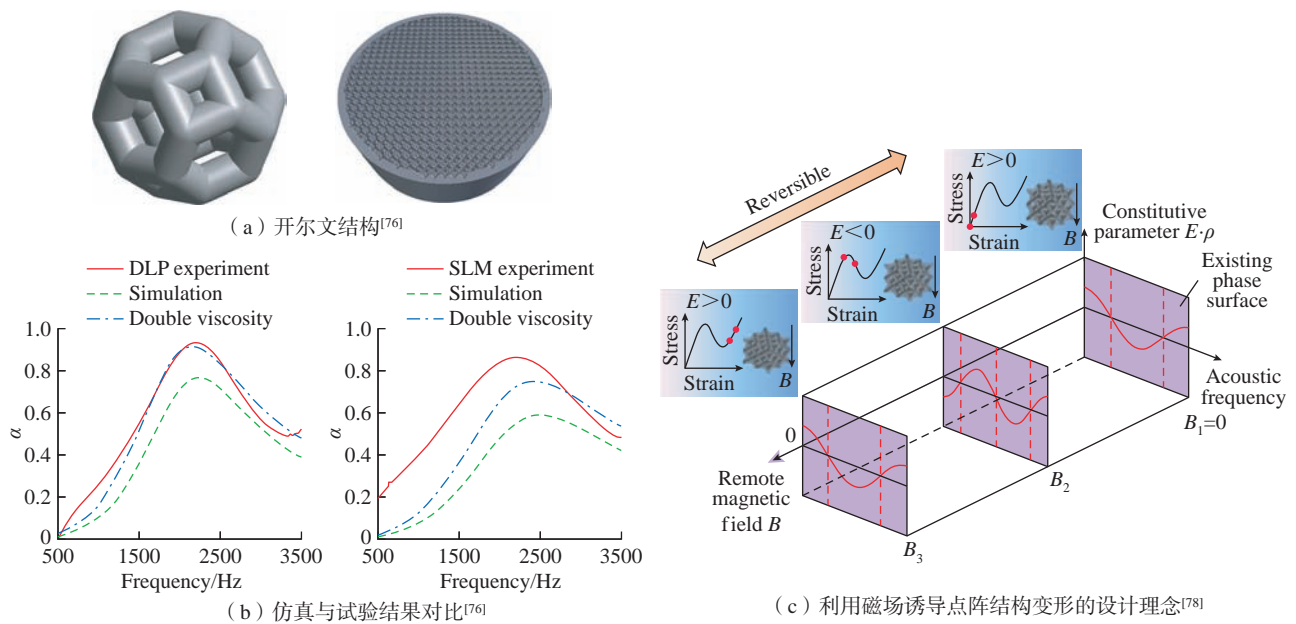


图10 点阵结构的声学性能和磁性能
Fig.10 Acoustic and magnetic performance of lattice structure

广阔的应用前景。随着增材制造技术的不断发展,增材制造的金属点阵结构在航空航天等领域已得到部分应用,但是增材制造的金属点阵结构还有许多问题亟待解决。

(1) 材料体系。经过研究人员多年的努力,可用于增材制造的金属材料已逐渐开始完善,而其中可用于制备金属点阵结构的材料仍十分有限。缺乏增材制造相关的材料体系使得金属点阵结构的潜力还未充分挖掘,因此对于加速推动增材制造金属点阵结构的高性能应用,完善增材制造的材料体系至关重要。

(2) 结构与工艺。随着仿真软件及几何软件的引入,点阵结构设计变得异常灵活,理论上可以设计出任意形状的点阵结构,而结构的最小尺寸、最小厚度受制造精度的影响,每层存在熔池级尺寸的误差,由于增材制造是层层累加的制造模式,每层的制造误差会形成积累效应,导致成品件的误差在 0.1 mm 左右,甚至更大的误差,同时结构表面粉末的去除、支撑结构的去除、表面粗糙度的改善仍是令人棘手的问题。缩小金属点阵结构的精密制造误差可极大地促进金属点阵结构的实际应用。

(3) 性能评价。金属点阵结构部分性能的研发还处于起始阶段,如对于声学、磁学性能的研发未见大量报道,且当前对于金属点阵结构性能的评定标准尚未明确。由于金属点阵结构的尺寸为毫米级或微米级,远小于工程结构的相应尺寸,因此金属点阵结构具有结构和材料双重特点。在考虑不同材料自身属性的情况下,建立金属点阵结构的性能数据库,评估不同形状的金属点阵结构的性能,可加快金属点阵结构高性能的应用。

(4) 应用前景。轻量化制造是航空航天、能源、车辆工程等领域的研究热点和重点,是通过改变金属点阵结构孔隙率获得航空航天等领域中关键零部件的强度与重量的最优选择。对于复杂金属点阵结构填充的散热器结构,通过增材制造技术可高精度制备,并且大大缩短交货周期。对战斗机等国防、军事设备的关键部位进行金属点阵结构设计,可使声波消散得更快,从而实现声学隐身。

