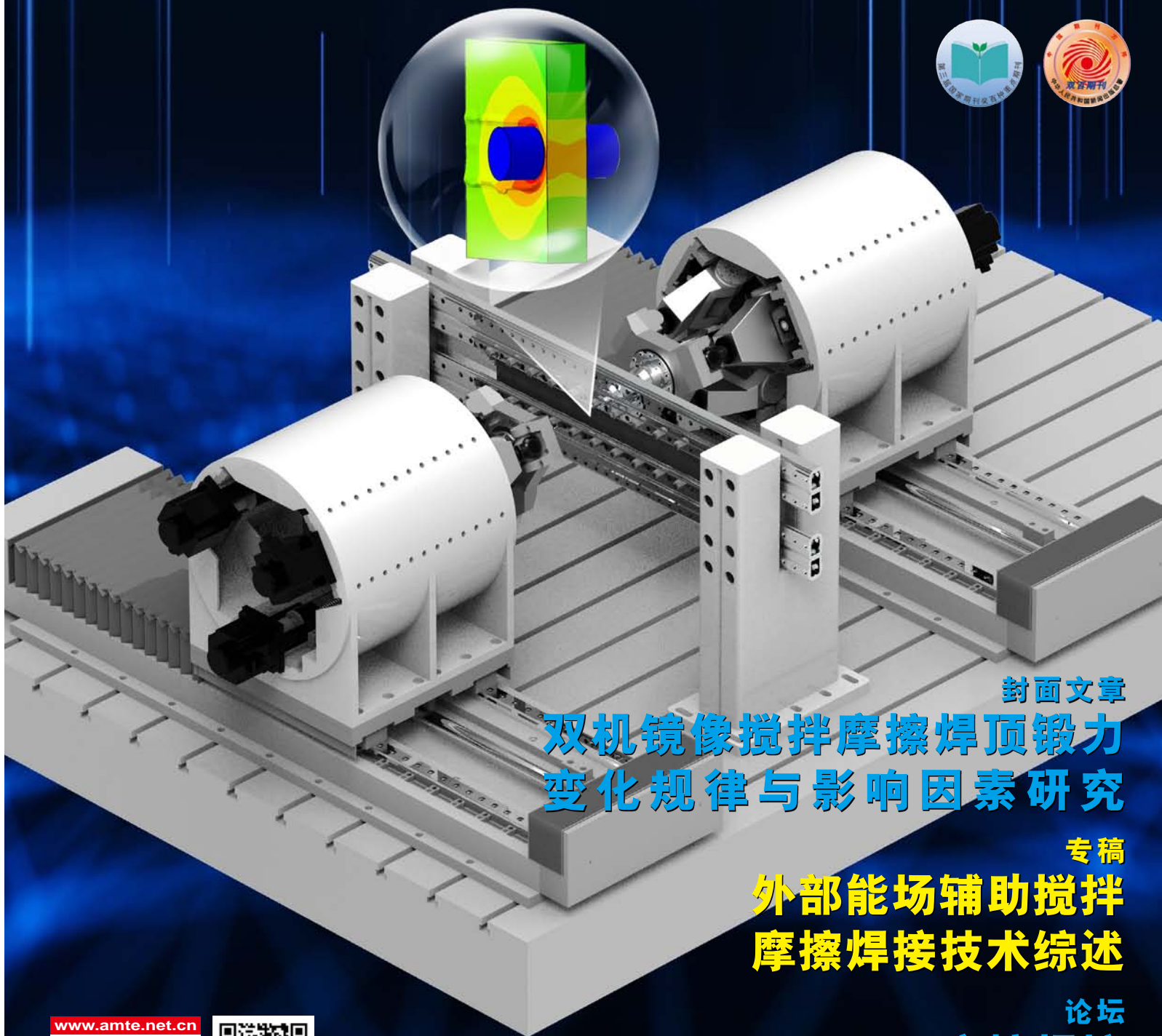


航空制造技术

2024年 第10期

Vol.67 No.10



封面文章
**双机镜像搅拌摩擦焊顶锻力
变化规律与影响因素研究**

专稿
**外部能场辅助搅拌
摩擦焊接技术综述**

论坛
摩擦焊接

www.amte.net.cn

ISSN 1671-833X



ISSN 1671-833X CN 11-4387/V

德国Tebis: 工业4.0数字化智能制造云平台 航空航天智能制造解决方案

- 企业定制实施
- 创造核心价值
- 保持核心优势



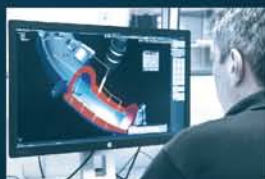
— 了解更多 —



真曲面加工



虚拟机床



2.5D智能加工



特征智能加工



5轴加工



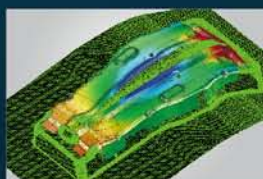
车铣复合



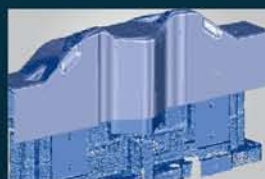
机器人加工



在机检测



回弹补偿



逆向设计

Tebis中国总部

地址: 上海市浦东新区科苑路88号德国中心2号楼7层726

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

广告索引号24-1017

Tebis 优化CNC制造过程



Tebis微信

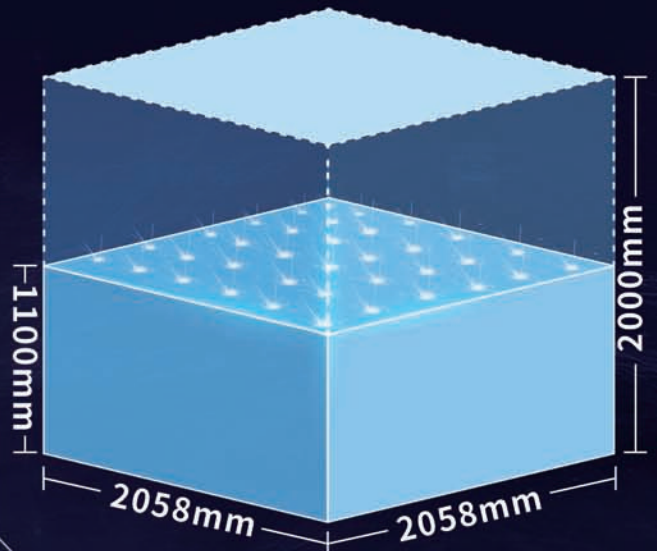


抖音扫一扫
抖音号: Tebis

易加三维成立于2014年，是北京市/浙江省“专精特新”中小企业、国家和中关村高新技术企业。公司致力于研发和推广工业级3D打印（增材制造）系统与应用技术，专注研发、生产、销售工业级3D打印装备、打印材料及应用软件，是国内技术实力领先的工业级3D打印装备制造与应用方案供应商。

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、特种装备、科研院所等领域。

EP-M2050



成型室

大成型尺寸

成型体积 >4600L
成型室三轴均可达 2000mm

高成型效率

标配 36 激光（选配 49/64 激光）
成型速度最大可达 1080cm³/h（36 激光）

低运营成本

系统运行稳定、零部件成型均匀一致性好
实时过程监控、打印参数可追溯



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 陈玮
Bao Jianwen Bi Yunbo Chen Wei
程普强 丁国智 董绍明
Cheng Puqiang Ding Guozhi Dong Shaoming

冯晶 高兰宁 郭洪波
Feng Jing Gao Lanning Guo Hongbo

赫晓东 晋严尊 李金山
He Xiaodong Jin Yanzun Li Jinshan

李克明 李黎 李文龙
Li Keming Li Li Li Wenlong

刘黎明 刘雪峰 刘战强
Liu Liming Liu Xuefeng Liu Zhanqiang

卿新林 沈洪才 师俊东
Qing Xinlin Shen Hongcai Shi Jundong

石竖鯤 史玉升 宋晓国
Shi Shukun Shi Yusheng Song Xiaoguo

陶飞 王俊升 王立平
Tao Fei Wang Junsheng Wang Liping

王清江 王先模 夏峥嵘
Wang Qingjiang Wang Xianmo Xia Zhengrong

肖贵坚 肖世宏 邢丽英
Xiao Guijian Xiao Shihong Xing Liying

徐九华 徐正扬 杨辉
Xu Jiuhua Xu Zhengyang Yang Hui

杨树明 姚为 曾元松
Yang Shuming Yao Wei Zeng Yuansong

张博 张文武 张振宇
Zhang Bo Zhang Wenwu Zhang Zhenyu

章顺虎 赵安安 朱继宏
Zhang Shunhu Zhao An'an Zhu Jihong

朱嘉琦 朱利民
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/王燕萍
Academic Editor Jaime Cui/Emma Wang
文字编辑 李明/郝爽/程学平
Text Editor Winne Li/Seven Hao/Linda Cheng
市场总监 何欣
Marketing Director Xin He
设计/排版 王艳
Art Supervisor/Art Editors Yan Wang
编辑出版 《航空制造技术》编辑部
Edition Aeronautical Manufacturing Technology Magazine
广告总代理 北京贝特里科技发展有限公司
Advertising Agent Beijing BAMTRI Technology and Development Co., Ltd.
通信地址 北京市340信箱(100024)
Address P.O.Box 863, Beijing 100024 China
邮发代号 82-26
Subscription Code 82-26
国外发行 中国国际图书贸易集团有限公司
Distributor Abroad China International Book Trading Corporation
国外代号 BM6680
Code Abroad BM6680
印刷 北京市宣武兴华印刷厂
Printing Beijing Xuanwu Xinghua Printing House
刊号 ISSN 1671-833X CODEN HGJIEO
CN 11-4387/V
电话 (010)85700465
传真 (010)85700466
在线投稿 <http://www.amte.net.cn>
电子信箱 zsbyyjb@amte.net.cn

国内定价: 20.00元 国外定价: 16.00美元

PO 900 BF型数控多轴整体叶盘精密电解加工设备

✓ 低刀具成本

✓ 无热影响

✓ 高精度

Ra 0,2

粗糙度
(取决于材料)

亮点

- + 机床底座由MINERALIT®高级矿物浇铸而成
- + 配置有无间隙精密驱动的振荡器
- + 十字滑板用于承接叶轮，附带有Z轴, Y轴, B轴及C轴
- + 液压式零点夹紧系统
- + 机床控制系统采用西门子 SINUMERIK 840D sl



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

广告索引号24-1022



官方微信



编-读-往-来

READERS & EDITORS



在各种焊接工艺方法中,固相焊接因其技术优势,成为航空领域同质材料/异质材料制造成形的有效工艺方式。其中,摩擦焊具有焊接质量好、焊接效率高、焊接过程稳定、适用于异质材料/难焊接材料的焊接成形及绿色节能等优点,在航空零部件结构整体化设计与制造中发挥着越来越重要的作用。

本期“摩擦焊接”专题,特别邀请天津大学、清华大学、山东大学、大连理工大学、江苏科技大学、南昌航空大学、辽宁石油化工大学、东北林业大学、山东省科学院等单位的科研团队阐述摩擦焊技术研究前沿及其最新研究成果。在此对各位专家学者的支持表示衷心的感谢。

学术编辑 崔静

《航空制造技术》作为一本集新材料、新工艺及新技术报道于一体的综合性学术期刊,在特种加工、焊接与连接技术、表面工程技术、塑性加工技术、数字化制造技术等专业方向上,不仅展现了学术界和工业界的最新研究成果,还为航空技术领域相关人员提供了一个交流学习的平台。此外,该刊对于文章质量的高标准以及快速的审稿及刊发速度,不仅展示了编委及审稿专家团队的学术水平,也体现了该刊在推动航空制造领域科学技术进步方面做出的努力。

华中科技大学 冯琨皓



《航空制造技术》提供了最新的研究成果和技术进展,使读者可以了解到航空制造领域的最新知识和发展动态,帮助研究人员和从业人员不断学习并促进专业发展。期刊论文通常会详细介绍航空制造技术的创新和应用,让读者能够深入了解相关技术和方法的原理和实践。这对航空制造行业从业人员而言是宝贵的资源,可以帮助他们理解和应用新兴技术。

西北工业大学 张瑞



starrag

Engineering precisely what you value

—
Starrag

安全性至关重要

斯达拉格为您的高效精确加工
保驾护航



5倍提速

更高机床动态性能
实现更迅速地进排气边加工



www.starrag.com

广告索引号24-1014

专稿 Feature

14 外部能场辅助搅拌摩擦焊接技术综述

陈书锦 张帅 张荣洲 李志豪 李沫琦 刘建华
Review of External Energy Field Assisted Friction Stir Welding
CHEN Shujin ZHANG Shuai ZHANG Rongzhou LI Zhihao LI Moqi LIU Jianhua

封面文章 Cover Story

24 双机镜像搅拌摩擦焊顶锻力变化规律与影响因素研究

倪雁冰 刘武 高康歌 赵慧慧 董吉义 孟少飞 肖聚亮 刘海涛
Research on Variation Law and Influencing Factors of Forging Force in Dual-Robot Mirror Friction Stir Welding
NI Yanbing LIU Wu GAO Kangge ZHAO Huihui DONG Jiyi MENG Shaofei XIAO Juliang LIU Hsaitao

论坛 Forum

摩擦焊接 Friction Welding

36 GH4169惯性摩擦焊界面摩擦及瞬态热过程数值模拟研究

唐天祥 史清宇 周军 张春波 梁武 周梦然 张弓 陈高强
Numerical Simulation of Interfacial Friction and Transient Thermal Processes in Inertia Friction Welding of GH4169 Superalloy
TANG Tianxiang SHI Qingyu ZHOU Jun ZHANG Chunbo LIANG Wu
ZHOU Mengran ZHANG Gong CHEN Gaoqiang

45 钛合金搅拌摩擦焊搅拌头磨损机理及其涂层强化

黄永德 伍大为 张泽龙 刘强 陈宜
Wear Mechanism of Titanium Friction Stir Welding Tool and Its Coating Reinforcement
HUANG Yongde WU Dawei ZHANG Zelong LIU Qiang CHEN Yi

53 铝/钢异种金属搅拌摩擦焊性能改善方法及其研究现状

高嵩 吴程浩 石磊 刘涛 景元坤 尹启朋 郭宁
Improvement Methods and Research Status of Friction Stir Welding Performance for Dissimilar Metals of Aluminum and Steel
GAO Song WU Chenghao SHI Lei LIU Tao JING Yuankun YIN Qipeng GUO Ning

66 CFRP/金属异质材料摩擦连接技术研究进展

李家辰 黄立兵 李超 张亮亮 赵强 李鹏 董红刚
Research Progress on Friction Joining Technology of CFRP/Metal Dissimilar Materials
LI Jiachen HUANG Libing LI Chao ZHANG Liangliang ZHAO Qiang LI Peng DONG Honggang

HEIDENHAIN



TS 460

保护周到 探测精准

海德汉TS 460工件测头新增机械防撞保护功能，因此，可安全可靠地在机床内装夹、测量工件。当测头与工件发生轻微碰撞时，测头与刀柄间的适配器可安全退让测头。同时数控系统停止探测操作，可有效保护机床和测头，确保其安全无虞。同时，适配器不仅提供碰撞保护功能，还提供隔热功能。在测头长时间探测和执行大量探测循环时，可避免主轴发热造成测头热负荷过载。TS 460有效提高工作效率和可靠性。

缩短
机床设置
时间达
30%

www.heidenhain.com/ts460

广告索引号24-1038

约翰内斯·海德汉博士(中国)有限公司
www.heidenhain.com.cn

地址：北京市顺义区天竺空港工业区A区天纬三街6号
电话：010-80420000
传真：010-80420010
E-mail: sales@heidenhain.com.cn



CONTENTS

目次

- 77 铝/钢异种金属旋转摩擦焊接技术研究进展
Research Progress of Rotary Friction Welding of Al/Steel Dissimilar Metals
王浩 董彬 秦国梁
WANG Hao DONG Bin QIN Guoliang
- 88 6082-T6/7075-T6异种铝合金搅拌摩擦焊接接头应力腐蚀行为
Stress Corrosion Behavior of 6082-T6/7075-T6 Dissimilar Aluminum Alloy Friction Stir Welded Joints
王守晶 陈志远 黄悦
WANG Shoujing CHEN Zhiyuan HUANG Yue
- 95 7075-O 铝合金搅拌摩擦焊接接头微观组织与力学性能
Microstructure and Mechanical Performance of 7075-O Aluminum Alloy Friction Stir Welded Joints
朱海 晏小龙 李砚峰 刘琪
ZHU Hai YAN Xiaolong LI Yanfeng LIU Qi

研究论文 Research

- 102 DD26 单晶高温合金钎焊接头微观组织与力学性能研究
Microstructure and Mechanical Properties of Brazed DD26 Single Crystal Superalloy Joint
贺文燮 张元伟 任海水 任新宇 毛唯
HE Wenxie ZHANG Yuanwei REN Haishui REN Xinyu MAO Wei
- 107 一种新型压合衬套冷挤压工艺研究
A Novel Cold Expansion Technology With Forcemate Bushing
王耀伟 闫五柱 梁淑静
WANG Yaowei YAN Wuzhu LIANG Shujing
- 115 电弧增材制造纳米TiC颗粒增强铝基复合材料组织与性能研究
Study on Microstructure and Properties of Wire Arc Additive Manufactured Aluminum Matrix Composites Reinforced by Nano-TiC Particles
吕奇钊 周祥曼 罗彬 李波 吴海华 张海鸥
LÜ Qizhao ZHOU Xiangman LUO Bin LI Bo WU Haihua ZAHNG Haiou
- 122 含孔纤维增强镁合金层合板制备和拉伸时渐进损伤模式研究
Study on Preparation and Progressive Damage Mode of Open-Hole Fiber Reinforced Magnesium Alloy Laminates During Tensile Process
林中照 盛冬发 方雨汀 刘琳 李忠君
LIN Zhongzhao SHENG Dongfa FANG Yuting LIU Lin LI Zhongjun

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。

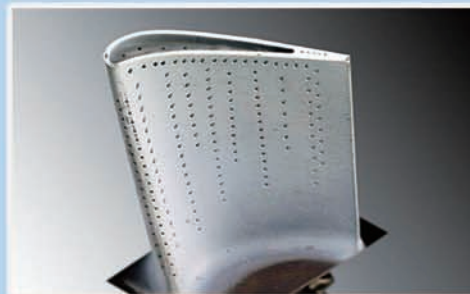
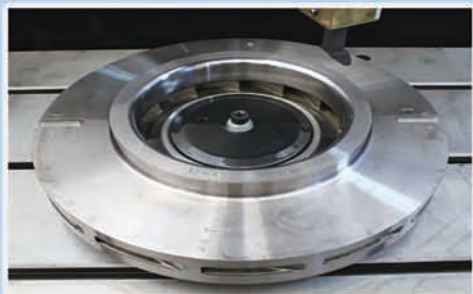
主要用于航空航天发动机整体叶轮、机匣、环件、等封闭扭曲型腔,及各种高温合金、钛合金、导电陶瓷等难加工材料的零件加工。



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。



纳米结构金属的加工硬化研究获进展

加工硬化是金属结构材料拉伸塑性的基础。当晶粒细化至纳米尺度时,晶粒内部较难产生并储存位错,降低了加工硬化能力,引起了低塑性瓶颈。

在高强度纳米结构金属中,如何形成并储存位错是实现加工硬化的难点。

中国科学院力学研究所武晓雷研究团队提出了利用塑性失

稳实现加工硬化的新策略。相关研究成果以“Harnessing instability for work hardening in multi-principal element alloys”为题,在线发表在 *Nature Materials* 上。

该团队制备了多主元 VCoNi 合金纳米结构,其初始拉伸变形是吕德斯带扩展。研究发现,一旦吕德斯带开始扩展,在其前端便已发生塑性失稳即早期颈缩,并在颈缩处形成了三轴应力状态,快速产生了高密度位错。在吕德

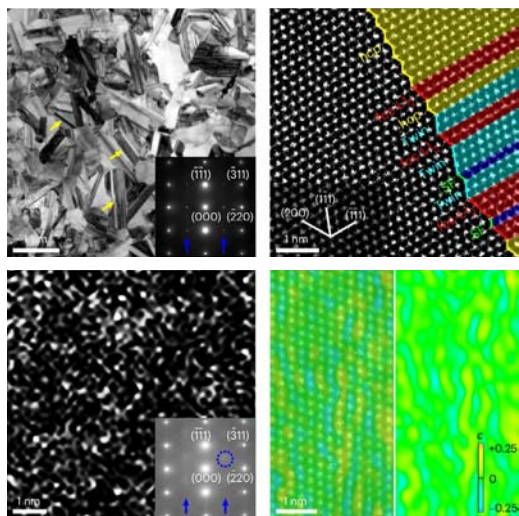
斯带扩展过程中,加工硬化具有关键作用,即抑制并稳定吕德斯带的失稳扩展,使纳米结构均匀变形。这突破了高强纳米结构的低塑性瓶颈,室温准静态拉伸性能为屈服强度 2.0 GPa 和拉伸塑性 16%,在极端低温即液氮和液氦温度下获得纪录级性能 2.2 GPa 和 20%。上述成果体现了“抑制失稳”而非传统“推迟失稳”的加工硬化途径,即低加工硬化能力引起早期塑性失稳,失稳诱导位错产生和加工硬

化,加工硬化反过来抑制失稳。

上述成果拓展了关于吕德斯带变形的认知,揭示了高强纳米结构中未知的吕德斯带变形物理,并为研究高力学性能金属材料及其在极端环境中的应用提供了新思路。研究工作得到国家重点研发计划、国家自然科学基金和中国科学院战略性先导科技专项等的支持。

左图为多主元 VCoNi 合金初始微观结构。

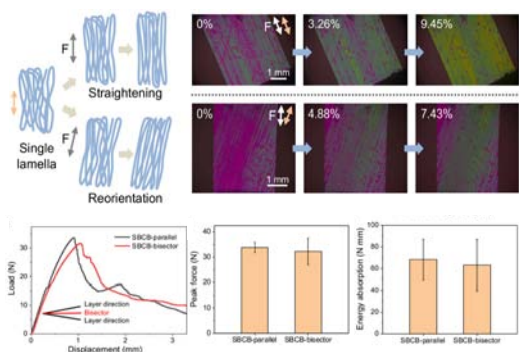
(本刊记者 逸飞)



中国科大提出仿生适度有序布利冈结构概念

近日,中国科学技术大学俞书宏院士团队针对纤维基元界面设计薄弱的现状,基于网络态纳米纤维的适度有序力学设计理念,开展仿生布利冈结构多级次可重构纤维界面设计的系统性研究,提出仿生适度有序布利冈结构概念,分级构筑了具有动态可重构纤维界面高性能仿生布利冈结构材料。相关研究成果以“Hierarchical and reconfigurable interfibrillar interface of bioinspired Bouligand structure enabled by moderate orderliness”为题发表于 *Science Advances*。

纳米纤维的空间取向度是决定其排列的关键,合理设计纤维的空间排列以调控纤维间分子尺度相互作用有助于优化界面的变形模式和荷载传递能力,进而自下而上设计具有优异宏观力学性能的仿生纤维基结构材料。研究人员以网络态细菌纤维素纳米纤维为模型基元,单轴牵伸其凝胶膜以诱导纳米纤维空间取向排列,然而试验中难以获取



向度对纤维网络微观力学行为的影响。因此,研究人员开展基于不同取向角度纤维模型的大规模分子动力学模拟。结果表明,适度有序结构可以优化氢键网络的维度和促成模型断面上纤维素分子链的桥接互锁,展现出较完全有序结构更加坚固的韧性断面。

研究人员利用扫描电镜、图论分析以及偏振光-微加载技术开展成像研究,证实了膜层内纳米纤维的网络特性及其衍生的纤维桥接互锁和三维氢键网络界面能够极大促进纤维微运动、应力传递和能量耗散。进一步结合螺旋堆叠和热压致密化,研究人员可将膜

层内纳米纤维界面行为传递到宏观尺度,制备出仿生适度有序布利冈结构材料。系统性的力学性能调查表明,所构筑的仿生材料具有突出的力学表现和尺寸稳定性。

由纤维桥接互锁和三维氢键网络介导的仿生适度有序布利冈结构将为纳米纤维素材料的力学增强设计提供重要启示,将推动网络态纳米纤维的仿生组装、组装体高性能化和应用。

上图为联用偏振光-力学加载技术实时监测纳米纤维基元微运动与多尺度各向同性仿生半有序布利冈结构对加载方向的不敏感性。

(本刊记者 逸飞)

第十一届航空先进制造技术与专用装备应用解决方案论坛举办

2024年4月7日,第十一届航空先进制造技术与专用装备应用解决方案论坛在上海召开。本届论坛由航空工业集团规划发展部指导,航空工业集团航空专用装备研发工程中心和中国航空制造技术研究院联合主办,围绕高端制造装备专业融合、产业融合发展新趋势,探讨数字化、网络化、智能化赋能航空高端制造装备高质量发展新路径。来自航空工业、中国航发、中国商飞等各大企业所属院所,各大高校、民企等 40 家单位的 160 余位代表参加论坛。

本届论坛的主题是“融合发展,智创未来”。“融”代表航空制造领域走“工艺+装备+标准”的专业融合发展模式,打造“工艺+装备+软件”整体解决方案的产业融合新业态;“智”代表智能化发

展新趋势。围绕“融”和“智”论坛邀请了来自主机厂所、科研院所、高等院校的 16 位专家,从人工智能等前沿技术在航空制造领域的应用、航空制造技术研究现状、智能生产线/车间建设,以及航空高端制造装备发展的思考等角度,共同探讨航空先进制造技术与高端制造装备的创新应用及需求,共同谋划航空工业新质生产力发展道路。

航空工业作为高端装备制造制造业和战略新兴产业代表,对国家经济发展和国防现代化建设具有不可替代的重要地位和作用。本届论坛的成功举办,为推动航空产业深度融合,探索产业链协同创新模式,打造具有中国特色的航空产业链生态,搭建了跨界合作与交流的平台。

(本刊记者 逸飞)



DIC[®]-305

电火花钻孔液

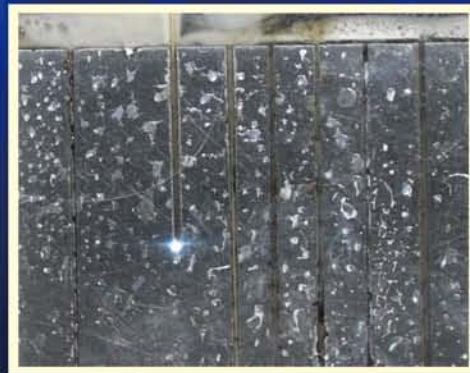
EDM drilling fluid

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

钛合金变质层小于0.5 μm

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24-1004

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 0004-2023

环境体系证书编号: 00121E35199R4S/1100
质量体系证书编号: 00121Q312103R5S/1100

第三届航空先进材料技术发展研讨会举办

4月12日,第三届航空先进材料技术发展研讨会在西安召开。本届研讨会由航空工业集团科技与

信息化部指导,航空工业集团航空材料技术中心主办,中国航空制造技术研究院承办,航空工业集团

材料性能检测评价中心、西部钛业有限责任公司协办,聚焦先进金属材料,共研材料发展新方向,共商深入合作新机制。航空工业集团科技与信息化部、所属主机和机载等专业院所,中国商飞设计院、高等院校、科研院所、民企等50余家单位的领导和专家代表参加交流研讨。

本届研讨会以“聚焦金属材料,助力航空发展”

为主题,邀请了以孙军院士为代表的18位专家,围绕钛合金、铝合金、镁合金、高熵合金等先进金属材料的设计微观机理、制备技术、应用研究、发展趋势及航空装备对先进金属材料的需求等进行深入交流与分享,寻求产业链上下游合作新契机、新模式,推动航空先进金属材料产、学、研、用融合发展,支撑构建航空工业材料供应

链新生态,助力航空装备高质量高效益低成本可持续发展。

本届研讨会的成功举办将进一步推进航空工业与高等院校、科研院所、民营企业的深度合作,优势互补,互惠共赢,加快先进金属材料的发展和应用,增强航空产业链供应链安全与韧性。

左图为会议现场。

(本刊记者 逸飞)



香港科技大学团队提出可持续复合材料绿色制造工艺设计新范式

轻质高强的纤维增强高分子(FRP)复合材料对促进碳中和发挥着关键作用。然而,随着FRP复合材料应用的增加,其原材料不可再生、生产过程高能耗、排放高以及废料堆积等问题日益显著,复合材料本身的可持续性也受到越来越多的关注。为了实现真正的可持续发展,有必要量化复合材料结构全生命周期的可持续性。生命周期管理的总体目标是在满足机械性能、制造效率等基本工程要求的前提下,尽量减少每个生命阶段的生态影响。因此,了解材料的工程要求与各生命阶段的能耗和排放等生态影响之间的关系至关重要。

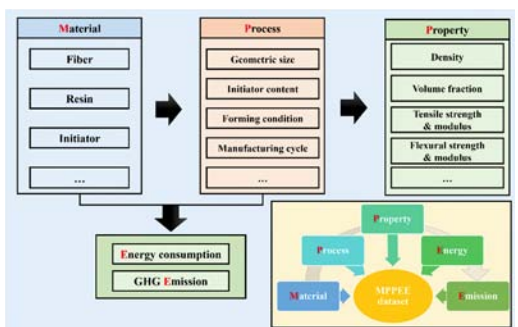
近日,香港科技大学杨晶磊教授团队提出了可持续复合材料绿色制造工艺设计的模型系统。以新型液态热塑性丙烯酸树脂基复合材料的制造工艺设计为例,通过构建“材料-工艺-性能-能耗-排放”(MPPEE)的数据集,综合权衡制造效率、力学性能以及可持续性的多维设计要求。研究成果发表于 *Composites*

Part A: Applied Science and Manufacturing, 论文标题为“Green manufacturing process design for infusible acrylic resin composites: A data-guided life cycle management model incorporating material-process-property-energy-emission relationships”。

本研究提出了一种MPPEE数据引导的绿色制造工艺设计方法,该方法考虑了制造效率、机械性能和可持续性之间的权衡。在实际应用中,可以基于MPPEE数据集对定制图表进行权衡,来形成绿色制造工艺设计的最终决策。

下图为MPPEE数据集的构建。

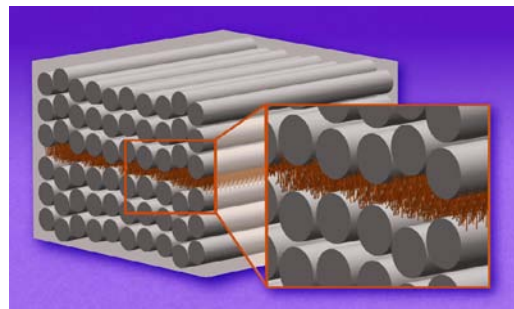
(本刊记者 逸飞)



麻省理工学院研究人员使用纳米缝合方法让复合材料更轻更坚韧

近年来,人们对开发纳米结构混合复合材料的兴趣与日俱增,在这种复合材料中,碳纳米管等纳米粒子与微米级纤维复合层压板结合使用。麻省理工学院首次开发出这种增强技术——“纳米缝合”。

近日,美国麻省理工学院工程师证明,他们使用新开发的纳米缝合方法可防止复合材料层之间的裂纹扩展。通过在复合材料层之间沉积化学生长的“碳纳米管森林”,微小而密集的纤维将各层紧紧地固定在一起,就像超强的尼龙搭扣一样,防止各层剥落或剪断。相关研究以“J-integral experimental reduction reveals fracture toughness improvements in thin-ply carbon fiber laminates with aligned carbon nanotube



interlaminar reinforcement”为题发表在 *ACS Applied Materials & Interfaces*。

为了节省燃料并减少飞机排放,研究人员正在寻求用先进复合材料制造更轻、更强的飞机。这些复合材料由嵌入聚合物片材中的高性能纤维制成,片材可堆叠压制成一种多层材料,并制成极其轻质且耐用的结构。

但复合材料有一个弱点:层与层之间的空间,通常需填充聚合物“胶水”,以将各层黏合在一起。如果发生撞击,裂纹很容易在各层之间扩散并削弱材料强度。随着时间推移,复合材料可能会在没有任何警告的情况下突然崩溃。

此次团队在对薄层碳纤维层压板进行的试验证明,与传统聚合物的复合材料相比,通过纳米缝合黏合的各层可将材料的抗

裂性提高60%。

纳米缝合的概念涉及“种植”垂直排列的“碳纳米管森林”——碳的中空纤维。每根碳纳米管都很小,以至于数百亿纳米管可以站立在比指甲还小的区域中。为了生长纳米管,该团队使用化学气相沉积工艺,使碳作为微小的支撑物沉积在表面上。这些支撑物最终会被移除,留下一片密集的“碳卷森林”。

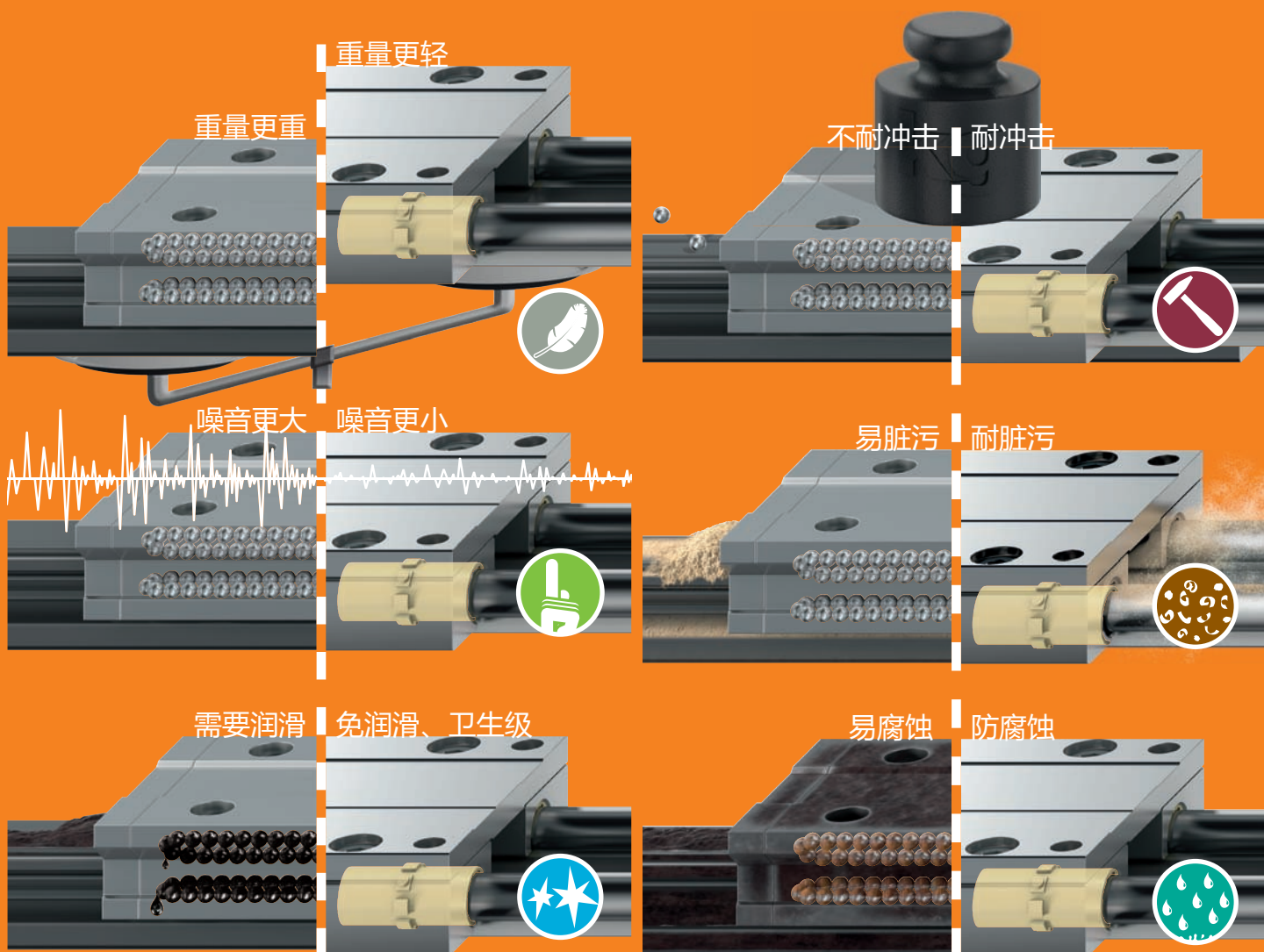
研究人员设想,任何采用传统复合材料的车辆或结构都可通过纳米缝合变得更轻、更坚韧、更有弹性。下一代飞机如果采用复合材料与纳米缝合技术结合在一起,可更安全并具有更长的使用寿命。

上图为具有复合层的工程材料,碳纤维层(长银管)之间有微观的碳纳米管森林(微小的棕色物体阵列)。

(本刊记者 逸飞)

运动应用？用塑料！

...drylin®直线轴承为您节约40%成本...



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



引文格式: 陈书锦, 张帅, 张荣洲, 等. 外部能场辅助搅拌摩擦焊接技术综述[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 14-23.

CHEN Shujin, ZHANG Shuai, ZHANG Rongzhou, et al. Review of external energy field assisted friction stir welding[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 14-23.