参考文献

- [1] ASHBY M F, EVANS A G, FLECK N A, et al. Metal foams: A design guide[M]. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2001.
- [2] VYATSKIKH A, DELALANDE S, KUDO A, et al. Additive manufacturing of 3D nano-architected metals[J]. Nature Communications, 2018, 9: 593.
- [3] WANG J, EVANS A G, DHARMA SENA K, et al. On the performance of truss panels with Kagomé cores[J]. International Journal of Solids and Structures, 2003, 40(25): 6981–6988.
- [4] BANHART J. Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(6): 559–632.
- [5] ZOK F W, WALTNER S A, WEI Z, et al. A protocol for characterizing the structural performance of metallic sandwich panels: Application to pyramidal truss cores[J]. International Journal of Solids and Structures, 2004, 41(22–23): 6249–6271.
- [6] FAN J X, ZHANG L, WEI S S, et al. A review of additive manufacturing of metamaterials and developing trends[J]. Materials Today, 2021, 50: 303–328.
- [7] GU D D, SHI X Y, POPRAWA R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. Science, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [8] POLLACK J, SINGH A. Towards space from hilbert space: Finding lattice structure in finite-dimensional quantum systems[J]. Quantum Studies: Mathematics and Foundations, 2019, 6(2): 181–200.
- [9] VANEKER T, BERNARD A, MORONI G, et al. Design for additive manufacturing: Framework and methodology[J]. CIRP Annals, 2020, 69(2): 578–599.
- [10] 刘书田, 李取浩, 陈文炯, 等. 拓扑优化与增材制造结合: 一种设计与制造一体化方法 [J]. 航空制造技术, 2017, 60(10): 26–31.
- LIU Shutian, LI Quhao, CHEN Wenjiong, et al. Combination of topology optimization and additive manufacturing: An integration method of structural design and manufacturing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(10): 26–31.
- [11] 刘伟, 李能, 周标, 等. 复杂结构与高性能材料增材制造技术进展 [J]. 机械工程学报, 2019, 55(20): 128–151, 159.
- LIU Wei, LI Neng, ZHOU Biao, et al. Progress in additive manufacturing on complex structures and high-performance materials[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(20): 128–151, 159.
- [12] BLAKEY-MILNER B, GRADL P, SNEDDEN G, et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review[J]. Materials & Design, 2021, 209: 110008.
- [13] JIA D J, LI F C, ZHANG Y. 3D-printing process design of lattice compressor impeller based on residual stress and deformation[J]. Scientific Reports, 2020, 10(1): 1–11.
- [14] BICI M, BRISCHETTO S, CAMPANA F, et al. Development of a multifunctional panel for aerospace use through SLM additive manufacturing[J]. Procedia CIRP, 2018, 67: 215–220.
- [15] MADHAVADAS V, SRIVASTAVA D, CHADHA U, et al. A review on metal additive manufacturing for intricately shaped aerospace components[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2022, 39: 18–36.
- [16] BENEDETTI M, DU PLESSIS A, RITCHIE R O, et al. Architected cellular materials: A review on their mechanical properties towards fatigue-tolerant design and fabrication[J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2021, 144: 100606.
- [17] S. DONATH. 3D printing a rocket engine. [2021–3–16]. <https://www.etmm-online.com/3d-printing-a-rocket-engine-a-886960/>.
- [18] 朱继宏, 周涵, 王创, 等. 面向增材制造的拓扑优化技术发展现状与未来 [J]. 航空制造技术, 2020, 63(10): 24–38.
- ZHU Jihong, ZHOU Han, WANG Chuang, et al. Status and future of topology optimization for additive manufacturing[J]. Aeronautical

Manufacturing Technology, 2020, 63(10): 24–38.

[19] NAZIR A, ABATE K M, KUMAR A, et al. A state-of-the-art review on types, design, optimization, and additive manufacturing of cellular structures[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 104(9): 3489–3510.

[20] 王向明, 苏亚东, 吴斌, 等. 微桁架点阵结构在飞机结构/功能一体化中的应用[J]. 航空制造技术, 2018, 61(10): 16–25.

WANG Xiangming, SU Yadong, WU Bin, et al. Application for additive manufacturing of lattice materials on integrated aircraft structures and functions[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(10): 16–25.

[21] LUO J P, HUANG Y J, XU J Y, et al. Additively manufactured biomedical Ti–Nb–Ta–Zr lattices with tunable Young’s modulus: Mechanical property, biocompatibility, and proteomics analysis[J]. Materials Science and Engineering: C, 2020, 114: 110903.

[22] GAUTAM R, IDAPALAPATI S. Performance of strut-reinforced Kagome truss core structure under compression fabricated by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2019, 164: 107541.

[23] LEI H S, LI C L, ZHANG X Y, et al. Deformation behavior of heterogeneous multi-morphology lattice core hybrid structures[J]. Additive Manufacturing, 2021, 37: 101674.

[24] LI W, YU G, YU Z. Bioinspired heat exchangers based on triply periodic minimal surfaces for supercritical CO₂ cycles[J]. Applied Thermal Engineering, 2020, 179: 115686.

[25] MELCHELS F P W, BERTOLDI K, GABBRIELLI R, et al. Mathematically defined tissue engineering scaffold architectures prepared by stereolithography[J]. Biomaterials, 2010, 31(27): 6909–6916.

[26] MASKERY I, AREMU A O, PARRY L, et al. Effective design and simulation of surface-based lattice structures featuring volume fraction and cell type grading[J]. Materials & Design, 2018, 155: 220–232.

[27] ZHANG L, SONG B, FU J J, et al. Topology-optimized lattice structures with simultaneously high stiffness and light weight fabricated by selective laser melting: Design, manufacturing and characterization[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 56: 1166–1177.

[28] HU K M, LIN K J, GU D D, et al. Mechanical properties and deformation behavior under compressive loading of selective laser melting processed bio-inspired sandwich structures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 762: 138089.

[29] ZHONG T, HE K, LI H, et al. Mechanical properties of lightweight 316L stainless steel lattice structures fabricated by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2019, 181: 108076.

[30] ASHOURI D, VOSHAGE M, BURKAMP K, et al. Mechanical behaviour of additive manufactured 316L f_{cc} lattice structure under static and cyclic loading[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 134: 105503.

[31] PHAM M S, LIU C, TODD I, et al. Damage-tolerant architected materials inspired by crystal microstructure[J]. Nature, 2019, 565(7739): 305–311.

[32] TORQUATO S, DONEV A. Minimal surfaces and multifunctionality[J]. Proceedings: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 2004, 460(2047): 1849–1856.

[33] MENG L, LIANG H L, YU H C, et al. The energy absorption and bearing capacity of light-weight bio-inspired structures produced by selective laser melting[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2019, 93: 170–182.

[34] ZHENG X Y, LEE H, WEISGRABER T H, et al. Ultralight, ultrastiff mechanical metamaterials[J]. Science, 2014, 344(6190): 1373–1377.

[35] CHOI J B. Nonlinear analysis of the Poisson’s ratio of negative Poisson’s ratio foams[J]. Journal of Composite Materials, 1995, 29(1): 113–128.

[36] GIBSON L J, ASHBY M F. Cellular solids: structure and properties[M]. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1997.

[37] ASHBY M F. The properties of foams and lattices[J]. Philosophical Transactions the Royal Society A, Mathematical, Physical, and Engineering Sciences, 2006, 364(1838): 15–30.

[38] ZHANG L, FEIH S, DAYNES S, et al. Energy absorption characteristics of metallic triply periodic minimal surface sheet structures under compressive loading[J]. Additive Manufacturing, 2018, 23: 505–515.

[39] MASKERY I, ABOLKHAIR N T, AREMU A O, et al. Compressive failure modes and energy absorption in additively manufactured double gyroid lattices[J]. Additive Manufacturing, 2017, 16: 24–29.

[40] XIAO Z F, YANG Y Q, XIAO R, et al. Evaluation of topology-optimized lattice structures manufactured via selective laser melting[J]. Materials & Design, 2018, 143: 27–37.

[41] RIVERA J, HOSSEINI M S, RESTREPO D, et al. Toughening mechanisms of the elytra of the diabolical ironclad beetle[J]. Nature, 2020, 586(7830): 543–548.

[42] DU Y, GU D, XI L, et al. Laser additive manufacturing of bio-inspired lattice structure: Forming quality, microstructure and energy absorption behavior[J]. Materials Science and Engineering, 2020, 773(31): 138857.

[43] HEDAYATI R, AHMADI S M, LIETAERT K, et al. Isolated and modulated effects of topology and material type on the mechanical properties of additively manufactured porous biomaterials[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2018, 79: 254–263.

[44] GUO C Y, WEI S Y, WU Z G, et al. Effect of dual phase structure induced by chemical segregation on hot tearing reduction in additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2023, 228: 111847.

[45] WEN Y J, ZHANG B C, NARAYAN R L, et al. Laser Powder bed fusion of compositionally graded CoCrMo-Inconel 718[J]. Additive Manufacturing, 2021, 40: 101926.

[46] GRADL P R, PROTZ C, FIKES J, et al. Lightweight thrust chamber assemblies using multi-alloy additive manufacturing and composite overwrap: Liquid Propulsion[C]//AIAA propulsion and energy forum. Washington: AIAA, 2020.

[47] 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): 47–70.

[48] ZHANG M, YANG Y, WANG D, et al. Microstructure and mechanical properties of CuSn/18Ni300 bimetallic porous structures manufactured by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2019,

165: 107583.

[49] EVANS K E, NKANSAH M A, HUTCHINSON I J, et al. Molecular network design[J]. *Nature*, 1991, 353: 124.

[50] HU L L, ZHOU M Z, DENG H. Dynamic indentation of auxetic and non-auxetic honeycombs under large deformation[J]. *Composite Structures*, 2019, 207: 323–330.

[51] XIANG J W, DU J X. Energy absorption characteristics of bio-inspired honeycomb structure under axial impact loading[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2017, 696: 283–289.

[52] JU J, SUMMERS J D. Compliant hexagonal periodic lattice structures having both high shear strength and high shear strain[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(2): 512–524.

[53] KOLPAKOV A G. Determination of the average characteristics of elastic frameworks[J]. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*, 1985, 49(6): 739–745.

[54] ZHANG J J, LU G X, YOU Z. Large deformation and energy absorption of additively manufactured auxetic materials and structures: A review[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2020, 201: 108340.

[55] MASTERS I G, EVANS K E. Models for the elastic deformation of honeycombs[J]. *Composite Structures*, 1996, 35(4): 403–422.

[56] LIU W Y, WANG N L, LUO T, et al. In-plane dynamic crushing of re-entrant auxetic cellular structure[J]. *Materials & Design*, 2016, 100: 84–91.

[57] XIONG J P, GU D D, CHEN H Y, et al. Structural optimization of re-entrant negative Poisson's ratio structure fabricated by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2017, 120: 307–316.

[58] GENG L C, WU W W, SUN L J, et al. Damage characterizations and simulation of selective laser melting fabricated 3D re-entrant lattices based on in situ CT testing and geometric reconstruction[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, 157–158: 231–242.

[59] ARJUNAN A, SINGH M, BAROUTAJI A, et al. Additively manufactured AlSi10Mg inherently stable thin and thick-walled lattice with negative Poisson's ratio[J]. *Composite Structures*, 2020, 247: 112469.

[60] LI C, SHEN H S, WANG H. Postbuckling behavior of sandwich plates with functionally graded auxetic 3D lattice core[J]. *Composite Structures*, 2020, 237: 111894.

[61] LI C, SHEN H S, WANG H, et al. Large amplitude vibration of sandwich plates with functionally graded auxetic 3D lattice core[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2020, 174: 105472.

[62] MANCISIDOR A M, GIL E, GARCIAINDIA F, et al. Stirling engine regenerator based on lattice structures manufactured by selective laser melting[J]. *Procedia CIRP*, 2018, 74: 72–75.

[63] KANG J, SHANGGUAN H, DENG C, et al. Additive manufacturing-driven mold design for castings[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 172–178.

[64] HO J Y, LEONG K C. Enhanced thermal performance of a water-cooled cold plate with porous inserts fabricated by selective laser melting [C]//13th International Conference on Heat Transfer, Fluid Mechanics and Thermodynamics. Portorož, 2017.

[65] HO J Y, LEONG K C. Cylindrical porous inserts for enhancing the thermal and hydraulic performance of water-cooled cold plates[J]. *Applied Thermal Engineering*, 2017, 121: 863–878.

[66] WONG K K, LEONG K C. Saturated pool boiling

enhancement using porous lattice structures produced by Selective Laser Melting[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, 121: 46–63.

[67] HO J Y, LEONG K C, WONG T N. Experimental and numerical investigation of forced convection heat transfer in porous lattice structures produced by selective laser melting[J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2019, 137: 276–287.

[68] HO J Y, LEONG K C, WONG T N. Additively-manufactured metallic porous lattice heat exchangers for air-side heat transfer enhancement[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2020, 150: 119262.

[69] LORD E A, MACKAY A L. Periodic minimal surfaces of cubic symmetry[J]. *Current Science*, 2003, 85 (3):346–362.

[70] CHANTZIS D, LIU X C, POLITIS D J, et al. Design for additive manufacturing (DfAM) of hot stamping dies with improved cooling performance under cyclic loading conditions[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 37: 101720.

[71] LONG L C, WANG Z K, CHEN K. Analysis of the hollow structure with functionally gradient materials of moso bamboo[J]. *Journal of Wood Science*, 2015, 61(6): 569–577.

[72] LIN K J, HU K M, GU D D. Metallic integrated thermal protection structures inspired by the Norway spruce stem: Design, numerical simulation and selective laser melting fabrication[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 115: 9–19.

[73] JAFARI D, WITS W W. The utilization of selective laser melting technology on heat transfer devices for thermal energy conversion applications: A review[J]. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2018, 91: 420–442.

[74] VEMURI K P, CANBAZOGLU F M, BANDARU P R. Guiding conductive heat flux through thermal metamaterials[J]. *Applied Physics Letters*, 2014, 105(19): 193904.

[75] VEMURI K P, BANDARU P R. Anomalous refraction of heat flux in thermal metamaterials[J]. *Applied Physics Letters*, 2014, 104(8): 083901.