外部能场辅助搅拌摩擦焊接技术综述*

陈书锦, 张帅, 张荣洲, 李志豪, 李沫琦, 刘建华

(江苏科技大学材料科学与工程学院, 镇江 212100)

[摘要] 外部能场辅助搅拌摩擦焊接是一种改进型固相焊接方法, 在航空航天、汽车制造、能源领域等方面得到了广泛应用, 通过引入外部能场, 可以改善焊接接头的组织和性能, 提高焊接质量和效率。本文对外部能场辅助搅拌摩擦焊接技术进行了分类, 综述了能场的选择和控制在工艺参数的优化等, 阐述了外部能场对焊接温度、轴向载荷、接头组织性能的影响, 最后总结了外部能场辅助搅拌摩擦焊接技术未来的发展趋势。

关键词: 搅拌摩擦焊接; 外部能场方法; 接头性能; 晶粒细化; 轴向载荷; 温度梯度

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.014



陈书锦

教授, 博士生导师, 研究方向为搅拌摩擦焊接。

搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)是通过搅拌工具的旋转和推进产生摩擦热和搅拌力, 使焊接材料发生塑性变形, 从而实现焊接接头的连接。此技术具有多种优势, 例如在

焊接过程中材料不会熔化和凝固, 焊核区的晶粒得到细化, 进而避免了气孔和夹杂物等缺陷^[1], 接头展现出良好的综合力学性能。FSW技术在航空航天、汽车制造、能源等对焊接接头质量和性能有严格要求的行业中得到了广泛应用。然而, FSW也存在一些挑战和问题: (1) 焊接过程中需要较大的轴向力, 导致焊接工装复杂、体积较大^[2]; (2) 控制焊接能量的手段有限, 通常只能通过调整焊接速度、搅拌头的转速和下压力来改变热输入; (3) 除了摩擦力和搅拌热外, 直接干预焊接区域塑性金属流动的手段有限; (4) 搅拌头容易磨损, 特别是在低温状态下焊接时, 会加速搅拌头的磨损, 甚至可能导致搅拌头折断, 这使得铁基合金、钛合金等高熔点金属的焊接变得困难^[3]; (5) 在进行异种金属的FSW时, 调控异质界面金属间化合物层是一个挑战。

为了克服这些挑战并充分发挥FSW的优势, 研究者们从工艺参数、搅拌头材料、搅拌头外形和施加外部

能场等多个角度进行了探索。这些改进措施各有优点和局限性。本文将重点关注外部能场辅助FSW, 热量辅助和超声振动的引入可以有效降低焊接过程中的轴向力和减小工装压力, 磁场的加入直接干预了焊接区域塑性金属流动。此外, 本文还总结了辅助能场的类型、作用机理以及不同焊接材料对接头性能的影响, 并对相关技术的发展趋势进行了展望。

1 外部热量辅助搅拌摩擦焊

在FSW过程中, 确保母材获得足够的热输入是至关重要的。这使得工件材料能够塑化, 从而确保材料在焊接过程中充分流动, 并形成优质的接头。特别对于某些高熔点或高硬度材料, 如果难以提供足够的热输入, 将导致轴向载荷过大、搅拌头磨损、焊缝飞边和孔洞等缺陷。为了解决这些问题, 外部热量辅助方法应运而生, 主要包括外部电阻辅热、电弧辅热、激光辅热、工件通电辅热和电磁感应辅热。

* 基金项目: 国家自然科学基金(52275339)。

1.1 外部电阻辅热

外部电阻辅热是一种常见的热外部热量辅助焊接方式,作为一种有效的焊接辅助手段,能够优化焊接过程、提高接头质量并降低潜在的缺陷风险。该方式主要通过电阻丝加热带实现。一般将加热带放置在背板的凹槽中,形成加热平台。这有助于减小厚度方向的温度梯度,改善塑性金属的流动能力,从而减少孔洞等焊接缺陷的产生。当对同种金属进行焊接时,外部电阻辅热能够扩大焊核区的尺寸,进一步优化焊缝的成形。以 20 mm 厚的 2024-T4 铝合金轧制板材为例,对其进行预热至特定的温度区间(20~80℃),如图 1 所示^[1],焊核区的宽度、高度和面积均呈现先增大后减小的趋势;在 40℃ 的预热温度下,焊核区的尺寸达到最大,焊缝的成形质量最佳。但需要注意,过高的预热温度可能导致塑性金属向上部高温区迁移,进而产生疏松缺陷。对于 2.5 mm 厚的 Ti-6Al-4V 合金,采用背部加热工艺同样能够有效减小温度梯度和内部应力,不仅降低了接头底部出现撕裂缺陷的概率,还减少了搅拌头的磨损^[2-3]。

异种金属 FSW 方面,在对 20 mm 厚的 5A06 铝合金和 AZ31B 镁合金焊接时,背部加热工艺在增加焊核区面积的同时,也会促进大量金属间化合物 $Al_{12}Mg_{17}$ 和 Al_3Mg_2 脆硬性相生成,较常规 FSW,提高了焊缝接头的硬度,但拉伸强度有所降低^[4]。

1.2 电弧辅热

电弧辅助搅拌摩擦焊(Arc assisted friction stir welding, AAFSW)运用等离子弧或 TIG 电弧装置来预热和软化待焊区材料,从而获得更佳的焊接效果^[5]。在焊接 AM60/AZ31 镁合金板材的试验中,研究人员发现,在接头的抗拉强度和屈服强度不变的情况下,电弧引入后的接头延伸率提高了 57% 左右^[6]。这一显著提升进一步证明了 AAFSW 在提高焊

接质量和性能方面的有效性。

AAFSW 作为辅助热源在异种金属的焊接中发挥了重要作用。它通过增加焊接热输入增强材料的塑性流动,有效提高了接头的强度和延伸率。对于铝/钢这种异种金属的连接,由于钢的硬度较高、流动性较差,传统的 FSW 难以达到理想焊接效果^[7]。为了解决这一问题,研究人员采用电弧作为辅助热源。许惠

斌等^[8]在 3 mm 厚的 2024 铝合金与 Q235 钢的 FSW 中,引入钨极氩弧焊作为辅助热源;试验结果如图 2 所示,随着电流的增加,金属间化合物层(IMCs)厚度并未因电弧的加入而明显变厚,接头的抗拉强度呈现先增大后减小的趋势;此外,部分钢与焊核区的铝形成了“钩连”结构,这增强了接头间的机械咬合力;当电流值为 60 A 时,接头的强度达到最

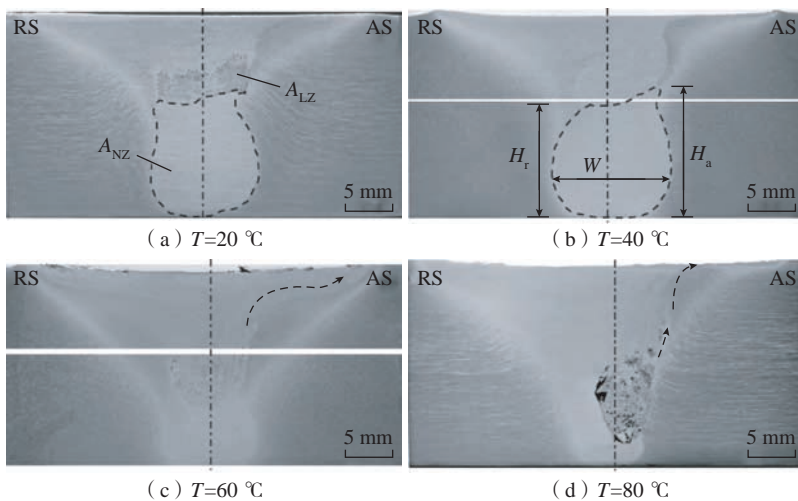


图 1 不同辅助加热温度条件下的焊缝横截面形貌^[1]

Fig.1 Cross sections of welds produced at different assisted preheating temperatures^[1]

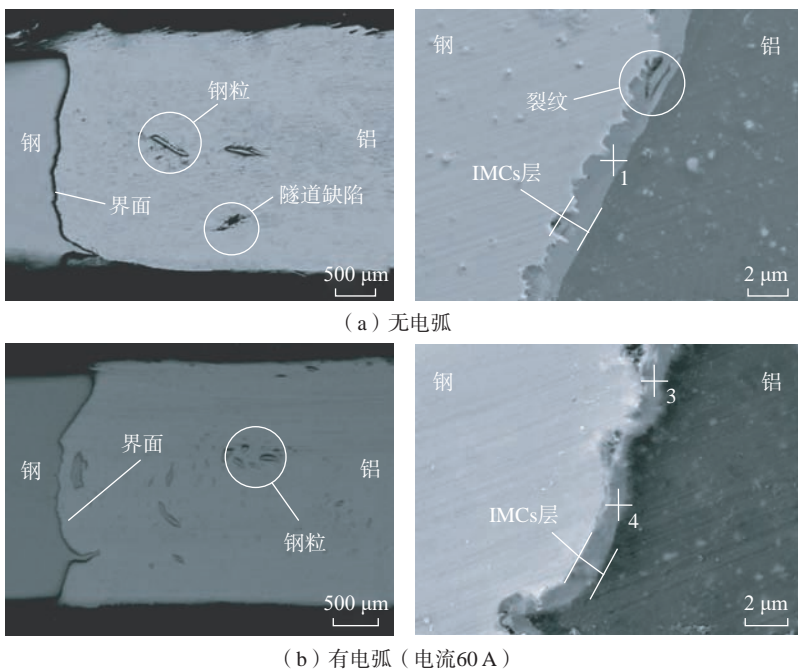


图 2 有无电弧的接头界面宏观形貌和微观形貌^[8]

Fig.2 Macroscopic and microscopic morphology of the joint interface with or without arc^[8]

大值 301 MPa。

在另一项研究中, Bang 等^[9]在焊接 3 mm 厚的铝合金(Al 6061-T6)和不锈钢(STS304)时,也采用了 TIG 电弧作为辅助热源。试验结果显示,电弧的加入增强了不同材料的塑性流动和部分退火效应,使焊缝的伸长率显著增加,再结晶晶粒尺寸略有减小。最终,接头的抗拉强度达到了母材的 93%,远高于传统的 FSW 焊缝的抗拉强度。

此外,根据焊缝两侧材料的熔点性能不同,还可以将电弧偏置进行不对称加热,进一步优化焊接效果,提高接头的质量和性能。

1.3 激光辅助

激光辅助搅拌摩擦焊(Laser-assisted FSW, LAFSW)利用激光能量对母材或搅拌头进行局部预热,如图 3 所示^[10],通过提前软化母材和预热搅拌头,增加了整体热输入,有助于降低轴向力和减少搅拌头的磨损。此外, LAFSW 还能细化晶粒、减小应力和孔洞缺陷,显著提高焊接质量。相比传统的 FSW,激光辅助技术提供了更高的灵活性和精确度,能够更好地控制热输入和焊接过程。这种技术适用于各种材料和复杂结构的焊接。

Campanelli 等^[11]运用 LAFSW 对 5754H111 铝合金板进行焊接。通过对比分析,发现采用 LAFSW 技术焊接的铝合金板焊缝处晶粒更加细小,纵向残余应力降低了约 40 MPa,显著改善了铝合金的焊接性能。

在学者们的努力下, LAFSW 研究取得了更多成果。有研究发现,作用在工件上的激光能量的预热效果,对于位置存在明显的依赖性。在焊接厚度为 2 mm 的中碳钢(S55C)板时,激光施加在工件的后退侧,能明显减少缺陷形成;激光照射在工件的前进侧,可有效降低搅拌头的旋转扭矩^[12]。对于异种金属,激光偏移距离直接影响焊缝成形,距离不足和过大都会导致表面空隙缺陷和

IMCs 层厚度的改变。Fei 等^[13]在焊接 6061-T6 铝合金和纯铜时,发现激光辅助有助于减少金属间化合物的形成,激光偏移距离为 2 mm 时, IMCs 层厚度被控制在约 1 μm ,减少了刀具磨损,增强关节抗拉强度。

当激光能量作用于搅拌头上时,可以迅速预热搅拌头。这种预热能量随后传递到焊缝区域,使焊缝温度迅速升高。许辉等^[14]在对 6061-T6 铝合金进行焊接时,采用了激光同轴复合搅拌摩擦焊技术;试验结果显示,这种方法显著提高了焊缝金属的软化程度,但并未改变焊缝横截面组织的分布。

LAFSW 在铝合金、钢等异种金属的焊接中展现了巨大的潜力,但仍需进一步研究与优化。针对不同材料,需要仔细探究激光功率、加热位置与各种焊接参数之间的最佳配合关系。此外,解决被焊板材的反光问题及降低能源浪费也是未来研究的重要方向。

1.4 工件通电辅助

工件通电辅助搅拌摩擦焊(Electrically assisted friction stir welding, EAFSW)利用高强度电流引起工件软化,如图 4 所示^[15],这种方法常用于异种金属的焊接,因为它能够克服传统 FSW 中轴向力过大、材料塑性流动不足等问题。在工件表面施加连续的直流电(DC)或交流电(AC),通过电塑性效应和焦耳加热的协同效应,有助于改善内部组织^[15]。这不仅能提高焊接效率,还能使接头具有更接近基材的硬度值,并有效抑制脆性金属间化合物的生成。Chowdhury 等^[16]发现,以直流电作为二次热源时,热输入效果更好,焊接效率更高。这意味着直流电在焊接过程中能提供更稳定和高效的热输入,从而提高焊接质量和效率。

Liu 等^[15]设计了一种电辅助加热搅拌摩擦焊系统,对 1.4 mm 厚的 Al 6061 与 TRIP 780 钢进行焊接;这

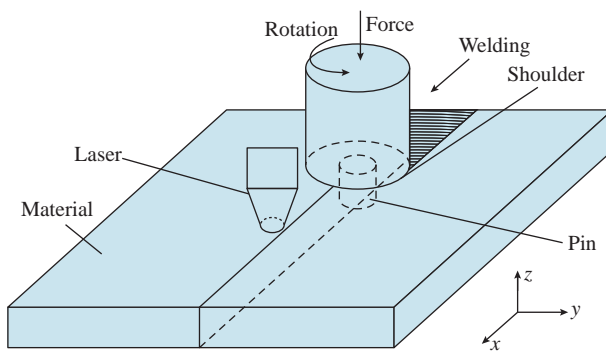


图 3 激光辅助加热 FSW 原理^[10]
Fig.3 Schematic of laser-assisted FSW^[10]

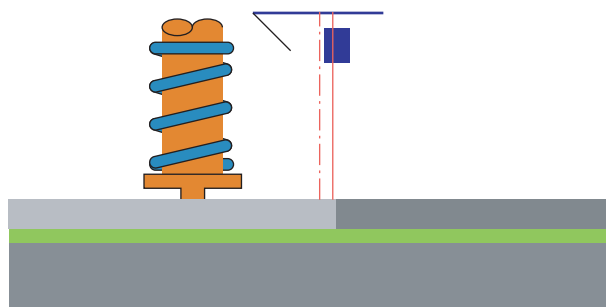


图 4 通电辅助 FSW 示意图^[15]
Fig.4 Schematic of electrically assisted FSW^[15]

一系统的特点是,不使用搅拌头作为电极,而是通过给工件通入高达 560 A 的连续直流电来进行焊接;试验结果显示,EAFSW 显著减小了轴向焊接力,并增强了 Al-Fe 界面处薄层金属间化合物和微互锁特征的形成;这种工艺有效抑制了脆性 IMCs 中裂纹的产生和扩展,从而提高了焊接区的硬度值;当使用直流电搭接 Al 6061 到 TRIP 钢时,发现在前进侧的 Al-Fe 界面上形成了厚度小于 1 μm 的 FeAl 或 Fe₃Al 的 IMCs;这一发现表明,通过电辅助加热,可以有效减小 IMCs 的厚度,从而提高接头搭接的剪切强度。然而,Shaffer 等^[17]采用电流密度为 10 A/mm² 的 DC 电流焊接 Al 6061-T651 与低碳钢时,发现 EAFSW 只改善了组成材料之间的材料流动,并未提高接头强度。

直流电流的大小对于接头力学性能也有一定的影响。Chen 等^[18]在 6 mm 厚 2219 铝合金母材上施加了 0~600 A 的直流电,发现随着电流的增加,温度上升,热输入更加充分,铝合金的流动性有所增加,使接头面积增大;同时,细化了沉淀物 Al₂Cu,使其分布更加均匀,焊区的整体硬度、抗拉强度得到显著提高,如图 5 所示。但是,对于高强度异种材料的连接,随着电流的增加,电阻热增大,接头硬度值略有降低^[19]。

EAFSW 为异种金属的焊接提供了一种有效的解决方案,特别是对于需要高效率和高硬度的应用场景,利用工件自身的电阻效应来改善塑性流动,相对于外部电阻辅热,效果更佳。但是,该技术只能运用在导电材料的 FSW 中,试验过程中通电的安全问题也需要注意。未来的研究可以进一步探索该技术在更多材料和复杂结构上的应用潜力。

1.5 电磁感应辅热

电磁感应加热辅助搅拌摩擦焊 (Induction heating assisted friction stir welding, IHAFSW) 是一种利用电磁

感应原理对待焊材料进行加热,达到软化材料、降低材料流变抗力的焊接方法^[5]。如图 6 所示^[20],当电流流经感应器线圈时会产生磁场,该磁场会使导电材料感应出涡流,这种电子流动会在工件上产生大量热,从而达到加热工件的目的^[21]。

具体来说,局部感应加热在焊接过程中发挥的作用表现在以下 3 点。(1)降低塑性变形阻力。通过感应加热,材料得以软化并易于塑性变形,从而减小了轴向力。(2)细化晶粒。感应加热能够促进材料的动态再结晶,生成更加细小的等轴晶粒。(3)提高接头强度。由于降低了轴向力和摩擦热,金属间碳化物颗粒的尺寸增加,从而提高了焊缝强度。

Raj 等^[22]在焊接 3 mm 厚的 Inconel718 合金时发现,较常规 FSW, IHAFSW 下搅拌区的硬度从 250HV 提高到 370HV,接头极限抗拉强度

达到了母材的 98.8%。这表明感应加热在提高焊缝强度方面发挥了重要作用。然而在对 8 mm 厚 2219 铝合金板材进行焊接时,虽然感应加热有效降低了纵向残余应力峰值,并促使焊核区晶粒实现动态再结晶,但接头微观组织和力学性能的变化并不明显^[23]。这表明感应加热对不同材料的影响有所区别。对于异种金属,感应加热还可以起到提高接头拉伸率的作用。在焊接 AA5052 铝合金与 X12Cr13 不锈钢时,由于金属发生了部分退火,感应加热有效提高了焊缝区的塑性流动,增长了焊缝区域,增强接头延展性,还获得了结构更加精细的重结晶晶粒^[20]。Kaushik 等^[24]在焊接工业纯铝和低碳钢时,利用铝的非磁性,选择性感应加热钢板,发现焊缝区域没有明显的金属间层,接头的延伸率提高了约 34%;但是由于总体热量增加,引起 Al 基质

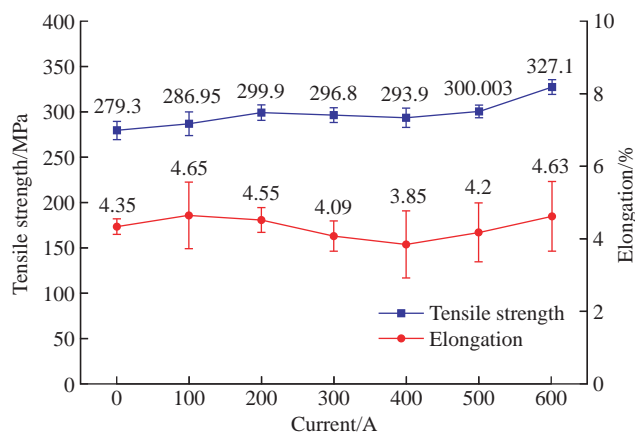


图 5 0~600 A 下 FSW 接头的拉伸性能^[18]

Fig.5 Tensile properties of FSW joints at 0~600 A^[18]

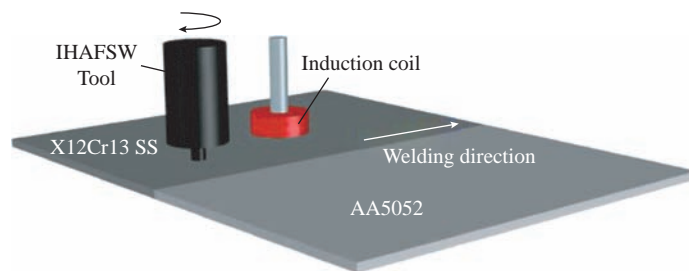


图 6 感应加热 FSW 示意图^[20]

Fig.6 Schematic diagram of IHAFSW^[20]

软化,降低了接头强度。Mohan 等^[20]也发现 IHAFSW 会引起铝/钢接头显微硬度和抗拉强度降低。

IHAFSW 通过降低塑性变形阻力、细化晶粒和提高接头强度等方式优化了焊接过程。然而,对于不同的材料及其厚度的差异,效果会有所不同,并且在实际焊接过程中能量利用率较低,只用于加热工件,并没有充分发挥出磁场的优势。在实际应用中,需要根据具体的材料和工艺要求进行优化和调整。

外部热量辅助搅拌摩擦焊,是在焊接过程中通过增加热输入来提高性能。对于某些材料来说,此种方式会因双重热效应不可避免地削弱接头性能,并且在实际的工业应用中需要考虑效益与成本(试验装置搭建、能量的利用率等)。所以在选择外部热量辅助方式时,需要考量不同的焊接需求和材料特性,如表 1 所示。

2 冷场辅助搅拌摩擦焊

当焊缝的热输入过高时,会导致接头冷却速度降低,进而产生较宽的热影响区,并恶化接头的力学性能。适当降低焊接热输入并提高冷却速度,可消除搅拌区的微孔缺陷、减小热影响区的宽度,有助于获得具有良

好力学性能的焊接接头。根据不同的冷源,冷场辅助的方式可以分为 3 种:水冷/水雾冷却(WF-FSW)、液态 CO₂/液氮冷却(CF-FSW)和空气强制冷却(AF-FSW)。

冷场辅助法是 FSW 中增强接头性能的关键技术。通过提高搅拌区的冷却速度,有效抑制“焊后退火”现象产生,减少了热循环导致的接头软化效应^[25]。此技术利于细化晶粒、优化焊缝表面成形,并全面提升接头的性能,为焊接工艺的进一步发展和优化提供了有力支持。汪虎等^[26]研究了不同冷却介质条件下 7075 铝合金的 FSW 接头组织和性能,发现在水下焊接 3 mm 厚的 7075 铝合金板材时,热影响区明显较窄,焊缝表面质量更优,焊核区和热影响区的晶粒更为细小。此外,液态 CO₂/液氮作为冷却剂展现出卓越的冷却能力,能在相同时间内带走更多热量。在液态 CO₂ 冷却条件下,对 4 mm 厚的 7075-T6 态铝合金板进行焊接,显著提高了冷却速率,有效避免了“焊后退火”,降低了焊缝各区域的温度,并获得更细的晶粒^[27],同时接头的强度、硬度和塑性都得到提升。许楠等^[28]采用液氮冷却方法对 2 mm 厚的 H70 黄铜进行焊接时,发现液氮冷却有效抑

制了由焊后余热带来的退火软化,搅拌区的抗拉强度较母材提高了 58%。

对于异种金属焊接,较高的冷却速率会抑制晶粒生长,提升接头的力学性能,提高焊接效率,减小 IMCs 厚度。相较于传统 FSW,在水下焊接 6 mm 厚的 AA6061 铝合金和 AZ31B 镁合金时,生成的 IMC 更少,接头的抗拉强度由 128 MPa 提升至 182 MPa,接合效率由 51% 提升至 73%,但因为生成的部分 IMC,导致接头的伸长率降低^[29]。在液态 CO₂ 冷却辅助下,进行 AA6065 合金和铜搭接,冷却介质吸收并带走了焊接区多余的热量,有效降低了焊接过程中达到的峰值温度^[30]。

不同的冷却介质的冷却能力不一样,使得接头性能、晶粒大小、IMCs 厚度也有所区别,如表 2 所示^[31]。在焊接 AA3003 铝合金和 A441 AISI 钢金属板时,采用液态 CO₂、强制水和强制空气 3 种不同的冷却介质与传统 FSW 进行比较,发现液态 CO₂ 冷却速率最高,接头具有最高的硬度,晶粒尺寸最小,IMCs 层厚度最小。较低的冷却速率会引起 IMCs 增厚,得到更多的脆性,WF-FSW 的 IMCs 厚度最佳,样品具有最佳的强度。

表 1 不同外部热量辅助方式优缺点及工件特点

Table 1 Advantages and disadvantages of different external heat-assisted methods and the characteristics of workpiece

外部热量辅助方式	优势	应用材料及特点	独特优势	缺点
外部电阻辅助		适用于厚板连接; 20 mm 厚的 2024-T4 铝合金、20 mm 厚的 5A06 铝合金和 AZ31B 镁合金等	装置简单; 减小厚度方向的温度梯度,改善底部缺陷	热量通过接触传递,受热不均匀; 焊接区域有限
激光辅助	减小温度梯度; 改善塑性金属的流动能力; 减少孔洞等焊接缺陷; 细化晶粒; 提升接头性能	5754H111 铝合金板、2 mm 厚的中碳钢(S55C)板、6061-T6 铝合金和纯铜、6061-T6 铝合金等	激光具有更高的灵活性和精确度,能够更好地控制热输入	材料反光,激光利用率不高
电弧辅助		适用于铝钢连接; 3 mm 厚的 2024 铝合金与 Q235 钢、3 mm 厚的铝合金(Al6061-T6)和不锈钢(STS304)等	可以显著提升材料的延伸率; 电弧偏置可随时进行不对称加热	在异种材料 FSW 中,引起 IMC 层增厚
工件通电辅助		适用于异种金属连接; 1.4 mm 厚的 Al 6061 与 TRIP 780 钢、Al 6061-T651 与低碳钢等	DC 作用下焊接效率更高; 有效减小 IMC 层厚度	不适用于非导电材料; 试验装置搭建复杂
电磁感应辅助		3 mm 厚的 Inconel718 合金、8 mm 厚 2219 铝合金板、AA5052 铝合金与 X12Cr13 不锈钢、工业纯铝和低碳钢	显著提升接头的延展性	电磁能量利用率低; 不适用于非导电材料

3 超声辅助搅拌摩擦焊

超声辅助搅拌摩擦焊(Ultrasonic assisted friction stir welding, UAFSW)利用超声振动为金属微粒提供能量,产生高频振动,从而加剧金属微粒的热运动。这种方法显著减小了金属的变形阻力,有助于解决传统FSW中遇到的焊接载荷大、搅拌头易磨损、焊接效率低和接头质量差等问题。在较低的温度下,UAFSW能够为被焊工件提供足够的热输入,促使材料塑化并充分混合,形成高质量的接头。因此,UAFSW展现出巨大的应用潜力。

近年来,众多学者致力于研发各种新型的超声振动复合搅拌摩擦焊接工艺,通过各种方式将超声振动有效地施加到焊接过程中。根据超声振动能量的施加位置,超声辅助可分为将超声振动施加于搅拌头和施加于工件两种方式。

3.1 超声能量施加于搅拌头

超声振动施加在搅拌头上方向不同所产生的效果也不相同,振动能量可横向作用于搅拌头,也可轴向作用于搅拌头。

3.1.1 超声振动横向作用于搅拌头

超声能量通过轴承滚珠作用于搅拌头,再由搅拌头传递至工件的焊接区域,如图7所示^[32]。在焊接过程中,搅拌头一边高速旋转,一边沿垂直焊接方向振动。

这种振动和旋转的复合作用,有助于细化晶粒、减小轴向载荷,并促进材料流动,从而提高焊接质量和效率。Park^[33]首次实现了UAFSW,以横向施加超声振动的方法对6061铝合金板进行对接,施加超声后,轴向载荷明显降低,材料流动更加剧烈,搅拌头后方的空腔被有效填充。这表明超声振动在FSW中起到了关键作用,能够显著改善焊接效果。对于异种金属的焊接,例如3 mm厚的2A12铝合金和AZ31B镁合金,超声振动的作用更加明显;超声振动促

进了晶粒的再结晶,使焊核区晶粒尺寸明显细化;特别是在铝侧的中下部和镁侧的底部,晶粒细化效果更加显著;然而,由于镁合金晶粒发生了更加完全的再结晶行为,减弱了晶粒的取向性,导致镁侧不同区域的织构强度都有所降低^[32]。尽管如此,超声振动仍然为异种金属的焊接提供了有效的解决方案。

当然,这种方法也存在一定局限

性。在焊接过程中,横向的高频振动容易使搅拌头疲劳受损,寿命缩短,超声能量在传递过程中也会使能量沿轴向比较严重地施加在搅拌头上,导致高频振动与搅拌摩擦的复合损失,且能量不能直接传递到焊缝,对底部未焊透缺陷改善并不明显^[5,34]。

3.1.2 超声振动轴向作用于搅拌头

超声振动沿轴向作用,可强化焊缝中下部金属的流变能力,如图8

表2 不同冷却条件下AA3003铝合金和A441 AISI钢的焊接参数对比^[31]

Table 2 Comparison of welding parameters of AA3003 aluminum alloy and A441 AISI steel under different cooling conditions^[31]

焊接方式	冷却介质	Al侧峰值温度/°C	IMCs层数	IMC层厚度/μm	表面流动环径/mm
冷场辅助FSW	液态CO ₂	430	1	2.1	2.2
	水/水雾	480	2	3.0	2.0
	强制空气	500	3	3.6	1.7
常规FSW	—	505	3	4.0	1.3

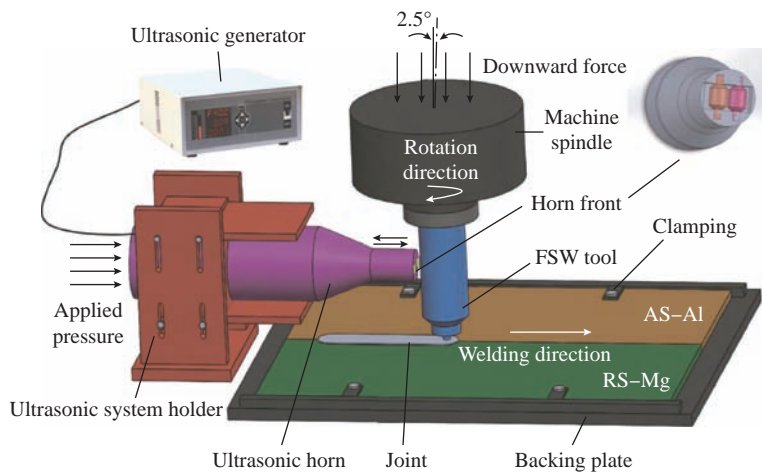


图7 超声横向施加于搅拌头^[32]

Fig.7 Ultrasonic is applied to the stirring head along the horizontal direction^[32]

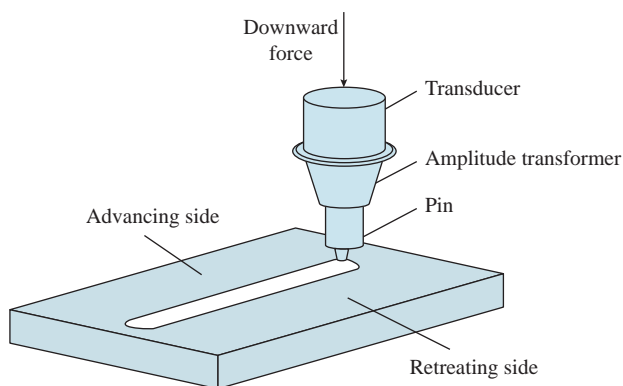


图8 超声沿着轴向施加于搅拌头^[35]

Fig.8 Ultrasonic is applied to the stirring head along the axis^[35]

所示^[35]。这种方式可以有效改善焊缝底部的缺陷,降低纵向残余应力,并提升接头的性能。此外,超声振动还能确保能量的高利用率^[36]。

贺地球等^[37]在焊接 3 mm 厚的 2219-T87 铝合金板时,发现超声的引入使材料的上下流动性得以改善,增大了焊缝底部横截面尺寸,同时能有效抑制焊缝底部缺陷的形成。相比常规 FSW,接头的平均抗拉强度提高了 8.48%。

采用超声辅助,可以减小铝合金薄板焊接中不均匀的温度场和流变场所产生的残余应力。对 1.8 mm 厚的 2024-T4 铝合金进行焊接时,在转速 1200 r/min、焊速 160 mm/min 的参数下引入超声,残余应力分布更加均匀,纵向残余应力比常规 FSW 平均降低了 38 MPa (28.5%),提高了焊件的整体性能^[35]。

轴向施加超声振动的方式可以使超声振动充分作用到焊缝底部,但焊接时作用于搅拌针的超声振动会与轴向压力发生一部分抵消。

3.2 超声能量施加于工件

为了解决上述两种工艺存在系统复杂、适应性不强等问题,武传松等^[38]提出了将超声振动通过工具头直接施加在搅拌头前方的待焊工件上。Liu 等^[39-40]对 3 mm 厚的 2024 铝合金分别进行常规 FSW 和 UAFSW 的对比研究,发现 UAFSW 的主轴扭矩和焊机平均输出功率均较低,超声的作用效果在低热输入条件下更加显著。通过测试发现,超声还可以提高接头的拉伸性能,在高转速下尤为明显。

在焊接 6 mm 的 AZ91-C 镁合金时,超声振动极大提高了 FSW 接头的力学性能。较常规 FSW, UAFSW 使抗拉强度和硬度分别从 195 MPa 和 79HV 增加到 225 MPa 和 87HV,平均粒径从 4 μm 细化至 1.8 μm^[41]。

对于异种材料,超声振动能够有效降低脆性金属间化合物层的生长速

率,提升界面各层的抗拉强度。吴程浩^[42]在研究 UAFSW 时选用 2024-T3 铝合金和 Q235 碳素结构钢,发现较常规 FSW,施加超声振动显著改善了焊缝表面成形质量;沿板厚方向,各层抗拉强度均得到提升,界面上层晶粒由 2.7 μm 细化至 1.8 μm,中层脆性金属间化合物层厚度由 1.71 μm 减薄至 0.90 μm,下层促进了钩状结构向焊缝底部的延伸,形成高强度的机械互锁;此外,超声振动还降低了峰值温度和轴向载荷,但接头底部仍存在部分未焊透缺陷。刘震磊^[43]在研究航空 Al/Mg 材料 FSW 时,将超声装置置于待焊板材下方,增加了焊缝根部金属的材料流动行为,发现可减小甚至消除焊缝底部未焊接缺陷。

综上,超声施加于搅拌头上,可以有效减小轴向载荷和残余应力,在焊接载荷上的作用更大;超声施加于待焊工件上,超声的利用率更高,搅拌头的磨损更小,晶粒细化更加明显,拉伸性能更佳。

在 UAFSW 领域,诸多学者的研究都发现了超声的积极效果,包括有效降低焊接载荷;增强金属流动性,避免缺陷的产生;拓宽焊接工艺参数窗口以及提高接头性能。然而,声致效应机理虽然得到了一些探索,但目前仍然停留在理论阶段,目前尚无学者提出较为体系化的观点。因此,

UAFSW 过程中超声对材料的作用机制有待进一步研究。

4 磁场辅助搅拌摩擦焊

磁场辅助搅拌摩擦焊(Magnetic assisted friction stir welding, MAFSW)主要基于电磁学理论,其核心原理在于利用电磁感应产生的电磁力和热效应,加强焊缝区域塑性金属的搅拌作用(图 9^[44]),进而细化焊核区的晶粒,并促进焊缝塑性金属的流动性。这有效改善了焊缝内部的成形情况,对接头焊接质量的提升起到了积极作用。与 IHAFSW 相比,此技术不需要在焊接区域通电,磁场指向作用区域更精准,同时提高了安全性。

MAFSW 在改善焊接缺陷方面具有显著效果。在 FSW 过程中,造成接头内部缺陷的主要原因在于焊缝区域塑性金属流动不充分和热输入不足,使得塑性状态的金属体积减少。而磁场辅助能够保证热输入的同时,有效促进金属塑性流动,从而有效控制焊接内部缺陷。根据电磁感应原理,焊缝内部金属粒子受到明显的电磁力作用,有助于驱散金属杂质粒子,避免堆积现象,进一步改善焊接缺陷。张皓^[45]设计的同轴旋转磁场辅助(HR-FSW)焊接装置在特定条件下焊接 1 mm 厚的 6061-T6 铝合金薄板时,发现磁场作用使得前

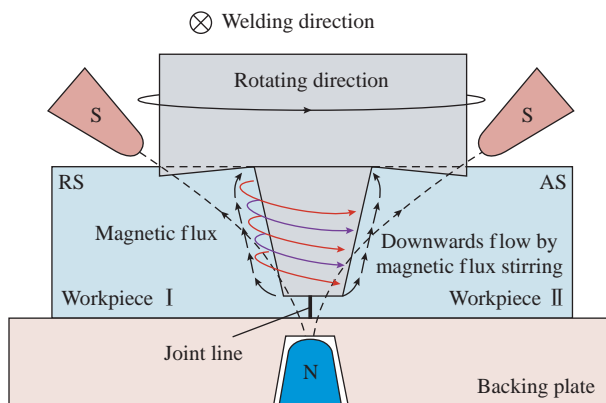


图 9 磁场辅助超高速搅拌摩擦焊接原理图^[44]

Fig.9 Schematic diagram of magnetic field-assisted ultra-fast friction stir welding^[44]

进侧杂质金属堆积及“S”线等焊接缺陷得以消除。李志鹏^[46]在研究永磁体涡流耦合接头成形时也发现,施加的汇聚电流和电磁搅拌力能有效增强不锈钢的塑化效果,形成微观结构中的钩状结构,从而提高316L不锈钢的延展性,抑制显微组织缺陷的形成。

MAFSW在促进晶粒细化方面也有显著效果。在搅拌和磁场的协同作用下,FSW焊接过程中金属的原子层会产生滑动,从而提高金属在搅拌摩擦焊缝内的迁移率。这增强了单位体积塑化金属之间的碰撞与摩擦,促使焊核区形成更为精细的等轴颗粒。Chen等^[44]设计了跟随搅拌头旋转的磁场辅助装置,在特定条件下焊接1 mm厚的6061-T6铝合金时,发现焊缝晶粒明显细化,焊核区平均晶粒尺寸由6.54 μm减小到4.96 μm,并观察到精细的等轴晶体团簇的存在。李志鹏^[46]在研究中也发现焊核区的晶粒得到了显著细化。

MAFSW能显著提高接头的力学性能。根据霍尔-佩奇原理,力学性能与材料晶粒尺寸密切相关。晶粒尺寸越细小,力学性能越高。施加磁场后,接头焊核区中的晶粒尺寸较常规FSW接头焊核区更为细小、组织更加均匀,磁场起到细晶强化的作用。张皓^[45]发现在特定条件下常规FSW和HR-FSW下接头的轴肩作用区和搅拌区显微硬度曲线呈现出“W”型,且接头抗拉强度随焊速增加都呈现出“先升高后下降”的趋势;但两者对比,施加磁场后,接头各区域的硬度和抗拉强度明显更优。

总体而言,MAFSW在改善焊接缺陷、促进晶粒细化以提高接头性能方面展现出显著的优势。未来研究可以进一步深入探索磁场辅助在焊接过程中的作用机制,以期在更广泛的领域发挥其潜力。

5 展望

热量辅助搅拌摩擦焊在对能量的利用率以及双重热循环的控制方面,还需要深入的研究,这将使得对能场作用机制的理解更加深入。

超声辅助搅拌摩擦焊对于声致效应机理虽然进行了一些探索,但依然停留在理论阶段,超声振动如何控制脆性金属间化合物层的种类和厚度,目前尚无学者提出较为体系化的观点。因此,UAFSW过程中超声对材料的作用机制有待进一步研究。

磁场辅助作为一种全新的外部能场辅助方法,已被初步证明辅助焊接的可行性,对于该领域还需要有更深层次的理论与试验研究。这将有助于开发出更加高效可靠的焊接工艺,磁场辅助搅拌摩擦焊技术有望在更广泛领域得到应用。

6 结论

本文通过综述外加能量辅助搅拌摩擦焊的研究进展,得出以下结论。

(1)通过整理近年来在预热、冷却、超声、磁场的辅助作用下,对同种或异种材料FSW焊接工艺、材料流动、焊缝力学性能、表面形貌、微观结构影响的研究,证实了外部能场的加入对于FSW有积极的影响。

(2)通过控制焊接能量的输入,塑性变形阻力有所降低,接头强度及延展性有所改善,焊接效率得到提高。

(3)部分外加能场辅助FSW方式的弊端明显,复杂程度和接头力学性能的提升效果不成正比,如装置搭建方式复杂、能量难以控制及利用率低,因此相关技术实现工程化应用还需要进一步优化。

参考文献

[1] 毛育青,赵艺达,江周明,等.辅助加热温度对铝合金厚板FSW焊缝成形的影

响[J].航空学报,2018,39(12):421-428.

MAO Yuqing, ZHAO Yida, JIANG Zhouming, et al. Effect of assisted preheating temperature on weld formation of FSW of aluminum alloy thick plates[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2018, 39(12): 421-428.

[2] 王玉晓. TC4钛合金背面加热辅助FSW的接头成形与性能研究[D].沈阳:沈阳航空航天大学,2017.

WANG Yuxiao. Study on forming and properties of TC4 titanium alloy joint assisted by back heating FSW[D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2017.

[3] JI S D, LI Z W, WANG Y, et al. Joint formation and mechanical properties of back heating assisted friction stir welded Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials & Design, 2017, 113: 37-46.

[4] 曾浩然. 搅拌针形貌及辅助加热对铝/镁FSW焊缝成形的影响[D].南昌:南昌航空大学,2019.

ZENG Haoran. Influence of stirring needle morphology and auxiliary heating on forming of Al/Mg FSW weld[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2019.

[5] 孙金睿,朱海,孙龙,等.外加能量辅助搅拌摩擦焊的最新研究进展[J].热加工工艺,2018,47(5):15-20.

SUN Jinrui, ZHU Hai, SUN Long, et al. Latest research progress of energy assisted friction stir welding[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(5): 15-20.

[6] LIU H J, GUO N, FENG J C. Friction stir welding assisted by microplasma arc[C]// Proceedings of 6th International Symposium on Friction Stir Welding. Montreal, 2006.

[7] 周春东. 钢的热源辅助搅拌摩擦焊装备与工艺研究[D].南京:南京理工大学,2017.

ZHOU Chundong. Study on equipment and technology of heat source-assisted friction stir welding of steel[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2017.

[8] 许惠斌,罗磊,张硕等.焊接电流对电弧辅助下铝钢搅拌摩擦焊接头界面微观结构的影响[C]//第二十次全国焊接学术会议论文集.兰州,2015.

XU Huibin, LUO Lei, ZHANG Shuo, et al. The influence of welding current on the microstructure of aluminum-steel mixing friction welding head interface by arc assistance[C]// Proceedings of the 20th National Welding Conference. Lanzhou, 2015.

[9] BANG H, BANG H, JEON G, et al.

Gas tungsten arc welding assisted hybrid friction stir welding of dissimilar materials Al6061-T6 aluminum alloy and STS304 stainless steel[J]. *Materials & Design*, 2012, 37: 48–55.

[10] 宋新华, 修腾飞, 金湘中, 等. 激光辅助加热搅拌摩擦焊 3 维流场数值模拟[J]. *激光技术*, 2016, 40(3): 353–357.

SONG Xinhua, XIU Tengfei, JIN Xiangzhong, et al. Numerical simulation of 3-D flow field on laser-assisted heating friction stir welding of steel[J]. *Laser Technology*, 2016, 40(3): 353–357.

[11] CAMPANELLI S L, CASALINO G, CASAVOLA C, et al. Analysis and comparison of friction stir welding and laser assisted friction stir welding of aluminum alloy[J]. *Materials*, 2013, 6(12): 5923–5941.

[12] WADA T, MORISADA Y, SUN Y F, et al. Friction stir welding of medium carbon steel with laser-preheating[J]. *ISIJ International*, 2020, 60(1): 153–159.

[13] FEI X J, YE Y, JIN L L, et al. Special welding parameters study on Cu/Al joint in laser-heated friction stir welding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 256: 160–171.

[14] 许辉, 封小松, 尹玉环, 等. 激光同轴辅助搅拌摩擦焊的激光加热特性研究[J]. *焊接技术*, 2017, 46(5): 73–77.

XU Hui, FENG Xiaosong, YIN Yuhuan, et al. Study on laser heating characteristics of laser coaxial assisted friction stir welding[J]. *Welding Technology*, 2017, 46(5): 73–77.

[15] LIU X, LAN S H, NI J. Electrically assisted friction stir welding for joining Al 6061 to TRIP 780 steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 219: 112–123.

[16] CHOWDHURY I, SENGUPTA K, SINGH D K, et al. Study of mechanical properties of mild steel joint made by electrically assisted friction stir welding using DC and AC[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 44: 3959–3966.

[17] SHAFFER D, GRIMM T J, RAGAI I, et al. Utilization of XSYTIN-1 tool in electrically-assisted friction stir welding of dissimilar metals—Al 6061-T651 to mild steel[J]. *Advanced Materials Research*, 2019, 1152: 31–41.

[18] CHEN S J, ZHANG H W, JIANG X Q, et al. Mechanical properties of electric assisted friction stir welded 2219 aluminum alloy[J]. *Journal of Manufacturing Processes*,

2019, 44: 197–206.

[19] SENGUPTA K, MONDAL A K, BOSE D, et al. Characterization of electrical assisted friction stir welded for joining similar and dissimilar material plates of mild steel and stainless steel[C]//*Proceedings of 2020 IEEE 1st International Conference for Convergence in Engineering (ICCE)*. Piscataway: IEEE, 2020: 26–31.

[20] MOHAN D G, TOMKÓW J, GOPI S. Induction assisted hybrid friction stir welding of dissimilar materials AA5052 aluminium alloy and X12Cr13 stainless steel[J]. *Advances in Materials Science*, 2021, 21(3): 17–30.

[21] 姜红扬. 局部感应加热对 2219 铝合金焊缝组织和性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.

JIANG Hongyang. Influence of local induction heating process on 2219 aluminum alloy texture and property[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.

[22] RAJ S, BISWAS P. High-frequency induction-assisted hybrid friction stir welding of inconel 718 plates[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2022, 144(4): 041014.

[23] 王斌, 刘含伟, 李庆庆, 等. 高频感应加热处理对 2219 铝合金 FSW 焊接接头残余应力的影响[J]. *电焊机*, 2019, 49(5): 59–63.

WANG Bin, LIU Hanwei, LI Qingqing, et al. Effect of high frequency induction heating on residual stress of 2219 alloy FSW welded joints[J]. *Electric Welding Machine*, 2019, 49(5): 59–63.

[24] KAUSHIK P, KUMAR DWIVEDI D. Induction preheating in FSW of Al-Steel combination[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 46: 1091–1095.

[25] JIANG Y M, ZHAO Y, ZHAO Z X, et al. The strengthening mechanism of FSWed spray formed 7055 aluminum alloy under water mist cooling condition[J]. *Materials Characterization*, 2020, 162: 110185.

[26] 汪虎, 韦叶, 王巍, 等. 7075 铝合金不同冷却介质条件下搅拌摩擦焊接头的组织与性能[J]. *电焊机*, 2020, 50(3): 70–74.

WANG Hu, WEI Ye, WANG Wei, et al. Microstructure and property of 7075 aluminium alloy weld joint by FSW[J]. *Electric Welding Machine*, 2020, 50(3): 70–74.

[27] LUO L, YANG B H, YANG X R, et al. Effects of different cooling conditions on microstructure and precipitation behavior of

fine-grained Al-Zn-Mg-Cu alloy friction stir welding joint[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 4534–4550.

[28] 许楠, 包晔峰, 宋元宁. H70 黄铜冷源辅助搅拌摩擦焊接头微观组织和力学性能分析[J]. *焊接学报*, 2018, 39(7): 93–96.

XU Nan, BAO Yefeng, SONG Qining. Research on microstructure and mechanical properties of cold source assisted friction stir welded H70 brass joint[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(7): 93–96.

[29] MEHTA K P, CARLONE P, ASTARITA A, et al. Conventional and cooling assisted friction stir welding of AA6061 and AZ31B alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 759: 252–261.

[30] DERAZKOLA H A, ELYASI M. Cooling-assist friction stir welding: A case study on AA6068 aluminum alloy and copper joint[J/OL]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, [2023–11–03]. <https://doi.org/10.1177/09544054231209779>.

[31] AGHAJANI DERAZKOLA H, GARCÍA E, EYVAZIAN A, et al. Effects of rapid cooling on properties of aluminum-steel friction stir welded joint[J]. *Materials*, 2021, 14(4): 908.