[76] RICE H J, KENNEDY J, GÖRANSSON P, et al. Design of a Kelvin cell acoustic metamaterial[J]. *Journal of Sound and Vibration*, 2020, 472: 115167.

[77] CAI X, WANG L, ZHAO Z G, et al. The mechanical and acoustic properties of two-dimensional pentamode metamaterials with different structural parameters[J]. *Applied Physics Letters*, 2016, 109(13): 131904.

[78] YU K H, FANG N X, HUANG G L, et al. Magnetoactive acoustic metamaterials[J]. *Advanced Materials (Deerfield Beach, Fla)*, 2018, 30(21): e1706348.

[79] PAULY S, LÖBER L, PETERS R, et al. Processing metallic glasses by selective laser melting[J]. *Materials Today*, 2013, 16(1–2): 37–41.

[80] ZHANG C, LI X M, LIU S Q, et al. 3D printing of Zr-based bulk metallic glasses and components for potential biomedical applications[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 790: 963–973.

通讯作者: 张百成, 副教授, 博士, 研究方向为金属及高分子材料增材制造、增材制造设备开发、高性能增材制造材料开发、喷射粘结/光固化增材制造。

(责编 晓月)

引文格式: 张仕海, 朱冶诚. 薄盘工件不平衡量在线测算及去重试验研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 102-106.

ZHANG Shihai, ZHU Yecheng. Research on unbalance vector online measuring and weight removing method for thin-disc workpiece[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 102-106.

薄盘工件不平衡量在线测算及去重试验研究*

张仕海^{1,2}, 朱冶诚²

(1. 天津市高速切削与精密加工重点实验室, 天津 300222;

2. 天津职业技术师范大学, 天津 300222)

[摘要] 基于薄盘类零件具有较大径厚比, 且不平衡量可以看作分布在一个平面内的特点, 提出一种基于夹载工件前后机床主轴不平衡振动信号的变化而间接、在线测算薄盘类工件不平衡量的方法。基于附加不平衡振动检测系统、复合数控机床的主轴准停、刀具定位及去重控制等功能, 提出薄盘工件不平衡量在线去重校正的理念。通过试验证实了工件不平衡量在线测算及校正的可行性。本研究可以在无动平衡机的条件下实现薄盘工件不平衡量的在线测算与去重校正, 在节省工件平衡成本、提高工件平衡效率与加工精度等方面具有参考价值。

关键词: 薄盘工件; 不平衡量; 在线测算; 在线去重; 机床主轴

Research on Unbalance Vector Online Measuring and Weight Removing Method for Thin-Disc Workpiece

ZHANG Shihai^{1,2}, ZHU Yecheng²

(1. Tianjin Key Laboratory of High Speed Cutting and Precision Machining, Tianjin 300222;

2. Tianjin University of Technology and Education, Tianjin 300222)

[ABSTRACT] Based on the fact that the unbalance vector of the thin-disk part with large diameter–thickness ratio can be regarded as distributed in one face, the measuring and calculating methods for the unbalancing vector of thin-disc workpiece are proposed according to the vibration change of machine tool spindle before and after the workpiece is clamped. Based on the extra unbalance vibration measuring system, the functions of spindle exact stop, tool positioning and weight moving control of composite numerical control machine tools, the concept of online weight moving correction for the unbalance thin-disk workpieces is proposed. The feasibility of unbalance vector online measurement and correction for thin-disc workpiece is verified by experiments in the paper. The research can be used to online measure and correct of the unbalance thin-disk workpiece without dynamic balancing machine, and it has certain reference value in saving workpiece balance costs, improving workpiece balance efficiency and machining accuracy.

Keywords: Thin-disc workpiece; Unbalance vector; Online measurement; Online weight removing; Machine tool spindle

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.102

薄盘类零件是回转机构上常用的零部件类型之一, 该类零件具有较大的径厚比, 即使很小的不平衡质量也可能形成较大的不平衡量。关于薄盘类零件的平衡主要有两种方法: (1) 在专用的动平衡机上进行工件不平衡量的检测, 然后在数控机床或其他校正设备上进行不

平衡量的校正^[1]。该方法的检测与校正环节分离、设备成本较高、平衡效率较低, 同时工件的反复装卡也会带来一定的安装误差。(2) 20世纪50年代出现的全自动动平衡机实现了不平衡量检测和校正工艺的集成, 提高了工件的平衡效率和精度^[2-3]。该方法仍需要较高的设

* 基金项目: 天津市教委科研计划(2017KJ1110); 天津市自然科学基金(22JCYBJC01640)。

备成本,也不能实现工件加工与平衡工艺的集成。基于薄盘工件结构特点,提出工件加工、不平衡量的在线测算与去重校正三工序集成的理念,并从理论上、技术上探讨了方法的可行性。

理论上,基于夹载工件前后机床主轴不平衡振动信号的变化,以及不平衡激励与振动响应之间影响系数的线性可逆原理,可以实现工件不平衡量在线测算。影响系数法属于转子动平衡技术中经典的试验方法,目前应用的关键在于影响系数精度提高及其自适应问题。Dyer 等^[4]提出了一种利用指数加权平均法来减少测量噪声和系统非线性影响的递归在线系统辨识方法,提高了影响系数的自适应性。Zhang^[5]提出了一种基于层次贝叶斯方法的自动动态影响系数标定和在线更新方法。樊红卫等^[6]通过引入增益因子提高平衡迭代过程稳定性,并引入遗忘因子实现影响系数在线估计,构建了单平面在线自适应平衡算法的数学模型。相关研究在一定程度上解决了因转子系统动力学特征参数发生改变而导致原来测算的影响系数不准确问题。

技术上,现代复合数控机床(如车铣复合)具备主轴准停、刀具定位、精确去重等功能,再附以不平衡振动检测与分析系统,完全满足工件不平衡量的在线去重要求。工件不平衡量在线去重技术包括去重建模和去重控制。去重建模是通过数学模型将工件不平衡量转化为指定位置的待去重体积,进而计算刀具的进给量和轨迹。刘健等^[7]考虑去重质量在转子周向、径向、轴向的分布,以及圆周上分布的槽对实际去除不平衡量的影响,建立较精确的 R 型铣削去重模型,以去除金属量最少为目标函数,建立了单排刀具和多排刀具的 V 型铣削去重模型。曾胜等^[8]提出一种 V 型铣刀切削去重简化模型及基于此模型运用线性插值方式的去重切削控制方案,其包括切削去重建模和实时参数化插值两部分。殷苏民等^[9]根据转子的齿槽分布对铣削量和铣削方位产生的影响,建立数学模型,用 Newton 迭代求解,对相位误差进行修正,并对相应的幅值误差进行补偿。刘冰^[10]以车铣复合机床对不平衡薄盘工件的去重应用为目的,建立了适用的内(外)圆弧铣削去重模型。去重控制是在工件指定位置去除适当材料的过程,具体实现需要根据数控机床功能来设计。