[32] 井瑞, 谭茂举, 武传松, 等. 2A12/AZ31B 异质合金超声振动辅助搅拌摩擦焊核心区晶粒组织[J]. *材料工程*, 2023, 51(12): 75–83.

JING Rui, TAN Maoju, WU Chuansong, et al. Grain structure in ultrasonic vibration assisted friction stir weld nugget zones of 2A12/AZ31B dissimilar alloys[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2023, 51(12): 75–83.

[33] PARK K. Development and analysis of ultrasonic assisted friction stir welding process[D]. Fort Anna: University of Michigan, 2009.

[34] 钟益斌. 超声辅助 FSW 的振动施加方式与工艺实验研究[D]. 济南: 山东大学, 2016.

ZHONG Yibin. Experimental study on vibration application mode and technology of ultrasonic-assisted FSW[D]. Jinan: Shandong University, 2016.

[35] 叶绍勇, 贺地求, 杨坤玉, 等. 超声辅助搅拌摩擦焊对焊缝残余应力的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(7): 1843–1847.

YE Shaoyong, HE Diqiu, YANG Kunyu, et al. Effect of ultrasonic assisted friction stir

welding on residual stress of welded joint[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(7): 1843–1847.

[36] 何长树, 郗默繁, 张志强, 等. 轴向超声振动对搅拌摩擦焊过程中金属流动行为的影响[J]. *金属学报*, 2021, 57(12): 1614–1626.

HE Changshu, QIE Mofan, ZHANG Zhiqiang, et al. Effect of axial ultrasonic vibration on metal flow behavior during friction stir welding[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57(12): 1614–1626.

[37] 贺地求, 赵志峰, 赖瑞林, 等. 2219-T87 超声辅助搅拌摩擦焊接头组织与性能[J]. *湖南大学学报(自然科学版)*, 2018, 45(4): 41–47.

HE Diqiu, ZHAO Zhifeng, LAI Ruilin, et al. Research on the microstructure and mechanical properties of ultrasonic assisted friction stir welding joints of 2219-T87 aluminum alloy[J]. *Journal of Hunan University (Natural Sciences)*, 2018, 45(4): 41–47.

[38] 武传松, 刘小超. 超声振动辅助搅拌摩擦焊的研究进展[J]. *焊接*, 2013(4): 3–8, 69.

WU Chuansong, LIU Xiaochao. Research

progress and trends in ultrasound vibration assisted friction stir welding[J]. *Welding & Joining*, 2013(4): 3–8, 69.

[39] LIU X C, WU C S. Material flow in ultrasonic vibration enhanced friction stir welding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 225: 32–44.

[40] LIU X C, WU C S, PADHY G K. Characterization of plastic deformation and material flow in ultrasonic vibration enhanced friction stir welding[J]. *Scripta Materialia*, 2015, 102: 95–98.

[41] BARADARANI F, MOSTAFAPOUR A, SHALVANDI M. Effect of ultrasonic assisted friction stir welding on microstructure and mechanical properties of AZ91-C magnesium alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, 29: 2514–2522.

[42] 吴程浩. 附加超声对铝/钢 FSW 接头界面行为及力学性能的影响[D]. 济南: 齐鲁工业大学, 2023.

WU Chenghao. Effect of additional ultrasound on interface behavior and mechanical properties of aluminum/steel FSW joints[D]. Jinan: Qilu University of Technology, 2023.

[43] 刘震磊. 超声辅助航空 Al/Mg 材

料搅拌摩擦焊机理及工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.

LIU Zhenlei. Study on mechanism and technology of ultrasonic-assisted friction stir welding of aviation Al/Mg materials[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.

[44] CHEN X Y, CHEN S J, LIU Z H, et al. Magnetic field-assisted ultra-high-speed friction stir welding[J]. *Materials Letters*, 2023, 331: 133447.

[45] 张皓. 6061-T6 铝合金薄板磁场辅助高转速搅拌摩擦焊工艺研究[D]. 镇江: 江苏科技大学, 2022.

ZHANG Hao. Study on high-speed friction stir welding technology of 6061-T6 aluminum alloy sheet assisted by magnetic field[D]. Zhenjiang: Jiangsu University of Science and Technology, 2022.

[46] 李志鹏. 铝/钢异种金属永磁体涡流耦合高转速搅拌摩擦焊接技术[D]. 镇江: 江苏科技大学, 2020.

LI Zhipeng. Eddy current coupling high-speed friction stir welding technology for aluminum/steel dissimilar metal permanent magnets[D]. Zhenjiang: Jiangsu University of Science and Technology, 2020.

Review of External Energy Field Assisted Friction Stir Welding

CHEN Shujin, ZHANG Shuai, ZHANG Rongzhou, LI Zhihao, LI Moqi, LIU Jianhua

(School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212100, China)

[ABSTRACT] External energy field assisted friction stir welding (FSW) is an improved solid-phase welding method that is widely used in aerospace, automotive manufacturing, and energy industries. By introducing external energy, the microstructure and properties of the joint can be improved, thereby enhancing the welding quality and efficiency. This article classifies external energy field-assisted FSW techniques, summarizes the selection and control of energy fields, optimization of process parameters, and summarizes the effects of external energy fields on welding temperature, axial load, and joint microstructure and properties. Finally, this article summarizes the future development trends of external energy field-assisted FSW technology.

Keywords: Friction stir welding (FSW); External energy field methods; Joint performance; Grain refinement; Axial loading; Temperature gradient

(责编 逸飞)

引文格式: 倪雁冰, 刘武, 高康歌, 等. 双机镜像搅拌摩擦焊顶锻力变化规律与影响因素研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 24-33.

NI Yanbing, LIU Wu, GAO Kangge, et al. Research on variation law and influencing factors of forging force in dual-robot mirror friction stir welding[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 24-33.

双机镜像搅拌摩擦焊顶锻力变化规律与影响因素研究*

倪雁冰¹, 刘武¹, 高康歌¹, 赵慧慧², 董吉义², 孟少飞¹, 肖聚亮¹, 刘海涛¹

(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] 随着搅拌摩擦焊板厚增大, 设备承载能力无法满足单侧搅拌摩擦焊的高顶锻力要求, 因而难以形成质量良好的焊缝。为了降低设备所受顶锻力, 本文提出了一种双机镜像搅拌摩擦焊工艺方法, 研究了工艺过程中顶锻力的变化规律和影响因素, 并验证了该工艺的可行性和优越性。首先, 建立热力耦合的有限元仿真模型, 得到顶锻力随板厚的变化规律, 同时得到了双机镜像搅拌摩擦焊工艺能够减小顶锻力的结论; 之后, 建立顶锻力估计模型, 并基于数据驱动对模型进行试验修正和验证, 实现无传感器的顶锻力监测; 最后, 在搭建好的试验平台样机上开展了镜像焊接试验、3组工艺参数的多因素试验及单侧搅拌摩擦焊对比试验, 得到顶锻力随时间的变化规律和工艺参数的影响, 验证了双机镜像搅拌摩擦焊工艺可以减小搅拌头所受顶锻力、降低设备承载能力需求的作用。

关键词: 搅拌摩擦焊接; 顶锻力; 双机器人; 热力耦合仿真; 力估计; 工艺参数

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.024



倪雁冰

教授, 博士生导师, 研究方向为先进制造装备与系统、计算机辅助制造、机器人技术。

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

搅拌摩擦焊接(Friction stir welding, FSW)是一种新型的固态连接技术, 由英国焊接研究所(TWI)在1991年发明^[1], 由于具有焊接温度低、接头残余应力小、焊接工件变形小等优点, 迅速在航空航天领域得到广泛应用。随着人类探索太空能力的拓展, 重型运载火箭将成为载人登月和深空探测等长期发展规划的基础运载工具, 其燃料贮箱直径将达到10 m, 贮箱壁厚也将从8 mm增大到18~30 mm。随着焊接板厚的增加, FSW任务表现出了搅拌头受力过大、设备承载能力不足等问题^[2-3], 这些问题对FSW装备自身的承载能力提出了更高的要求, 同时也亟需探索新的工艺形式。

目前常用的FSW装备主要有4

种: 普通机床改造、专用FSW装备、串联构型机器人装备和并混联构型机器人装备^[4], 而机器人搅拌摩擦焊技术以高灵活性和复杂结构件加工的适应能力成为近年来的重要发展方向^[5]。并混联构型装备相比于其他构型装备, 具有较高的轴向刚度, 这与FSW的高顶锻力相匹配; 同时还具备误差累积小、运动对称性高、动态响应好、便于模块化设计等优点^[6-7], 适合完成FSW加工任务。

在中厚板FSW中, 通常采用的工艺为单侧一次焊接直接成形, 或者单侧焊接-翻转-单侧焊接的双面先后成形方法。Ma等^[8]采用单侧直接成形的工艺, 发现焊缝底部强度较低。秦丰等^[9]采用双面先后成形加工25 mm板厚的6082-T6铝合金,

得到了致密的焊缝。Nath 等^[10]对单双面 FSW 进行对比,发现双面成形在抗拉强度和弯曲强度方面更优。一次焊接成形由于扎入深度更大,需要焊接设备能够承载较大的顶锻力,目前仅有部分专用 FSW 装备能够胜任;双面先后成形则需要更多工序,加工时间长,且对于大型复杂工件的可行性差^[11]。镜像 FSW 是一种面向中厚板 FSW 的新焊接工艺,不需要垫板提供刚性支撑,两搅拌头镜像布置,互为支撑,每个搅拌头只需焊接一半厚度的材料,能显著降低顶锻力^[12]。

为了降低设备承载能力以及提高焊接效率,本文提出了双机镜像搅拌摩擦焊(Dual-robot mirror friction stir welding, DMFSW)工艺。DMFSW 工艺的主要技术特点包括:(1)两台带有长行程进给单元的 3-PRS 构型混联机器人装备镜像布置在工件两侧;(2)两侧装备同时作业,镜像进给,两侧搅拌头互为支撑,互为热源,完成 FSW 工艺过程。

顶锻力测量主要分为直接测量和间接测量两种方式。直接测量是通过安装力传感器采集作用在搅拌头上的载荷^[13-14],力传感器虽易于获得顶锻力信息,但是受噪声影响大,且成本较高^[15];间接测量方法不直接测量顶锻力,而是通过采集电机扭矩的数据,通过机器人的雅可比矩阵计算所受顶锻力^[16-17]。考虑到 DMFSW 工艺导致两侧顶锻力相互抵消,无法使用力传感器直接测量,需要采用间接估计的方式获取顶锻力。但是由于存在顶锻力模型的不确定性,估计精度较低^[18],需要对顶锻力模型进行修正以提高估计精度。

本文依托国家重点研发计划专项,针对 DMFSW 工艺过程顶锻力的变化规律与影响因素开展了研究。首先,利用热力耦合仿真模型得到了 DMFSW 顶锻力的变化规律,以及板厚变化对顶锻力的影响;其次,利用

混联装备的静力学模型建立了顶锻力估计模型,并基于数据驱动对模型进行试验修正和验证,实现了无传感器的顶锻力间接测量;最后,在搭建的试验平台样机上开展了一系列试验,探究了顶锻力随时间的变化规律和工艺参数的影响,并与单侧 FSW 对比验证了 DMFSW 工艺可以减小顶锻力、降低设备承载能力需求的作用。

1 DMFSW 工艺顶锻力建模分析

1.1 DMFSW 工艺机理探究

DMFSW 焊接过程如图 1 所示,与单侧 FSW 相比,DMFSW 不需要使用垫板提供刚性支撑,而是采用两侧搅拌头相对于工件镜像布置的方式完成焊接,使用工装夹具压紧工件提供定位,两侧搅拌头互为支撑。DMFSW 过程中,两侧搅拌头由两个主轴分别提供转速,保持一定的倾角,并满足镜像位置约束关系,在两台混联装备的带动下同时压入,之后镜像进给,一次性完成全部焊接过程,无需重复装夹。同时搅拌头只需扎入一半的板厚,两侧搅拌头互为支

撑,将顶锻力转化为工具间的内力,因此可以使用尺寸更小的搅拌头,所需的顶锻力近似减半,减小了对装备的承载要求。此外,两侧搅拌头单独控制,能够实现同向、异向、差速驱动,便于实现工艺的综合调控。

通过有限元方法建立 DMFSW 热力耦合仿真模型,对 DMFSW 工艺过程中顶锻力的变化规律进行研究。采用流固耦合(Coupled eulerian lagrangian, CEL)方法,能够有效避免焊接过程中的工件大变形导致的网格畸变。将搅拌头设置为拉格朗日体,工件模型设置为欧拉体,在焊接阶段利用工件的欧拉体流动模拟搅拌头和工件之间的相对运动,如图 2 所示。

首先要设置材料属性,并确定工件的本构模型。为了保证与试验结果的匹配,材料上选择 AA6061-T6 铝合金,化学成分如表 1 所示,材料特性随温度变化如表 2 所示^[19]。本构模型可以表示材料流变应力和应变、应变率及温度之间的关系,本文采用如式(1)的应变补偿修正 Arrhenius 本构模型对材料流变应力

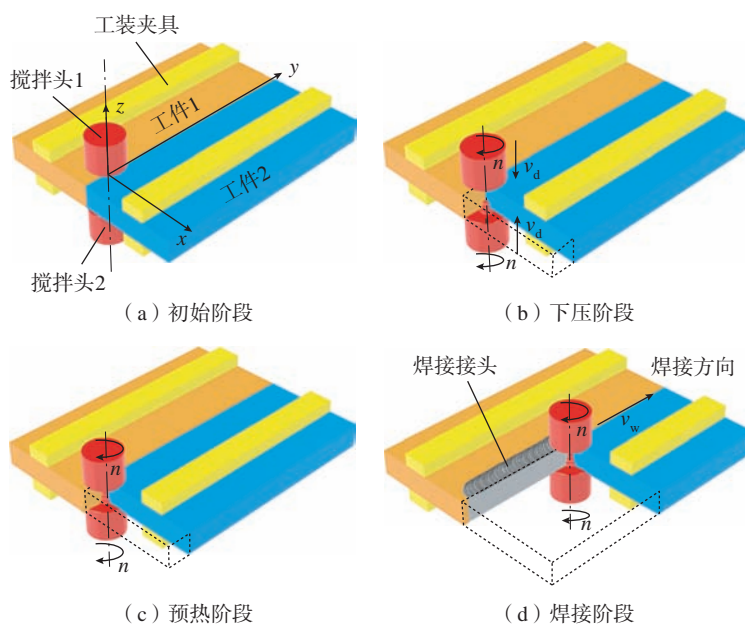


图 1 DMFSW 过程示意图

Fig.1 Schematic diagram of DMFSW

进行描述。

$$\sigma = \frac{1}{\alpha_{Ar}} \ln \left\{ \left(\frac{Z_{Ar}}{A_{Ar}} \right)^{2/n_{Ar}} + \left[\left(\frac{Z_{Ar}}{A_{Ar}} \right)^{2/n_{Ar}} + 1 \right]^{1/2} \right\}$$

$$Z_{Ar} = \dot{\varepsilon} \exp \left(\frac{Q_{Ar}}{R_{Ar} T_c} \right) = A_{Ar} [\sinh(\alpha_{Ar} \sigma)]^{n_{Ar}}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \alpha_{Ar}(\varepsilon) = B_{\alpha_{Ar}0} + B_{\alpha_{Ar}1} \varepsilon + B_{\alpha_{Ar}2} \varepsilon^2 + \\ B_{\alpha_{Ar}3} \varepsilon^3 + B_{\alpha_{Ar}4} \varepsilon^4 + B_{\alpha_{Ar}5} \varepsilon^5 + B_{\alpha_{Ar}6} \varepsilon^6 \\ n_{Ar}(\varepsilon) = B_{n_{Ar}0} + B_{n_{Ar}1} \varepsilon + B_{n_{Ar}2} \varepsilon^2 + \\ B_{n_{Ar}3} \varepsilon^3 + B_{n_{Ar}4} \varepsilon^4 + B_{n_{Ar}5} \varepsilon^5 + B_{n_{Ar}6} \varepsilon^6 \\ Q_{Ar}(\varepsilon) = B_{Q_{Ar}0} + B_{Q_{Ar}1} \varepsilon + B_{Q_{Ar}2} \varepsilon^2 + \\ B_{Q_{Ar}3} \varepsilon^3 + B_{Q_{Ar}4} \varepsilon^4 + B_{Q_{Ar}5} \varepsilon^5 + B_{Q_{Ar}6} \varepsilon^6 \\ \ln A_{Ar}(\varepsilon) = B_{L_{Ar}0} + B_{L_{Ar}1} \varepsilon + B_{L_{Ar}2} \varepsilon^2 + \\ B_{L_{Ar}3} \varepsilon^3 + B_{L_{Ar}4} \varepsilon^4 + B_{L_{Ar}5} \varepsilon^5 + B_{L_{Ar}6} \varepsilon^6 \end{array} \right. \quad (1)$$

式中, σ 为材料的流变应力; α_{Ar} 和 A_{Ar} 均为材料常数; Z_{Ar} 为基于温度补偿的应变率因子; n_{Ar} 为加工硬化指数; Q_{Ar} 为激活能常数; R_{Ar} 为摩尔气体常数, 取值为 8.314472; $B_{\alpha_{Ar}i}$ 、 $B_{n_{Ar}i}$ 、 $B_{Q_{Ar}i}$ 和 $B_{L_{Ar}i}$ 为应变补偿系数, 如表 3 所示。

之后设置工件与搅拌头和外界之间的接触条件。假设工件与夹具之间无滑移, 因此工件与搅拌头之间存在大量摩擦产热, 而摩擦随温度不同会表现出不同的形式, 工件温度较低时主要表现为滑动摩擦, 工件温度升高则主要表现为剪切摩擦。因此需要采用随温度变化的修正库仑摩擦模型, 才能够精确描述工件与搅拌头的摩擦作用, 6061-T6 铝合金与搅拌头 H13 钢之间随温度变化的摩擦系数为 0.203/100 °C、0.174/200 °C、0.099/300 °C、0.031/400 °C、0.008/500 °C。而工件和环境之间存在对流换热过程, 需要设置对流换热系数和环境温度来精确描述工件热量流失。假设工件与空气直接接触, 设置热对流系数为 50 W/(m²·°C), 环境温度为 25 °C, 并忽略夹具与搅拌头的传热。

最后根据工艺参数设置材料的运动约束条件。FSW 的主要工艺参数为倾角、下压量、搅拌头转速和焊

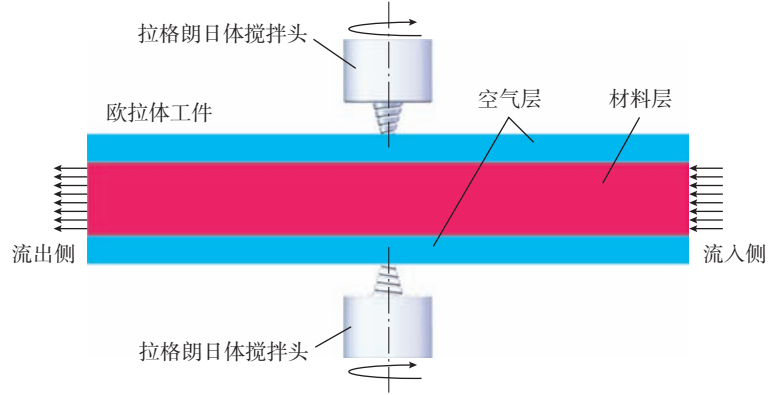


图 2 DMFSW 热力耦合仿真模型示意图

Fig.2 Schematic diagram of thermal-mechanical coupling simulation model of DMFSW

表 1 6061-T6 铝合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 6061-T6 aluminum alloy (mass fraction) %

Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
0.15~0.4	0.4~0.8	0.7	0.15	0.8~1.2	0.25~0.50	0.04~0.35	0.15

表 2 6061-T6 铝合金热物理参数^[19]

Table 2 Thermophysical parameter of 6061-T6 aluminum alloy^[19]

温度 / °C	导热系数 / (W·m ⁻¹ ·°C ⁻¹)	密度 / (kg·m ⁻³)	杨氏模量 / GPa	泊松比	比热容 / (J·kg ⁻¹ ·°C ⁻¹)
37.8	162	2685	88.54	0.34	945
93.3	177	2685	66.19	0.34	978
148.9	184	2667	63.09	0.34	1000
204.4	192	2657	59.19	0.34	1030
260	201	2657	53.99	0.34	1050
315.6	207	2630	47.47	0.34	1080
371.1	217	2630	40.30	0.34	1100
426.7	223	2602	31.72	0.34	1130

表 3 本构方程应变补偿系数

Table 3 Constitutive equation strain compensation coefficient

α	n	Q	$\ln A_r$				
$B_{\alpha_{Ar}0}$	0.014	$B_{n_{Ar}0}$	9.9	$B_{Q_{Ar}0}$	72.43	$B_{L_{Ar}0}$	14.6
$B_{\alpha_{Ar}1}$	-0.1	$B_{n_{Ar}1}$	-17.2	$B_{Q_{Ar}1}$	1329.21	$B_{L_{Ar}1}$	257.2
$B_{\alpha_{Ar}2}$	0.4	$B_{n_{Ar}2}$	64.1	$B_{Q_{Ar}2}$	-7997.23	$B_{L_{Ar}2}$	-1583.6
$B_{\alpha_{Ar}3}$	-1.4	$B_{n_{Ar}3}$	-150.6	$B_{Q_{Ar}3}$	22976.43	$B_{L_{Ar}3}$	4626.1
$B_{\alpha_{Ar}4}$	2.4	$B_{n_{Ar}4}$	235.1	$B_{Q_{Ar}4}$	-34755.1	$B_{L_{Ar}4}$	-7088.1
$B_{\alpha_{Ar}5}$	-2	$B_{n_{Ar}5}$	-208.1	$B_{Q_{Ar}5}$	26728.75	$B_{L_{Ar}5}$	5508.2
$B_{\alpha_{Ar}6}$	0.7	$B_{n_{Ar}6}$	75.5	$B_{Q_{Ar}6}$	-8250.09	$B_{L_{Ar}6}$	-1714.7

接速度,为了与试验结果形成对比,选择 12 mm 典型板厚并制定工艺参数,结合所使用的搅拌头尺寸,总结出如表 4 所示的参数。

1.2 DMFSW 顶锻力仿真结果分析

按照表 2 中的参数完成 DMFSW 的热力耦合有限元仿真,得到如图 3 所示 DMFSW 过程中两侧搅拌头所受顶锻力的仿真结果,进一步改变工件厚度,采用同样的仿真方法对 DMFSW、同板厚的单侧 FSW 以及 1/2 板厚的单侧 FSW 进行仿真,将所受顶锻力进行对比分析,分析结果如图 4 所示。

由图 3 可知,在轴肩压入瞬间及搅拌头开始横移瞬间,会出现两个峰值,之后进入焊接阶段,焊接阶段由于忽略了工件、夹具及搅拌头之间的换热,顶锻力会经过一段时间的降低后逐渐保持稳定。在表 4 所示的工艺参数下,DMFSW 峰值顶锻力为 10125 N,焊接阶段平均顶锻力为 4998 N。镜像布置的两搅拌头所受顶锻力大小基本相等,在各个阶段的变化趋势相同,这表明镜像布置方案能够使得两侧搅拌头和设备的受力平衡,保证了焊接质量的稳定。

从图 4 中可以看出,DMFSW 的峰值顶锻力只有同板厚单侧 FSW 的 50% 左右,比 1/2 板厚单侧 FSW 峰值顶锻力同样减小了 10% 以上。这是由于所使用的搅拌头尺寸比同板厚单侧 FSW 更小,减少了受力面积,因此受力更小;与 1/2 板厚单侧 FSW 相比,由于存在两个搅拌头热源的相互耦合作用,焊接区温度更高,峰值顶锻力减小。进一步分析,随着板厚的增大,DMFSW 的顶锻力减小程度分别由 42% 和 10% 增大至 59% 和 13%,这表明板厚改变对 DMFSW 工艺的影响更小,随着板厚的增大,DMFSW 减小顶锻力的优势将更加明显,这一结论为采用 DMFSW 实现厚板焊接的工艺方案提供了仿真数据支撑。

表 4 热力耦合仿真搅拌头尺寸及工艺参数

Table 4 Size and process parameters of mixing head in thermodynamic coupling simulation

板厚 H/mm	轴肩直径 D ₂ /mm	搅拌针直径 D ₁ /mm	针长 h _p / mm	焊接速度 v _x / (mm·min ⁻¹)	搅拌头转速 ω/ (r·min ⁻¹)	倾角 θ/ (°)	下压量 h/mm
12	15	5.9	5.85	120	900	2.5	0.15

2 无传感器的顶锻力间接测量方法

2.1 基于静力学的顶锻力估计模型建立

由于 DMFSW 的顶锻力转化为整个系统的内力,两侧相互抵消,不会传递到工装,因此传统在工件与夹具之间安装力传感器的直接测量方法无法应用于 DMFSW 的顶锻力监测。本节利用机器人的静力学模型,建立电机力矩与顶锻力的映射关系,实现无传感器的 DMFSW 顶锻力间接测量。

将混联装备的刚体动力学模型描述为

$$M(q)\ddot{q} + C(q, \dot{q})\dot{q} + G(q) - \tau_f + \tau_{ext} = \tau_m \quad (2)$$

式中, $M(q)$ 和 $G(q)$ 分别为混联机器人的惯性矩阵和重力矩阵; $C(q, \dot{q})$ 为作用于机构的离心力和科氏力项; τ_f 和 τ_{ext} 分别为关节摩擦和系统外部负载所引起的关节力矩, τ_m 为驱动关节的总力矩。

由于焊接过程中机器人的位姿固定且加速度变化极小,因此刚体动力学中的惯性项可以忽略不计,而离心力和科氏力项、重力项以及关节摩擦项在运动过程中近似认为保持不变,因此可以通过静力学模型实现对刚体动力学模型的近似。

对于一个给定的焊接任务而言,焊接过程中的关节位置和关节速度都是确定的,可以设计一条与焊接任务相同,但无外部负载的运动轨迹,并通过运动过程中的关节力矩近似确定机构的刚体动力学。

$$\tau_0 = \frac{2\pi}{p} M_0 = M(q)\ddot{q} + C(q, \dot{q})\dot{q} + G(q) - \tau_f \quad (3)$$

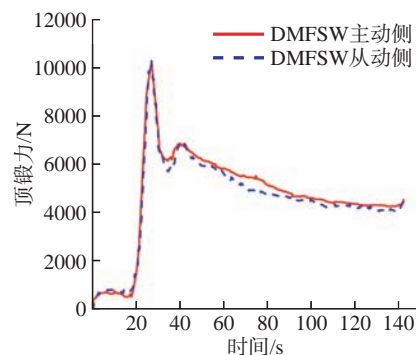


图 3 DMFSW 顶锻力仿真曲线
Fig.3 Forging force simulation curve of DMFSW

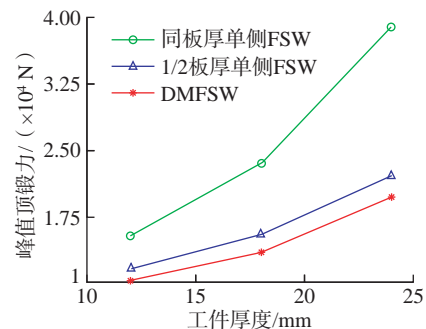


图 4 DMFSW 与同板厚、1/2 板厚单侧 FSW 仿真结果对比

Fig.4 Comparison of simulation results of DMFSW with single side FSW of the same and 1/2 plate thickness

式中, M_0 为运行空载运动轨迹时采集的电机转矩; p 为丝杠导程。因此, τ_{ext} 可以表示为

$$\tau_{ext} = \tau_m - \tau_0 \quad (4)$$

根据虚功原理,焊接力/力矩在笛卡尔空间的虚功率等于关节力矩在关节空间的虚功率,且根据末端速度矢量与关节速度矢量之间的逆雅可比关系,焊接力/力矩可以表示为

$$F = J^T \tau_{ext} \quad (5)$$

式中, J 为混联机构的逆雅可比矩阵; F 为焊接力/力矩,其中包含顶锻力

信息为

$$f_z = sF \quad (6)$$

式中, f_z 为顶锻力; $s = (0 \ 0 \ 1 \ 0 \ 0 \ 0)$, 为选择向量。

2.2 基于数据驱动的顶锻力估计

模型修正和验证

为了提高顶锻力估计模型的精度, 本节基于研发的双机混联装备设计出如图 5 所示的顶锻力估计模型修正试验。试验所采用的力传感器为 FUTEK-LCF451 一维拉压力传感器, 量程范围为 ± 2500 lb (11.12 kN), 非线性度为 $\pm 0.1\%$, 采样频率为 7 kHz。

试验准备阶段, 将混联机器人末端姿态调整至与焊接倾角一致; 在焊接横移方向 (x 方向) 取 3 个不同的位置进行试验, 分别记为近端 ($x=0$)、中端 ($x=80$ mm) 和远端 ($x=160$ mm), 尽可能消除机器人位姿对于试验结果的影响; 将近端和远端数据集作为模型训练集, 中端数据集作为测试集, 利用训练集得到的修正模型测试模型的拟合精度。

以主动侧混联装备为例, 试验布置如图 6 所示。首先, 控制机器人沿一维力传感器方向 (z 方向) 接触力传感器, 并施加压力至 1 kN, 保证将力传感器压紧在工装表面; 之后移动机器人逐渐增加压力, 压紧过程中每 200 N 设置 1 个采样点, 停止运动

并采集力传感器示数和对应的电机力矩信号, 直到力传感器的示数达到 10 kN, 总采样点数 $N=45$; 最后对采集到的信号进行数据分析, 实现顶锻力模型的修正。

将采集到的电机力矩利用顶锻力估计模型计算得到顶锻力估计值 \hat{f}_z , 与力传感器的测量值 f_z 对比, 平均相对估计误差 (MRE) 为 4.40%, 验证了顶锻力估计模型的可行性。但是, 由于混联机器人在受到较大的力时存在不可忽略的变形, 顶锻力估计模型存在不确定性, 且随着顶锻力的增大, 顶锻力估计模型的估计误差逐渐增大, 导致模型估计精度的下降^[20]。

为了更准确地测量实际顶锻力结果, 通过计算实际测量值与模型估计值之间的估计误差, 采用最小二乘法建立多项式回归模型来拟合误差, 得到顶锻力的修正模型, 从而使估计误差取得最小值。估计误差 \tilde{f}_z 的计算公式为

$$\tilde{f}_z = f_z - \hat{f}_z \quad (7)$$

并将估计误差 \tilde{f}_z 描述为顶锻力模型估计值 \hat{f}_z 的多项式函数。

$$\tilde{f}_z = \beta^T \hat{f}_z + \delta_f \quad (8)$$

式中, $\hat{f}_z = [f_z \ \hat{f}_z^2 \ \dots \ \hat{f}_z^n]^T$ 为一个由 \hat{f}_z 各阶组成的向量; β 为回归系数; δ_f 为模型的残差。因此最小二乘法的问题转化为求一组最优系数 β^* , 使

得 δ_f 在每个采样点下的平方和取得最小值。

$$\beta^* = \operatorname{argmin} \sum_{i=1}^N (\tilde{f}_z^i - \beta^T \hat{f}_z^i)^2 \quad (9)$$

使用最小二乘法拟合修正模型首先需要确定所采用的多项式函数的阶数, 低阶数将导致模型的拟合精度无法满足需求; 而高阶数容易导致过拟合, 降低模型的泛化能力。本节分别采用常数项、一次项、二次项和三次项对修正模型进行拟合, 利用决定系数 R^2 和均方根误差 RMSE 来描述模型的拟合精度, 根据修正模型的表现形式, R^2 和 RMSE 可以定义为

$$\begin{cases} R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^N (\tilde{f}_z^i - \beta^T \hat{f}_z^i)^2}{\sum_{i=1}^N (\tilde{f}_z^i - \bar{\tilde{f}}_z)^2} \\ \text{RMSE} = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (\tilde{f}_z^i - \beta^T \hat{f}_z^i)^2} \end{cases} \quad (10)$$

式中, \tilde{f}_z^i 为第 i 个采样点 ($i=1, 2, \dots, N$) 的顶锻力估计误差; $\bar{\tilde{f}}_z$ 为估计误差 \tilde{f}_z 的样本均值。可以发现, 决定系数 $R^2 \in [0, 1]$, 且 R^2 越接近 1, 均方根误差 RMSE 值越小, 表示模型残差越小, 拟合效果越好。

分别采用常数项、一次项、二次项和三次项多项式对修正模型进行拟合, 得到每种拟合模型下两侧混联装备在训练集和测试集中的 R^2 和 RMSE 值, 统计结果如图 7 所示, 得到以下结论。

(1) 常数项的 R^2 值在训练集和测试集中均小于 0.2, 且 RMSE 值远

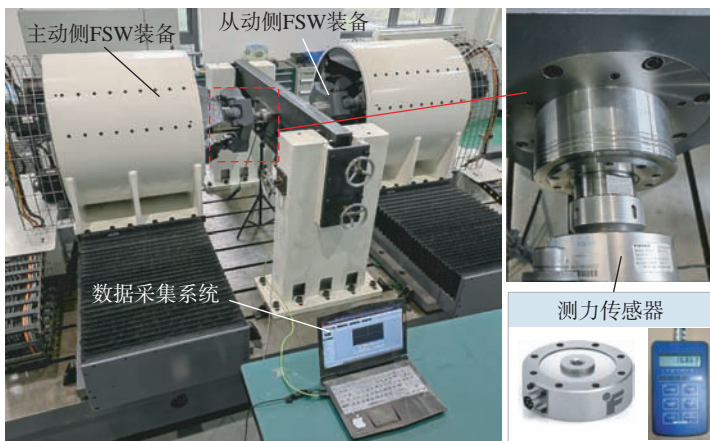


图 5 顶锻力估计模型修正试验布置

Fig.5 Forging force estimation model modification experiment layout

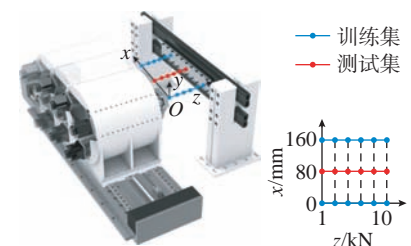


图 6 顶锻力估计模型修正试验方案设计

Fig.6 Forging force estimation model modification experiment scheme design

大于其他修正模型,代表常数项无法较好地拟合顶锻力估计误差。

(2) 一次多项式和二次多项式的 R^2 值在训练集中均大于 0.9, 代表一次多项式和二次多项式能够较好地拟合顶锻力估计误差; 且在测试集中, 二次多项式相比于一次多项式 R^2 值更大, RMSE 值更小, 表示二次多项式的拟合效果更好。

(3) 三次多项式虽然训练集中的 RMSE 值小于二次多项式, 但结果较为接近; 且在测试集中的 R^2 值反而小于二次多项式, RMSE 值更大, 表明从三次多项式开始出现过拟合现象, 导致模型泛化能力下降。

综上, 选择二次多项式拟合顶锻力误差模型, 绘制出在测试集中顶锻力拟合模型残差 δ_i 的分布图, 如图 8 所示。可以看出残差中不存在与顶锻力相关的部分, 且基本处于 ± 100 N 范围之内; 进一步计算 MRE, 主动侧的原顶锻力估计模型为 4.40%, 主动侧的修正模型为 0.57%, 从动侧的原顶锻力估计模型为 2.96%, 从动侧的修正模型为 0.74%, 可以发现相较于修正前的模型, 顶锻力估计误差出现了较为明显的下降, 表明修正模型相较于原估计模型具有更好的测量精度。

3 DMFSW 工艺顶锻力分析试验

3.1 DMFSW 试验设置

图 9 为搭建的试验平台样机, 样机由两侧相同的 FSW 装备、工装夹具、基座、电主轴以及数控系统组成。FSW 装备由 3-PRS 并联机构和长行程进给单元串接而成, 该装备具有沿下压量方向 (z 方向) 和沿焊缝方向 (x 方向) 的长行程平动能力, 以及对倾角的姿态调整能力, 装备的具体参数如表 5 所示。试验准备阶段, 通过 CAM 软件生成单侧 NC 加工代码, 作为主动侧装备的运动路径, 利用镜像位姿约束关系, 在每个插补周

期中在线计算从动侧装备的运动路径, 保证两侧装备同时压入、镜像进给, 实现两侧焊接装备的同步运动。

试验所选用的工件为两块尺寸均为 $200\text{ mm} \times 100\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的 AA6061-T6 铝合金平面试件, 采用

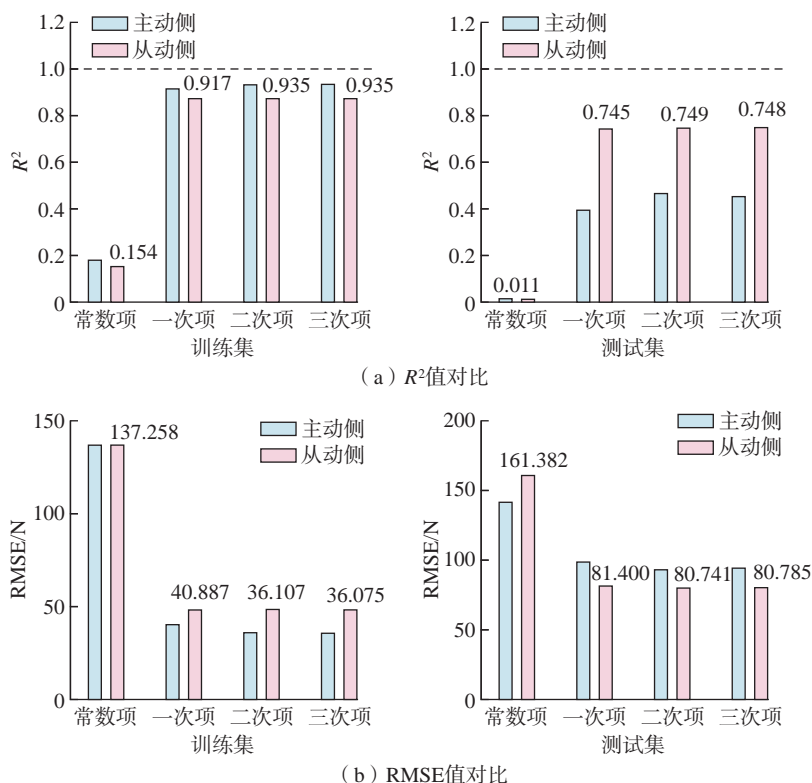


图 7 不同多项式拟合模型的 R^2 值和 RMSE 值

Fig.7 R^2 and RMSE of different polynomial fitting models

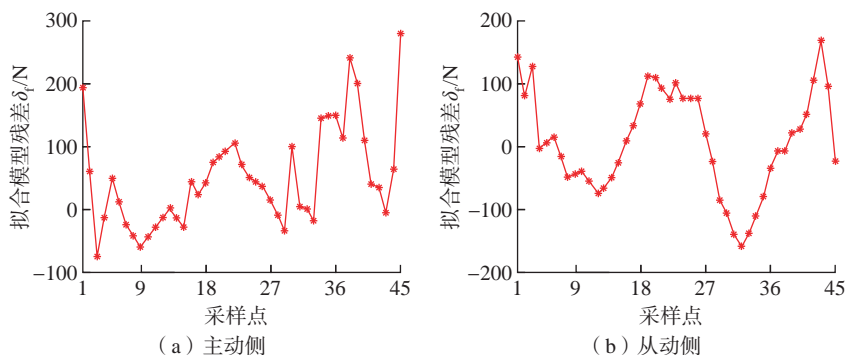


图 8 拟合模型残差分布图

Fig.8 Residual error distribution diagram of fitting model

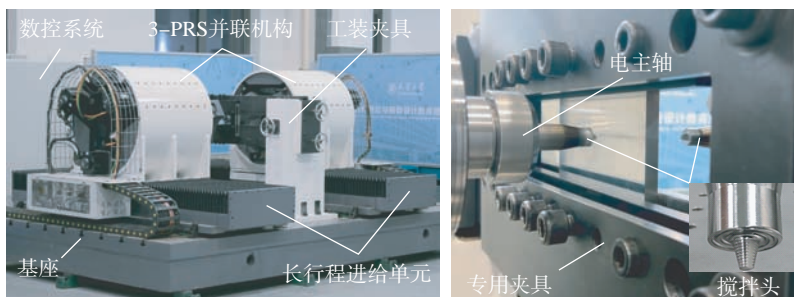


图 9 DMFSW 焊接试验平台样机

Fig.9 Prototype of DMFSW welding experimental platform

纵置双板拼接 FSW 的工艺形式,通过所设计的专用夹具,在试件两侧形成多点夹持,以提供双板拼接 FSW 所需的多向夹持力及摩擦力,避免焊接过程中双板错动以及拼接缝隙增大。工件参数和所使用的搅拌头参数具体如表 6 所示。由于样机承载能力极限为 10 kN,根据仿真结果显示,单侧 FSW 装备最多能够实现 6 mm 板焊接,因此试验仅采用 12 mm 板进行 DMFSW 工艺可行性验证以

及规律分析,焊接工艺参数设置如表 7 所示。

3.2 DMFSW 顶锻力变化规律

通过 DMFSW 试验得到如图 10 所示的表面无焊接缺陷的焊缝,证明了 DMFSW 工艺的可行性。取距离拼接焊缝中心 20 mm 处作为特征点,在特征点插入深度为 4 mm 处埋入 K 型热电偶,利用热电偶测量焊接过程中的温度,得到如图 11 所示的特征点温度变化曲线,作为顶锻力变化

规律的参考。

采集焊接过程中的电机转矩,利用 2.2 节的顶锻力间接测量方法得到顶锻力随时间的变化曲线如图 12 所示。可以直观地看到焊接的各个阶段:搅拌针与工件接触时,顶锻力开始出现;轴肩压入工件时,出现顶锻力的第一个峰值,为 6439 N;之后由于温度上升,顶锻力出现下降;焊接阶段开始时,由于搅拌头的横移,顶锻力出现第二个峰值,为 9502 N;焊接过程中顶锻力在 5219 N 附近保持稳定,代表焊接质量良好;焊接结束后,随着搅拌头的退出,顶锻力消失。

此外,将焊接阶段的顶锻力与 CEL 法热力耦合仿真结果进行比较,峰值顶锻力相对误差为 6.56%,焊接阶段平均顶锻力相对误差为 4.23%,证明了热力耦合仿真模型的有效性;同时根据仿真结果,间接验证了板厚对 DMFSW 顶锻力的影响,一定程度上解决了由于样机承载能力到达极限,无法探究厚板焊接顶锻力规律的问题。

3.3 DMFSW 工艺参数对顶锻力的影响

将搅拌头转速、焊接速度和轴肩下压量(以下简称下压量)3 个工艺参数作为变量,设计 3 因素 3 水平的 27 组 DMFSW 多因素试验,工艺参数如表 8 所示。方差分析是一种探究不同因素对数据影响显著性的方法。通过采集焊接阶段的平均顶锻力,对