1 基于影响系数的薄盘工件不平衡量在线测算与校正方法

1.1 薄盘工件不平衡量在线测算

本研究选取的薄盘类工件具有较大的径厚比(≥ 5),工件不平衡量可以看作分布在同一平面内。因此,可将工件不平衡量等效到机床卡盘的端面上,基于

单平面影响系数线性可逆原理,通过测量主轴空载及带工件条件下不平衡振动的变化而间接测算工件不平衡量,该方法的基本原理与步骤如下。

(1) 在主轴的适当位置处设置振动检测点,调整主轴转速至平衡转速 n ,在卡盘不带工件的情况下测量主轴振动及基准信号,以平衡转速为基频,提取主轴初始不平衡振动信号,设其向量为 \vec{V}_0 。

(2) 将试重工件(已知不平衡量的向量为 \vec{U})装于卡盘上锁紧,调整主轴转速至平衡转速 n ,重新测量并提取主轴不平衡振动信号,设其向量为 \vec{V}_1 ,则工件所处端面相对于测点的影响系数表示为

$$\vec{R} = (\vec{V}_1 - \vec{V}_0) / \vec{U} \quad (1)$$

试重试验后,初始参数 \vec{V}_0 及影响系数 \vec{R} 可作为控制参数,用于工件不平衡量的在线估算。如设卡盘带工件后实测不平衡振动信号向量为 \vec{V}_2 ,则基于影响系数线性可逆原理,可计算出工件不平衡量为

$$\vec{U}_s = (\vec{V}_2 - \vec{V}_0) / \vec{R} \quad (2)$$

理论上,基于式(2)不平衡量的测算,在薄盘工件上适当位置施加反向不平衡量 $-\vec{U}_s$ 即可实现工件不平衡量的在线校正。

1.2 校正误差分析

(1) 测量误差分析。受不平衡振动信号测量与计算误差、影响系数测量与计算误差等因素的影响,工件不平衡量逆向测算值与真实值之间不可避免地存在一定的误差。以不精确的测量值作为校正目标,校正后必然会残余一定的不平衡量。设薄盘工件不平衡量的实际值及在线测算值分别为 $\vec{U}_1 = U_1 \angle \alpha_1$, $\vec{U}_2 = U_2 \angle \alpha_2$,则工件不平衡量校正后的残余不平衡量形成原理,如图 1(a) 所示。

由图 1(a) 中的向量关系可以计算出工件不平衡量校正后的残余不平衡量幅值 U_{rel} 为

$$\begin{aligned} U_{rel} &= \sqrt{U_1^2 + U_2^2 - 2U_1U_2\cos\Delta\alpha_1} \\ &= U_1 \sqrt{1 + \left(\frac{U_2}{U_1}\right)^2 - 2\frac{U_2}{U_1}\cos\Delta\alpha_1} \end{aligned} \quad (3)$$

式中, $\Delta\alpha_1 = \alpha_2 - \alpha_1$ 。

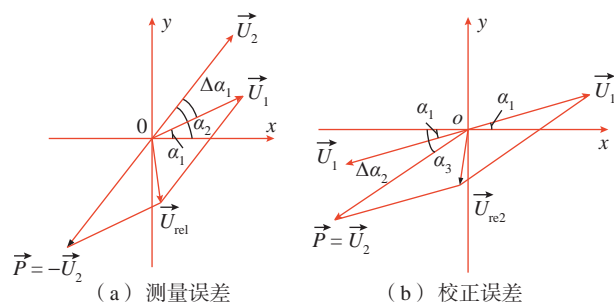


图 1 测量与校正误差分析

Fig.1 Measuring and correcting errors analysis

(2)校正误差分析。工件不平衡量在线校正主要在数控机床上直接进行,其校正误差主要来源于去重建模过程中的理想化所产生的计算误差、工件材料不均匀性及密度差异、去重过程中所产生的控制误差等。设工件理论所需校正量为 $-\vec{U}_1$,实际的校正量为 $\vec{U}_3=U_3\angle\alpha_3$,则工件校正后的残余不平衡量形成原理如图1(b)所示。由图1(b)中的向量关系可以计算出工件校正后残余不平衡量的幅值 U_{re2} 为

$$U_{re2} = \sqrt{U_1^2 + U_3^2 - 2U_1U_3\cos\Delta\alpha_2}$$

$$= U_1 \sqrt{1 + \left(\frac{U_3}{U_1}\right)^2 - 2\frac{U_3}{U_1}\cos\Delta\alpha_2}$$
(4)

式中, $\Delta\alpha_2=\alpha_3-\alpha_1$ 。

由式(3)和(4)可以看出,如果 $\Delta\alpha_1\approx 0$, $\Delta\alpha_2\approx 0$,说明测量和校正的方位误差较小。由于去重属于不可再生校正,此时应防止过大校正而对工件造成不可修复性的损伤。

当 $\Delta\alpha_1$ 与 $\Delta\alpha_2$ 数值较大时,相位误差对校正后工件残余不平衡量幅值的影响是主要的,该现象可称为误校正。

在实际应用中,工件不平衡量的测算及校正误差总是相互叠加的。

2 薄盘工件不平衡量在线测算及校正试验

2.1 试验系统设计

为便于对薄盘工件的不平衡量进行调控,设计如图2(a)和(b)所示的阶梯状薄盘工件,图2(a)中 A_1 为工件不平衡量模拟调节面, A_2 为工件不平衡量模拟校正面, A_1 、 A_2 平面内等效不平衡量的调整均通过4组径向均匀分布的螺栓-螺母组件来实现。每个螺栓-螺母组件的螺栓拧入工件相应的螺纹孔内,并通过锁紧螺母实现组件锁紧,调节两个扁螺母距离薄盘工件中心的距离,即可实现该轴不平衡量的调节。

图2(a)所示工件具有较大的径厚比, A_1 、 A_2 平面内的不平衡量可以等效于一个平面中,其不平衡量的调节和校正原理如图2(c)所示。设将调节螺母组 q_2 外移一定距离,其所产生的不平衡量可以通过调节螺母组 Q_3 、 Q_4 的合成不平衡量进行校正。

图2(c)中 \vec{q}_1 、 \vec{q}_2 、 \vec{q}_3 、 \vec{q}_4 分别为 A_1 面内4组调节螺母所产生的不平衡量, \vec{Q}_1 、 \vec{Q}_2 、 \vec{Q}_3 、 \vec{Q}_4 分别为 A_2 面内4组调节螺母所产生的不平衡量, \vec{Q}_{12} 、 \vec{Q}_{34} 分别为合成不平衡量。基于向量合成原理可得不平衡量调节与校正之间向量关系为

$$\vec{q}_2 - \vec{q}_4 = \vec{Q}_{34} - \vec{Q}_{12}$$
(5)

理论上,分别对 A_1 、 A_2 平面内4个方向上调节螺母

进行适当调节,即可在 360° 范围内对工件不平衡量进行模拟调节和校正。模拟车床主轴基本结构制作的试验系统如图3所示。图3中主轴系统由主轴、卡盘、前/后支撑等单元构成,主轴系统通过联轴器与伺服电机输出轴直接相连,伺服驱动系统可实现电机+主轴系统转速的调控。薄盘工件的夹持柄穿入卡盘中心孔内,并被卡盘卡爪紧固夹持。通过两个电涡流位移传感器分别监测主轴前后端振动信号,通过电磁接近开关监测主轴

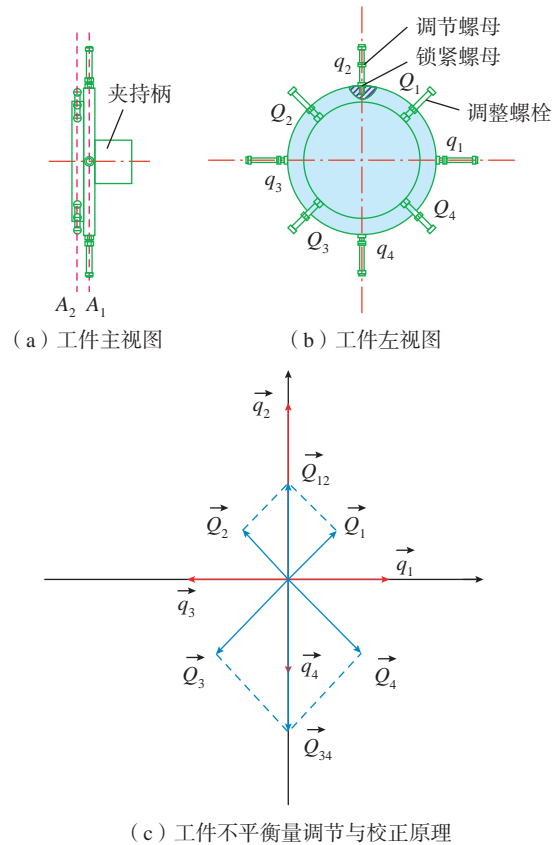


图2 薄盘工件及其不平衡量调节机构

Fig.2 Thin-disc workpiece and its unbalance vector adjusting mechanism

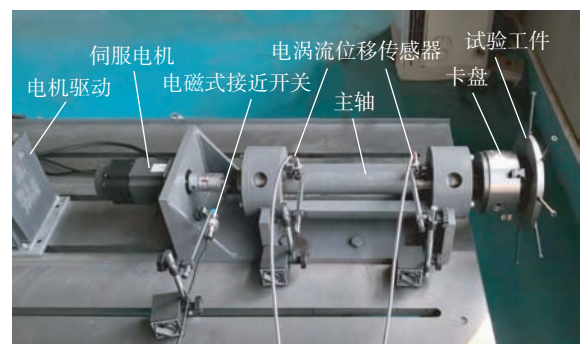


图3 工件不平衡量在线测算与校正试验系统

Fig.3 Testing and correcting experimental system of unbalancing thin-disc workpiece

基准信号,所有传感器信号均通过信号采集卡采集(NI PCI-4472)。

2.2 校正试验

为便于信号分析,试验中实施整周期信号采样。基于单平面动平衡原理,仅通过一个测点即可逆向测算工件不平衡量。通过试验测算,前端测点振动对工件不平衡量的激励比较敏感,这里将主轴前端振动信号作为分析与控制的目标。

考虑到试验的安全性,这里以 900 r/min 作为平衡测试转速。图 4 为主轴空载条件下,传感器所监测的整周期信号。采用最小二乘法^[11]拟合主轴前端不平衡振动信号为 $11.324 \mu\text{m} \angle -42.77^\circ$ 。该不平衡振动主要是由主轴本体不平衡、卡盘及其与主轴连接不平衡、联轴器不平衡、安装不平衡、电机轴及电机安装不平衡、基准附加物等复合而成。

为测算工件不平衡相对主轴振动测点的影响系数,这里将 A_1 平面内与基准同方向的螺栓拧出 5 mm,并在动平衡机上测量工件不平衡量为 $14.52 \text{ g} \cdot \text{cm} \angle 0^\circ$ 。在平衡转速下所监测的主轴前端振动信号如图 5 所示。

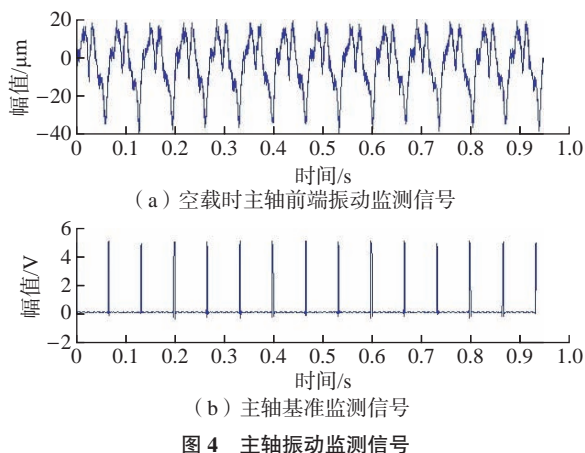


Fig.4 Vibration monitoring signals of spindle

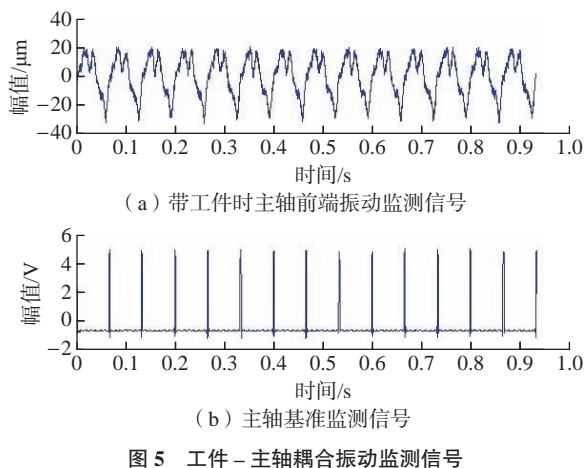


Fig.5 Vibration monitoring signals of spindle with workpiece

为使试验数据具有一定的持续性和规律性,这里随机选取 5 组试验数据并计算影响系数(表 1)。由表 1 可以看出,5 次试验的不平衡振动信号及影响系数的测算值均存在一定的差异,说明信号测量与计算过程中存在一定的误差。