表 5 DMFSW 混联装备参数

Table 5 DMFSW hybrid equipment parameters

z 轴行程 / mm	x 轴行程 / mm	A/B 摆角 / (°)	丝杠导程 / mm	电机额定转速 / (r·min ⁻¹)	电机额定功率 / kW	承载能力 / kN
300	1440	± 15	12	2000	4	10

表 6 DMFSW 试验工件参数及搅拌头尺寸

Table 6 Workpiece parameters and welding tool size of DMFSW experiment

工件长度 L/mm	工件宽度 W/mm	工件厚度 H/mm	轴肩直径 D ₂ /mm	搅拌针直径 D ₁ /mm	搅拌针长 h _p /mm	搅拌针侧面形状	搅拌针旋向
200	100	12	15	5.9	5.85	三角平面圆锥形螺纹	右旋

表 7 DMFSW 试验工艺参数设置

Table 7 DMFSW experiment process parameter setting

搅拌头转速 ω / (r·min ⁻¹)	焊接速度 v _w / (mm·min ⁻¹)	扎入速度 v _d / (mm·min ⁻¹)	下压量 h / mm	停留时间 t / s	倾角 θ / (°)	焊接距离 L _w / mm	主轴旋向
900	120	6	0.15	0	2.5	160	逆时针

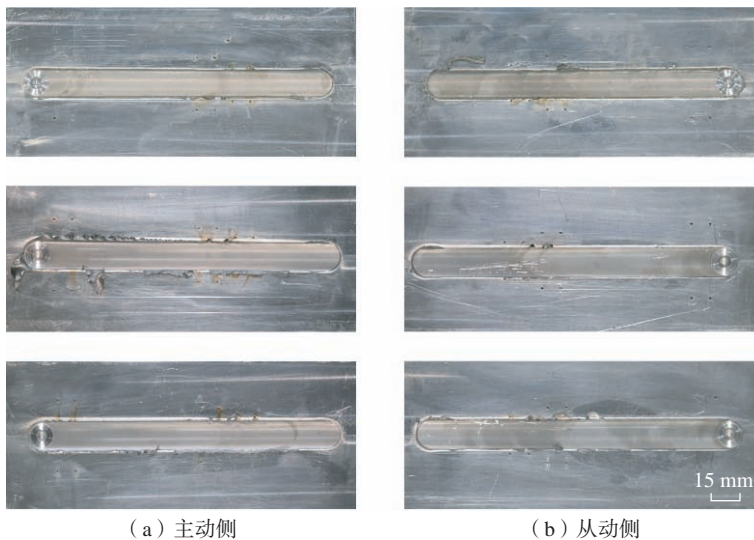


图 10 DMFSW 焊缝表面形貌

Fig.10 Surface topography of DMFSW weld

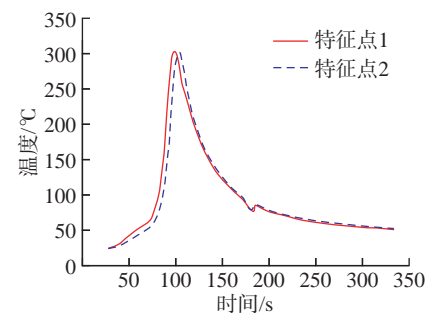


图 11 特征点温度曲线

Fig.11 Characteristic point temperature curve

试验结果进行方差分析得到表 9,并拟合得到如图 13 所示的响应面图。

结合表 9 和图 13 可以发现,顶锻力随搅拌头转速的增大而减小,随焊接速度和下压量的增大而增大。通常采用检验统计值 F 和显著性 p 评价不同因素的显著度,检验统计值 F 大于临界值 5.85,且显著性 p 小于 0.05,可以认为因素显著。定量分析 3 个工艺参数,可以证明搅拌头转速、焊接速度和下压量均为顶锻力的显著影响因素;进一步比较 3 个工艺

参数的检验统计值 F ,按照显著性由高到低排序,可以看出在本节所设置的 3 水平范围内,对顶锻力变化的影响由大到小依次为焊接速度、搅拌头转速、下压量,这一结论为优化确定最优工艺参数奠定了理论基础。

3.4 DMFSW 工艺与单侧 FSW 的顶锻力对比

与传统的单侧 FSW 进行对比分析,采用 6 mm 板厚的平面试件,以表 8 相同水平的搅拌头转速和焊接速度作为变量,设计两因素三水

平的 9 组 1/2 板厚单侧 FSW 多因素试验作为对照,对比 DMFSW 与 1/2 板厚的单侧 FSW 在焊接阶段的峰值顶锻力,如图 14 所示。可以发现,DMFSW 相比于 1/2 板厚的单侧 FSW,峰值顶锻力在各种工艺参数组合下均有不同程度的减小,减小范围为 3%~20%,证明 DMFSW 工艺能够起到减小顶锻力及降低设备承载能力需求的作用。

其中,随着搅拌头转速的增大,峰值顶锻力的减小程度总体上呈现出增大的趋势,搅拌头转速为 1200 r/min 时达到最大,峰值顶锻力减小 19.7%;随着焊接速度的增大,峰值顶锻力的减小程度不断减小,焊接速度为 120 mm/min 时达到最小,峰值顶锻力减小 3.2%,并且峰值顶锻力的减小程度不再明显随搅拌头转速变化。原因可能是 DMFSW 过程中存在两侧搅拌头的相互耦合,搅拌头转速的增大可以放大两侧搅拌头之间的耦合作用;而过高的焊接速度则会导致材料无法及时升温软化,不能充分发挥两侧搅拌头的耦合作用。这证明了由于两侧搅拌头的相互耦合,不能单纯将 DMFSW 看作相互独立的两侧 FSW,单侧 FSW 的工艺参数也不能直接转移到 DMFSW 中使用。

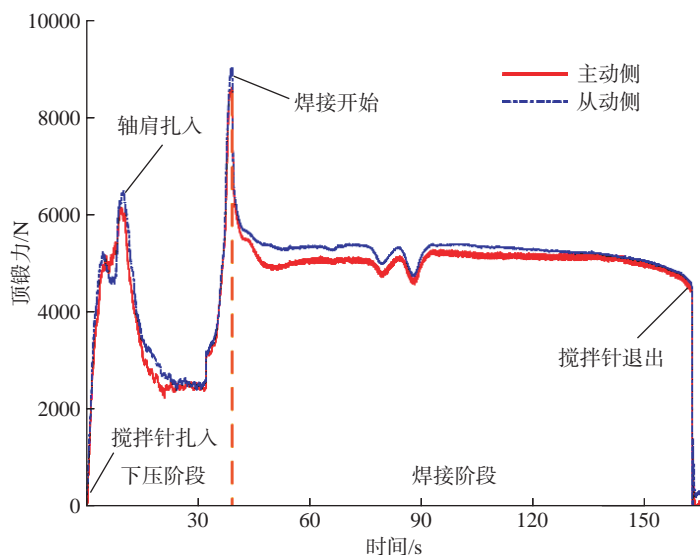


图 12 DMFSW 顶锻力随时间变化曲线

Fig.12 Curve of forging force with time for DMFSW

表 8 DMFSW 多因素试验工艺参数设置

Table 8 Process parameter setting of DMFSW multiple factor experiment

水平	搅拌头转速 $\omega / (\text{r} \cdot \text{min}^{-1})$	焊接速度 $v_w / (\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	下压量 h/mm
1	600	60	0.1
2	900	90	0.15
3	1200	120	0.2

表 9 DMFSW 多因素试验顶锻力方差分析

Table 9 Variance analysis of forging force for DMFSW multiple factor experiment

变异来源	平方和 (SS)	自由度	均方差 (MS)	F 值	F 临界值	显著性 p
搅拌头转速	4267903.709	2	2133951.854	63.169	5.85	0.000
焊接速度	10907730.907	2	5453865.453	161.446	5.85	0.000
下压量	1955982.907	2	977991.453	28.951	5.85	0.000
误差	675629.064	20	33781.453	—	—	—
总变异	17807246.587	26	—	—	—	—

4 结论

为了改善在中厚板的搅拌摩擦焊过程中由于板厚增加导致的高顶锻力,满足对装备承载能力和灵活性的更高要求,本文提出了一种双机镜像搅拌摩擦焊工艺方法,采用两台带有长行程进给单元的 3-PRS 构型混联机器人装备镜像布置在工件两侧,两侧装备同时作业,镜像进给,两侧搅拌头互为支撑,互为热源,完成 DMFSW 工艺过程。此外,针对焊接过程中顶锻力的变化规律开展了研究:(1)利用 CEL 方法建立热力耦合的仿真模型,得到了 DMFSW 焊

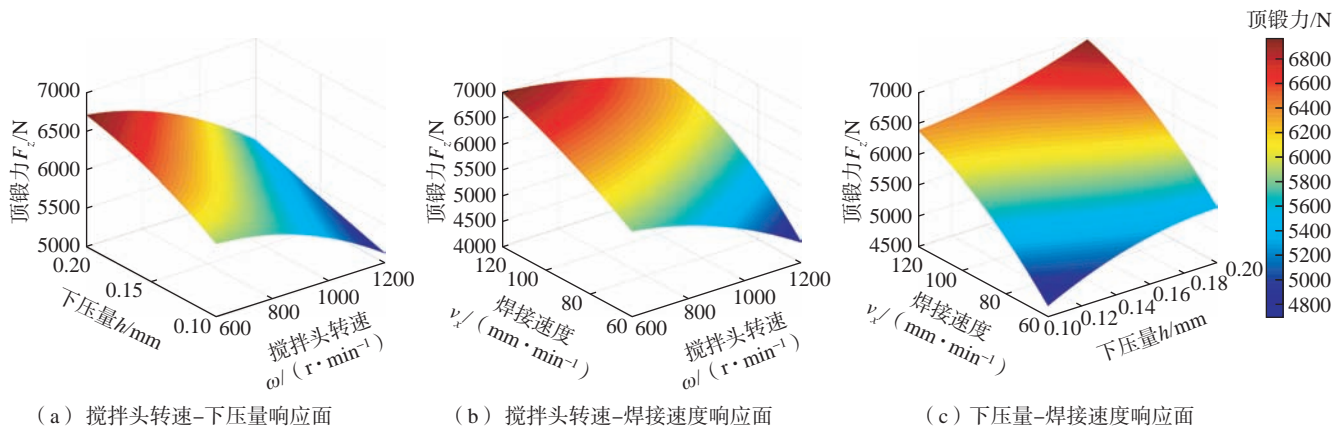


图 13 DMFSW 多因素试验顶锻力响应面图

Fig.13 Response surface diagram of forging force for DMFSW multiple factor experiment

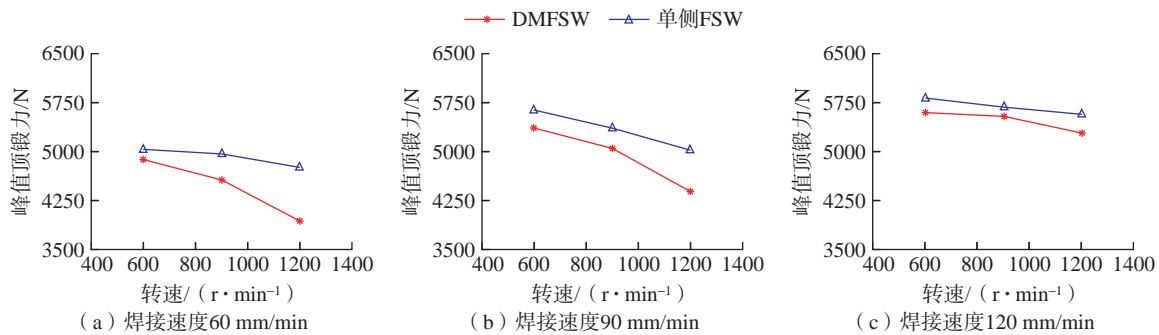


图 14 DMFSW 和 1/2 板厚单侧 FSW 峰值顶锻力对比

Fig.14 Comparison of peak forging force of DMFSW with single side FSW of 1/2 plate thickness

接过程中顶锻力的变化规律,同时证明了 DMFSW 工艺降低搅拌头所受顶锻力的可行性;(2)利用静力学模型建立了无传感器的顶锻力估计模型,解决了 DMFSW 无法通过安装力传感器测量顶锻力的问题,通过试验实现了顶锻力模型修正,并对修正后模型的估计精度进行了验证。

为了研究 DMFSW 顶锻力的变化规律和影响因素,基于试验平台样机开展了 12 mm 的 AA6061-T6 铝合金平板 DMFSW 焊接试验:(1)得到了成形良好、无焊接缺陷和未焊合缺陷的焊缝,通过拉伸试验得到了接头的抗拉强度,验证了 DMFSW 工艺的可行性;(2)得到了顶锻力随时间的变化曲线,并验证了 CEL 仿真结果的准确性;(3)设计了 3 因素 3 水平的多因素试验,得到了工艺参数对 DMFSW 顶锻力的影响,以及不同工艺参数对顶锻力影响的显著程度,为

确定最优工艺参数奠定了基础;(4)设计了 1/2 板厚单侧 FSW 的两因素三水平对比试验,结果表明在转速由 600 r/min 至 1200 r/min 以及焊接速度由 60 mm/min 至 120 mm/min,即转焊比为 5~20 的范围内,峰值顶锻力有 3.2%~19.7% 不同程度的下降,证明了 DMFSW 工艺对于减小顶锻力、降低设备承载需求的作用。

参考文献

- [1] MENG X C, HUANG Y X, CAO J, et al. Recent progress on control strategies for inherent issues in friction stir welding[J]. Progress in Materials Science, 2021, 115: 100706.
- [2] 张亮. 重型运载火箭自适应控制方法研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
- [3] FUSE K, BADHEKA V. Bobbin

tool friction stir welding: A review[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2019, 24(4): 277-304.

[4] DE BACKER J. Robotic friction stir welding for flexible production[D]. Lund: Lund University, 2012.

[5] 董春林, 李继忠, 栾国红. 机器人搅拌摩擦焊发展现状与趋势[J]. 航空制造技术, 2014, 57(17): 76-79.

DONG Chunlin, LI Jizhong, LUAN Guohong. Development of robotic friction stir welding technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(17): 76-79.

[6] 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.

[7] 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.

[8] MA X T, XU S M, WANG F F, et al. Effect of temperature and material flow gradients on mechanical performances of friction stir

welded AA6082-T6 joints[J]. *Materials*, 2022, 15(19): 6579.

[9] 秦丰, 周军, 侯振国, 等. 6082 铝合金双面搅拌摩擦焊接头组织与性能[J]. *焊接学报*, 2021, 42(2): 75–80.

QIN Feng, ZHOU Jun, HOU Zhenguo, et al. Research on microstructure and properties of double-sided friction stir welding joint of 6082 aluminum alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2021, 42(2): 75–80.

[10] NATH R K, JHA V, MAJI P, et al. A novel double-side welding approach for friction stir welding of polypropylene plate[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 113(3): 691–703.

[11] DING L P, JIA Z H, ZHANG Z Q, et al. The natural aging and precipitation hardening behaviour of Al–Mg–Si–Cu alloys with different Mg/Si ratios and Cu additions[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 627: 119–126.

[12] MARTIN J P. Friction stir welding of thick section aluminium alloys—New techniques[C]//*Proceedings of Friction Stir*

Welding and Processing IX. Cham: Springer, 2017: 99–108.

[13] SMITH C B. Robotic friction stir welding using a standard industrial robot[J]. *Journal of Light Metal Welding and Construction*, 2004, 42(3): 40–41.

[14] LONGHURST W R, STRAUSS A M, COOK G E, et al. Investigation of force-controlled friction stir welding for manufacturing and automation[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2010, 224(6): 937–949.

[15] GIBSON B T, COX C D, LONGHURST W R, et al. Exploiting robotic link deflection for low-cost force measurement in manufacturing[J]. *Measurement*, 2012, 45(1): 140–143.

[16] COOK G E, CRAWFORD R, CLARK D E, et al. Robotic friction stir welding[J]. *Industrial Robot*, 2004, 31(1): 55–63.

[17] DENG K N, GAO D, ZHAO C, et al. A sensorless method for predicting force-induced deformation and surface waviness in

robotic milling[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, 127(1): 831–844.

[18] LIU S C, WANG L H, WANG X V. Sensorless force estimation for industrial robots using disturbance observer and neural learning of friction approximation[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2021, 71: 102168.

[19] SALLOOMI K N. Fully coupled thermomechanical simulation of friction stir welding of aluminum 6061-T6 alloy T-joint[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 45: 746–754.

[20] HAMON P, GAUTIER M, GARREC P, et al. Dynamic identification of robot with a load-dependent joint friction model[C]//*Proceedings of 2010 IEEE Conference on Robotics, Automation and Mechatronics*. Piscataway: IEEE, 2010.

通讯作者: 肖聚亮, 教授, 博士生导师, 研究方向为机器人化智能制造与控制技术、协作机器人与人机协作控制技术。

Research on Variation Law and Influencing Factors of Forging Force in Dual-Robot Mirror Friction Stir Welding

NI Yanbing¹, LIU Wu¹, GAO Kangge¹, ZHAO Huihui², DONG Jiyi², MENG Shaofei¹,
XIAO Juliang¹, LIU Haitao¹

(1. Key Laboratory of Mechanisms Theory and Equipment Design of Ministry of Education,
Tianjin University, Tianjin 300354, China;

2. Shanghai Aerospace Equipment Manufacturing General Factory Co., Ltd., Shanghai 200245, China)

[ABSTRACT] As the thickness of the friction stir welding plate increases, the bearing capacity of the equipment cannot meet the requirement of high forging force of unilateral friction stir welding, so it is difficult to form a good quality weld. To reduce the forging force on the equipment, a dual-robot mirror friction stir welding process is proposed in this paper. The variation and influencing factors of the forging force are studied, and the feasibility and superiority of the process are verified. Firstly, a thermodynamic coupling finite element simulation model is established to obtain the variation law of the forging force with plate thickness, and the conclusion that the dual-robot mirror friction stir welding process can reduce the forging force is obtained. After that, the forging force estimation model is established, and the experimental correction and verification of the model based on data-driven is carried out to realize sensorless forging force monitoring. Finally, the mirror welding experiment, three-group process parameter multi-factor experiment, and unilateral friction stir welding comparison experiment are carried out on the prototype platform. The variation of the forging force with time and process parameters is obtained, and it is proved that the dual-robot mirror friction stir welding process can reduce the forging force on the stirring head and the bearing capacity requirement of the equipment.

Keywords: Friction stir welding; Forging force; Dual-robot; Thermodynamic coupling simulation; Force estimation; Process parameter

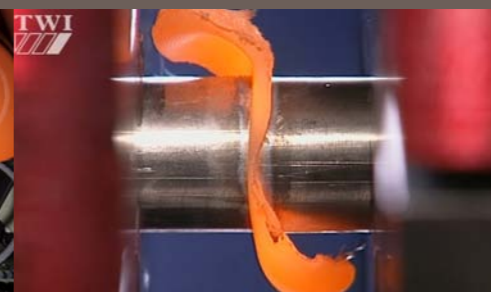
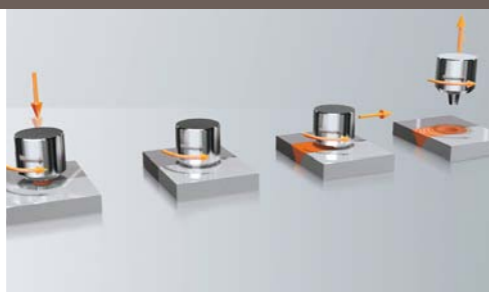
(责编 逸飞)



摩擦焊接

Friction Welding

摩擦焊作为一种固相焊接方法,焊接过程中界面金属处于高温塑性状态而未发生熔化,避免了熔化焊可能带来的裂纹、夹渣及未熔合等缺陷,并以其优质高效、环境友好、能量输入准确可控等独特优势,在航空航天领域得到了广泛应用,但也面临新的挑战。



引文格式: 唐天祥, 史清宇, 周军, 等. GH4169 惯性摩擦焊界面摩擦及瞬态热过程数值模拟研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 36-44, 52.

TANG Tianxiang, SHI Qingyu, ZHOU Jun, et al. Numerical simulation of interfacial friction and transient thermal processes in inertia friction welding of GH4169 superalloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 36-44, 52.

GH4169 惯性摩擦焊界面摩擦及瞬态热过程 数值模拟研究*

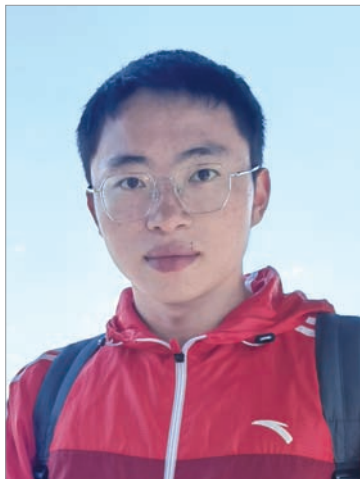
唐天祥^{1,2,3}, 史清宇^{1,2,3}, 周 军⁴, 张春波⁴, 梁 武⁴, 周梦然^{1,2,3}, 张 弓^{1,2,3}, 陈高强^{1,2,3}

- (1. 清华大学机械工程系, 北京 100084;
2. 清华大学机械工程系清洁高效透平动力装备全国重点实验室, 北京 100084;
3. 先进成形制造教育部重点实验室, 北京 100084;
4. 中国机械总院集团哈尔滨焊接研究所有限公司, 哈尔滨 150028)

[摘要] 针对 GH4169 高温合金惯性摩擦焊过程, 基于有限元方法研究了界面摩擦机制的转变、摩擦产热和温度场等热过程参量的分布特征及瞬态演化规律。利用试验数据对有限元模型的准确性进行了对比验证。结果表明, 焊接初始整个界面均为库仑摩擦区, 从 0.54 s 开始库仑摩擦区逐渐缩小并在 9.60 s 完全消失, 剪切摩擦区从 $0.31R_0$ (R_0 为工件半径) 处开始形成并逐渐扩展至整个界面。根据模拟结果, 提出了描述库仑摩擦区演化过程的解析公式。分析了摩擦机制转变引起的界面热流密度、摩擦应力和温度的耦合关系及变化规律。研究表明, 界面上库仑摩擦机制向剪切摩擦机制的转变有利于焊接界面附近温度场的均匀化。

关键词: 惯性摩擦焊; 摩擦机制; 热流密度; 温度场; 有限元分析; GH4169 高温合金

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.036



唐天祥
博士研究生, 主要从事摩擦焊的模拟仿真研究。

航空发动机转子热端部件服役过程中, 承受严峻的高温以及交变载荷。镍基变形高温合金 GH4169 是高推重比航空发动机热端部件广泛应用的高温合金材料^[1], 其 γ 相基体中弥散分布着 γ'' (Ni_3Nb) 和 γ' [$\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$] 沉淀析出相, 从而具有优异的高温强度、耐腐蚀性和抗氧化性等性能^[2]。惯性摩擦焊 (Inertia friction welding, IFW) 是一种广泛应用的先进固态连接技术^[3-4], 具有工艺控制参数少、热输入低、变形小及焊缝窄等特点, 常用于航空航天部件、石油化工管道、汽车船舶传动轴等的制造。与传统的熔焊技术 (如电弧焊和激光焊) 相比, 惯性摩擦焊工艺可有效避免与材料熔化和凝固有关

的缺陷, 如凝固裂纹^[5]、溶质偏析^[6] 和气孔^[7], 有利于获得高质量焊接接头。

惯性摩擦焊过程中, 储存在飞轮中的动能通过工件接触面上的剧烈摩擦迅速耗散, 随之界面附近材料温度迅速升高^[3-4]。焊接过程中摩擦产热、温度分布等热过程具有极高的瞬态特性, 其分布特征及随时间的演化过程对于理解惯性摩擦焊过程至关重要。因为温度分布决定了材料的软化程度, 从而影响飞边形成和塑性流变^[8]。同时, 金属材料经历的温度-流变历史决定着焊接过程中的再结晶行为, 对焊缝的组织 and 性能起着决定性作用^[9]。因此, 为了设计和理解惯性摩擦焊工艺, 需要对焊接过程

* 基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3404903)。

的瞬态热过程有更深入的研究。

由于试验分析技术在空间可达性方面有局限性,有限元数值模拟是分析惯性摩擦焊瞬态热过程的有效方法。在摩擦焊的数值模拟模型中,准确建立运动工件和静止工件之间的界面摩擦热模型至关重要。部分学者采用经典库仑摩擦定律确定摩擦应力,Wang等^[10]利用焊接开始时的界面压力和恒定摩擦系数确定热输入并研究了焊接参数对温度和轴向缩短的影响。Senkov等^[11]以常数摩擦系数估计能量输入并研究了预热对异质高温合金惯性摩擦焊过程中材料塑性流动的影响。Geng等^[12]采用与温度相关的摩擦系数计算连续驱动摩擦焊中的产热等。然而,库仑摩擦定律没有考虑焊接过程中高温导致材料软化发生界面黏着的现象^[13]。在其他一些研究中,考虑界面黏附的混合摩擦模型被用于模拟摩擦焊过程,Bennett等^[14]使用混合摩擦模型模拟了异质高强度钢惯性摩擦焊过程的马氏体转变,计算得到的相体积分数与试验结果吻合良好。Lei等^[15]采用类似的方法计算产热并提出了等效热膨胀系数模型,研究了界面不完全接触的演化过程。此外,混合摩擦模型已被广泛用于线性摩擦焊^[16]、连续驱动摩擦焊^[17]和搅拌摩擦焊^[18]等过程的数值模拟。

虽然目前已有大量研究使用混合摩擦模型研究惯性摩擦焊过程中的产热和温度分布,但是库仑摩擦状态和剪切摩擦状态之间的转变机制以及转变对产热和界面附近温度分布的影响仍鲜有报道。本研究采用基于有限元分析的热-力耦合模拟模型,系统探讨GH4169材料IFW过程中界面摩擦机制的转变、摩擦产热和温度场的瞬态过程的规律。

1 惯性摩擦焊试验

1.1 试验材料

本文中惯性摩擦焊试验材料采

用GH4169镍基变形高温合金,其化学成分如表1所示,被焊工件尺寸为 $\phi 30\text{ mm} \times 42\text{ mm}$ 。

1.2 试验设备与方法

惯性摩擦焊工艺试验在中国机械总院集团哈尔滨焊接研究所有限公司开展,设备为哈尔滨焊接研究所有限公司研制的HWI-CIFW-30B型摩擦焊机。图1所示为焊接平台及测温装置。焊接过程中,通过在固定端工件上预埋K型热电偶的方式获取焊接过程中特征点的热循环曲线。通过预试验确定了固定端工件上预置测温孔的方式及测温位置,如图2所示,在圆棒上距离端面11 mm、12 mm、13 mm的侧面分别沿与轴线呈 60° 的方向加工出尺寸 $\phi 1\text{ mm}$ 、深7 mm的斜盲孔,3个盲孔沿周向呈 90° 分布。焊接前将热电偶置入固定端工件的测温孔内,保证热电偶感温极与孔底端贴合后固定。焊接过

程中通过LR8450型数显测温仪(日本日置HIOKI)记录测温点的热循环曲线。

采用的焊接工艺参数:飞轮惯量 $4\text{ kg} \cdot \text{m}^2$ 、初始转速 2700 r/min 、摩擦压力 24 t (对应摩擦界面压强 283 MPa)。预试验结果表明该参数下接头成形和飞边形貌较好,获得的GH4169焊接接头宏观形貌如图3所示。

2 有限元模型建立

2.1 几何模型与网格划分

本文的数值模拟模型基于ABAQUS有限元分析软件开展。采用网格-网格解映射技术,使用Python语言脚本自动实现温度、变形等解变量从原网格到新网格的映射,建立GH4169惯性摩擦焊接过程的二维轴对称热-力耦合有限元仿真模型。仿真模型的几何形状如图4

表1 GH4169变形高温合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of GH4169 superalloy (mass fraction) %

C	Cr	Si	Cu	Mn	Mo	Ni	Ti	Al	Nb	B	Co	Fe
0.027	17.89	0.062	0.05	0.13	2.92	53.14	1.01	0.51	5.42	0.038	0.28	余量

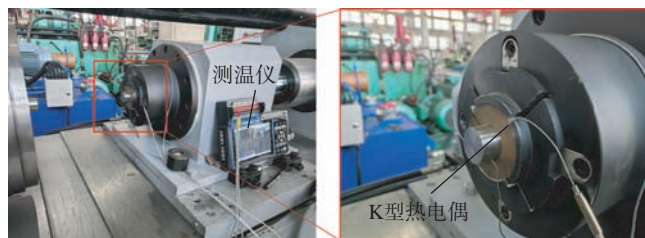


图1 惯性摩擦焊试验平台

Fig.1 IFW experimental system

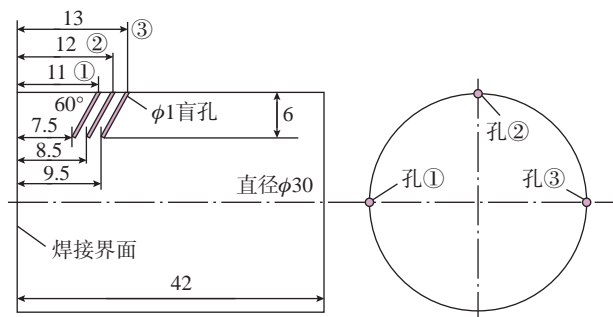


图2 GH4169热电偶预置位置

Fig.2 Position of preset thermocouple of GH4169

(a)所示,上侧为旋转端,下侧为固定端/进给端。以轴对称方式建模,网格单元类型是具有扭转自由度的温度-位移全耦合轴对称单元(即CGAX4HT和CGAX3HT),其中包含扭转自由度,可对平面外方向的旋转和剪切变形进行建模。在惯性摩擦焊接过程中,由于工件接触面附近会发生剧烈的塑性变形,因而采用更细的网格尺寸以保证计算结果的准确性,同时为了缩短计算时间,远离接触面的区域采用较大的网格尺寸。图4(b)所示为仿真模型的网格划分情况,在距离接触面6 mm内的区域所采用的网格尺寸约为0.2 mm,距离接触面6 mm外的区域采用约2 mm的网格尺寸。

2.2 摩擦模型

惯性摩擦焊接过程中工件上的产热来自界面摩擦和材料塑化后的变形。经典库仑摩擦模型面向的对象是刚性接触面滑动摩擦,对于涉及剧烈塑性变形的摩擦过程,库仑摩擦模型将难以准确描述。本文采用混合摩擦模型来考虑界面上的摩擦机制转变。该模型中界面摩擦机制发生变化时界面上摩擦应力的数值发生相应改变。本文采用的混合摩擦模型中摩擦应力为^[19]

$$\tau_f = \begin{cases} \mu p, & \mu p < m \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}, \text{库仑摩擦机制} \\ m \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}, & \mu p \geq m \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}, \text{剪切摩擦机制} \end{cases} \quad (1)$$



图3 GH4169 焊接接头宏观形貌
Fig.3 Macro morphology of IFWed joint of GH4169

式中, μ 为库仑摩擦系数; p 为界面上的法向压力; m 为当界面摩擦为剪切摩擦时的摩擦因子; σ_s 为材料的屈服强度。

采用与界面温度、界面压力以及线速度相关的库仑摩擦系数,其表达式为^[19]

$$\mu = 0.066 \cdot p^{-0.233} \cdot T^{0.471} \cdot \exp(-0.739v) \quad (2)$$

式中, T 为界面温度; v 为旋转线速度。

由式(1)中的摩擦应力 τ_f ,惯性摩擦焊接过程中焊接界面微元上的摩擦热流密度定义为

$$q = \eta \tau_f \omega r \quad (3)$$

式中, η 为摩擦功转换为热的效率; ω 为工件旋转角速度; r 为界面微元至旋转中心的距离。

2.3 材料模型

采用 Sellars-Tegart 方程^[20]将GH4169的流变应力表示为应变速率和温度的非线性函数,即

$$\sigma_s = \sigma_R \sinh^{-1} \left[\left(\frac{\dot{\epsilon}}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right)^{1/n} \right] \quad (4)$$

式中, A 、 σ_R 和 n 为材料常数; Q 为热变形激活能; σ_s 为流变应力; $\dot{\epsilon}$ 为应

变速率; R 为气体常数。

对于式(4),GH4169材料的参数^[21]如表2所示。由式(4)计算的GH4169在不同应变速率和温度下的流变应力曲线如图5所示。在接近材料固相线温度区间,采用经验软化来描述材料流变应力的降低效果。材料的热物理性能采用Geng等^[19]研究中的GH4169性能数据。

3 结果与讨论

3.1 仿真模型试验验证

为验证有限元模型的准确性,对比了特征点热循环曲线的试验测量数据与仿真计算结果,如图6所示。以 (R_p, L_p) 表示距离固定端中心 R_p ,距离界面 L_p 处的位置。图6(a)、(b)和(c)分别为固定端(9 mm, 9.5 mm)处、(9 mm, 8.5 mm)处和(9 mm, 7.5 mm)处的热循环曲线对比结果,可以看出3个位置处的热循环曲线测量值与仿真值非常吻合,升温过程、降温过程及温度值基本一致。

图7为焊接试验与仿真模拟的接头横截面形貌对比,可以看出仿真

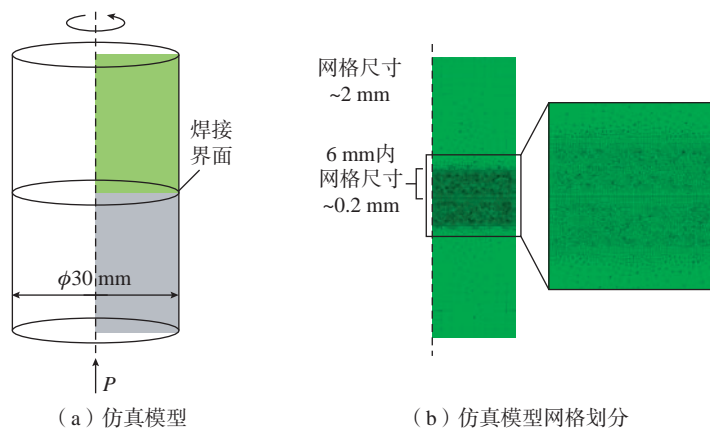


图4 有限元仿真的几何模型

Fig.4 Geometric model of FE simulation

表2 GH4169的 Sellars-Tegart 方程参数^[21]

Table 2 Parameters of GH4169 in Sellars-Tegart equation^[21]

A/s^{-1}	σ_R/MPa	n	$Q/(kJ \cdot mol^{-1})$	$R/(J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1})$
2.467×10^{18}	289	4.95225	505.65	8.314

与试验的接头变形情况基本一致,飞边形状十分相近。因此,热循环曲线和接头横截面形貌的仿真结果与试

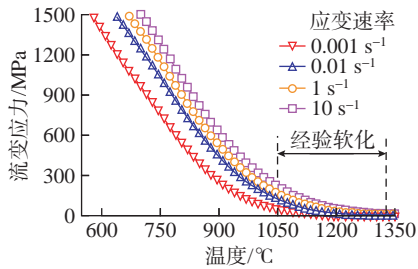
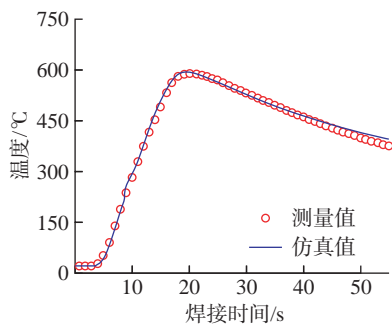
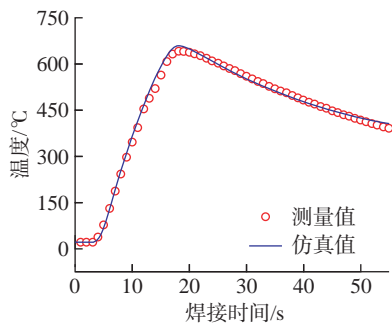


图5 仿真模型中采用的GH4169材料流变应力

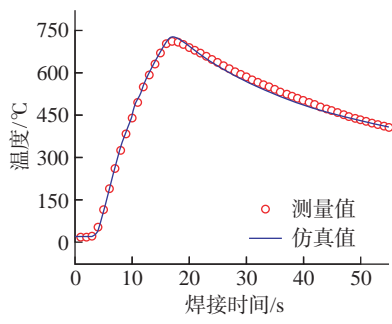
Fig.5 Flow stress used in the FE simulation of GH4169



(a) 固定端(9 mm, 9.5 mm)处



(b) 固定端(9 mm, 8.5 mm)处



(c) 固定端(9 mm, 7.5 mm)处

图6 焊接试验与仿真模型热循环曲线对比

Fig.6 Comparison of thermal history between experiment and simulation

验数据之间的对比结果良好,表明本文所建立的GH4169惯性摩擦焊过程的仿真模型是准确可靠的。

3.2 温度场演化

惯性摩擦焊过程中,在摩擦压力作用下,飞轮的动能通过界面摩擦转化为热能,使得焊缝附近材料温度升高,达到黏塑性状态并产生宏观塑性变形。图8所示为GH4169焊接过程中温度场和工件形貌的演化。可以看出焊接开始后,界面上的温度开始升高,随着焊接过程进行,由于热传导作用,焊接界面附近的高温区域逐渐扩展;随着飞轮能量(转速)减小,伴随着热传导、热对流、热辐射等作用,焊缝附近温度逐渐降低。从5 s左右开始,焊缝附近的金属发生软化

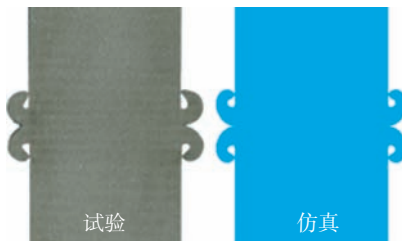


图7 焊接试验与仿真模型接头横截面对比
Fig.7 Comparison of cross-section of IFW joint between experiment and simulation

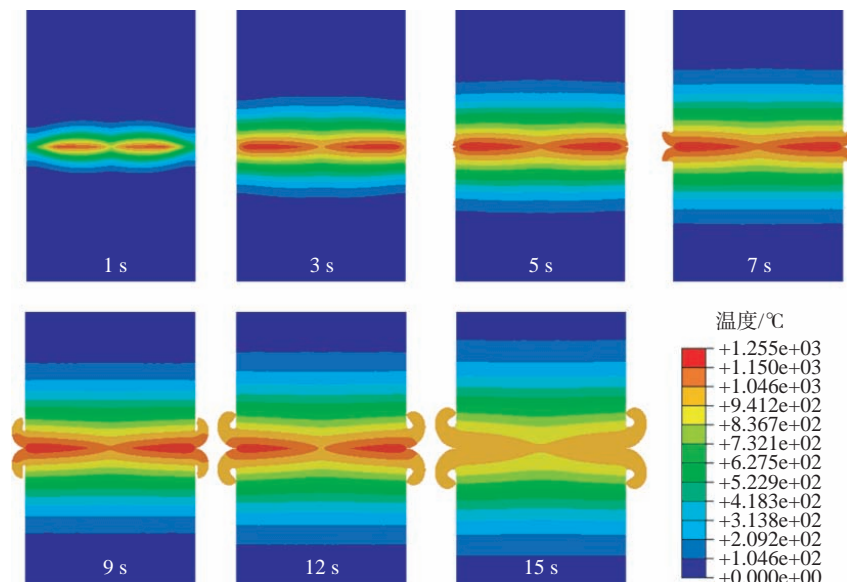


图8 焊接过程温度场和工件形貌演化

Fig.8 Evolution of temperature field and workpiece morphology during IFW

并在轴向压力作用下从界面流出形成飞边,随着焊接时间变长,飞边变得更加明显。

3.3 界面摩擦机制的转变

根据仿真结果,不同时刻界面上的摩擦机制如图9(a)~(e)所示,其中蓝色表示该区域处于剪切摩擦状态,红色和黄色分别表示芯部库仑摩擦区和边缘库仑摩擦区。可以看出,焊接开始时,整个界面都处于库仑摩擦状态。随着焊接进行,剪切摩擦区域逐渐在接触面中间区域(大约 $R_0/3$ 处, R_0 为工件半径)开始形成,此时工件芯部和边缘区域仍处于库仑摩擦状态。随着剪切摩擦区域的扩展,芯部库仑摩擦区逐渐缩小并消失,边缘库仑摩擦区也逐渐缩小。最后,随着边缘库仑摩擦区的消失,剪切摩擦区扩展至整个接触面。

为了定量描述界面上不同摩擦状态区域的宽度(沿半径方向)随时间的演变过程,根据仿真结果提取了不同时刻芯部库仑摩擦区、剪切摩擦区、边缘库仑摩擦区的宽度,如图9(f)所示。可以看出,焊接开始时,整个界面全为库仑摩擦区域;在0.54 s剪切摩擦区域从 $0.31R_0$ 处逐渐形成

并扩展,芯部库仑摩擦区在 1.66 s 内缩小直至消失,边缘库仑摩擦区的宽度也逐渐缩小;9.60 s 之后,边缘库仑摩擦区的宽度降为 0,此时剪切摩擦区域占据了整个接触面。

因此可知,在 GH4169 惯性摩擦焊接过程中,摩擦界面上会发生从库仑摩擦到剪切摩擦的摩擦机制转变,具体特征为:焊接开始时,整个界面上全为库仑摩擦状态,之后剪切摩擦区从 $0.31R_0$ 处开始形成并逐渐扩展至整个界面,相应地,库仑摩擦区逐渐缩小,并最终消失,最后整个界面上都为剪切摩擦状态。根据界面上摩擦状态的不同可将焊接过程依次划分为 3 个阶段,即库仑摩擦阶段(只有库仑摩擦机制,接触界面处于库仑摩擦状态)、混合摩擦阶段(既有库仑摩擦机制,又有剪切摩擦机制,接触界面上两种摩擦状态并存)、剪切摩擦阶段(只有剪切摩擦机制,接触界面处于剪切摩擦状态)。

从库仑摩擦区的宽度(沿半径方向)随时间的演化可知界面上的库仑摩擦区域逐渐缩小并消失。根据演化曲线,建立一个解析公式来描述界面上芯部库仑摩擦区和边缘库仑摩擦区宽度随时间的演化,其表达式为

$$w(1) = \begin{cases} \xi \cdot R_0, & t \leq t_1, \text{库仑摩擦阶段} \\ \xi \cdot R_0 \cdot (a_1 \cdot \ln(t + b_1) + c_1), & t_1 < t < t_2, \text{混合摩擦阶段} \\ 0, & t \geq t_2, \text{剪切摩擦阶段} \end{cases} \quad (5)$$

$$w(2) = \begin{cases} (1 - \xi) \cdot R_0, & t \leq t_1, \text{库仑摩擦阶段} \\ (1 - \xi) \cdot R_0 \cdot (a_2 \cdot \ln(t + b_2) + c_2), & t_1 < t < t_2, \text{混合摩擦阶段} \\ 0, & t \geq t_2, \text{剪切摩擦阶段} \end{cases} \quad (6)$$

式中, $w(1)$ 为芯部库仑摩擦区的宽度; $w(2)$ 为边缘库仑摩擦区的宽度; R_0 为工件初始半径; ξ 为摩擦机制开

始转变的位置; t_1 为库仑摩擦阶段的持续时间; t_2 为剪切摩擦阶段开始的时间。摩擦机制转变发生在 t_1 和 t_2 之间, a_1, b_1, c_1 和 a_2, b_2, c_2 分别为控制芯部库仑摩擦区和边缘库仑摩擦区中摩擦机制转变速率的无量纲参数。表 3 为 GH4169 惯性摩擦焊接过程中芯部库仑摩擦区和边缘库仑摩擦区的解析公式中的参数值。

结合芯部库仑摩擦区和边缘库仑摩擦区宽度随时间的演化公式,可得剪切摩擦区的演化情况。具体为

$R_0 - w(2)$ 曲线与 $w(1)$ 曲线之间的包络区域,其宽度为 $R_0 - w(2) - w(1)$ 。如图 10 (a) 所示,红色箭头围成的区域为在焊接过程中剪切摩擦区的演化情况,其中下侧的红色箭头为剪切摩擦区与芯部库仑摩擦区的分界线,上侧的红色箭头为剪切摩擦区与边缘库仑摩擦区的分界线。图 10 (b) 为仿真模型与解析公式的剪切摩擦区在工件上的演化情况对比,可以看出仿真模拟数据与拟合计算结果吻合较好,表明本文建立的上述

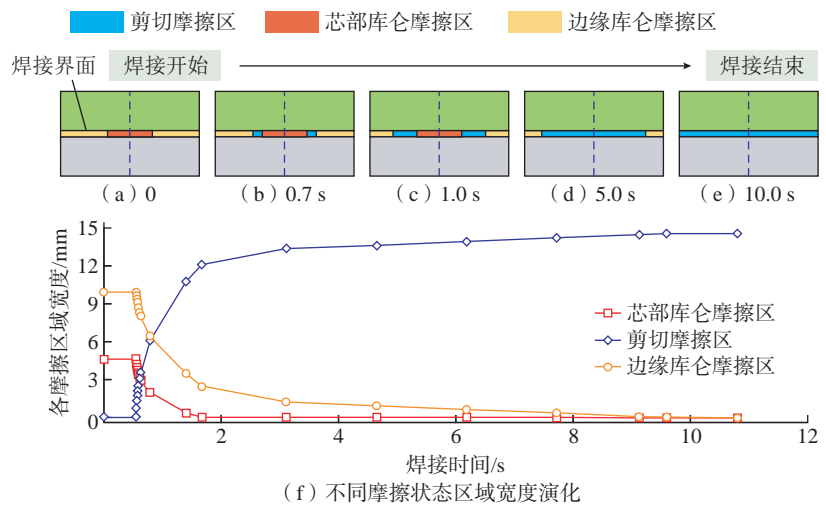


图 9 焊接过程中界面上的摩擦机制转变
Fig.9 Transition of friction regime during IFW

表 3 GH4169 惯性摩擦焊接过程的解析公式参数
Table 3 Parameters of the analytical equation of GH4169 during IFW

库仑摩擦区域	ξ	t_1/s	t_2/s	a	b	c
1	0.31	0.54	1.66	-0.21303	-0.51946	0.11248
2	0.31	0.54	9.60	-0.17922	-0.50893	0.36781

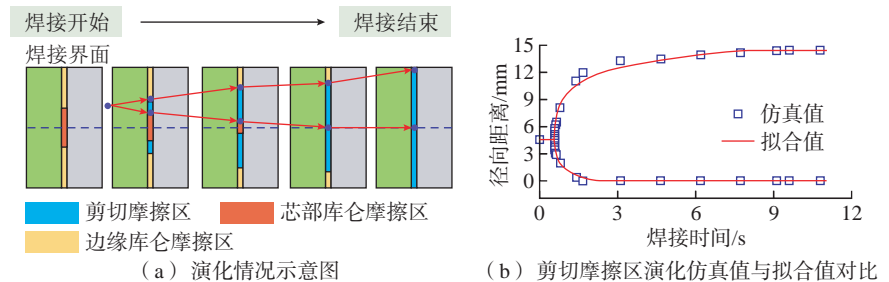


图 10 焊接过程中剪切摩擦区的演化
Fig.10 Evolution of the shear friction zone during IFW

解析公式能够准确描述惯性摩擦焊接过程中剪切摩擦区域的演化。

3.4 库仑摩擦阶段的摩擦产热和温度分布

在GH4169惯性摩擦焊接过程中,库仑摩擦阶段的时间范围为0~0.54 s。图11所示为库仑摩擦阶段不同时刻界面上摩擦应力、热流密度、温度及界面附近的温度场分布。图11(a)、(d)和(g)为在 $t=0.31$ s时的结果。从图11(a)可以看出,整个界面上的库仑摩擦应力都比剪切摩擦应力小,根据式(1),此时整个界面都处于库仑摩擦状态。库仑摩擦应力从芯部到边缘逐渐减小,原因是:根据式(2),库仑摩擦系数随旋转线速度增大而减小。从图11(d)可知,界面上的热流密度从中心到边

缘先增大后减小,因为式(3)中的摩擦应力随半径增大而减小,而旋转线速度从中心向边缘增大,二者乘积存在最大值,在界面上 $0.31R_0$ 位置。类似地,从图11(d)中可以看出在0.31 s时界面上的温度在中心和边缘低,中间区域高,该温度分布结果由热流密度的分布情况导致。

图11(b)、(e)和(h)所示为在 $t=0.46$ s时的结果,图11(c)、(f)和(i)所示为在 $t=0.54$ s时的结果。整体情况与 $t=0.31$ s时相似。对比图11(d)~(f)可以看出,随着惯性摩擦焊接过程进行,不同位置处热流密度变大,原因是式(2)的库仑摩擦系数会随着温度升高而变大。从图11(g)~(i)可以看出,在库仑摩擦阶段,焊接界面附近的温度持续升高。

在0.31 s时界面最高温度为797 °C,在0.46 s和0.54 s时的最高温度分别为1000 °C和1078 °C。

总结可得,在焊接过程的库仑摩擦阶段,整个界面都处于库仑摩擦状态,界面上的热流密度随着半径距离增大先增大后减小,因而界面上的温度呈现出中心和边缘低、中间高的显著不均匀分布现象。

3.5 混合摩擦阶段的摩擦产热和温度分布

混合摩擦阶段的时间范围为0.54~9.6 s,该阶段界面上同时包含库仑摩擦状态和剪切摩擦状态。图12所示为混合摩擦阶段不同时刻界面上摩擦应力、热流密度、温度以及界面附近的温度场分布。图12(a)、(d)和(g)所示为在 $t=0.78$ s时的结

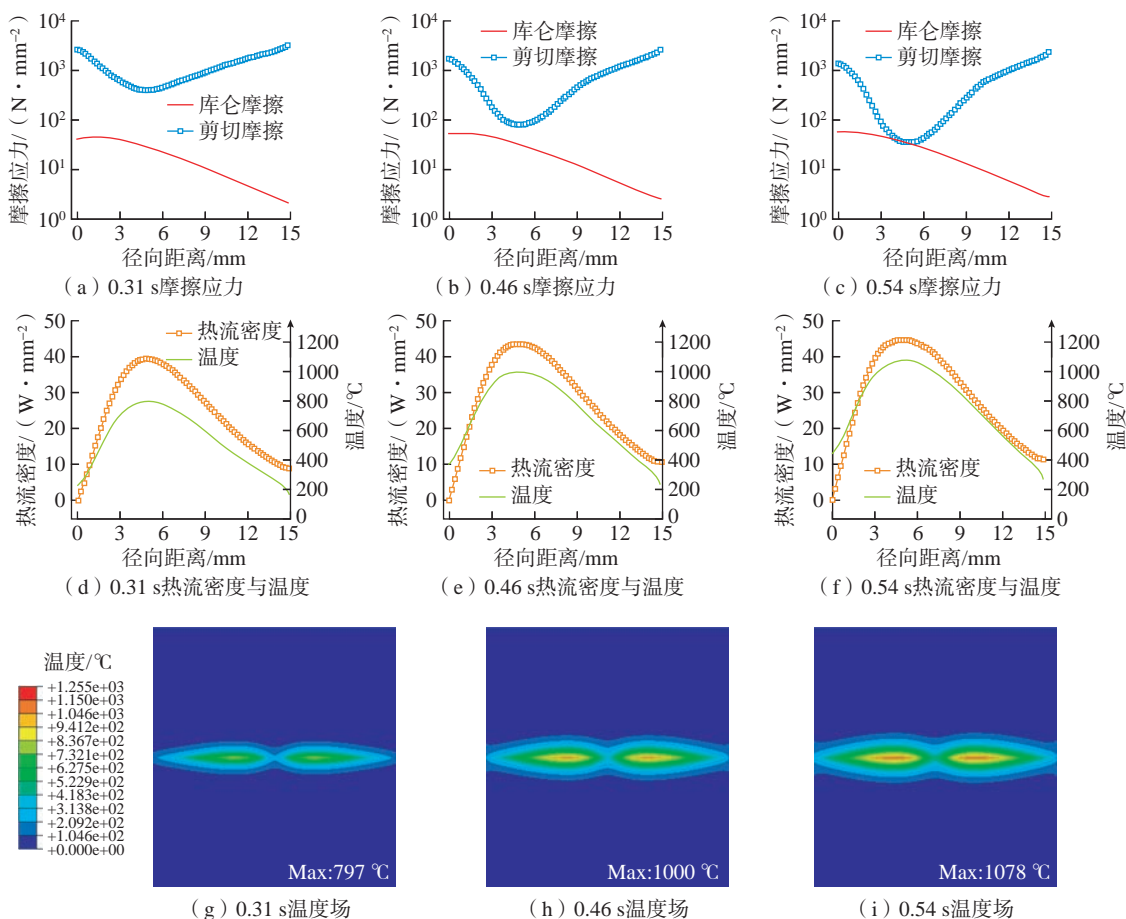


图11 库仑摩擦阶段界面上摩擦应力、热流密度、温度、界面附近温度场分布

Fig.11 Distributions of friction stress, heat flux, temperature at the interface, and the temperature field near the interface during Coulomb friction stage

果。从图 12 (a) 可以看出, 在中心区域库仑摩擦应力比剪切摩擦应力小, 根据式 (1), 该区域处于库仑摩擦状态, 即图 9 中的芯部库仑摩擦区; 在中间区域, 剪切摩擦应力小于库仑摩擦应力, 该区域处于剪切摩擦状态; 在半径更大的位置, 库仑摩擦应力小于剪切摩擦应力, 该区域也处于库仑摩擦状态, 即图 9 中的边缘库仑摩擦区。根据图 12 (e) 和表 3 可知, 芯部库仑摩擦区在约 1.66 s 后消失, 故此处只研究边缘库仑摩擦区和剪切摩擦区。

从图 12 (a) 中可看出界面上的库仑摩擦应力从中心到边缘逐渐减小, 原因是根据式 (2), 库仑摩擦系数随旋转线速度增大而减小。界面上的剪切摩擦应力随着半径距离增

大先减小后变大, 因为剪切摩擦应力由随温度升高而逐渐减小的材料流变应力决定(图 5)。

界面上的热流密度由摩擦应力和旋转线速度决定, 从图 12 (d) 可以看出, 在边缘库仑摩擦区, 热流密度随半径距离增加快速减小, 使得该区域的温度也随着半径增大而降低; 在中间剪切摩擦区域, 热流密度分布均匀, 使得该区域的温度分布均匀。具体来说, 焊接时间为 0.78 s 时, 在边缘库仑摩擦区, 热流密度的最大值与最小值相差约为 26.3 W/mm^2 , 而在剪切摩擦区域的差值约为 11.2 W/mm^2 。

图 12 (b)、(e) 和 (h) 所示为在 $t=1.66 \text{ s}$ 时的结果, 图 12 (c)、(f) 和 (i) 所示为在 $t=4.65 \text{ s}$ 时的结果。整体情况与 $t=0.78 \text{ s}$ 时相似。对比图

12 (a)~(c) 可以看出, 随着焊接过程进行, 芯部库仑摩擦区逐渐消失, 边缘库仑摩擦区也逐渐缩小。同时从图 12 (d)~(f) 可看出剪切摩擦区域的热流密度随着焊接时间增加逐渐减小, 原因是界面温度升高后材料流变应力降低, 使得该区域的剪切摩擦应力减小。

从图 12 (g)~(i) 中可看出, 相比库仑摩擦阶段, 在混合摩擦阶段随着焊接时间增加焊接界面附近的温度分布变得更加均匀。在 0.78 s 时界面上最高温度为 $1144 \text{ }^\circ\text{C}$, 在 1.66 s 和 4.65 s 时的最高温度分别为 $1205 \text{ }^\circ\text{C}$ 和 $1251 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

总结可得, 在焊接过程的混合摩擦阶段, 焊接界面中间区域 ($0.31R_0$ 处) 发生从库仑摩擦机制到剪切摩

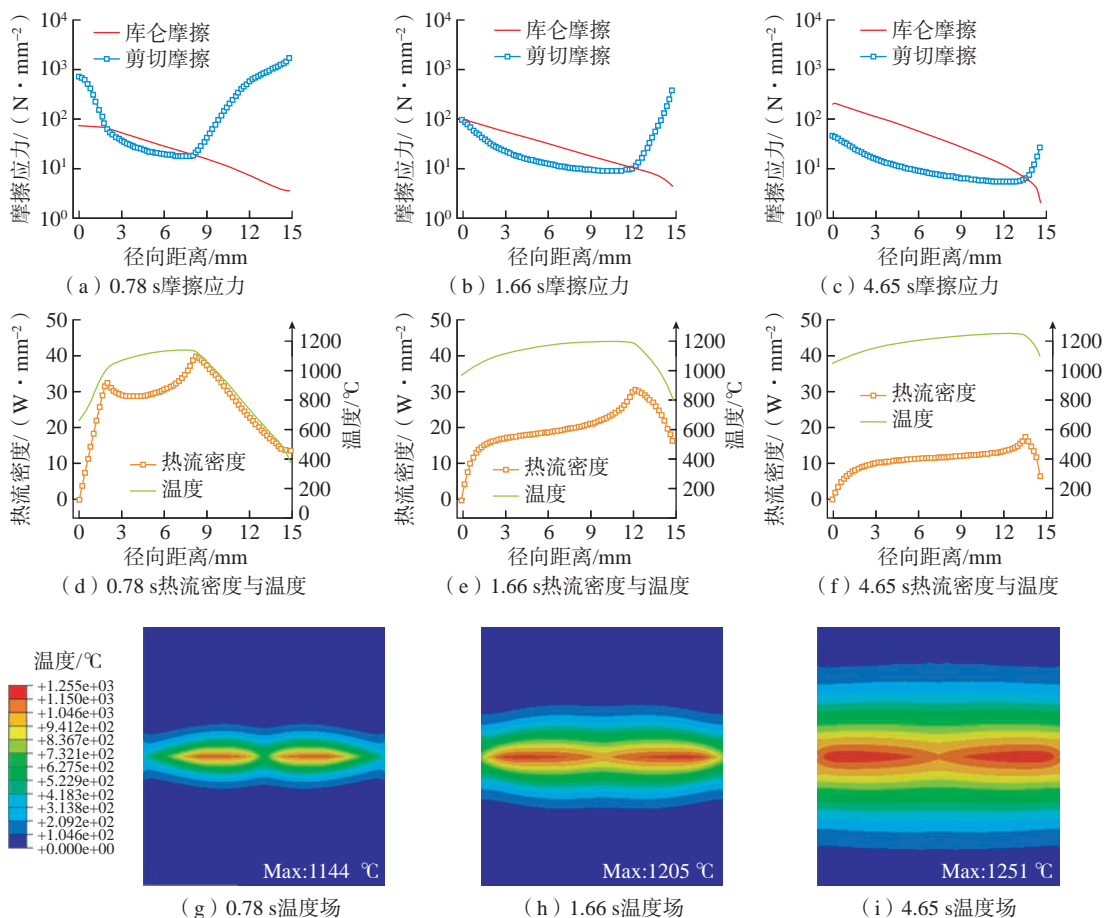


图 12 混合摩擦阶段界面上摩擦应力、热流密度、温度、界面附近温度场分布

Fig.12 Distributions of friction stress, heat flux, temperature at the interface, and the temperature field near the interface during hybrid friction stage

擦机制的摩擦机制转变,库仑摩擦区逐渐缩小并最终消失,剪切摩擦区域逐渐形成并扩展至整个界面。边缘库仑摩擦区的热流密度随半径距离增大而减小,使得温度快速降低;而在剪切摩擦区域,热流密度分布更为均匀,相应的温度分布均匀。

3.6 剪切摩擦阶段的摩擦产热和温度分布

9.60 s 之后焊接过程处于剪切摩擦阶段。图 13 所示为剪切摩擦阶段不同时刻界面上摩擦应力、热流密度、温度及界面附近的温度场分布。图 13 (a)、(d) 和 (g) 所示为在 $t=9.60$ s 时的结果。从图 13 (a) 可以看出,整个界面上的剪切摩擦应力都比库仑摩擦应力小,根据式(1),

此时整个界面上都处于剪切摩擦状态。剪切摩擦应力从中心到边缘逐渐减小,因为剪切摩擦应力由与温度呈负相关的材料流变应力决定(图 5)。在摩擦应力和旋转线速度共同作用下,对比图 11 (d) 和图 13 (d) 发现,在 9.60 s 时界面的热流密度和温度分布比 0.31 s 时更均匀。

图 13 (b)、(e) 和 (h) 所示为在 $t=11.16$ s 时的结果,图 13 (c)、(f) 和 (i) 所示为在 $t=12.85$ s 时的结果。整体情况与 $t=9.60$ s 时相似。对比图 13 (d)~(f) 可以看出,随着焊接过程进行,热流密度越来越小,因为界面温度升高后材料流变应力降低,使得剪切摩擦应力减小,同时由于飞轮的动能不断转化为摩擦热能,工件转速也在持续减小,使得由摩擦应力和

旋转线速度共同决定的热流密度持续减小。

从图 13 (g)~(i) 可以看出,在剪切摩擦阶段,焊接界面附近的温度分布更为均匀。一方面界面上的产热更加均匀;另一方面热传导会促进温度均匀化,因此从库仑摩擦到剪切摩擦的界面摩擦机制转变可以促进温度场的均匀分布。在 9.60 s 时界面最高温度为 1244 °C,在 11.16 s 和 12.85 s 时的最高温度分别为 1224 °C 和 1105 °C。随着飞轮转速不断减小,界面上的产热减小,产热量逐渐小于由热传导、热对流、热辐射等作用引起的散热量,因此界面上的最高温逐渐降低。

总结可得,在焊接过程的剪切摩擦阶段,整个界面都处于剪切摩擦状

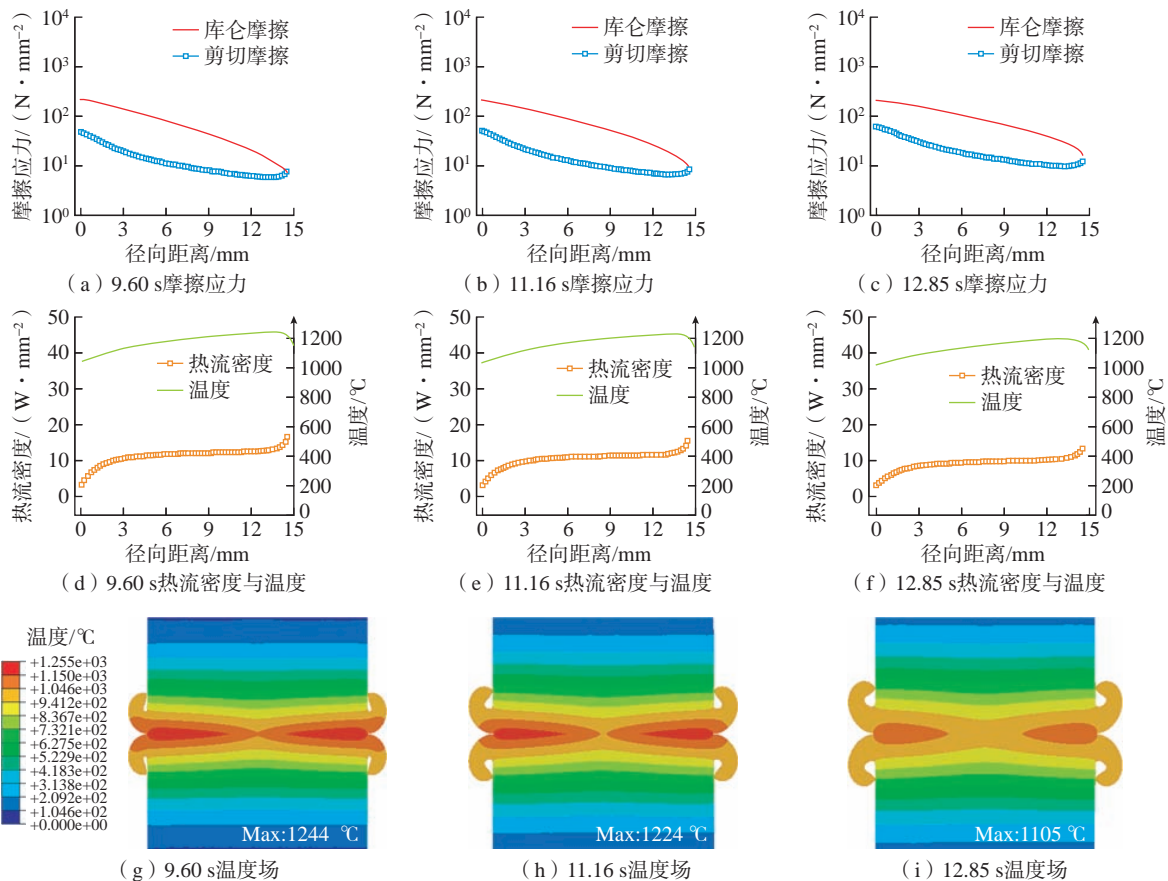


图 13 剪切摩擦阶段界面上摩擦应力、热流密度、温度、界面附近温度场分布

Fig.13 Distributions of friction stress, heat flux, temperature at the interface, and the temperature field near the interface during shear friction stage

态,剪切摩擦区域的热流密度比库仑摩擦区域的更加均匀,并且随着焊接时间增加,在焊接界面附近区域的速度也趋于均匀分布。从3.4~3.6节的分析可知,焊接界面上从库仑摩擦机制到剪切摩擦机制的摩擦机制转变有利于界面附近温度的均匀分布。

4 结论

本文基于混合摩擦模型建立了GH4169惯性摩擦焊接过程的二维轴对称仿真模型,研究了界面摩擦机制的转变、摩擦产热和温度场的瞬态演化过程,得到如下结论。

(1) 热循环曲线及接头横截面形貌的仿真结果与实测结果的对比表明了所建立的惯性摩擦焊有限元仿真模型的准确性。

(2) 阐明了焊接过程中界面摩擦机制的动态转变过程,焊接初始整个界面均为库仑摩擦区,从0.54 s开始库仑摩擦区逐渐缩小并在9.60 s完全消失,剪切摩擦区从 $0.31R_0$ (R_0 为工件半径)处开始形成并逐渐扩展至整个界面,并提出了描述库仑摩擦区宽度演化过程的解析公式。

(3) 揭示了摩擦机制转变对热过程的影响规律:焊接界面上从库仑摩擦机制到剪切摩擦机制的摩擦机制转变有利于界面附近温度的均匀分布。

参考文献

[1] 张春波,周军,张露,等. GH4169合金与FGH96合金惯性摩擦焊接头组织和力学性能[J]. 焊接学报, 2019, 40(6): 40-45, 162-163.

ZHANG Chunbo, ZHOU Jun, ZHANG Lu, et al. Microstructure and properties of GH4169 nickel-based superalloy and FGH96 nickel-based powder metallurgy superalloy inertial friction welding joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(6): 40-45, 162-163.

[2] 刘永长,郭倩颖,李冲,等. Inconel718高温合金中析出相演变研究进展[J]. 金属学报, 2016, 52(10): 1259-1266.

LIU Yongchang, GUO Qianying, LI Chong, et al. Recent progress on evolution of precipitates in inconel 718 superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(10): 1259-1266.

[3] LI W Y, VAIRIS A, PREUSS M, et al. Linear and rotary friction welding review[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(2): 71-100.

[4] UDAY M B, AHMAD FAUZI M N, ZUHAILAWATI H, et al. Advances in friction welding process: A review[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2010, 15(7): 534-558.

[5] LI Q H, LUO M, MU Z Y, et al. Improving laser welding via decreasing central beam density with a hollow beam[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 73: 939-947.

[6] PENG P, FAN K, FAN X Q, et al. Real-time defect detection scheme based on deep learning for laser welding system[J]. IEEE Sensors Journal, 2023, 23(15): 17301-17309.

[7] HONG Y X, YANG M X, CHANG B H, et al. Filter-PCA-based process monitoring and defect identification during climbing helium arc welding process using DE-SVM[J]. IEEE Transactions on Industrial Electronics, 2023, 70(7): 7353-7362.

[8] SENKOV O N, MAHAFFEY D W, SEMIATIN S L. A comparison of the inertia friction welding behavior of similar and dissimilar Ni-based superalloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(11): 5428-5444.

[9] LIU Y, ZHAO H Y, PENG Y, et al. Mechanical properties of the inertia friction welded aluminum/stainless steel joint[J]. Welding in the World, 2019, 63(6): 1601-1611.

[10] WANG F F, LI W Y, LI J L, et al. Process parameter analysis of inertia friction welding nickel-based superalloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 71(9): 1909-1918.

[11] SENKOV O N, MAHAFFEY D W, SEMIATIN S L. Effect of preheating on the inertia friction welding of the dissimilar superalloys mar-M247 and LSHR[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(12): 6121-6137.

[12] GENG P H, QIN G L, ZHOU J. Numerical and experimental investigation on friction welding of austenite stainless steel and middle carbon steel[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 47: 83-97.

[13] MAALEKIAN M, KOZESCHNIK E, BRANTNER H, et al. Comparative analysis of heat generation in friction welding of steel bars[J]. Acta Materialia, 2008, 56(12): 2843-2855.

[14] BENNETT C J, ATTALLAH M M, PREUSS M, et al. Finite element modeling of the inertia friction welding of dissimilar high-strength steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(11): 5054-5064.

[15] LEI B W, SHI Q Y, YANG L K, et al. Evolution of interfacial contact during low pressure rotary friction welding: A finite element analysis[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 56: 643-655.

[16] GENG P H, MA H, WANG M X, et al. Dissimilar linear friction welding of Ni-based superalloys[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2023, 191: 104062.

[17] TANG T X, SHI Q Y, LEI B W, et al. Transition of interfacial friction regime and its influence on thermal responses in rotary friction welding of SUS304 stainless steel: A fully coupled transient thermomechanical analysis[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 82: 403-414.

[18] CHEN G Q, FENG Z L, ZHU Y C, et al. An alternative frictional boundary condition for computational fluid dynamics simulation of friction stir welding[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25(9): 4016-4023.

[19] GENG P H, QIN G L, ZHOU J. A computational modeling of fully friction contact-interaction in linear friction welding of Ni-based superalloys[J]. Materials & Design, 2020, 185: 108244.

[20] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.

[21] 吴昊,孔祥伟,罗平. GH4169合金高温变形过程本构方程[J]. 机械设计与制造, 2020(8): 163-167.

WU Hao, KONG Xiangwei, LUO Ping. Constitutive equation for high-temperature deformation of GH4169 alloy[J]. Machinery Design & Manufacture, 2020(8): 163-167.

通讯作者: 陈高强,助理研究员,主要从事搅拌摩擦焊、摩擦焊等固相焊接的模拟仿真研究。

(下转第52页)

引文格式: 黄永德, 伍大为, 张泽龙, 等. 钛合金搅拌摩擦焊搅拌头磨损机理及其涂层强化[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 45-52.
HUANG Yongde, WU Dawei, ZHANG Zelong, et al. Wear mechanism of titanium friction stir welding tool and its coating reinforcement[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 45-52.

钛合金搅拌摩擦焊搅拌头磨损机理及其 涂层强化*

黄永德^{1,2}, 伍大为², 张泽龙³, 刘 强², 陈 宜²

(1. 台州学院, 台州 318000;

2. 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;

3. 航空工业陕西飞机工业有限责任公司, 汉中 723000)

[摘要] 为了提高钛合金搅拌摩擦焊搅拌头的寿命, 在搅拌头表面增加涂层, 对比研究表面涂层的作用机理。本文选用无涂层搅拌头和带 AlCrN 涂层搅拌头对 TC4 钛合金进行搅拌摩擦焊(FSW) 试验, 通过 3D 影像仪表征搅拌头的磨损情况, 采用扫描电镜(SEM) 及能谱仪(EDS) 对接头的组织及成分进行分析, 研究了 AlCrN 基涂层对搅拌头的寿命影响规律。试验结果表明, 对比无镀层搅拌头, 带 AlCrN 基涂层搅拌头的有效焊接距离由 600 mm 增加到 800 mm, 且在焊接 800 mm 后, 仍可获得成形良好, 抗拉强度达到母材 95.32% 的焊接接头。另外, 带 AlCrN 基涂层搅拌头的搅拌针和轴肩磨损率分别减少 50.41% 和 22.41%, AlCrN 基涂层可有效提高搅拌头的寿命。对比分析搅拌头的磨损情况发现, 无涂层搅拌头的磨损包括磨粒磨损、黏结磨损和氧化磨损, 其磨损过程主要包含 3 个阶段: 初始磨损阶段、剧烈磨损阶段和稳定磨损阶段。比较而言, 带涂层搅拌头的磨损过程则为“打断”和“撕裂”两个阶段。

关键词: 搅拌摩擦焊; TC4 钛合金; 搅拌头; AlCrN 涂层; 磨损

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.045



黄永德

教授, 博士, 主要从事先进连接技术研究。

近年来, 我国航空航天、军工武器等高端领域结构正向高可靠性、轻量化、高强度等极端服役性能发展, 钛合金因其比强度高、无磁性、耐腐蚀、耐高温等优异性能, 成为结构件的首选材料^[1-4]。搅拌摩擦焊(FSW) 是一种固相连接方法, 焊接过程中相对温度较低, 不会将待焊金属熔化, 因此可以避免产生常规熔焊缺陷^[5-7]。但是, 由于钛合金具有热传导率低、化学活性高、高强度和高熔点^[8] 等特点, 同时在 FSW 焊接过程中热输入量较高^[9], 因此需要搅拌头具有足够的强度及耐疲劳、耐磨性能。目前焊接钛合金, 常选用聚晶立方氮化

硼(PCBN)、钨铼(W-Re) 等材料制作的搅拌头^[10-11], 虽可保证焊接质量且搅拌头磨损极轻微, 但是价格昂贵、加工困难。使用价格低廉(仅为 W-Re 成本的 1/10) 的镍基高温合金(DZ22)^[12] 制作的搅拌头, 虽然加工简便, 但是搅拌头容易磨损, 使用寿命较短。

FSW 是一个高温高压的焊接过程, 长距离焊接后搅拌头将出现严重磨损, 常见的搅拌头磨损机理包括: 磨粒磨损、黏结磨损、扩散磨损和氧化磨损^[13-14]。Amirov 等^[15] 选用镍基高温合金搅拌头对 2.5 mm 厚钛板进行搅拌摩擦焊接, 结果表明, 搅拌

* 基金项目: 江西省优势科技创新团队重点项目(20181BCB19002)。

头表面黏结大量钛合金,其磨损机制为黏结磨损。Wu等^[16]用PCBN搅拌头对4 mm厚TC4钛合金板进行搅拌摩擦焊接,研究不同焊接长度下搅拌头的磨损情况,发现搅拌头的磨损机理为机械磨损和扩散磨损。因钛合金黏性较大,搅拌摩擦焊的工艺适应性较差。为此,学者们尝试在搅拌头表面沉积硬质涂层,以加强其耐磨性,提高搅拌头的使用寿命。Batalha等^[17]使用物理气相沉积(PVD)技术在WC-Co高温合金搅拌头表面沉积AlCrN基涂层,然后对4 mm厚TC4钛合金板进行FSW试验,结果表明,在焊接100 mm后,由于搅拌头在高温高压的环境中发生严重磨损,搅拌针根部断裂且涂层完全消失,搅拌头上出现钛合金黏结,发生黏结磨损,同时黏结与涂层反应发生了扩散磨损。为了研究涂层对钛合金搅拌摩擦焊搅拌头磨损性能的影响,提高搅拌头的使用寿命,本试验选用无涂层搅拌头和AlCrN涂层搅拌头(搅拌头材料均为DZ22)对2 mm厚TC4钛合金板材进行FSW对接试验,对比分析接头成形和力学性能,研究涂层对搅拌头的使用寿命的影响及其磨损机理,为钛合金FSW工艺的推广应用提供参考。

1 试验及方法

本试验材料选用多重热轧退火态TC4钛合金板材,尺寸为160 mm×60 mm×2 mm,其化学成分如表1所示。焊接设备选用贵州航天天马机电科技有限公司自主研发设计的三维并联搅拌摩擦焊装备,型号为FSW2840X240。

搅拌头的材料选择镍基高温合金DZ22,其化学成分如表2所示。为节约原材料和机加工成本并兼顾搅拌头更换的便捷性,本试验搅拌头选用分体式设计,即搅拌针与轴肩采用一体式搅拌头,与焊接设备连接段选用H13钢(淬火态)制备的夹持柄,

当搅拌头发生磨损无法使用后,只需更换搅拌头即可。搅拌头形状为普通圆台内凹形轴肩搅拌头,其中轴肩直径为12 mm,内凹弧面深度为0.4 mm,搅拌针根部直径为5 mm,端部直径为3 mm,搅拌针长1.8 mm,如图1所示。使用PVD技术在搅拌头表面沉积3 μm厚AlCrN涂层。

试验采用对接的接头形式,焊接方向与板材轧制方向平行。焊前使用砂纸打磨待焊板材的对接区域,打磨完成后,使用丙酮和酒精擦拭待焊板材除去表面油污,再进行对接装配,并在装配好的两板对接中线上预制起焊孔,其直径为4 mm,深度为1.8 mm。固定焊接工艺参数:焊接速度为200 mm/min,搅拌头旋转速

度为200 r/min,倾斜角为2.5°,轴肩下压量为0.15 mm。焊接时,采用多头喷管对搅拌头及待焊表面进行局部氩气保护。

采用3D影像测量仪分别对焊接前后搅拌头的轮廓、搅拌针长度和轴肩内凹曲面深度进行测量,通过式1^[18]对搅拌头磨损率进行量化分析,以观察其磨损程度。

$$\frac{L_i - L_f}{L_i} \times 100\% = \text{Wear\%} \quad (1)$$

式中, L_i 为搅拌头初始长度,mm; L_f 为焊后搅拌头长度,mm;Wear%为搅拌头磨损率。

通过扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDS)对接头横截面以及搅拌头的剖面进行检测。分别截取了不同

表1 TC4钛合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of TC4 titanium alloy (mass fraction) %

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
6.19	4.23	0.09	0.022	0.011	0.0013	0.12	余量

表2 DZ22搅拌头的化学成分(质量分数)

Table 2 Chemical composition of DZ22 welding tool (mass fraction) %

C	Cr	Co	W	Nb	Hf	B	Ti
0.12~0.16	8.0~10.0	9.0~11.0	11.5~12.5	0.75~1.25	1.4~1.8	0.01~0.02	1.75~2.25
Zr	Mn	S	Cu	Al	Fe	Si	Ni
≤0.05	≤0.2	≤0.015	≤0.1	4.75~5.25	≤0.20	≤0.15	余量

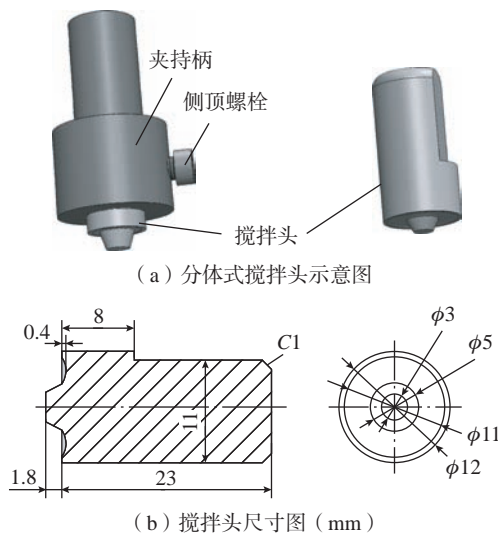


图1 搅拌头示意图

Fig.1 Schematic diagram of the welding tool

焊接长度下的接头的横截面进行分析,因试板长度为 160 mm,单对板的有效焊接长度为 150 mm,选择了多块板,多次累计的焊接长度作为有效的焊接长度。搅拌头剖面的加工方法:沿搅拌针端面中心线处向下线切割 8 mm,再向外切割 6 mm,制成搅拌头横截面金相试样。

2 结果与讨论

2.1 焊缝横截面形貌

图 2 (a) 为使用无涂层搅拌头焊接 300 mm 后焊缝横截面形貌,图 2 (b) 为使用带 AlCrN 涂层搅拌头焊接 800 mm 后焊缝横截面形貌。由图 2 (a) 可见,当焊接长度为 300 mm 时,焊缝中出现隧道型缺陷。而采用带 AlCrN 涂层搅拌头焊接 800 mm 后,焊缝内部仍未出现孔洞型缺陷,如图 2 (b) 所示。由此可见,搅拌头上的 AlCrN 涂层一定程度上可以减少隧道型缺陷出现。隧道型缺陷通常是由于塑性金属流动不充分

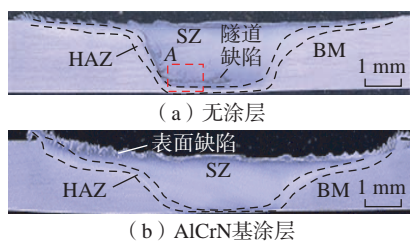
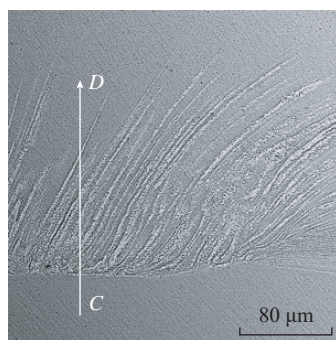
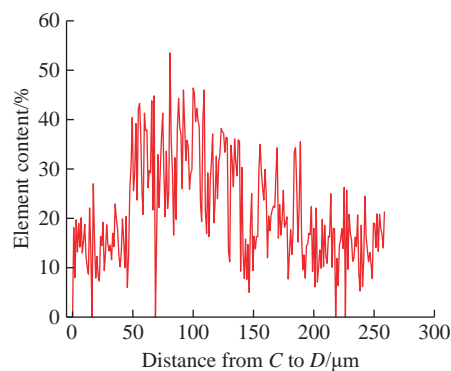


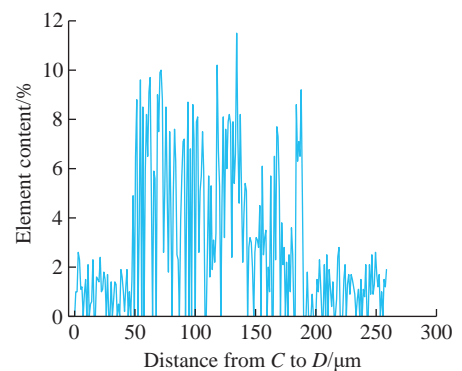
图 2 有 / 无涂层搅拌头焊后接头横截面形貌
Fig.2 Cross-sectional morphology of the joints after welding with and without coated welding tool



(a) SEM图



(b) O元素分布



(c) Ni元素分布

图 3 图 2 (a) 中 A 区域 SEM 图及 EDS 线扫描图
Fig.3 SEM and EDS line scan of area A in Fig.2(a)

导致。分析认为,在焊接 300 mm 时,无涂层搅拌头已经有磨损,使得搅拌头的外形尺寸减小,导致塑性金属填充不充分。然而,如图 2 (b) 中的 SZ 区域宽度明显大于图 2 (a) 中的 SZ 区域,且厚度方向减薄,应该是搅拌头磨损的结果,明显不同于常理,说明 AlCrN 涂层的添加使磨损机理发生变化。

根据前文分析,采用无涂层搅拌头在搅拌摩擦焊接 TC4 时,易发生磨损,为了研究磨损后搅拌头材料的流向,对图 2 (a) 中的 A 区域进行 SEM 观察和 EDS 线扫描,如图 3 所示。从图 3 (a) 可以看出焊缝中出现白色絮状物,白色絮状物不规则地镶嵌在焊缝中,形成条带状结构。通过图 3 (a) 中 CD 段的 EDS 线扫描,可以发现,当扫描到白色絮状物区域时,O、Ni 元素将会急速上升,O 和 Ni 元素的质量分数在最高处分别达到 55.3%、11.89%。因为,在整个焊接体系中,只有 DZ22 搅拌头含有 Ni 元素,分析认为这与搅拌头的磨损有关。在高温高压的焊接过程中,DZ22 搅拌头材料磨损脱落,这也印证了使用无涂层搅拌头,在焊接 300 mm 长后焊缝中就出现隧道缺陷的原因。

2.2 接头力学性能

图 4 为母材及有 / 无使用涂层搅拌头焊后接头应力 - 应变曲线,其

中无涂层搅拌头的焊接长度为 600 mm,带 AlCrN 涂层搅拌头的焊接长度为 800 mm。使用无涂层、AlCrN 基涂层搅拌头焊后接头的抗拉强度分别为 956.95 MPa 和 1041.30 MPa,分别达到母材的 87.60%、95.32%。使用无涂层搅拌头进行焊接,焊接 300 mm 长时已经出现了隧道缺陷,如图 2 (a) 所示,在焊接 600 mm 时,接头的抗拉较低。但是,使用 AlCrN 涂层搅拌头,在焊接 800 mm 后,其接头的抗拉强度仍可达到母材的 95% 以上,很明显 AlCrN 涂层可以延长搅拌头的使用寿命。但从图 4 (b) 和 (c) 的应力 - 应变曲线可见,搅拌摩擦焊接头的延伸率变差。分析认为,这主要跟焊缝缺陷有关,采用无涂层搅拌头焊接,易产生隧道缺陷;采用 AlCrN 基涂层搅拌头焊接,则使得横截面减薄,同时产生表面缺陷,如图 2 (b) 所示。因缺陷的存在,使得受力横截面发生突变,产生应力集中,导致脆性断裂。

2.3 搅拌头磨损情况

图 5 为有 / 无涂层搅拌头焊后搅拌针宏观形貌图,使用无涂层搅拌头焊接 600 mm 后,搅拌针外轮廓明显“变瘦”,搅拌针端部出现大量黏结,搅拌头已无法正常使用。AlCrN 基涂层搅拌头在搅拌针端部出现微量黏结,外轮廓除在搅拌针根部位置缩减外,其余位置几乎未发生变化。