为考察工件不平衡量的逆向测算精度,这里改变试重方向,即将 A_1 平面内与基准反向的调节螺母拧出一定距离,在动平衡机上测量工件不平衡量为 $14.52 \text{ g} \cdot \text{cm} \angle 180^\circ$ 。重新进行试验并测算工件的等效不平衡量,测算结果如表 2 所示。

表 2 中的测算误差等于工件不平衡量的理论值与测算值的向量差。根据表 2 测算结果,调整 A_2 平面内相应的调整螺母,实现对工件不平衡量的校正。工件不平衡量的校正结果如表 3 所示。

表 3 中的校正误差等于校正后的残余不平衡量减去测算误差。等效校正量等于表 3 中的校正误差减去工件不平衡量的理论值。分析表 2 和 3 数据可得出以下结论。

(1) 基于主轴加载工件前后不平衡振动信号的变化,可以相对精确地估算出薄盘工件的不平衡量。

(2) 由于信号测量和分析存在一定的误差,致使工件不平衡量存在一定的测算误差,且同一时段内的测算误差相对稳定。

表 1 选取的 5 次试验数据及影响系数

Table 1 Experimental data and influence coefficient of 5 times

试验序号	初始不平衡振动 / ($\mu\text{m} \angle^\circ$)	试重后不平衡振动 / ($\mu\text{m} \angle^\circ$)	影响系数 / ($\mu\text{m} / (\text{g} \cdot \text{cm} \angle^\circ)$)
1	11.315 $\angle -42.97$	17.745 $\angle -39.93$	0.425 $\angle -30.46$
2	11.135 $\angle -42.32$	17.779 $\angle -38.14$	0.444 $\angle -27.08$
3	11.112 $\angle -42.83$	18.008 $\angle -38.87$	0.460 $\angle -28.62$
4	11.352 $\angle -43.66$	18.128 $\angle -39.23$	0.453 $\angle -27.88$
5	11.199 $\angle -43.31$	17.463 $\angle -38.73$	0.419 $\angle -26.25$

表 2 工件不平衡逆向测算结果

Table 2 Reverse calculation results of workpiece unbalance vector

序号	重新试重后不平衡振动 / ($\mu\text{m} \angle^\circ$)	不平衡量测算值 / ($\text{g} \cdot \text{cm} \angle^\circ$)	测算误差 / ($\text{g} \cdot \text{cm} \angle^\circ$)
1	5.967 $\angle -66.73$	14.9 $\angle -170.18$	2.546 $\angle 86.35$
2	5.681 $\angle -67.35$	15.477 $\angle -171.61$	2.393 $\angle 70.69$
3	5.727 $\angle -68.18$	15.542 $\angle -170.82$	2.612 $\angle 71.63$
4	5.853 $\angle -67.87$	15.286 $\angle -170.20$	2.658 $\angle 78.21$
5	5.983 $\angle -66.16$	14.774 $\angle -170.46$	2.45 $\angle 88.84$

表3 工件不平量的校正
Table 3 Correction of workpiece unbalance vector

序号	残余不平衡振动 / ($\mu\text{m} \angle^\circ$)	残余不平衡量 / ($\text{g} \cdot \text{cm} \angle^\circ$)	校正误差 / ($\text{g} \cdot \text{cm} \angle^\circ$)	等效校正量 / ($\text{g} \cdot \text{cm} \angle^\circ$)
1	11.431 \angle -27.42	7.252 \angle 83.12	4.712 \angle 81.38	15.923 \angle 17.01
2	11.65 \angle -28.53	6.553 \angle 74.44	4.168 \angle 76.59	16.009 \angle 14.67
3	11.481 \angle -40.39	1.43 \angle 41.41	1.553 \angle -80.76	14.849 \angle -5.93
4	11.702 \angle -30.94	6.07 \angle 75.41	3.418 \angle 73.23	15.848 \angle 11.92
5	11.827 \angle -40.02	2.145 \angle 35.25	2.089 \angle -35.44	16.267 \angle -4.27

(3)在工件残余不平衡量检测后,可以通过在线校正的方式减少工件残余不平衡量,其校正精度受不平衡量测量和校正误差的双重影响。

3 结论

论文围绕薄盘类工件不平衡量在线测算及模拟校正开展了试验研究,对实际应用具有以下指导性意义。

(1)通过对盘类工件加工过程中不平衡量的在线测算,可以实时监控工件不平衡量的变化状态,减少因工件装卡不当、加工工序错误等问题而导致工件不平衡量异常变化。

(2)通过对多工件加工后残余不平衡量在线测算,可以在无动平衡机等专用测试设备条件下对工件平衡质量进行实时评估。

(3)工件不平衡量在线校正可以在无动平衡机等专用校正设备条件下,对工件加工后的残余不平衡量实施校正,可以进一步挖掘数控机床潜能,节省盘类工件动平衡成本。

参考文献

[1] 伍良生,李俊,肖毅川,等.基于盘状加工件在线动平衡技术的研究[J].北京工业大学学报,2011,37(6):811-815.
WU Liangsheng, LI Jun, XIAO Yichuan, et al. Online dynamic balancing technique basing on discal work[J]. Journal of Beijing University of Technology, 2011, 37(6): 811-815.

[2] WANG Q X, WANG F. A new vibration mechanism of balancing machine for satellite-borne spinning rotors[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2014, 27(5): 1318-1326.

[3] ZHANG S H, ZHANG Z M, YAN L W. Recent researches and patents on dynamic balancing methods and devices for rotor system[J]. Recent Patents on Mechanical Engineering, 2016, 9(3): 222-229.

[4] DYER S W, NI J. Adaptive influence coefficient control of single-plane active balancing systems for rotating machinery[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2001, 123(2): 291-298.

[5] ZHANG J. Hierarchical Bayesian calibration and on-line

updating method for influence coefficient of automatic dynamic balancing machine[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2009, 22(6): 876.