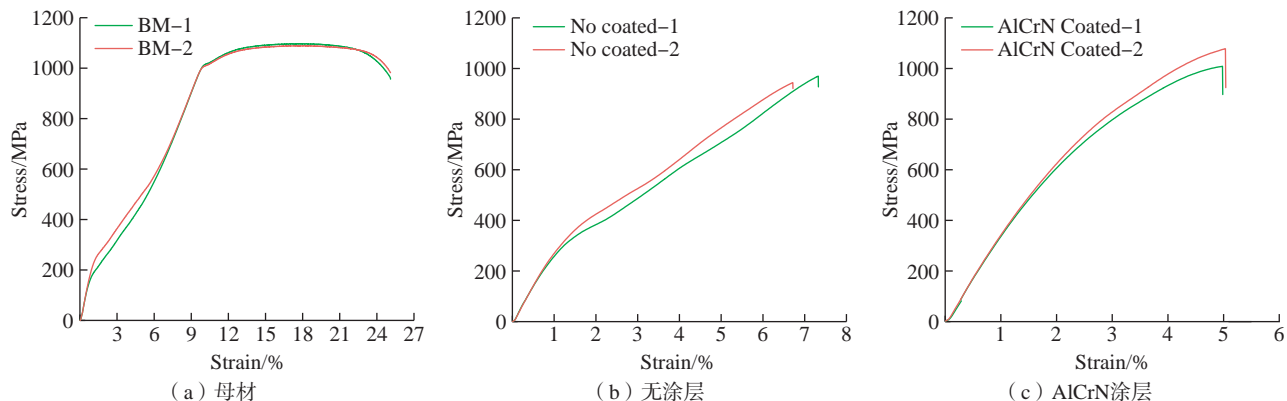


图4 母材及有/无使用涂层搅拌头焊后接头应力-应变曲线

Fig.4 Stress-strain curves of the base metal and the joints after welding with and without coated welding tool

有/无涂层搅拌头焊后轴肩宏观形貌如图6所示,搅拌头轴肩处都出现严重的磨粒磨损和黏结磨损,轴肩表面沟槽密布并且出现大面积剥落,同时表面都出现不同程度的氧化现象。由于钛合金化学活性活跃,在高温情况下很容易与焊接环境中残留的 H_2 、 O_2 、 N_2 发生反应形成硬而脆的外皮^[19],从而加剧搅拌头的磨损。通过对比图6(a)和(b),AlCrN基涂层搅拌头的氧化程度较小,涂层可以抑制钛合金的黏结,减少搅拌头的黏结磨损。

通过式(1)计算搅拌针、轴肩的磨损率,对搅拌头的磨损进行定量分析,计算结果如图7所示。无涂层搅拌头在焊接600 mm后,搅拌针长度缩短0.3 mm,磨损率为1.21%;轴肩深度缩短0.41 mm,磨损率为1.74%。AlCrN基涂层搅拌头在焊接800 mm后,搅拌针长度缩短0.15 mm,磨损率为0.6%;轴肩深度缩短0.31 mm,磨损率为1.35%。在多焊接200 mm的情况下,AlCrN涂层使得搅拌头上搅拌针和轴肩的磨损率分别减少50.41%和22.41%。很明显,AlCrN涂层能够有效延长搅拌头的使用寿命。

2.4 焊后搅拌头的横截面形貌

图8为有/无涂层搅拌头焊后轴肩区域的SEM和EDS面扫描图。搅拌头出现明显的磨损,其磨损类型主要包括黏结磨损、磨粒磨损和氧化

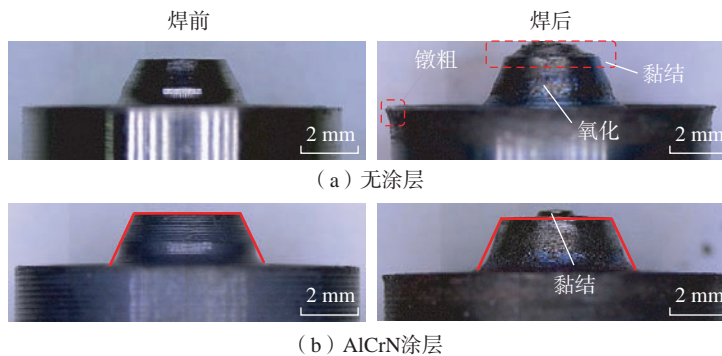


图5 焊接前后搅拌针的宏观形貌

Fig.5 Macroscopic morphology of tool-pin before and after welding

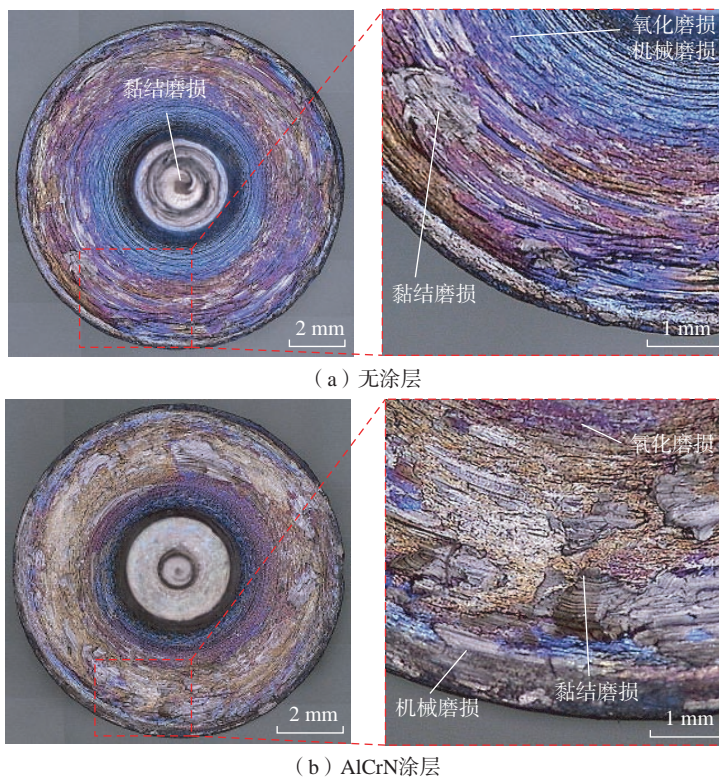


图6 焊后轴肩的宏观形貌

Fig.6 Macroscopic morphology of the welding tool shoulder

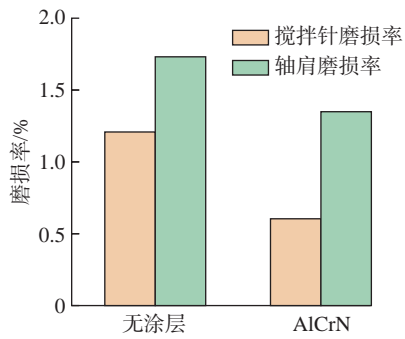


图7 有/无涂层搅拌头焊后搅拌头磨损率
Fig.7 Tool wear rate after welding with or without coated tool

磨损。磨粒磨损主要是由于当焊接热输入量不足时,搅拌头在行进过程中与钛合金相互挤压摩擦形成的微小硬质颗粒划过搅拌头表面,导致搅拌头表面材料损失。无涂层搅拌头在焊接 600 mm 后搅拌头上出现大量黏结,通过 EDS 能谱分析发现黏结物主要为钛合金的氧化物,随着焊接的进行,黏结不断脱落又重新生成,钛合金黏结脱落时会撕裂搅拌头表面的材料,对搅拌头表面造成磨损,发生黏结磨损。另外,通过对搅拌头上黏结物进行能谱分析,发现黏

结物中含有大量的 O、N 元素,随着钛合金在搅拌头表面的黏结,搅拌头的轮廓越来越大,且不规则,在旋转时,高温黏结物有机会与外界气体接触,从而造成搅拌头的氧化磨损。图 8 (b) 显示,带 AlCrN 涂层搅拌头在焊接 800 mm 后,轴肩表面只黏结一层薄薄的钛合金氧化物,分析认为 AlCrN 基涂层可以抑制钛合金在搅拌头表面黏结,减少黏结磨损。

图 9 为无涂层搅拌头在焊接 600 mm 后搅拌针剖面的 SEM 及 EDS 面扫描图。在焊接过程中搅拌针表面出现波浪型“倒刺”,少量钛合金镶嵌在其表面,同时在黏结物中出现搅拌头中的材料。分析认为,在“黏结-撕裂-剥落”的过程中,搅拌头的表面大致经历 3 种状态:“小凹坑-倒刺-鸿沟”,在这 3 种状态下搅拌头表面的粗糙度依此递增使得黏结量增加,而在撕裂的过程中会剥落搅拌头上的材料对焊缝造成污染。而除搅拌针端部外,其余位置并未出现较厚的黏结,这与塑化材料的流动有关,当搅拌针形貌为光滑圆台形时,

其端部主要以挤压流动为主^[20],这造成了黏结物在端部富集。

图 10 为 AlCrN 基涂层搅拌头焊后搅拌针剖面图。搅拌头表面黏结有钛合金,但与无涂层搅拌头相比,经过长距离的焊接后在其表面并没有出现沟槽,黏结磨损的程度较轻。同时,由图 10 可以看出,AlCrN 涂层在搅拌头表面仍有残留,涂层边缘呈现卷曲状,这是由于局部黏结物在焊接过程中被撕裂,同时撕裂搅拌头表面的涂层,与无涂层搅拌头的磨损过程类似。

2.5 磨损机理分析

综合分析焊缝横截面形貌、接头力学性能、搅拌头磨损情况以及焊后搅拌头的横截面形貌,对搅拌头的磨损机理进行分析。图 11 为无涂层搅拌头的磨损机理示意图,无涂层搅拌头的磨损主要分为 3 个阶段:初始磨损阶段、剧烈磨损阶段和稳定磨损阶段。初始磨损阶段:在钛合金 FSW 初始阶段因焊接温度较低,大量未塑化的钛合金硬质颗粒持续摩擦搅拌头表面,使其出现微小凹坑,微量钛

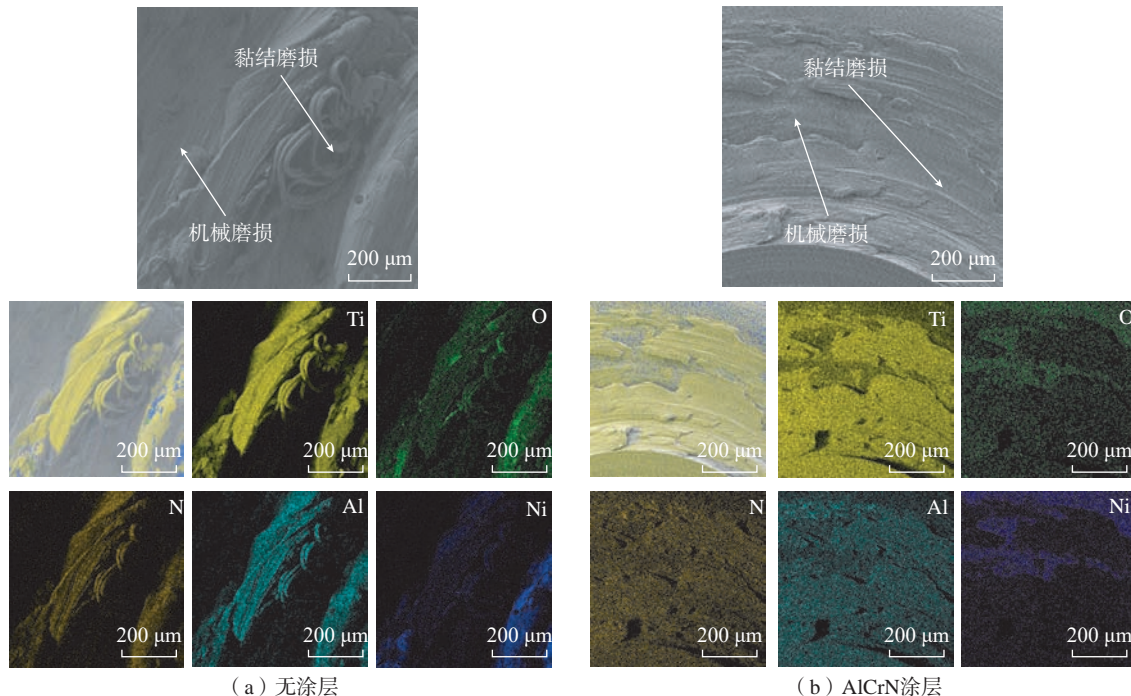


图8 有/无涂层搅拌头焊后轴肩处 SEM 和 EDS 面扫描图

Fig.8 SEM and EDS images at the shoulder of the welding tool after welding with and without coated tool

合金黏结在其表面,此时主要以磨粒
磨损为主,黏结磨损为辅。剧烈磨损
阶段:随着焊接进行,热输入量逐渐

增大,大量钛合金黏结在其表面,持
续进行“黏结-撕裂-剥落”,微量
未塑化的钛合金硬质颗粒摩擦搅拌

头表面,此时以黏结磨损为主,磨粒
磨损为辅。稳定磨损阶段:当热输入
量趋于稳定,钛合金黏结物覆盖整个
搅拌头,在一定程度保护搅拌头不发
生磨粒磨损,此时仅发生黏结磨损,
持续进行“黏结-撕裂-剥落”。

图 12 为 AlCrN 涂层搅拌头的磨
损机理示意图,涂层搅拌头的磨损主
要分为打断、撕裂两个阶段。当搅拌
头在下压、预热过程中,由于钛合金
硬度大、热输入量较低,搅拌头受到
硬质颗粒的不断冲击摩擦,连续的涂
层表面出现凹坑致使涂层呈断续状。
在进行过程中热输入量趋于稳定,在
凹坑处开始出现黏结直至覆盖涂层,
随着搅拌头的运动凹坑处黏结发生

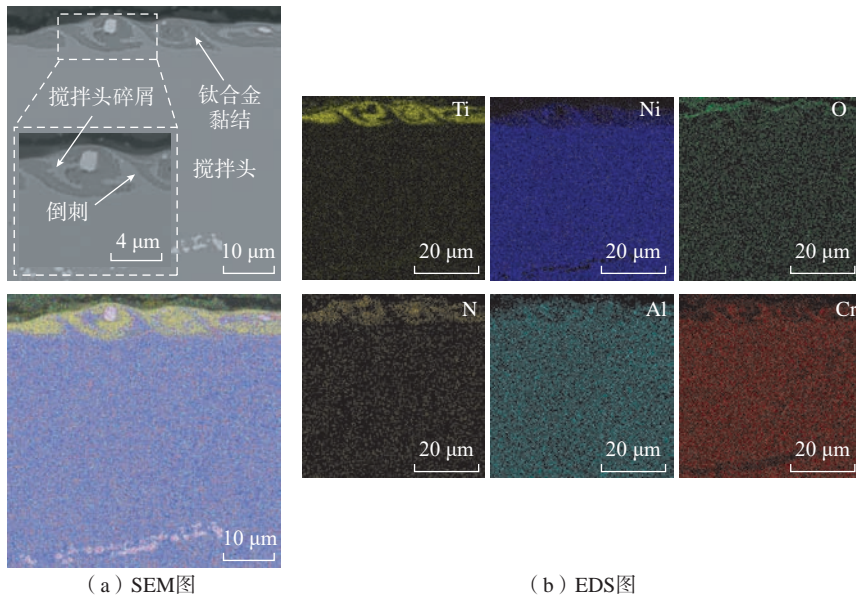


图 9 无涂层搅拌针剖面 SEM 图及 EDS 图
Fig.9 SEM image and EDS image of uncoated tool-pin

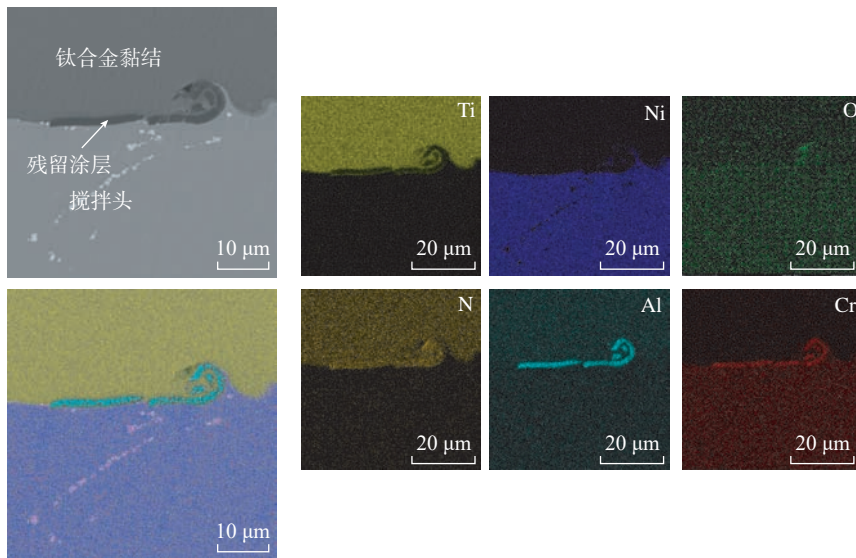


图 10 AlCrN 基涂层搅拌针剖面 SEM 图及 EDS 图
Fig.10 SEM and EDS images of tool-pin with AlCrN-based coating

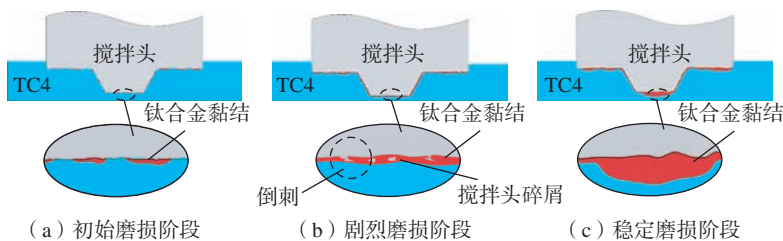


图 11 无涂层搅拌头磨损原理图
Fig.11 Wear schematic of uncoated welding tool

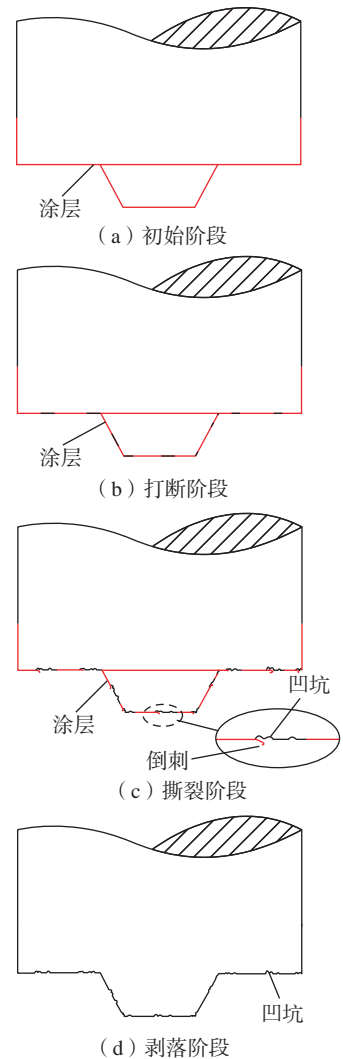


图 12 有涂层搅拌头磨损原理图
Fig.12 Schematic diagram of coated tool wear

“剥落-撕裂”,在黏结撕裂的过程中也会撕裂掉搅拌头上的涂层,随着焊接距离的增加,这个过程将持续进行直至涂层完全剥落。

3 结论

本文针对 TC4 钛合金搅拌摩擦焊,对比分析了有/无涂层条件下的焊缝横截面形貌、接头力学性能、搅拌头磨损情况,以及焊后搅拌头的横截面形貌,并对搅拌头的磨损机理进行了分析,得出以下 4 项结论。

(1) 使用无涂层搅拌头,焊接 600 mm 后,搅拌针长度缩短 0.3 mm,磨损率为 1.21%;轴肩深度缩短 0.41 mm,磨损率为 1.74%;使用 AlCrN 涂层搅拌头,焊接 800 mm 后,搅拌针长度缩短 0.15 mm,磨损率为 0.6%;轴肩深度缩短 0.31 mm,磨损率为 1.35%。AlCrN 涂层可有效降低搅拌头的搅拌针和轴肩磨损率,提高搅拌头的使用寿命。

(2) AlCrN 涂层可提高焊接接头力学性能。使用无涂层搅拌头,焊接 600 mm 后,接头的抗拉强度为母材的 87.60%。使用 AlCrN 涂层搅拌头,焊接 800 mm 后,接头抗拉强度仍可达到母材的 95.32%。

(3) 无涂层搅拌头的磨损主要分为 3 个阶段:初始磨损阶段、剧烈磨损阶段和稳定磨损阶段。初始磨损阶段以磨粒磨损为主,黏结磨损为辅;剧烈磨损阶段以黏结磨损为主,磨粒磨损为辅;稳定磨损阶段仅发生黏结磨损。由于焊接过程中保护气体浓度不足,3 个阶段都会发生氧化磨损。

(4) AlCrN 涂层搅拌头磨损主要分为“打断-撕裂”两个阶段,硬质颗粒将连续涂层打断为断续状,在打断处发生黏结磨损,随后表面黏结又将涂层撕裂,过程持续直至涂层完全磨损。

参考文献

[1] 李军兆,孙清洁,于航.高性能钛

合金先进成形技术研究现状[J].钢铁钒钛,2021,42(6):17-27.

LI Junzhao, SUN Qingjie, YU Hang. Current research status of advanced forming technology for high-performance titanium alloys[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2021, 42(6): 17-27.

[2] 邓贤辉,杨治军.钛合金增材制造技术研究现状及展望[J].材料开发与应用,2014,29(5):113-120.

DENG Xianhui, YANG Zhijun. Current situation and prospect of titanium alloy additive manufacturing technology[J]. Development and Application of Materials, 2014, 29(5): 113-120.

[3] 王欣,罗学昆,宇波,等.航空航天用钛合金表面工程技术研究进展[J].航空制造技术,2022,65(4):14-24.

WANG Xin, LUO Xuekun, YU Bo, et al. Research progress on surface engineering technology of aerospace titanium alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(4): 14-24.

[4] 赵永庆.国内外钛合金研究的发展现状及趋势[J].中国材料进展,2010,29(5):1-8,24.

ZHAO Yongqing. Current situation and development trend of titanium alloys[J]. Materials China, 2010, 29(5): 1-8, 24.

[5] MENG X C, HUANG Y X, CAO J, et al. Recent progress on control strategies for inherent issues in friction stir welding[J]. Progress in Materials Science, 2021, 115: 100706.

[6] MISHRA R S, MA Z Y. Friction stir welding and processing[J]. Materials Science and Engineering:R: Reports, 2005, 50(1-2): 1-78.

[7] MIRONOV S, SATO Y S, KOKAWA H. Friction-stir welding and processing of Ti-6Al-4V titanium alloy: A review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(1): 58-72.

[8] 吴红兵,史云龙,杜雪,等.电脉冲处理对钛合金超精密切削的影响[J].红外与激光工程,2016,45(2):0220002.

WU Hongbing, SHI Yunlong, DU Xue, et al. Effects of electropulsing treatment on ultra-precision cutting of titanium alloy Ti6Al4V[J]. Infrared and Laser Engineering, 2016, 45(2): 0220002.

[9] QI Y M, LI J P, SHEN Y F, et al. Simulation and experimental study on temperature and flow field in friction stir welding of TC4 titanium alloy process[J]. Materials Transactions, 2020, 61(12): 2378-2385.

[10] LIU H J, ZHOU L. Microstructural zones and tensile characteristics of friction stir welded joint of TC4 titanium alloy[J].

Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(10): 1873-1878.

[11] HANKE S, LEMOS G, BERGMANN L, et al. Degradation mechanisms of pcBN tool material during friction stir welding of Ni-base alloy 625[J]. Wear, 2017, 376-377: 403-408.

[12] 谢飞飞. TC4 钛合金搅拌摩擦焊接头组织与性能研究[D].南昌:南昌航空大学,2012.

XIE Feifei. Research on microstructure and properties of friction stir welded joint of TC4 titanium alloy[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2012.

[13] GRZESIK W. Advanced machining processes of metallic materials: Theory, modelling and applications[M]. 2nd ed. Amsterdam: Elsevier, 2016.

[14] FARIAS A, BATALHA G F, PRADOS E F, et al. Tool wear evaluations in friction stir processing of commercial titanium Ti-6Al-4V[J]. Wear, 2013, 302(1-2): 1327-1333.

[15] AMIROV A, ELISEEV A, KOLUBAEV E, et al. Wear of ZhS6U nickel superalloy tool in friction stir processing on commercially pure titanium[J]. Metals, 2020, 10(6): 799.

[16] WU L H, WANG D, XIAO B L, et al. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti-6Al-4V[J]. Materials Chemistry and Physics, 2014, 146(3): 512-522.

[17] BATALHA G F, FARIAS A, MAGNABOSCO R, et al. Evaluation of an AlCrN coated FSW tool[J]. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2012, 55(2): 607-615.

[18] TANVEER M, YASHWANT M, NOOR S A. Analysis of tool wear and deformation in friction stir welding of unequal thickness dissimilar Al alloys[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, 2021, 235(3): 501-512.

[19] WANG S, LIAO Z H, LIU Y H, et al. Different tribological behaviors of titanium alloys modified by thermal oxidation and spraying diamond like carbon[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 252: 64-73.

[20] 毛育青.铝合金厚板搅拌摩擦焊缝金属流动行为研究[D].西安:西北工业大学,2017.

MAO Yuqing. Material flow behavior in the friction stir weld of aluminum alloy thick plates[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2017.

Wear Mechanism of Titanium Friction Stir Welding Tool and Its Coating Reinforcement

HUANG Yongde^{1,2}, WU Dawei², ZHANG Zelong³, LIU Qiang², CHEN Yi²

(1. Taizhou University, Taizhou 318000, China;

2. Jiangxi Key Laboratory of Aerospace Component Forming and Joining, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

3. AVIC Shaanxi Aircraft Industry Co. Ltd., Hanzhong 723000, China)

[ABSTRACT] In order to improve the operation life of welding tool in friction stir welding (FSW) of titanium alloy, the coating was added to the surface of the welding tool, and the effects of surface coating on the operation life of welding tool was studied. FSW of TC4 titanium alloy was conducted by using uncoated and AlCrN coated welding tool. The wear of the welding tool was characterized by 3D imaging instruments, and the microstructure and composition of the joint are analyzed using scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS). The influence of AlCrN coating on the service life of the welding tool was studied. The results are as follow: Compared to the uncoated welding tool, the effective welding distance of AlCrN coated welding tool has increased from 600 mm to 800 mm, and after welding in the length of 800 mm, a well formed welding joint with a tensile strength of 95.32% of the base material can still be obtained. In addition, the wear rates of the pin and shaft shoulder of AlCrN coated welding tool are reduced by 50.41% and 22.41%, respectively. AlCrN coating can effectively improve the service life of the welding tool. Comparative analysis of the wear of the welding tool reveals that the wear of the uncoated welding tool includes abrasive wear, bonding wear, and oxidation wear. The wear process mainly includes three stages: initial wear stage, severe wear stage, and stable wear stage. Comparatively, the wear process of the coated welding tool consists of two stages: “breaking” and “tearing”.

Keywords: Friction stir welding; TC4 titanium alloy; Welding tool; AlCrN coating; Wear

(责编 晓月)

(上接第 44 页)

Numerical Simulation of Interfacial Friction and Transient Thermal Processes in Inertia Friction Welding of GH4169 Superalloy

TANG Tianxiang^{1,2,3}, SHI Qingyu^{1,2,3}, ZHOU Jun⁴, ZHANG Chunbo⁴, LIANG Wu⁴,

ZHOU Mengran^{1,2,3}, ZHANG Gong^{1,2,3}, CHEN Gaoqiang^{1,2,3}

(1. Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

2. State Key Laboratory of Clean and Efficient Turbomachinery Power Equipment, Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

3. Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology, Ministry of Education, Beijing 100084, China;

4. CAM Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin 150028, China)

[ABSTRACT] For the inertial friction welding (IFW) of GH4169 superalloy, a finite element (FE) simulation model was established to investigate the transition of interfacial friction regime and transient evolution law of thermal processes variables such as heat generation and temperature. The accuracy of the FE model is verified by the experimental data. The results show that the Coulomb friction zone occupies the whole interface at the beginning of the welding process, and gradually shrinks from 0.54 s and disappears completely at 9.60 s, while the shear friction zone builds up at $0.31R_0$ (R_0 is the radius of the workpiece) and expands to the entire interface. Based on the simulation results, an analytical equation describing the evolution of the Coulomb friction zone is proposed. The coupling relationship and variations of heat flux, frictional stress and temperature at the interface caused by the transition of friction regime are analyzed. The results show that the transition of interfacial friction regime from the Coulomb friction regime to the shear friction regime is beneficial for temperature homogenization at the interface.

Keywords: Inertia friction welding; Friction regime; Heat flux; Temperature field; Finite element analysis; GH4169 superalloy

(责编 晓月)

引文格式: 高嵩, 吴程浩, 石磊, 等. 铝 / 钢异种金属搅拌摩擦焊性能改善方法及其研究现状[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 53–65.

GAO Song, WU Chenghao, SHI Lei, et al. Improvement methods and research status of friction stir welding performance for dissimilar metals of aluminum and steel[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 53–65.

铝 / 钢异种金属搅拌摩擦焊性能改善方法及其研究现状*

高嵩^{1,2}, 吴程浩^{1,2}, 石磊³, 刘涛^{1,2}, 景元坤^{1,2}, 尹启朋^{1,2}, 郭宁^{1,2}

(1. 齐鲁工业大学(山东省科学院), 济南 250353;

2. 山东省机械设计研究院, 济南 250031;

3. 山东大学材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 济南 250061)

[摘要] 铝合金与钢的复合结构具有质量轻、强度高、成本低等特点, 广泛应用于航空航天、船舶重工、汽车制造等领域。搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)作为一种新型固相连接技术, 具有高效、节能、环保等优势, 但利用传统搅拌摩擦焊获得的铝 / 钢异种接头仍然存在诸多缺陷。基于铝 / 钢异种金属搅拌摩擦焊的优化, 本文对目前正在铝 / 钢搅拌摩擦焊方面取得成果的辅助方式进行总结归纳, 将其划分为机械结构式辅助 FSW、中间过渡层辅助 FSW、温度控制型外源辅助 FSW 和超声振动辅助 FSW, 并在此基础上进一步展望了铝 / 钢异种金属搅拌摩擦焊优化方法的发展方向。

关键词: 铝 / 钢异种金属; 搅拌摩擦焊(FSW); 优化; 机械结构; 过渡层; 温度控制; 超声振动

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.053



高嵩

博士研究生, 讲师, 主要从事同种及异种材料焊接技术研究。

铝及铝合金具有密度低、加工性能好、导热性和抗腐蚀性强等特点, 钢具备强度较高、塑性和韧性良好等优势。因此, 在航空航天、船舶重工和汽车制造领域中, 铝和钢发挥着不可替代的作用^[1-3]。以新能源汽车为例, 采用铝 / 钢复合结构件既可以保证汽车具备良好的抗冲击性能和较高强度, 同时能够降低整车质量, 极大提高了新能源汽车的续航里程和驾驶舒适度, 是实现汽车轻量化的有效途径之一^[4]。然而, 根据铝 / 钢金属的焊接性可知^[5], 铝 / 钢的物理性能差距较大, 具体表现为: 铝和钢的熔点相差甚远, 因此当铝熔化为液态时, 钢还处于固体加热状态, 而当钢

完全熔化为液态后, 由于铝的密度较低, 熔化的液态铝将浮在钢液上方, 导致焊缝冷却结晶后的力学性能较低; 铝和钢的线膨胀系数和热导率等相差较大, 因此, 在传统焊接过程中会导致接头裂纹的产生; 铝在高温作用下极易被氧化为 Al_2O_3 , 该氧化物的形成会导致焊缝夹渣的产生, 严重影响铝 / 钢的接头性能。此外, 从 Fe-Al 二元相图可以看出, 铝与钢的固溶度较小, 并且高温下极易形成脆硬的金属间化合物(Intermetallic compounds, IMCs), IMCs 的形成将严重降低接头的力学性能, 影响焊接质量^[6-8]。

近年来, 国内外专家学者针对铝 /

* 基金项目: 国家自然科学基金(52305383); 山东省自然科学基金(ZR2020QE177); 山东省高等学校青年创新团队项目(2022KJ134); 齐鲁工业大学(山东省科学院)科教产融合项目(2022PX071)。

钢异种金属连接做了诸多研究,主要连接方法有熔焊、钎焊、熔钎焊和机械连接^[9-15]。熔焊在焊接过程中存在较大的热输入,且不能对热输入量进行精确调控,因此在焊接过程中极易产生较厚的脆硬 IMCs,导致铝/钢接头的失效;钎焊所产生的接头变形量较小,焊接工艺参数可调控,生成的 IMCs 较少,但钎焊易受到气孔、夹渣等缺陷的影响,导致接头力学性能较低;熔钎焊介于钎焊和熔焊之间,接头性能提高范围有限^[16];机械连接具有操作方便、无热量输入、无脆硬 IMCs 生成等优点,但相较于其他连接方式,机械连接的接头强度较低。为了增加铝/钢连接的接头强度,精确控制连接过程的热输入总量,有效抑制 IMCs 的生成,目前铝/钢异种金属的连接更倾向于固相焊接。

搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)是一种新型的固相连接技术,主要利用摩擦产热和塑性变形实现板材的连接。FSW 作为一种绿色焊接技术,具有诸多优势,其在焊接前、中不需要预备坡口,焊接过程中不会产生污染,焊后接头变形较小、自动化程度高^[17],并且可对 IMCs 的生成进行调控,得到高质量的焊接接头^[18-19]。基于上述优势,国内外专家学者早已对铝/钢 FSW 开展诸多研究^[20-24]。但是,一方面由于传统 FSW 需要足够大的焊接轴向力和搅拌头扭矩来产生充足的热输入,这会加剧搅拌头的磨损,同时严重限制焊接速度的提高,进而降低焊接效率;另一方面,传统 FSW 虽然在一定程度上缓解了铝/钢之间较大的热物理性能差异,但在实际焊接过程中仍存在材料塑性流动能力弱、界面脆性 IMCs 过厚和接头力学性能较低等问题。因此,研究学者开展了大量有关外源辅助铝/钢 FSW 的研究,根据作用原理不同将其划分为机械结构式辅助 FSW、中间过渡层辅助 FSW、

温度控制型外源辅助 FSW 和超声振动辅助 FSW。本文对不同辅助方法的作用原理、界面结合特征和力学性能进行总结归纳,分析了不同改善方法的优点和局限,并展望了铝/钢异种金属 FSW 的优化方向。

1 机械结构式辅助 FSW

1.1 铆接辅助搅拌摩擦焊

传统铆接是一种利用轴向压力将铆钉镦粗后压入孔内形成钉头结构,从而实现板材结合的机械连接方式,具有操作简单、连接可靠等优点。但铆接过程中同时存在铆钉杆在钉孔内弯曲、铆钉头及连接板材出现裂纹缺陷等问题,影响连接质量。基于铆接原理,将 FSW 与铆接相结合,在界面原有的冶金结合基础上,可提高界面机械结合强度,进而提升接头力学性能。根据铆钉来源和尺寸,可将其划分为利用待焊材料塑性流动形成自铆钉结构的宏观铆接、微观铆接和填充预制铆钉的外源铆接。

1.1.1 宏观铆接

Chen 等^[25]以 AA7075 铝合金和 Q235 钢作为母材进行自铆搅拌摩擦搭接焊(Self-riveting friction stir lap welding, SR-FSLW),总结了锁紧铆钉的形成机理,将其划分为沉

降、挤压、填充和锁紧这 4 个步骤,如图 1 所示。当搅拌针距离预置孔较远时,铝合金在焊接热和轴肩挤压作用下大量流入预置孔内;随着搅拌针的靠近,预置孔后壁在搅拌针的挤压作用下发生变形,使内部的铝合金在压力作用下向上运动,最终在预置孔内循环流动;当搅拌针移动到预置孔正上方时,在剧烈塑性变形的作用下铝合金和钢充分混合,形成涡流层状结构(Swirl-layered structure);随着搅拌针离开预置孔,涡流层状结构部分密封预置孔顶部,最终锁定铆钉。Huang 等^[26-27]实现了 6082-T6 铝合金和 QSTE340TM 钢的 SR-FSLW,研究了预置孔直径大小对接头强度的影响,结果表明,接头抗剪切强度在孔径 3 mm 时达到最大值 317 N/mm。这是由于当孔径从 0 增加到 3 mm,铝铆钉尺寸增大,相比于铝/钢接触面积减小而引起的接头强度损失,此时较强的机械结合对接头强度的提高起到主导作用,因此接头抗剪切强度增大;随着孔上部直径继续增加,机械连接的补强已经不足以弥补冶金结合的巨大损失,进而导致接头抗剪切强度下降。

1.1.2 微观铆接

Liu 等^[28]通过激光蚀刻技术在

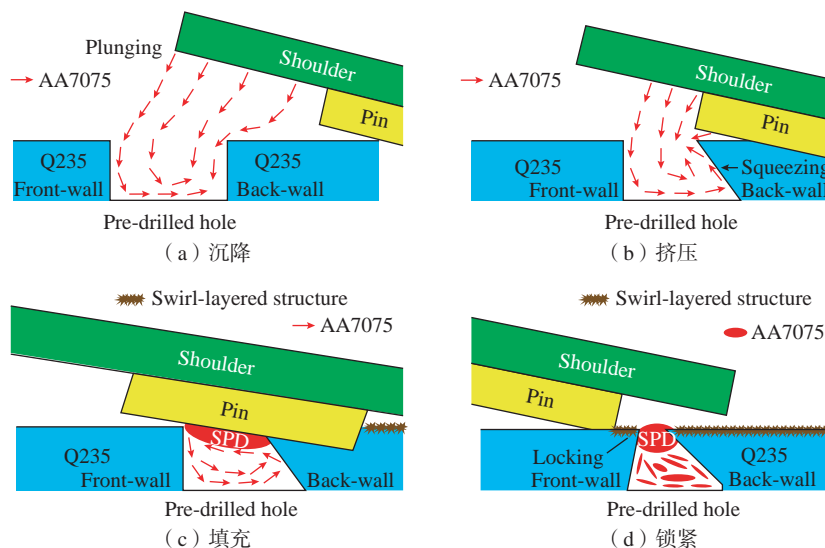


图 1 锁紧铆钉的形成机理^[25]

Fig.1 Formation mechanism of locked rivets^[25]

304 不锈钢表面预制微米级凹槽阵列,实现了铝/钢涡流摩擦搅拌搭接焊(Micro-groove-assisted vortex-friction stir lap welding, MG-VFSLW)的工艺优化。如图 2 所示^[28],在铝/钢界面的微凹槽附近产生了微观铆钉结构,提高了界面的机械锁合程度,使接头线荷载从常规 VFSLW 的 346.8 N/mm 提高至 MG-VFSLW 的 485.9 N/mm。

1.1.3 外源铆接

任航等^[29]将 GB109-平头实心铝铆钉放置在预制通孔中,采用 FSW 实现了 2A12-T4 铝合金和 S304 退火态不锈钢的稳定连接,获得了平均拉剪力为 6519 N 的铝/钢接头;结果表明,在靠近搅拌头搅拌的区域,受搅拌头的旋转摩擦和挤压作用,与铆钉接触的钢板发生微小变形,生成钩状结构嵌入铝铆钉中;对钩状结构周围进行 SEM 点扫描,发现在钢板和铝铆钉界面处形成了厚度非常薄的 IMCs,实现了冶金连接和机械连接的有效结合。黄体方^[30]在预置孔内填充 SiC 颗粒增强铝基复合材料,采用 SR-FSLW 实现了 6082-T4 铝合金和 QSTE340TM 钢的连接,并对不同开孔方式展开研究。结果表明,材料棒的锯齿形排布有效解决了直线排布时 SiC 颗粒分布不均匀的问题,充分发挥了 SiC 颗粒对铆接区域的强化作用;而间歇性半通孔的开孔方式,在保证 SiC 颗粒增强铆钉作用的同时,也兼顾了钢侧的承载能力。因此,当采用如图 3 所示^[30]的间歇性半通孔锯齿形排布时,接头最大失效载荷为 12.55 kN,接头单位长度最大承载达到 608 N/mm。

1.2 特殊接头结构辅助搅拌摩擦焊

研究人员通过设计特殊的接头形式,使焊接后的界面产生有益的机械互锁结构,以此提高接头质量。张忠科等^[31]以 3 mm 厚的 Q235 板材和 2A12 铝合金为待焊板材,沿厚度

方向将钢板端面加工成倾斜的锯齿形状,然后利用 FSW 实现了铝/钢异种金属的连接,焊接方式如图 4 (a) 所示;焊接过程中,锯齿顶部的材料随着搅拌头的下压与旋转迁移到铝基体中,形成图 4 (b) 中展示的弯钩

结构,这种铝/钢充分混合形成的机械互锁结构有效提高了焊接接头的力学性能。徐海升^[32]设计了基于“差高-偏置”原理的改进型铝/钢对接接头,如图 5 所示;研究表明,复合接头消除了界面底部常见的未焊透

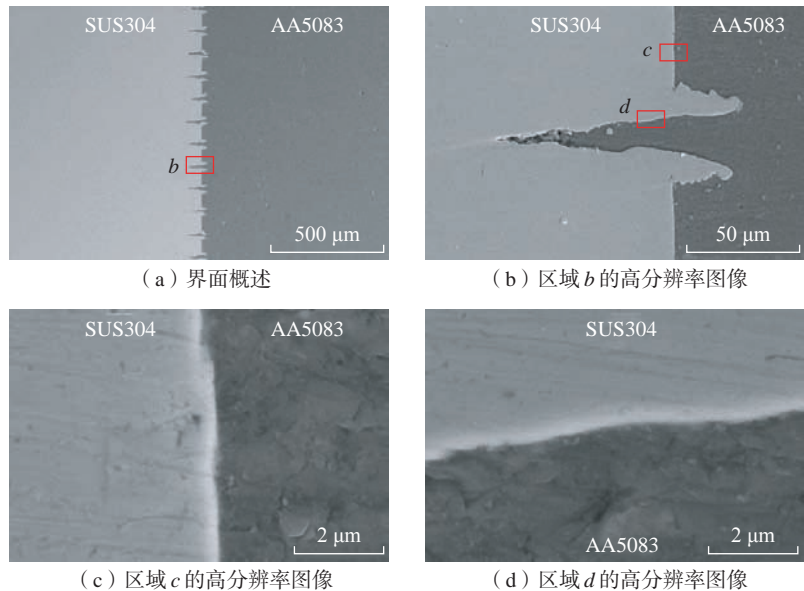


图 2 MG-VFSLW 中铝/钢界面的微结构^[28]
Fig.2 Microstructure of the Al/steel interface in MG-VFSLW^[28]

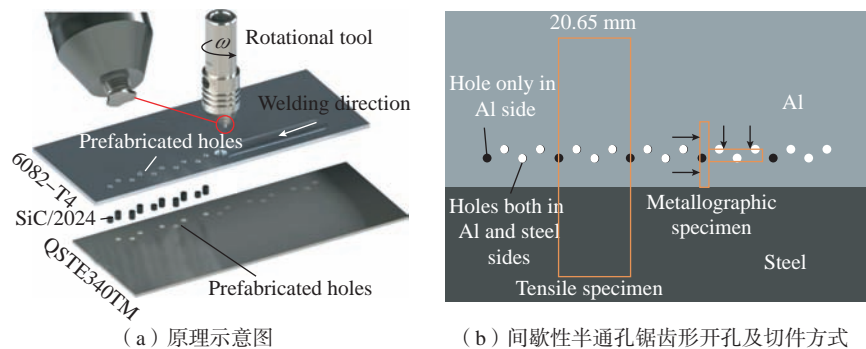


图 3 外源铆接 FSW 示意图^[30]
Fig.3 Schematic diagram of extrinsic-riveting FSW^[30]

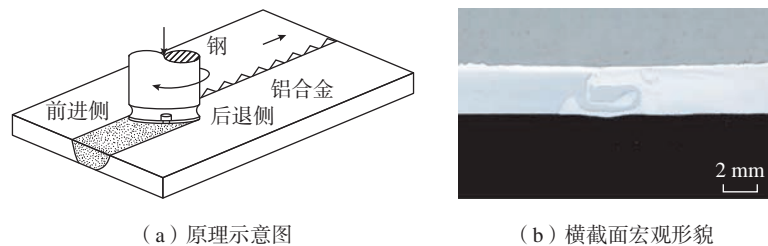


图 4 铝/钢搭接接头^[31]
Fig.4 Al/steel butt joint^[31]

缺陷,同时防止界面形成不良形态的 Hook 钩,避免了焊缝的应力集中,接头最大抗拉强度达到铝合金母材的 93%。

2 中间过渡层辅助 FSW

铆接辅助和特殊接头结构辅助均旨在提高铝/钢界面的机械结合强度。然而,在铝/钢异种金属焊接时,界面将在热力作用下发生冶金反应,原子的互扩散行为将生成种类多样且厚度不均的 IMCs。罗磊^[33]研究了界面 IMCs 厚度和抗拉强度的关系,结果表明,随着 IMCs 厚度的不断增大,接头抗拉强度先增大后减小并在 0.57 μm 时达到最大值 334 MPa。Bozzi 等^[34]发现当 IMCs 厚度超过 8 μm 时,接头失效载荷将急剧降低。Geng 等^[35]的研究表明,当界面生成 1.5 μm 的 IMCs 时,接头的整体承载能力达到了峰值,为铝合金母材的 75.2%。然而,IMCs 的生长受材料属性、焊接参数和环境条件等多方面影响,难以实现稳定的调控。因此,为了避免较厚的脆硬 Al/Fe-IMCs 劣化界面的冶金结合强度,相关学者开始利用性能良好的中间过渡层代替原有 Al/Fe-IMCs,以提高界面的冶金结合强度。

2.1 Zn 作为中间过渡层

张桂源等^[36]利用表面喷涂 0.4 mm 厚 Zn 层的 S420MC 钢板与 6005A-T6 铝合金进行搅拌摩擦搭接焊(FSLW)。如图 6 所示^[36],通过对比无 Zn 层和有 Zn 层接头 XRD 的特征峰,发现无 Zn 层接头铝/钢两侧的金属间化合物衍射峰的强度远高于有 Zn 层接头,说明 Zn 层的加入有效减少了界面 IMCs 的生成,接头最大拉伸载荷提高 17%。郑其贤^[37]将 2A70 铝合金和 316 不锈钢之间加入 Zn 层进行 FSW,发现 Zn 层的熔化使得 Al/Zn、Zn/Fe 混层生成,代替了脆硬的 Al/Fe-IMCs,从而提高了接头质量;当搅拌针扎入钢板深度均为 0.1 mm 时,

加入 Zn 层后的接头平均失效载荷由 3.13 kN 提升至 4.50 kN。

2.2 Al 作为中间过渡层

由于 Zn 层熔点较低,无法在高温下维持稳定状态,限制了 FSW 的效率。因此,Al 作为中间过渡层受到了广泛的研究与应用。Zhou 等^[38]利用摩擦堆焊(Friction surfacing, FS)在 Q235 钢板表面制备 1 mm 厚的 Al 中间层,随后与 6061 铝板进行搅拌摩擦搭接焊。焊接过程中,搅拌针完全插入铝板和中间层而不搅拌钢。图 7^[38]为接头断口的 XRD 分析,可知在铝/钢界面处形成了取代传统 IMCs 的扩散层,拉剪载荷较传统接头

提高 30%。Li 等^[39]利用冷喷涂技术对 AA6022 铝合金与 Usibor1500 先进高强度钢进行 FSLW,在 Usibor1500 先进高强度钢表面冷喷涂 200 μm 厚的 Al 层;结果表明,Al 层的加入有效减少搅拌摩擦焊接头的磨损,其接头界面展现为无“钩状”结构的夹层结构,在 Al 层和钢的界面间未发现 IMCs。

2.3 Ni 作为中间过渡层

Kundu^[40]和 Chen^[41]等表明,Ni 和 Fe 在固相复合过程中不会产生任何脆性较大的 IMCs,可以实现较高强度的结合,同时与 Al/Fe-IMCs 相比,Al/Ni-IMCs 具有一定的塑性,脆

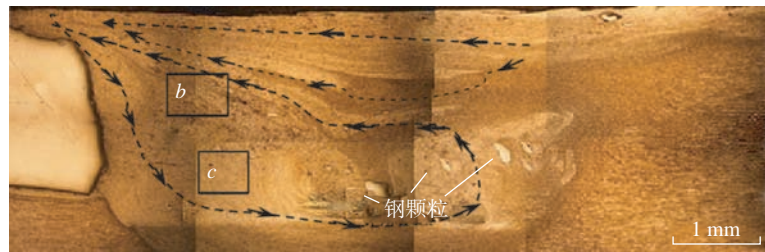


图 5 改进型对接接头的焊缝横截面宏观形貌^[32]

Fig.5 Macro-morphology of weld cross section of improved butt joint^[32]

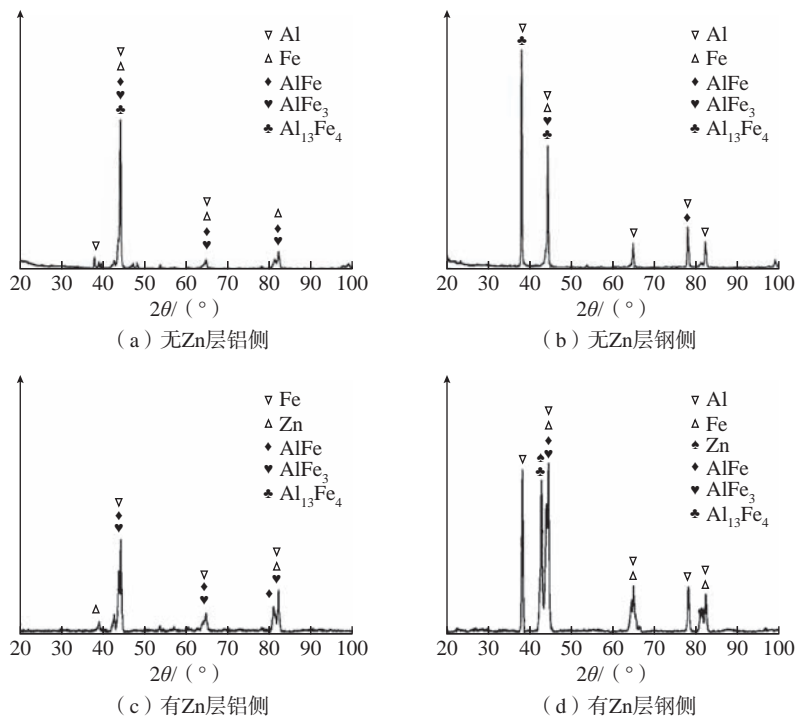


图 6 无 Zn 层和有 Zn 层的接头断口 XRD 图谱^[36]

Fig.6 XRD patterns of joint fracture without Zn layer and with Zn layer^[36]

性相对较小,因此Ni作为中间过渡层具备可行性。邵家霖^[42]利用搅拌摩擦钎焊(Friction stir brazing, FSB)技术对1060工业纯铝和Q235低碳冷轧钢进行焊接,利用Ni作为中间过渡层,显著减少了接头界面脆硬Al/Fe-IMCs的生成,接头纵向和横向失效载荷均得到较大提升,如图8所示。

3 温度控制型外源辅助FSW

3.1 预热处理辅助搅拌摩擦焊

Tang等^[43]研究了预热处理对6061铝合金和E235A钢搅拌摩擦焊的温度分布和材料流动的影响;如图9所示^[43],预热处理过的接头焊核区扩大,铝合金和钢的混合程度更高,同时消除了常规FSW接头内部存在的孔洞缺陷;拉伸试验表明,经过预热处理的接头失效载荷由226 MPa提升至283 MPa。Pankaj等^[44]研究了电磁感应辅助搅拌摩擦焊接(Induction-assisted friction stir welding, I-FSW)对铝/钢对接接头的影响,试验结果表明,感应预热的应用显著降低了材料的屈服/流动应力,与常规接头相比,高预热条件下的搅拌头轴向力降低了27.8%,扭矩降低了21.7%,有效减少了搅拌头的磨损。

3.2 激光辅助搅拌摩擦焊

高能密度的激光束已广泛应用于异种金属的高质量连接^[45],同时也可以作为辅助热源用以提高待焊板材的软化程度。激光辅助搅拌摩擦焊(Laser-assisted friction stir welding, LAFSW)是一种在保留FSW固相连接优势的同时,利用高能激光束预热待焊板材,促进材料跟随搅拌针旋转流动的焊接方式。由于母材得到软化,减小了待焊板材受到的扭矩,降低了夹具的要求,同时降低了搅拌头行进过程中受到的各项焊接载荷,提高搅拌头的使用寿命。Merklein等^[46]利用LAFSW技

术实现了DC04钢和6016-T4铝合金的有效连接,发现当转速2000 r/min、焊速1500 mm/min和激光功率为1500 W时,获得了抗拉强度为200 MPa的优质接头,达到母材的80%。费鑫江等^[47]通过LAFSW技术实现了6061铝合金和Q235钢的对接焊(图

10(a)),并对不同激光功率下的接头质量进行分析研究;图10(b)为接头抗拉强度与激光功率间的关系,发现随着激光功率的提高,热输入逐渐增大,虽然IMCs略微变厚,但增强的材料流动更有益于接头质量的提高,因此在激光功率为900 W时,

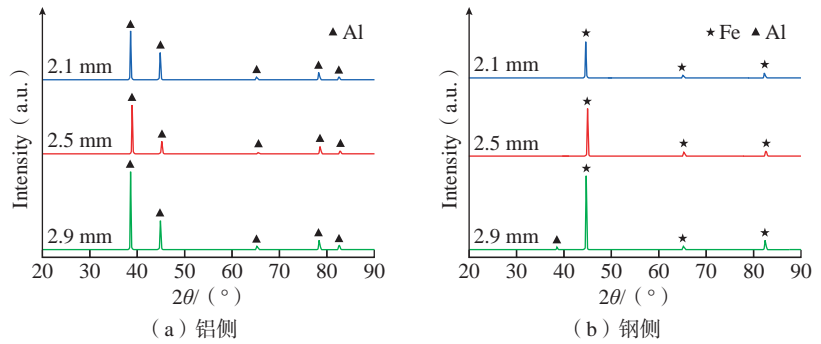


图7 预置Al层断面XRD图谱^[38]

Fig.7 XRD spectra obtained from fracture surfaces with Al layer^[38]

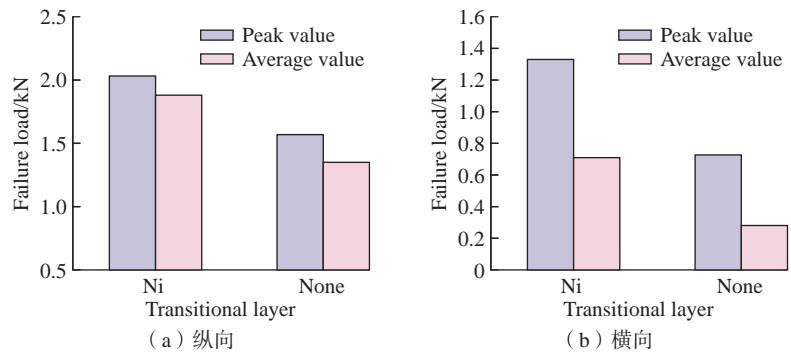


图8 无Ni层和有Ni层的接头失效载荷^[42]

Fig.8 Failure load of joints without Ni layer and with Ni layer^[42]

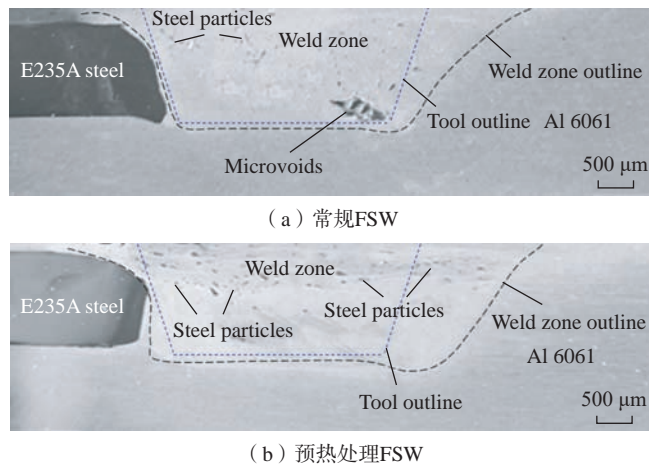


图9 常规FSW和预热处理FSW的焊缝横截面宏观形貌^[43]

Fig.9 Macro-morphology of weld cross section of conventional FSW and preheating FSW^[43]

接头抗拉强度达到峰值 198 MPa; 当激光功率继续增大时, 过厚的 IMCs 成为降低接头质量的决定因素。

3.3 电流辅助搅拌摩擦焊

电流辅助搅拌摩擦焊 (Electrically assisted friction stir welding, E-FSW) 在常规 FSW 基础上, 对待焊板材施加外部电流, 利用电流所产生的焦耳热效应和电塑性效应软化即将焊接的材料, 促进焊接过程中材料的塑性流动, 提高接头质量, 减少搅拌头的磨损。Liu 等^[48]提出了图 11 所示的新型电流辅助搅拌摩擦焊接方法, 并利用该结构实现了 6061 铝合金和 TRIP780 钢的连接。如图 12 所示^[48], 相比于常规 FSW 界面只有一层平整光滑的 IMCs 层, 电流的加入使 Al/ 钢界面处产生大量的微观互锁结构, 抑制了脆性 IMCs 中裂纹的产生和扩展, 提高了接头的延展性, 进而提升了接头力学性能。Chen 等^[49]研究了 6061-T6 铝合金与 TRIP780 钢的电流辅助搅拌摩擦点焊工艺, 和常规搅拌摩擦点焊相比, 其焊接轴向力降低了 12.84%, 接头强度提高了 43%; 同时, 研究证明了在焊接过程中, 直流电和交流电对降低焊接轴向力的作用效果是相同的。

3.4 电弧辅助搅拌摩擦焊

电弧辅助搅拌摩擦焊与激光辅助搅拌摩擦焊类似, 同样利用焊枪预先加热搅拌头前方的待焊材料, 使母材提前软化再进行正常焊接。Bang 等^[50]采用图 13 (a) 展示的钨极亚弧焊 (TIG) 辅助搅拌摩擦焊对 5052 铝合金和 DP590 高强度钢板进行焊接试验和数值分析; 研究表明, 当焊接电流为 20 A 时, TIG 辅助搅拌摩擦焊相较于常规 FSW 接头, 材料软化程度提高, 塑性流动加快, 界面金属间化合物厚度适中, 接头平均抗拉强度达到 184 MPa, 比常规 FSW 接头提高了 10%。Bang 等^[51]利用图 13 (b) 展示的钨极惰性气体保护焊 (GTAW) 辅助搅拌摩擦焊对 6061-T6 铝合金和

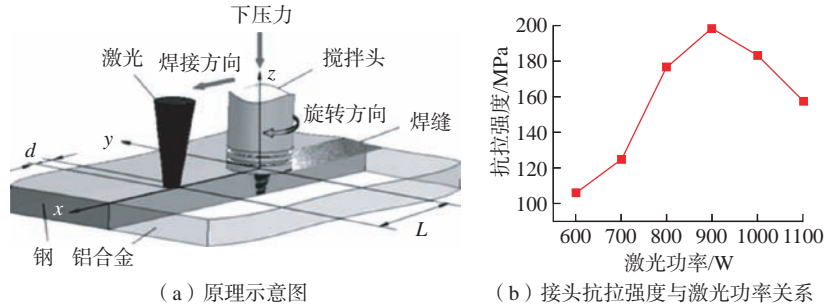


图 10 LAFSW 原理及接头抗拉强度示意图^[47]

Fig.10 Schematic diagram of LAFSW principle and tensile strength of joints^[47]

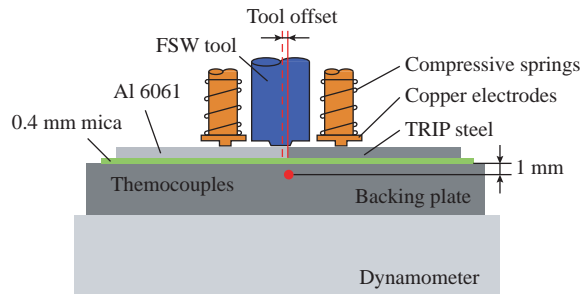


图 11 E-FSW 示意图^[48]

Fig.11 Schematic diagram of E-FSW^[48]

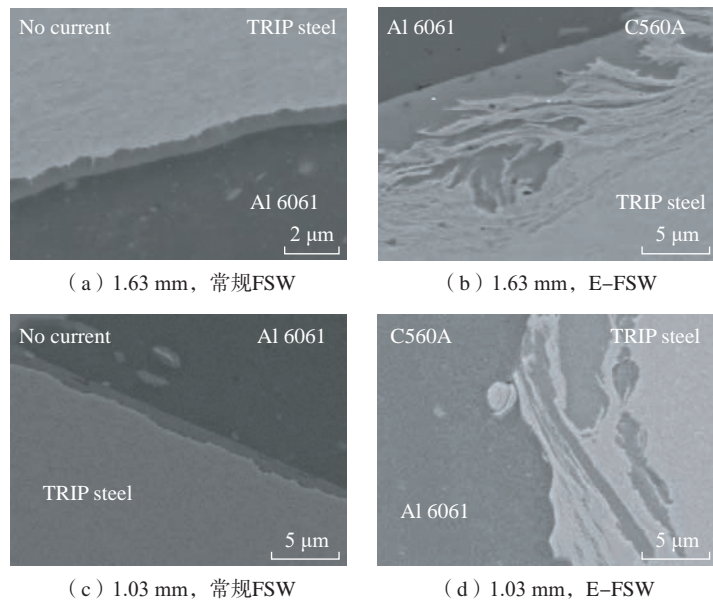


图 12 不同偏移量下的铝 / 钢焊接界面^[48]

Fig.12 Comparison of Al/steel interface under different offset^[48]

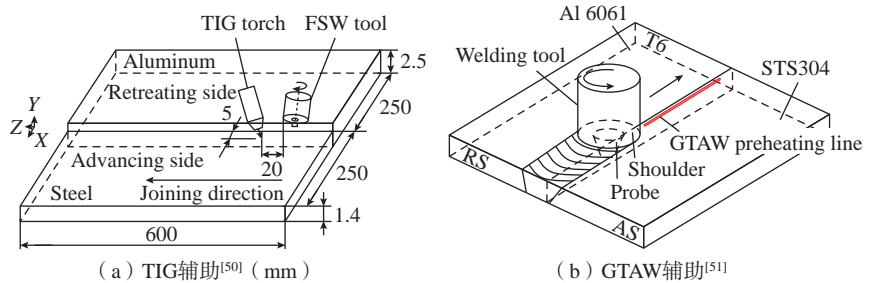


图 13 电弧辅助 FSW 示意图

Fig.13 Schematic diagram of arc assisted FSW

STS304 不锈钢进行焊接; 试验表明, 利用 GTAW 对不锈钢表面进行预热, 增强了材料的塑性流动和异种材料的部分退火效应, 使焊缝延伸率显著提高, 提高了接头强度; 如图 14 所示^[51], 采用 GTAW 辅助的搅拌摩擦焊在不同焊接参数下的接头强度明显高于常规搅拌摩擦焊的接头强度。许惠斌等^[52]采用电弧辅助搅拌摩擦焊对 2024 铝合金和 Q235 钢进行焊接, 根据图 15 所示的抗拉强度与电流关系示意图可知, 随着电流的增加, 接头强度呈现出先增大后减小的趋势。这是因为随着焊接电流的增大, 材料软化程度提高且塑性流动能力增强, 使界面生成部分起到互锁作用的“钩状”结构, 提高了接头力学性能; 随着焊接电流持续增大, 过高的热输入使界面生成较厚的 IMCs, 劣化了界面冶金结合强度, 因而接头

强度逐渐降低。

上述研究表明, 辅加热源虽然可以通过提高热输入起到软化母材、促进材料塑性流动等作用, 但过高的热输入将促进 Al 原子和 Fe 原子的相互迁移, 形成较厚的脆性 IMCs, 严重降低界面冶金结合强度。在保证接头质量的前提下, 通过改变焊接参数, 如降低搅拌头转速、提高焊接速度或减小偏移量和下压量等, 只能有限地控制热输入量, 对接头整体性能的提升作用较小。因此, 通过及时冷却接头的方法来降低焊接热输入, 进而抑制界面 IMCs 的生长, 成为提高

接头质量的新思路。

3.5 水冷辅助搅拌摩擦焊

Derazkola 等^[53]对 5083 铝合金和 A441 AISI 钢的水下搅拌摩擦焊(Underwater friction stir welding, UwFSW)进行了研究, 试验装置如图 16 所示。由图 17 所示^[53]的界面 SEM 图像可知, 在室温空气环境下, 铝/钢界面存在一个范围较大、富含 IMCs 的相互作用区, 大块钢颗粒剥落插入铝合金中, 界面结构复杂, 接头力学性能差; 当采用的冷却介质温度从 50 °C 逐渐降至 0 °C 时, 焊接过程中的热循环温度逐渐下降, 界面

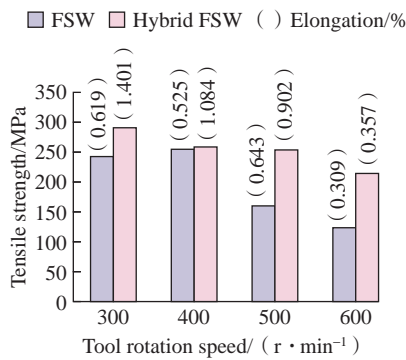


图 14 不同转速下的接头抗拉强度^[51]

Fig.14 Comparison of tensile strengths in different tool rotation speeds^[51]

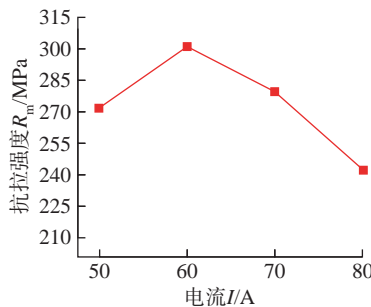


图 15 抗拉强度和电流的关系^[52]

Fig.15 Relationship between tensile strength and electric current^[52]

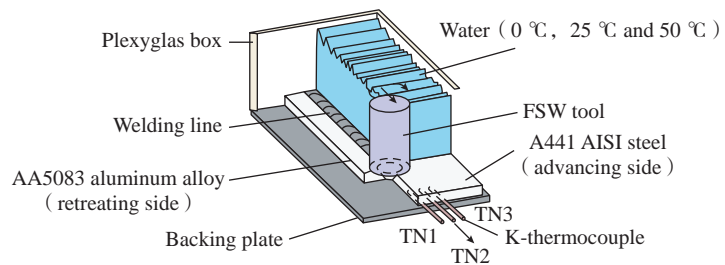


图 16 UwFSW 示意图^[53]

Fig.16 Schematic diagram of UwFSW^[53]

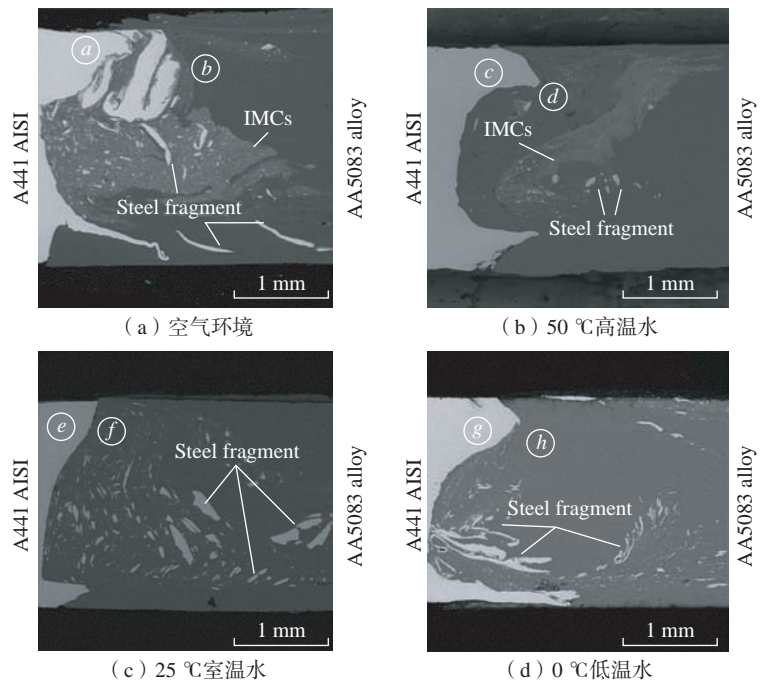


图 17 不同冷却条件下的接头 SZ 区域混合情况和材料流动模式的 SEM 图像^[53]

Fig.17 SEM images of mixing situation and material flow pattern in SZ zone of joints under different cooling conditions^[53]

IMCs 的厚度和再结晶晶粒大小得到有效抑制。但过低温度的冷却介质将严重降低焊接热输入的大小,导致材料的塑性流动性变差,焊缝内部出现孔洞、隧道型缺陷,反而降低接头质量。综合焊接热输入和界面 IMCs 厚度考虑,当采用的冷却介质为室温水(25 °C)的时候,接头的抗拉强度和断后伸长率达到最大值,分别为 310 MPa 和 13%。Mahto 等^[54]利用 UwFSW 技术实现了 6061 铝合金和 AISI304 钢的对接焊;结果表明,界面 IMCs 的厚度不仅受焊接参数影响,也取决于环境介质的类型。在 UwFSW 中,水溶液快速的冷却作用降低了焊接热输入量,减小了 Al/Fe 原子间扩散的速率和时间,从而降低了界面 IMCs 的厚度。

3.6 焊后热处理辅助搅拌摩擦焊

除了在焊接前和焊接过程中对搅拌摩擦焊进行外源辅助,起到预先软化母材和控制热输入的作用,焊后热处理可以消除焊接过程中和焊后冷却阶段产生的组织应力和热应力,均匀焊缝组织,消除焊缝在焊接过程中产生的氢脆,同时对于异种金属材料焊接,通过焊后热处理可以利用热扩散实现焊缝金属与母材金属更好的融合。

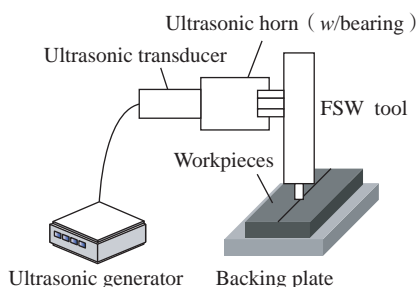
焊后热处理对金属抗拉强度、蠕变极限的影响与热处理的温度和保温时间有关。于文^[55]对 6061-T6 和 IF 钢搅拌摩擦焊接头进行焊后热处理,并研究不同退火温度和保温时间下的铝/钢搭接接头的力学性能;研究表明,当退火温度为 300 °C,保温时间为 240 min 时,相同工艺参数下的接头平均断裂载荷由未热处理时的 3.5 kN 提升至 4.1 kN。陈果^[56]的研究表明,当退火温度为 300 °C,保温时间为 1 h 时,接头拉剪载荷相比未热处理接头提高了 38.8%,这主要归因于焊后热处理均匀了界面组织,消除了焊缝内累积的残余应力,同时改善了界面 IMCs 的厚度。

4 超声振动辅助 FSW

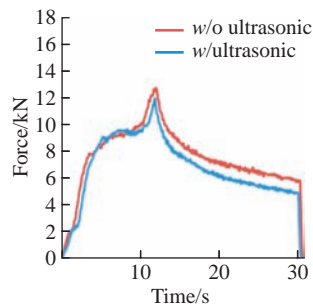
热源辅助方法虽然对待焊板材的软化效果好,但是由于热输入过大,将导致焊缝热影响区扩大、晶粒粗化等一系列问题,存在较大的局限性。作为一种机械能,与热能辅助不同,超声振动在焊接过程中不存在双重热循环对焊接接头产生不利影响的问题,因此具有明显优势。同时,超声振动能有效地降低焊接区域的屈服应力,促进焊接金属的塑性流动,提高焊接速度,从而显著提升焊接效率。

4.1 间接施加方法

Park 等^[57-58]开发了一种将超声振动施加于搅拌头的超声辅助搅拌摩擦焊接(Ultrasonic assisted friction stir welding, UaFSW)新型工艺,如图 18(a)所示;对 6061 铝合金和 1018 钢的焊接试验表明,当搅拌头转速 650 r/min、焊速 25 mm/min 时,超声振动使轴向力最大值降低 6%,



(a) 原理示意图



(b) 焊接轴向力

图 18 UaFSW 原理及焊接轴向力示意图^[57]

Fig.18 Schematic diagram of UaFSW and welding axial force^[57]

平稳运行时的平均轴向力降低 20%,如图 18(b)所示。但是这种间接将超声振动施加在母材上的辅助方式,存在能量损耗大、利用率低和搅拌头磨损严重等问题。

4.2 直接施加方法

Thomä 等^[59-60]利用超声增强搅拌摩擦焊(Ultrasonic enhanced friction stir welding, USE-FSW)实现了 6061-T6 铝合金和 DC04 钢的对接焊。将钢板放置于前进侧,焊接过程中利用超声波滚缝模块将超声振动施加于钢侧,并通过滚轮实现与焊机的同步移动,如图 19 所示^[59]。从图 20^[59]

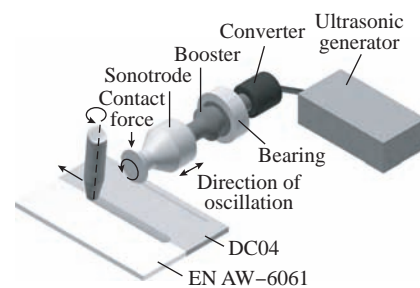
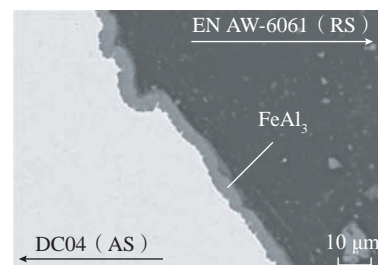
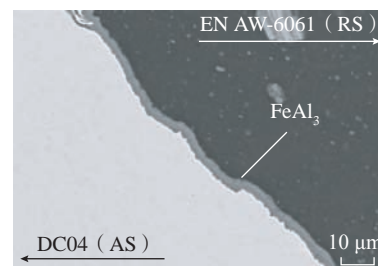


图 19 USE-FSW 示意图^[59]

Fig.19 Schematic diagram of USE-FSW^[59]



(a) 常规 FSW



(b) USE-FSW

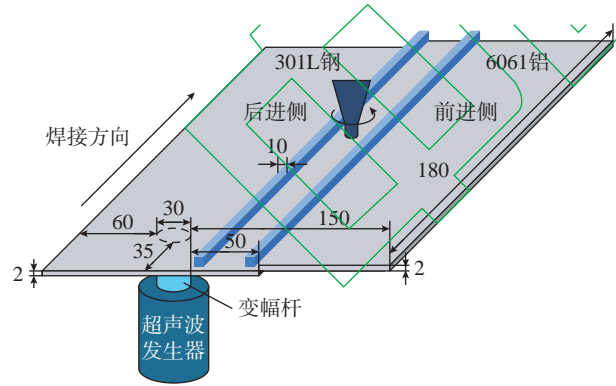
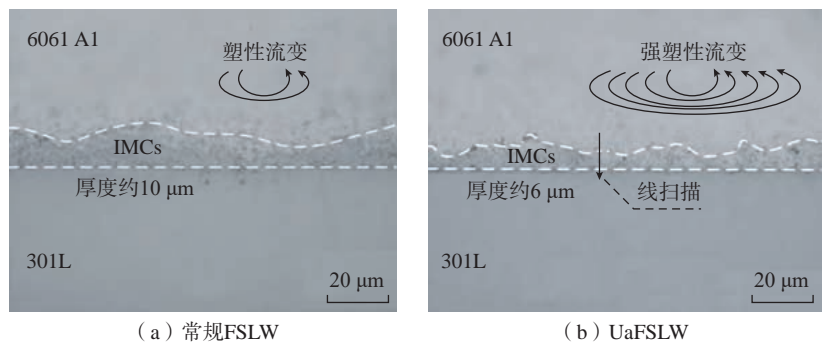
图 20 常规 FSW 和 USE-FSW 的铝/钢界面 SEM 图像^[59]

Fig.20 SEM images of aluminum/steel interface of conventional FSW and USE-FSW^[59]

展示的铝/钢界面 SEM 图像可知, USE-FSW 接头内 IMCs 层厚度由常规 FSW 的 $2.8\ \mu\text{m}$ 降低至 $1.7\ \mu\text{m}$ 。利用超声波滚缝模块将超声振动施加于钢侧,可以促进材料的塑性流动,提高铝/钢混合程度,同时降低界面 IMCs 层厚度,但该方法中施加超声振动的滚缝模块将增大前进阻力和扭矩,导致焊接平稳性受到不良影响。

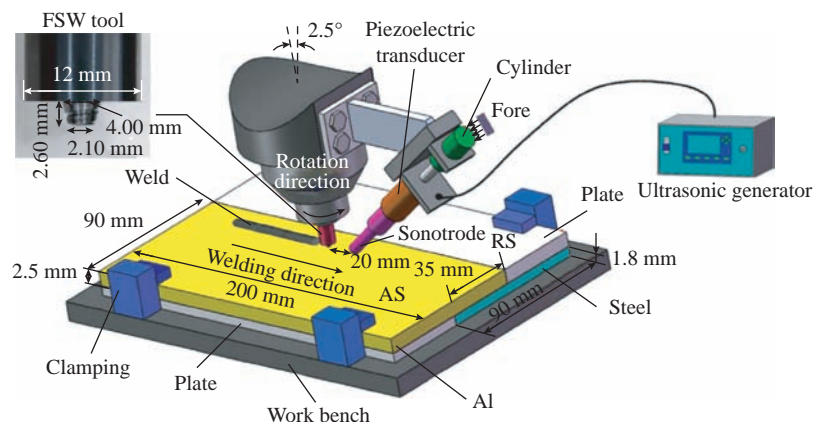
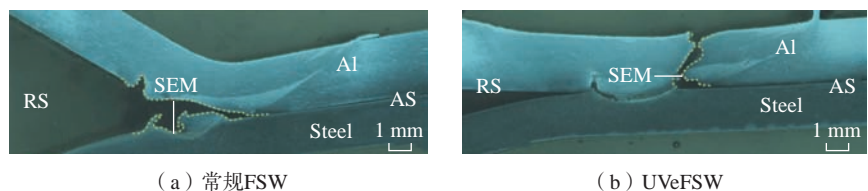
吴双连^[61]和 Hong^[62]等以 6061-T6 铝合金和 301L 不锈钢作为母材进行超声辅助搅拌摩擦搭接焊 (Ultrasonic assisted friction stir lap welding, UaFSLW),焊接过程中将超声振动固定施加在钢板底部,装置如图 21 所示^[61]。结果表明,施加辅助超声后,提高铝合金侧的强塑性流变,抑制了界面 IMCs 的过度生长,其平均厚度由 $10\ \mu\text{m}$ 减薄至 $6\ \mu\text{m}$,如图 22 所示^[61]。施加超声振动后,接头界面异种材料的扩散速率得到增强,更加充分的元素扩散带来了界面冶金结合强度的提高,接头抗拉载荷提高 27.9%。然而,将变幅杆前端用螺纹结构与工件直接连接,使超声能量作用于工件背面固定点的超声施加方式,受限于施加点的位置固定,使超声能量在焊缝不同位置的分布不均匀,不同位置的接头存在质量差异。

Liu^[63-64]和吴程浩^[65]等利用超声振动强化搅拌摩擦焊接 (Ultrasonic vibration enhanced friction stir welding, UVeFSW) 工艺实现了多种牌号的铝/钢的搭接焊。如图 23 所示^[64],超声辅助装置通过自主设计的夹具固定在焊机头部,焊接时与搅拌头保持相对静止,超声振动通过工具头直接施加在搅拌头前方的待焊工件上。通过图 24^[64]展示的接头失效形式可知,在常规 FSW 中,整个接头的最薄弱位置为焊核区底部和界面区的后退侧;施加超声振动后,接头的失效位置变为铝合金板的前进

图 21 UaFSLW 示意图^[61]Fig.21 Schematic diagram of UaFSLW^[61]

(a) 常规 FSLW

(b) UaFSLW

图 22 常规 FSLW 和 UaFSLW 的铝/钢界面微观形貌^[61]Fig.22 Microstructure of aluminum/steel interface of conventional FSLW and UaFSLW^[61]图 23 铝/钢异种金属 UVeFSW 搭接示意图^[64]Fig.23 Schematic diagram of lap joint of aluminum/steel dissimilar metal UVeFSW^[64]

(a) 常规 FSW

(b) UVeFSW

图 24 常规 FSW 和 UVeFSW 拉伸剪切试样的断裂位置^[64]Fig.24 Fracture position of tensile shear specimens of conventional FSW and UVeFSW^[64]

侧,表明了超声振动对焊核区底部和界面区后退侧存在显著的强化作用,使接头的失效载荷由 5.03 kN 提升至 5.50 kN。但在该方法中,焊接部位和超声施加位置存在偏移,这将导致一定程度的超声软化效应滞后,影响超声能量的作用效果。

5 结论

FSW 作为铝/钢异种金属复合结构件的有效制造方法之一,仍难以彻底解决材料热物理性能的较大差异。本文通过综述国内外近几年有关铝/钢异种金属 FSW 性能提升方法的相关研究,将其划分为机械结构式辅助 FSW、中间过渡层辅助 FSW、温度控制型外源辅助 FSW 和超声振动辅助 FSW。

(1) 机械结构式辅助 FSW,通过设计接头的机械结构,使接头内部达成机械互锁状态,提高接头机械结合强度。但复杂的机械结构可能导致母材难以充分填充结构空隙而成为裂纹源头,最终引起接头的断裂。因此,根据并利用材料在 FSW 中的流动特性,设计有利于材料致密填充的复杂界面结构,在提高界面机械结合强度的同时,为冶金反应提供良好的附着场所,将是机械结构式辅助铝/钢 FSW 的发展方向之一。

(2) 中间过渡层辅助 FSW,利用 Zn、Al 和 Ni 作为中间过渡层,避免界面附近生成脆性较大的 Al/Fe-IMCs,进而提高界面的冶金结合强度。但过渡层的材质选择和尺寸设计较为复杂,一方面不同元素与 Al 原子和 Fe 原子反应生成的 IMCs 种类多样,其韧、脆性难以完全区分;另一方面,过渡层过薄或过厚都将劣化界面机械结合强度,最终导致接头力学性能降低。因此,对于中间过渡层辅助铝/钢 FSW 而言,依据不同焊接条件,建立用于铝/钢 FSW 的过渡层形性标准是该领域研究的方向之一。

(3) 温度控制型外源辅助 FSW,一方面可以通过加入外部热源对材料进行预软化,促进材料在焊接过程的塑性流动,提高接头质量;另一方面也可以通过水冷等方式减小焊接热输入,减少界面过厚的脆性 IMCs 生成。但该类型辅助方法对热输入的控制精确度要求较高,需要在不同焊接参数下及时调整外源热输入量,难以满足实际生产过程中的普适性要求。开发热平衡调控机制,实时检测 FSW 过程中的温度变化情况并进行产热和散热的反馈调控,实现稳定可控的热平衡状态,将是温度控制型外源辅助铝/钢 FSW 的发展方向之一。

(4) 超声振动辅助 FSW 中,在焊接过程中没有双重热循环对焊接接头产生的不利影响,同时有效降低焊接过程中材料的屈服应力和流变应力,促进材料流线的连续平滑,减少界面中孔洞、裂纹等缺陷的产生。但不同的超声施加方式可能存在超声能量利用率低、作用范围小、软化效应滞后和前进阻力大等问题。因此,未来超声振动辅助铝/钢 FSW 的研究,将着力开发新型超声振动平台,使待焊板材各位置受到等效效的超声能量,解决超声能量作用范围小、超声软化效应滞后等问题。

参考文献

[1] RIBES H. Aluminum applications in lightweight design for small commercial vehicles and station wagons[J]. *ATZproduction Worldwide*, 2019, 6(1): 42-45.

[2] 宋义兵. 船体钢铝结构过渡接头焊接工艺试验及应用研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2017.

SONG Yibing. Study on welding technology test of aluminum-steel structure transition joints and their application in ship structure[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2017.

[3] LEE H S, YOON J H, YOO J T. A study on solid state welding of aerospace

materials[J]. *Key Engineering Materials*, 2018, 762: 343-347.

[4] 崔颖, 周林柱, 于琪明. 钢铝混合车身连接技术及发展趋势[J]. *汽车工艺师*, 2018(9): 56-61.

CUI Ying, ZHOU Linzhu, YU Qiming. Joining technology and development trend of steel aluminum hybrid body[J]. *Auto Manufacturing Engineer*, 2018(9): 56-61.

[5] 张东. 铝钢异种金属焊接研究综述[J]. *世界轨道交通*, 2017(1): 60-61.

ZHANG Dong. Review on dissimilar metal welding of aluminum and steel[J]. *World Railway*, 2017(1): 60-61.

[6] 李鹏, 邹存柱, 董红刚, 等. Fe/Al 异质金属接头界面组织演变、生长动力学及力学性能[J]. *材料工程*, 2022, 50(5): 43-51.

LI Peng, ZOU Cunzhu, DONG Honggang, et al. Interfacial microstructure evolution, growth kinetics and mechanical properties of Fe/Al dissimilar metal joints[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2022, 50(5): 43-51.

[7] SHARMA A, MORISADA Y, USHIODA K, et al. Elucidation on the correlation between thermal stability of Al₁₃Fe₄ intermetallic phase and mechanical properties of the Al-Fe alloy fabricated via friction stir alloying[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 967: 171732.

[8] ZHANG X J, GAO K Y, WANG Z, et al. Effect of intermetallic compounds on interfacial bonding of Al/Fe composites[J]. *Materials Letters*, 2023, 333: 133597.