[6] 樊红卫,智静娟,史必佳,等.转子自适应主动平衡算法及电磁平衡头单盘平衡试验[J].西安交通大学学报,2018,52(8):15-21,29.

FAN Hongwei, ZHI Jingjuan, SHI Bijia, et al. Adaptive rotor balancing algorithm and single-disk rotation test for electromagnetic balancer[J]. Journal of Xi'an Jiaotong University, 2018, 52(8): 15-21, 29.

[7] 刘健,潘双夏,杨克己.全自动动平衡机去重建模与智能规划[J].组合机床与自动化加工技术,2005(7):1-4,19.

LIU Jian, PAN Shuangxia, YANG Keji. Model building and intelligent programming system for electric motor armatures automated balance correction[J]. Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2005(7): 1-4, 19.

[8] 曾胜,刘忠,任意.用于电动机转子的全自动平衡机V型铣削去重建模研究[J].机械工程学报,2010,46(7):187-192.

ZENG Sheng, LIU Zhong, REN Yi. Modeling study of V-shaped milling unbalance correction of automatic balancing machine for motor armature[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2010, 46(7): 187-192.

[9] 殷苏民,江煜,陆文俊,等.转子动平衡机的R型铣削去重建模研究[J].组合机床与自动化加工技术,2014(9):39-41,45.

YIN Sumin, JIANG Yu, LU Wenjun, et al. Modeling study of R-shaped milling unbalance correction of balancing machine for rotor[J]. Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2014(9): 39-41, 45.

[10] 刘冰.加工中的盘类工件不平衡量在线测算与去重技术研究[D].天津:天津职业技术师范大学,2018.

LIU Bing. Online calculation and weight removal technology for unbalance of workpiece in processing[D]. Tianjin: Tianjin University of Technology and Education, 2018.

[11] ZHANG S H, ZHANG Z M. Research on the field dynamic balance technologies for large diesel engine crankshaft system[J]. Shock and Vibration, 2017, 2017: 1-10.

通讯作者:张仕海,教授,博士,研究方向为转子动力学及动平衡技术。

(责编 古东)

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6月15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
伊斯卡公司	封二	23-1023
北京韦林意威特工业内窥镜有限公司	封三	23-1005
雄克公司	封底	23-1017
易加三维公司	1	23-1001
雷尼绍公司	3	23-1055
北京新风航天装备有限公司	5	23-1030
杭州宏深科技有限公司	7	23-1073
北京迪蒙数控技术有限责任公司	9	23-1011
北京东兴润滑剂有限公司	11	23-1004
成都宏翌精密机械有限公司	13	23-1043
2023中国国际复合材料工业技术展览会	108	23-1003



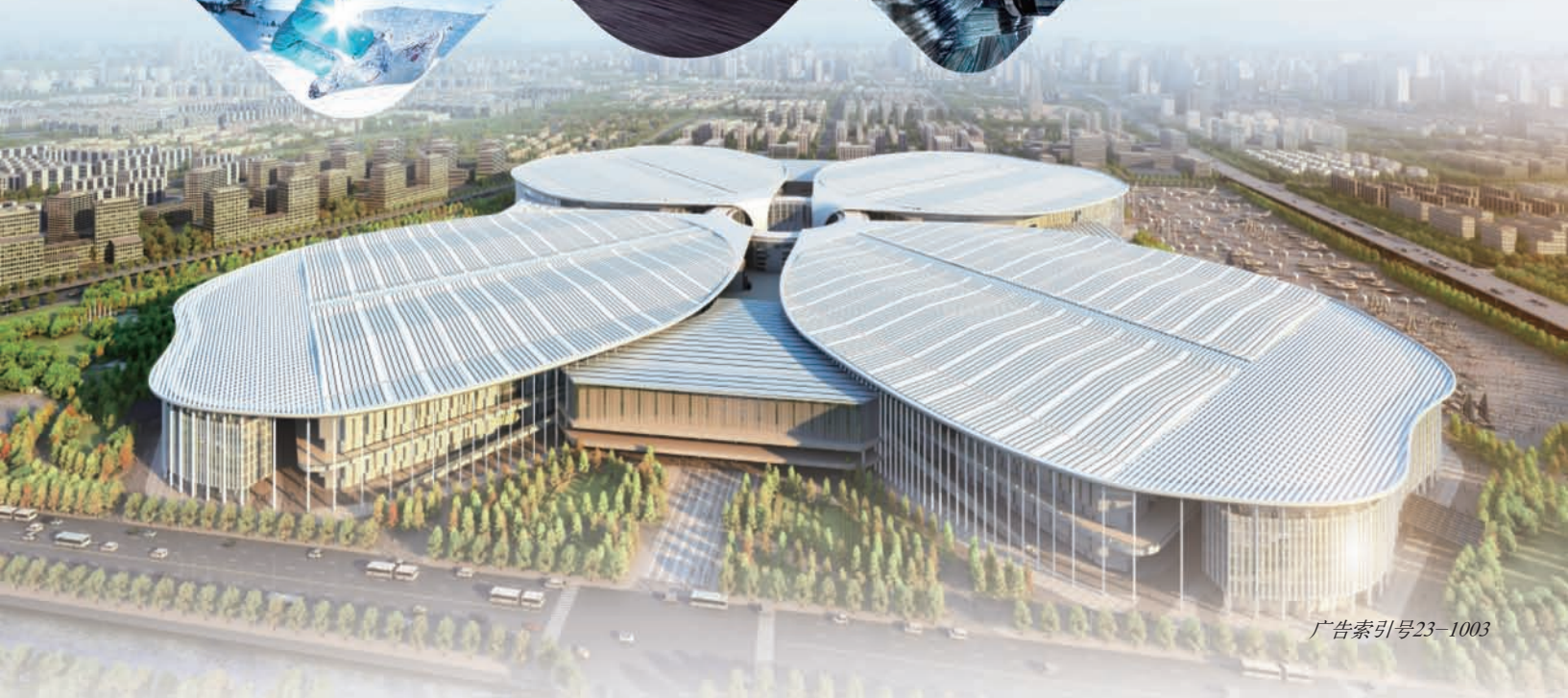
www.chinacompositesexpo.com

2023中国国际复合材料工业技术展览会

2023年9月12日-14日 国家会展中心（上海）

新征途 再出发

邀您共聚复材行业的年度盛会





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



VERO-S Aviation

高效、直接夹持大型航空 结构件的模块化系统

系统性消除工件应力



关注雄克微信公众号