[9] LI T, ZHOU D W, YAN Y, et al. Effect of Ti foil on microstructure and mechanical properties of laser fusion welding of DP590 dual-phase steel to 6022 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 796: 139929.

[10] HAMADA A, KHOSRAVIFARD A, GHOSH S, et al. Enhancement of strength in laser-joined Al-TRIP and Si-TRIP steels: Microstructural insights and deformation analysis[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 885: 145591.

[11] MAEDA K, SATO Y, SUZUKI R, et al. Influences of cold-sprayed steel interlayer on mechanical properties of laser welded steel/Al lap joints[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, 320: 118103.

[12] ZHANG P L, SHI H C, TIAN Y T, et al. Effect of zinc on the fracture behavior of

- galvanized steel/6061 aluminum alloy by laser brazing[J]. *Welding in the World*, 2021, 65(1): 13–22.
- [13] YU J, GE F C, YU G, et al. Feasibility study of thermo-compensated resistance brazing welding of 6061 aluminum alloy to 304 stainless steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 6200–6215.
- [14] XIE J, CAI C, ZHANG B B, et al. Microstructure evolution and fracture behavior of rotating laser welded-brazed 6061 aluminum alloys/304 SS dissimilar joint[J]. *Materials Characterization*, 2023, 195: 112543.
- [15] XUE Z G, WANG X Y, XU C C, et al. Equivalent characterization of pre-strained material properties and mechanical behavior prediction of steel/aluminum self-piercing riveted joints[J]. *Thin-Walled Structures*, 2023, 182: 110243.
- [16] 张丽萍, 谢吉林, 余曦, 等. 铝/钢异种金属电磁脉冲焊研究新进展[J]. *航空制造技术*, 2022, 65(21): 78–86.
- ZHANG Liping, XIE Jilin, YU Xi, et al. Development of electromagnetic pulse welding of Al/Fe dissimilar metals[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2022, 65(21): 78–86.
- [17] 薛松柏, 王博, 张亮, 等. 中国近十年绿色焊接技术研究进展[J]. *材料导报*, 2019, 33(17): 2813–2830.
- XUE Songbai, WANG Bo, ZHANG Liang, et al. Development of green welding technology in China during the past decade[J]. *Materials Reports*, 2019, 33(17): 2813–2830.
- [18] WAN L, HUANG Y X. Friction stir welding of dissimilar aluminum alloys and steels: A review[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 99(5): 1781–1811.
- [19] 马潇天, 闫德俊, 孟祥晨, 等. 铝/钢搅拌摩擦焊金属间化合物调控研究进展[J]. *焊接学报*, 2020, 41(7): 1–11.
- MA Xiaotian, YAN Dejun, MENG Xiangchen, et al. Research progress on regulation of intermetallic compounds in aluminum/steel friction stir welding[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2020, 41(7): 1–11.
- [20] SAHU M, GANGULY S. Distribution of intermetallic compounds in dissimilar joint interface of AA 5083 and HSLA steel welded by FSW technique[J]. *Intermetallics*, 2022, 151: 107734.
- [21] SAFEEN M W, RUSSO SPENA P, BUFFA G, et al. Effect of position and force tool control in friction stir welding of dissimilar aluminum-steel lap joints for automotive applications[J]. *Advances in Manufacturing*, 2020, 8(1): 59–71.
- [22] BEYGI R, CARBAS R J C, BARBOSA A Q, et al. A comprehensive analysis of a pseudo-brittle fracture at the interface of intermetallic of η and steel in aluminum/steel joints made by FSW: Microstructure and fracture behavior[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 824: 141812.
- [23] GENG P H, MORIMURA M, MA N S, et al. Measurement and simulation of thermal-induced residual stresses within friction stir lapped Al/steel plate[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 310: 117760.
- [24] BEYGI R, CARBAS R, QUEIROS A, et al. Comparative study between stainless steel and carbon steel during dissimilar friction stir welding with aluminum: Kinetics of Al-Fe intermetallic growth[J]. *Metals and Materials International*, 2022, 28(8): 1948–1959.
- [25] CHEN Y, CAI Z H, DING H, et al. Characteristics of dissimilar aluminum/steel joint fabricated via self-riveting friction stir lap welding[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2021, 74(11): 2621–2629.
- [26] HUANG Y X, HUANG T F, WAN L, et al. Material flow and mechanical properties of aluminum-to-steel self-riveting friction stir lap joints[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 263: 129–137.
- [27] HUANG Y X, WANG J C, WAN L, et al. Self-riveting friction stir lap welding of aluminum alloy to steel[J]. *Materials Letters*, 2016, 185: 181–184.
- [28] LIU X C, LUO J Y, BAO W H, et al. Improved mechanical properties of SUS304/AA5083 dissimilar joint by laser ablation pretreatment in vortex-friction stir lap welding[J]. *Crystals*, 2023, 13(9): 1336.
- [29] 任航, 刘浩, 吴庚毅, 等. 铝/钢搅拌摩擦辅助铆接接头界面特性研究[J]. *精密成形工程*, 2019, 11(5): 91–97.
- REN Hang, LIU Hao, WU Gengyi, et al. Interface characteristics of riveted Al/steel joints by assisted friction stir welding[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2019, 11(5): 91–97.
- [30] 黄体方. 铝/钢铆接辅助搅拌摩擦焊接头界面行为及承载特性分析[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
- HUANG Tifang. Interfacial behavior and mechanical properties analysis of Al/steel joint by riveting assisted friction stir welding[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.
- [31] 张忠科, 胥春龙, 彭军, 等. 新型铝钢搅拌摩擦焊对接工艺分析[J]. *轻合金加工技术*, 2017, 45(4): 36–40.
- ZHANG Zhongke, XU Chunlong, PENG Jun, et al. Analysis of a novel method of FSW butt jointing of Al-steel dissimilar metals[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2017, 45(4): 36–40.
- [32] 徐海升. 铝/钢异种金属搅拌摩擦焊工艺及连接机制研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2015.
- XU Haisheng. The research of process and joining mechanism of dissimilar materials Al/Fe by friction stir welding[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2015.
- [33] 罗磊. 2024 铝合金/Q235 钢异种金属搅拌摩擦焊工艺研究[D]. 重庆: 重庆理工大学, 2016.
- LUO Lei. Investigations on friction stir welding process of dissimilar metals of 2024 aluminum to Q235 steel[D]. Chongqing: Chongqing University of Technology, 2016.
- [34] BOZZI S, HELBERT-ETTER A L, BAUDIN T, et al. Intermetallic compounds in Al 6016/IF-steel friction stir spot welds[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(16–17): 4505–4509.
- [35] GENG P H, MORIMURA M, MA H, et al. Elucidation of intermetallic compounds and mechanical properties of dissimilar friction stir lap welded 5052 Al alloy and DP590 steel[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 906: 164381.
- [36] 张桂源, 李于朋, 宫文彪, 等. Zn 对钢/铝异种金属搅拌摩擦焊接头界面组织及性能的影响[J]. *材料工程*, 2020, 48(8): 149–156.
- ZHANG Guiyuan, LI Yupeng, GONG Wenbiao, et al. Effect of Zn on interfacial microstructure and properties of steel/aluminum dissimilar metal friction stir welded joints[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2020, 48(8): 149–156.

- [37] 郑其贤. 铝/不锈钢搅拌摩擦搭接焊及加中间层锌的钎搭接研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2017.
- ZHENG Qixian. The research of friction stir lap welding of Al/steel and friction stir brazing of Al/steel using Zn as a filler metal[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2017.
- [38] ZHOU L, YU M R, LIU B Y, et al. Microstructure and mechanical properties of Al/steel dissimilar welds fabricated by friction surfacing assisted friction stir lap welding[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(1): 212–221.
- [39] LI S H, CHEN Y H, KANG J D, et al. Friction stir lap welding of aluminum alloy to advanced high strength steel using a cold-spray deposition as an interlayer[J]. Materials Letters, 2019, 239: 212–215.
- [40] KUNDU S, CHATTERJEE S. Structure and properties of diffusion bonded transition joints between commercially pure titanium and type 304 stainless steel using a nickel interlayer[J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(18): 7906–7912.
- [41] CHEN S H, HUANG J H, MA K, et al. Influence of a Ni-foil interlayer on Fe/Al dissimilar joint by laser penetration welding[J]. Materials Letters, 2012, 79: 296–299.
- [42] 邵家霖. 过渡层在铝/钢搅拌摩擦钎焊中的作用[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2014.
- SHAO Jialin. Role of transition layer in friction stir brazing of aluminum/steel[D]. Lanzhou: Lanzhou University of technology, 2014.
- [43] TANG J M, SHEN Y F. Effects of preheating treatment on temperature distribution and material flow of aluminum alloy and steel friction stir welds[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 29: 29–40.
- [44] PANKAJ P, MEDHI T, DHARA L N, et al. A route for properties enhancement by utilizing external auxiliary energy systems for FSW of aluminum-steel[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2023, 46: 204–229.
- [45] 崔丽, 卢东琪, 王国红, 等. 钢/铝异种合金激光深熔钎焊与深熔焊工艺研究进展[J]. 航空制造技术, 2018, 61(3): 66–73.
- CUI Li, LU Dongqi, WANG Guohong, et al. Research progress of steel/aluminum dissimilar alloys joining using laser keyhole welding-brazing and keyhole welding processes[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(3): 66–73.
- [46] MERKLEIN M, GIERA A. Laser assisted friction stir welding of drawable steel-aluminum tailored hybrids[J]. International Journal of Material Forming, 2008, 1(1): 1299–1302.
- [47] 费鑫江, 李俊, 姚蔚峰, 等. 激光功率对钢/铝激光辅助搅拌摩擦焊接头的影响[J]. 热加工工艺, 2019, 48(3): 204–209.
- FEI Xinjiang, LI Jun, YAO Weifeng, et al. Effect of laser power on laser assisted friction stir welding joint of steel/aluminum[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(3): 204–209.
- [48] LIU X, LAN S H, NI J. Electrically assisted friction stir welding for joining Al 6061 to TRIP 780 steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 219: 112–123.
- [49] CHEN K, LIU X, NI J. Friction stir resistance spot welding of aluminum alloy to advanced high strength steel[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2018, 140(11): 111007.
- [50] BANG H S, HONG S M, DAS A, et al. Study on the weldability and mechanical characteristics of dissimilar materials (Al5052–DP590) by TIG assisted hybrid friction stir welding[J]. Metals and Materials International, 2021, 27(5): 1193–1204.
- [51] BANG H S, BANG H S, JEON G H, et al. Gas tungsten arc welding assisted hybrid friction stir welding of dissimilar materials Al6061–T6 aluminum alloy and STS304 stainless steel[J]. Materials & Design, 2012, 37: 48–55.
- [52] 许惠斌, 罗磊, 张硕, 等. 焊接电流对电弧辅助下铝钢搅拌摩擦焊接头界面微观结构的影响[C]//第二十次全国焊接学术会议论文集. 兰州: 中国机械学会焊接分会, 2015.
- XU Huibin, LUO Lei, ZHANG Shuo, et al. Effect of welding current on interface microstructure of friction stir welding of aluminum steel with arc assistance[C]// Proceedings of the 20th National Welding Conference. Lanzhou: Chinese Welding Society, 2015.
- [53] DERAZKOLAHA, KHODABAKHSI F. Underwater submerged dissimilar friction-stir welding of AA5083 aluminum alloy and A441 AISI steel[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 102(9): 4383–4395.
- [54] MAHTO R P, GUPTA C, KINJAWADEKAR M, et al. Weldability of AA6061–T6 and AISI 304 by underwater friction stir welding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 38: 370–386.
- [55] 于文. 搅拌摩擦搭接铝/钢异种金属接头的组织性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2019.
- YU Wen. Microstructure and properties of friction stir lap joint of aluminum/steel dissimilar metals[D]. Shenyang: Northeastern University, 2019.
- [56] 陈果. 铝/钢异种金属搅拌摩擦搭接界面组织及力学性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2021.
- CHEN Guo. Study on microstructure and mechanical properties of friction stir lapping interface of aluminum/steel heterogeneous metals[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021.
- [57] PARK K, KIM G Y, NI J. Design and analysis of ultrasonic assisted friction stir welding[C]//ASME 2007 International Mechanical Engineering Congress and Exposition. Washington: ASME, 2009: 731–737.
- [58] PARK K. Development and analysis of ultrasonic assisted friction stir welding process[D]. Ann Arbor: The University of Michigan, 2009.
- [59] THOMÄ M, WAGNER G, STRAB B, et al. Ultrasound enhanced friction stir welding of aluminum and steel: Process and properties of EN AW 6061/DC04-joints[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(1): 163–172.
- [60] THOMÄ M, GESTER A, WAGNER G, et al. Analysis of the oscillation behavior of hybrid aluminum/steel joints realized by ultrasound enhanced friction stir welding[J]. Metals, 2020, 10(8): 1079.
- [61] 吴双连, 郭志成, 刘雪松. 超声辅助铝/钢异种材料搅拌摩擦搭接焊工艺研究[J]. 热加工工艺, 2022, 51(9): 32–34, 39.
- WU Shuanglian, GUO Zhicheng, LIU Xuesong. Study on friction stir lap welding of aluminum/steel dissimilar materials under assisted ultrasonic[J]. Hot Working Technology, 2022, 51(9): 32–34, 39.
- [62] HONG K R, WANG Y, ZHOU J J,

et al. Investigation on ultrasonic assisted friction stir welding of aluminum/steel dissimilar alloys[J]. High Temperature Materials and Processes, 2021, 40(1): 45–52.

[63] LIU T, GAO S, SHEN X Y, et al. Acoustic effect on the joint quality and process of friction stir lap welding of aluminum to steel[J]. Materials Today Communications, 2023, 35: 106184.

[64] LIU T, GAO S, YE W C, et al. Achievement of high-quality joints and regulation of intermetallic compounds in ultrasonic vibration enhanced friction stir lap welding of aluminum/steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 5096–5109.

[65] 吴程浩, 刘涛, 高嵩, 等. 铝/钢异种金属的超声振动强化搅拌摩擦焊接工艺

[J]. 材料工程, 2022, 50(1): 33–42.

WU Chenghao, LIU Tao, GAO Song, et al. Ultrasonic vibration enhanced friction stir welding process of aluminum/steel dissimilar metals[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(1): 33–42.

通讯作者: 石磊, 教授, 博士, 主要从事金属材料焊接及增材制造技术研究。

Improvement Methods and Research Status of Friction Stir Welding Performance for Dissimilar Metals of Aluminum and Steel

GAO Song^{1,2}, WU Chenghao^{1,2}, SHI Lei³, LIU Tao^{1,2}, JING Yuankun^{1,2}, YIN Qipeng^{1,2}, GUO Ning^{1,2}

(1. Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences), Jinan 250353, China;

2. Shandong Institute of Mechanical Design and Research, Jinan 250031, China;

3. Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials (Ministry of Education), Shandong University, Jinan 250061, China)

[ABSTRACT] The composite structure of aluminum alloy and steel has the characteristics of light weight, high strength and low cost. It plays an important role in aerospace, shipbuilding, automobile manufacturing and other fields, obtaining reliable and stable aluminum/steel composite structure is the requirement of the times. Friction stir welding (FSW), as a new type of solid phase bonding technology, has the advantages of high efficiency, energy saving and environmental protection. In the regular friction stir welding process of aluminum/steel dissimilar metals, it needs enough welding axial force and stirring head torque to generate heat for welding. In this process, it will lead to the wear of the stirring head and seriously limit the welding speed. Based on the optimization of aluminum/steel dissimilar metal friction stir welding, this paper summarizes the external auxiliary methods that have made progress in aluminum/steel friction stir welding at present, and divides them into mechanical structural external auxiliary FSW, intermediate transition layer auxiliary FSW, temperature control external auxiliary FSW and ultrasonic vibration auxiliary FSW. On this basis, the development direction of external auxiliary aluminum/steel dissimilar metal friction stir welding is further prospected.

Keywords: Aluminum/steel dissimilar metals; Friction stir welding (FSW); Optimization; Mechanical structure; Transition layer; Temperature control; Ultrasonic vibration

(责编 向阳)

引文格式: 李家辰, 黄立兵, 李超, 等. CFRP/金属异质材料摩擦连接技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 66-76.

LI Jiachen, HUANG Libing, LI Chao, et al. Research progress on friction joining technology of CFRP/metal dissimilar materials[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 66-76.

CFRP/金属异质材料摩擦连接技术研究进展*

李家辰, 黄立兵, 李超, 张亮亮, 赵强, 李鹏, 董红刚

(大连理工大学, 大连 116024)

[摘要] 碳纤维增强树脂基复合材料与金属连接的异质构件是实现航空航天装备结构轻量化的有效途径之一。搅拌摩擦焊作为一种低热输入的固相焊接技术, 可实现碳纤维增强树脂基复合材料与金属异种材料的高质量连接。本文总结了近年来碳纤维增强树脂基复合材料与金属搅拌摩擦焊方向的国内外研究成果, 从基于搅拌摩擦焊的工艺探索、界面连接机制和接头性能调控3方面进行了系统性的综述, 并从碳纤维增强树脂基复合材料与金属异质结构的多种连接技术联合使用, 提高接头疲劳性能和探究接头腐蚀机理等方面展望了其未来的主要研究方向。

关键词: 碳纤维增强复合材料与金属异质结构; 搅拌摩擦焊; 连接机制; 表面改性技术; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.066



李家辰

博士研究生, 研究方向为 CFRP 与铝合金异种材料的连接。

在航空航天领域, 结构轻量化设计在提高巡航能力、降低能源消耗、延长使用寿命方面发挥着至关重要

的作用^[1], 而轻质、高性能和低成本材料是实现结构轻量化设计的有效途径之一^[2]。碳纤维增强复合材料(Carbon fiber reinforced polymer, CFRP)因具有高比强度、耐腐蚀性和灵活的设计性等特性, 成为了航空航天装备的首选材料。波音公司率先在商用飞机 Boeing 787 的机身中将 CFRP 材料用量提升至 50%, 这与传统的铝制结构设计相比减轻了近 20% 的整体重量, 极大地减少了燃油消耗, 提高航空公司的经济效益, 并且因为 CFRP 的卓越力学性能, 降低了飞机的维护时间和成本^[3]。随后空客公司也推出了 CFRP 使用量占 53% 的 A350 飞机^[4]。CFRP 已成为现代飞机设计不可或缺的材料。

此外, 飞机结构中仍有大量的金属材料。为了充分发挥 CFRP 与金属材料各自优越特性, 在保证能够满足结构承载能力的前提下, CFRP 与金属的轻量化复合结构在航空航天领域得到广泛应用。然而 CFRP 内部为共

价键, 通过共用电子对相互吸引连接; 金属材料内部为金属键, 由自由电子及排列成整齐的金属离子之间的静电吸引力组成。两种材料的键合结构不同, 导致其物理化学性质差异大, 存在连接困难和接头强度低的问题。目前, CFRP 与金属的主要连接方式是胶接、机械连接和焊接^[5-7]。胶接工艺较为成熟, 但其固化时间长, 接头易受环境影响, 且胶黏剂对人体和环境危害大; 机械连接操作灵活, 但在连接部位易造成应力集中, 且机械连接增加了结构件的质量, 不符合轻量化设计需求。因此越来越多的学者选择焊接的方式来连接 CFRP 与金属。

搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)属于固相连接技术, 具有焊接峰值温度低、焊件变形小和操作过程简单等特点, 适用于轻质材料及异种材料的连接。本文从基于 FSW 的连接技术、界面连接机制和接头性能调控等方面综述了 CFRP 与金属 FSW

* 基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52275314)。

连接技术的研究现状,并在此基础上展望了其未来发展方向。

1 基于搅拌摩擦焊的焊接技术

关于 CFRP 与金属 FSW 技术的研究,国内外开展的工程应用案例较少,一直处于试验探索阶段。FSW 过程中热输入小,焊具持续旋转并对工件施加压力,且 FSW 的设备易于改造,因此研究学者们在 FSW 方法的基础上衍生出了摩擦搭接焊、搅拌摩擦点焊和摩擦焊铆等变种技术用于实现 CFRP 与金属的高质、高效连接。

1.1 摩擦搭接焊

FSW 中搅拌工具是决定接头质量的关键因素,常规的搅拌工具由轴肩和搅拌针构成,在焊接过程中轴肩负责与焊件摩擦产热,搅拌针促使材料塑性变形并将母材混合,从而实现待焊工件的连接。在采用 FSW 连接 CFRP 与金属的研究初始阶段,研究人员仍用常规搅拌工具进行连接。Khodabakhshi 等^[8]采用对接结构开展了高密度聚乙烯与 AA5059 铝合金 FSW 的搅拌工具偏置位置和焊接参数评价,当搅拌工具偏置在铝合金一侧 1.4 mm,焊接速度 63 mm/min 时,依靠铝与聚合物之间的宏观和微观机械互锁以及界面的化学黏附,成功实现了高密度聚乙烯与 AA5059 铝合金的连接。采用对接

结构时,由于 CFRP 与金属存在熔点差异大和冶金不相容等问题,导致接头上表面成形差,因此 CFRP 与金属的装配方式大多采用搭接结构。搭接结构存在接头强度低等问题^[9],学者们在基于搅拌摩擦焊的基础上,采取了多种辅助技术,制备了高强高质 CFRP 与金属的异质接头。Li 等^[10]提出了在顶部加热的搅拌摩擦搭接技术,并将其应用于 CFRP/AA7075 铝合金的连接,技术原理如图 1 所示,顶部热源的加入降低了焊接过程热输入的需求,从而可降低搅拌工具的旋转速度,抑制了 CFRP 中聚合物材料的过度溢出,获得了表面光滑的异质接头。并且由于加热和冷却速率减低,减小 CFRP/AA7075 界面之间的应力,消除了异质接头中常见的空洞和裂纹缺陷,接头最大拉伸剪切强度达 59.9 MPa,比常规 FSW 提高了 52.4%。Huang 等^[11-12]设计了三铤平面锥形螺纹搅拌针,并通过静止轴肩技术实现了 CFRP 与 AA2060 铝合金接头表面成形与性能的共同控制。采用锥形螺纹铤平面搅拌针可制造更有效的材料动态流动,获得具有较大尺寸的“铝铆”结构,诱导了机械互锁的形成,有利于提高接头的承载能力,接头最大拉伸剪切强度达到 20 MPa。静止轴肩技术的介入,极大地控制了焊缝成形性和成品率,强化界面结合效果,提升异质接头力学性能和完整性,接头最大拉伸剪切强

度达到 33 MPa。

摩擦搭接焊(Friction lap welding, FLW)是基于搅拌摩擦焊优化后的一种连接技术,该技术省略了传统搅拌摩擦焊工具中的搅拌针结构,保留了轴肩部分,这一方面解决了搅拌摩擦焊中 CFRP 基体遭到搅拌针破坏的问题;另一方面缓解了两材料相互混合后因不相容而出现的孔隙问题。Liu 等^[13]以 Nylon-6 聚合物和 AA6061 铝合金为例,在较宽的焊接工艺窗口内均获得了结合良好的摩擦搭接接头,研究结果表明,焊接工具旋转速率和焊接速度对接头的结合强度影响大,同时发现了在接头的断裂模式中内聚断裂对接头强度的贡献率高,即摩擦搭接接头中发生内聚断裂的面积越大,接头的结合强度也就越高。Abe 等^[14]在研究纳米针状结构的铝合金表面时也得出了这一结论。上述研究通过表面预处理的方式在铝合金表面构建了纳米针状结构,然后将其与 CFRP 连接,研究结果表明,铝合金表面的纳米针状结构一方面提高了铝合金与 CFRP 的连接面积,另一方面促进了机械互锁的形成,增大了接头内聚破坏的面积,从而将以往难以有效连接的铝合金和 CFRP 工件连接在了一起。在 FLW 过程中,采用无针搅拌工具,限制了 CFRP 和铝合金接头内部材料相互混合过程,导致了异质界面几乎

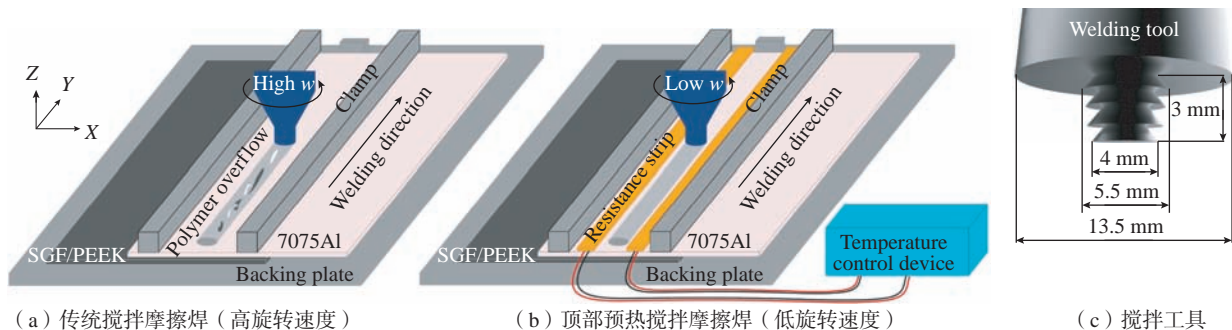


图 1 顶部加热搅拌摩擦焊示意图^[10]

Fig.1 Schematic diagram of top-thermic friction stir lap welding processes^[10]

不存在宏观机械互锁的连接作用,界面的连接方式大多依靠 CFRP 与铝合金的粘接作用。Wu 等^[15]成功地通过 FLW 技术将 CFRP 与 Cu 连接,从图 2 中可以看到,在界面附近 CFRP 中的胺基团与 Cu 表面的一层薄的 Cu₂O 之间形成氢键,从而实现接头的键合。Nagatsuka 等^[16]考察了不同表面状态下的 AA5052 铝合金与 CFRP 的连接行为,研究指出当铝合金表面不做处理时,5 系铝合金中的镁元素在界面偏聚,对断口分析发现铝合金表面含有大量的氧元素,因此推测 CFRP 和 AA5052 是通过氧化镁的成键来连接的。当铝合金经过水砂纸打磨后在其表面产生了氢氧化物层,如图 3 所示^[16],这将有利于 CFRP 与铝合金的结合,使接头的拉伸剪切强度由原来的 4.4 MPa 提升至 12.9 MPa。

1.2 搅拌摩擦点焊

点焊技术作为先进制造领域内典型的基础工艺,具有工作时间短、效率高、焊接质量稳定和有利于形成自动化产线的特点,尤其在交通运输领域中,点焊是常见的连接形式。为了推广 CFRP 和金属异质结构的应用,搅拌摩擦点焊技术(Friction stir spot welding, FSSW)得以衍生,其连接过程为图 4 (a) 所示^[17]的 3 个步骤。Dong 等^[18]基于方差分析得出了影响 CFRP 与 AA5052 铝合金搅拌摩擦点焊接头强度的最大因素是搅拌工具的停留时间和下压速度;在停留时间 8 s、下降速度 10 mm/min 时,接头的拉伸剪切强度为 34.3 MPa。传统 FSSW 在焊接结束阶段,搅拌工具的回抽会导致搅拌针附近缺少基材的填充,从而在被焊工件表面形成匙孔缺陷,这影响了接头表面的完整性,降低了 CFRP 与金属异质结构的耐蚀性。德国亥姆霍兹研究所针对上述问题,在搅拌摩擦点焊的基础上提出了一种较为实用的衍生技术,即如图 4 (b) 所示^[17]的回填式搅拌摩

擦点焊^[19],并对 CFRP 与金属的异质结构开展了一系列焊接试验^[17,20-22]。该技术的焊接工具主要由搅拌针、套筒和压紧环组成。焊接开始阶段,压紧环保持不动,内部的套筒和搅拌针同时旋转,套筒向待焊板材侧扎入一定深度,搅拌针向上回抽,热塑性基材进入到套筒与搅拌针中间的空腔内,随后套筒向上旋转回抽,搅拌针向下旋转,热塑性基材被挤压到待焊工件表面形成焊点。在焊接过程中,套筒和搅拌针的旋转产生摩擦热使 CFRP 中的聚合物熔化,熔化的聚合物黏附到金属表面起到粘接效果,套筒和搅拌针空腔内的热塑性金属上下运动形成具有机械互锁结构的焊核,从而实现 CFRP 与金属的连接。回填式搅拌摩擦点焊消除了传统 FSSW 中的匙孔缺陷,并且该技术连接时间短,适合工业大规模生产。

1.3 摩擦焊铆

由于 CFRP 与金属理化性质差异大,当 CFRP 与金属只依靠界面之间的粘接作用连接时,很难获得高强高韧的异质接头。研究人员为了获得更高承载能力的 CFRP 与金属异质接头,在基于摩擦焊的基础上探索了其他变种连接技术。美国通用汽车公司于 2009 年开发出了搅拌摩擦盲铆技术(Friction stir blind riveting, FSBR)^[23],该技术将 FSW 热效应与铆钉物理膨胀相结合,将高速旋转的铆钉向待焊工件侧移动直至穿过待焊工件,然后通过回抽芯轴使铆钉墩粗,将已发生塑性变形的工件连接在一起,其连接过程如图 5 所示^[24]。Ali Khan^[25]和 Li^[24,26]等将 FSBR 应用于 CFRP 与金属的连接,研究发现接头的拉伸剪切强度与主轴转速和进给速率的关系不大,与 CFRP 和铝合金的搭接顺序有关,当采用金

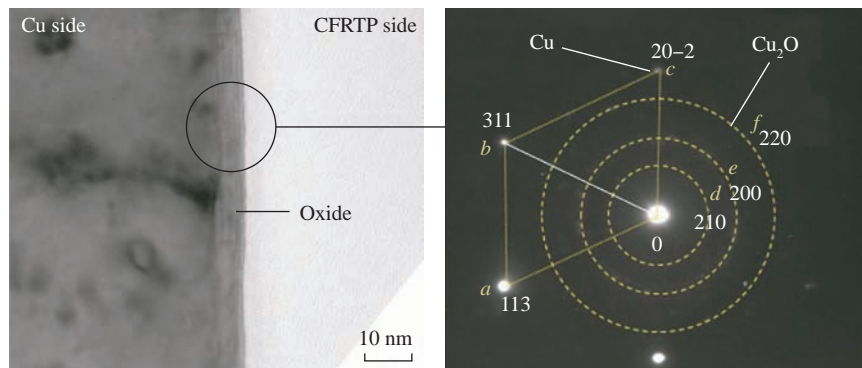


图 2 CFRP 与 Cu 界面组织^[15]
Fig.2 Microstructure of CFRP and Cu interface^[15]

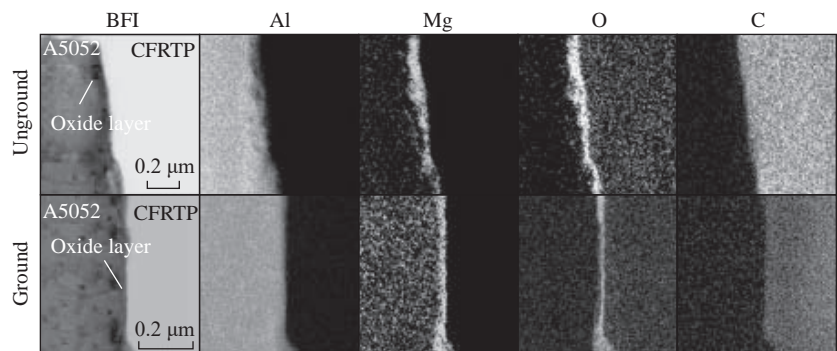


图 3 CFRP 与 Al 界面合金元素分布^[16]
Fig.3 Distribution of alloying elements at the interface between CFRP and Al^[16]

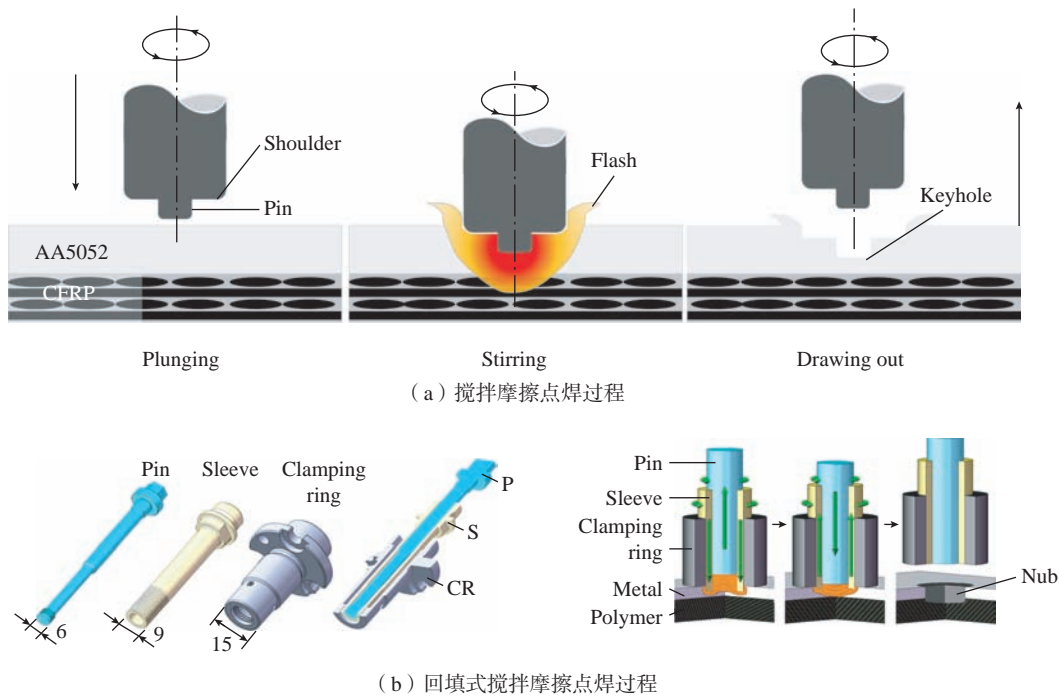
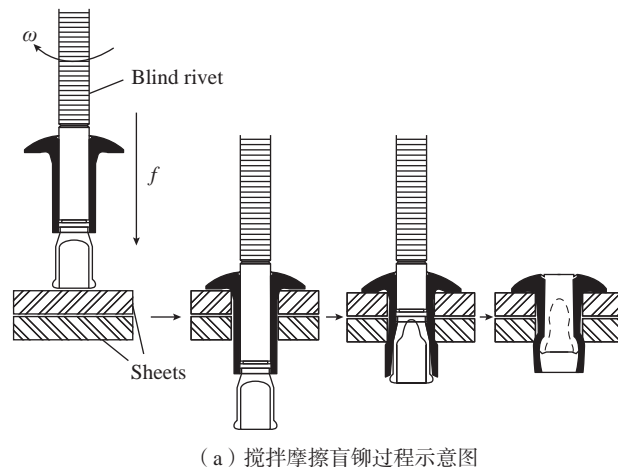


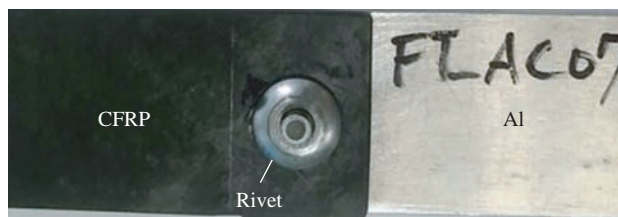
图4 搅拌摩擦点焊与回填式搅拌摩擦点焊示意图^[17]
Fig.4 Schematic diagram of FSSW and RFSSW^[17]

属位于上层, CFRP 位于下层的搭接方式时,接头的承载能力优于 CFRP 在上层的搭接方式,这主要归功于旋转的铆钉先与金属工件相接触使其发生了塑性变形,铆钉与同材质的金属工件之间容易形成紧密连接的焊点。而当 CFRP 位于上层时,铆钉先与 CFRP 接触并使其熔化,但由于铆钉与 CFRP 存在冶金不相容的问题,接头难以形成良好的冶金结合,使其内部存在弱结合的缺陷,导致接头承载能力弱。随后,研究者将接头在海洋环境中暴露腐蚀 6 个月,发现接头能够保持与暴露腐蚀之前相媲美的承载能力。以上研究充分验证了 FSBF 技术连接的可行性。

自冲铆接 (Self-piercing riveting, SPR) 是目前汽车制造业中应用较为广泛的机械连接工艺之一^[27], Li 等^[28-29] 在此基础上对铆钉多施加了旋转过程,通过将旋转的铆钉刺穿上层工件,而后在底模的作用下铆钉向外张开并与下层工件形成机械互锁。旋转的铆钉可与上层工件摩擦产热



(a) 搅拌摩擦盲铆过程示意图



(b) 接头宏观形貌

图5 搅拌摩擦盲铆连接过程和接头形貌^[24]
Fig.5 Joining process and joint morphology of friction stir blind riveting^[24]

并使工件塑性变形,因此该技术也叫摩擦自冲铆接 (Friction self-piercing riveting, FSPR), 连接过程如图 6 所

示^[30]。Lim 等^[30-32] 采用 FSRP 技术探索了 CFRP 与 AZ31B 镁合金连接的可行性, 研究发现, 由于摩擦热和

铆钉铆接作用,接头发生了良好的冶金结合和机械连接,如图7所示^[26],接头的拉伸剪切载荷达到5.18 kN,接头的破坏模式为AZ31B拔出破坏,表明钢铆钉与AZ31B和CFRP产生良好的结合。

通过上述讨论,针对CFRP与金属异质结构高性能的需求,已有学者基于FSW开展了工艺试验,并开发出了适用于连接CFRP与金属的新技术。但其中一些技术的工艺过程十分复杂,因此如何实现连接技术的自动化并保证其运行的可靠性与稳定性是亟待解决的问题。

2 CFRP与金属的连接机制

实际上,已经有不少学者对CFRP

和金属的连接机制做了分析和总结^[33-35],由于基体材料和连接方法不同,所涉及连接机制也有所差异。总体来说,CFRP与金属之间的连接主要依靠物理吸附、机械结合和化学键合。图8^[16,28,36]为CFRP与金属连接机制的总结。物理吸附主要包括范德华力和氢键,当聚合物分子与金属原子之间的距离小于分子间引力作用距离极限值时,界面处形成物理吸附作用。FSW的热力耦合作用可以为CFRP与金属的接头界面提供热量,促进化学反应的形成,同时在搅拌工具轴肩压力的作用下,CFRP会陷入金属表面不平整的凹坑中形成机械互锁,因此在FSW接头中机械结合和化学键合是CFRP

与金属的主要连接方式。

2.1 机械结合

机械结合包括宏观机械互锁和微观机械互锁,如图9所示^[30,33]。宏观机械互锁是常见的结合机制,亦能为CFRP与金属接头的连接强度提供保障。在工程设计中,常常使用铆接、螺栓连接、Z-pin和榫接等机械连接方式连接CFRP与金属。这些设计不依靠黏合剂的粘接作用,也不在界面发生冶金反应,而是在待连接板材上预制宏观沉孔等结构,通过铆钉、螺钉或其他紧固件将两板连接。这种结合方式由紧固件承担大部分外加载荷,由于物理机械互锁结构的存在,限制了母材之间的相对运动,接头更易于承受剪切和拉伸应力。

微观机械互锁是另一种提升CFRP与金属异质接头承载能力的连接机制之一。相比于宏观机械互锁作用,微观机械互锁主要存在于接头界面附近,界面出现微纳尺度的咬合结构^[37]。其形成原因是金属表面存在凹凸不平区域,在连接过程中CFRP中的聚合物覆盖并嵌入在这些区域并起到锚定效应,从而实现微观机械互锁,其物理本质是通过锚定效应增加了两基材间的摩擦力。

通常情况下,实际工程中应力环境复杂多变,宏观机械互锁虽能保

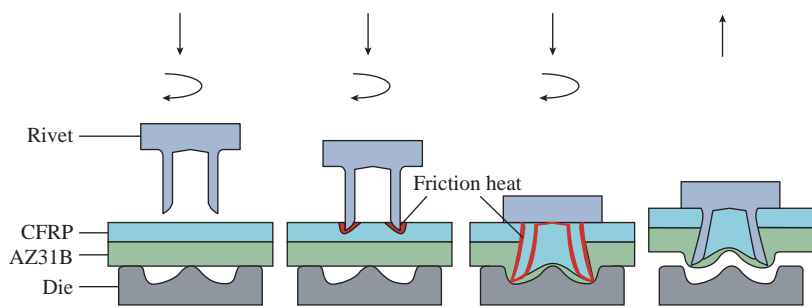
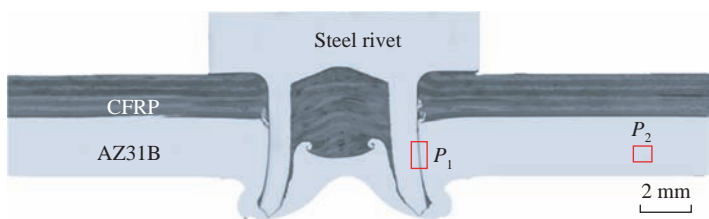
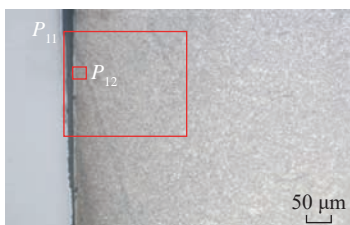


图6 自冲铆接连接过程示意图^[30]
Fig.6 Schematic diagram of FSPR process^[30]



(a) 接头宏观形貌



(b) P₁点显微组织



(c) P₂点显微组织

图7 自冲铆接接头显微组织^[26]
Fig.7 Microstructure of FSPR joint^[26]

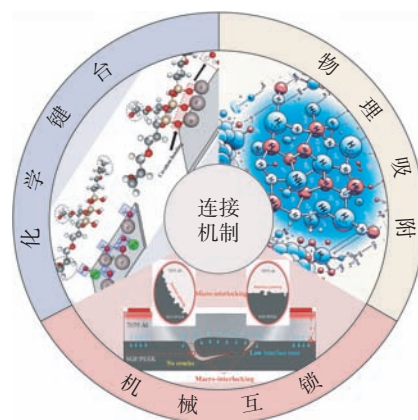


图8 CFRP与金属连接机制^[16,28,36]
Fig.8 Joining mechanism of CFRP and metal^[16,28,36]

证接头具有较高的承载能力,但在局部会产生应力集中现象,接头容易失效。微观机械互锁仅依赖界面处的微纳咬合结构提供连接作用,很难满足接头的强度要求。因此需要引入化学键合保证 CFRP 与金属异质接头的高可靠性。

2.2 化学键合

化学键合常见于胶接和一些焊接接头中,是通过金属或其氧化物的表面原子与聚合物表面活性官能团电荷的相互作用而形成新的化学键。Khodabakhshi 等^[8]采用透射电子显微镜对 CFRP 与 AA5059 铝合金 FSW 接头表征发现,界面附近形成了约 10 nm 厚的反应层,虽然选区衍射分析不能确定其物相组成,但通过元素分布检测发现,反应层由 Al、O 和 C 元素组成,推测可能形成 Al—O—C 化学键。Geng^[36]和 Liu^[38]等在 CFRP 与铝合金的搅拌摩擦点焊接头界面处观察到了非晶层和结晶层的过渡区,如图 10 所示^[38],并指出结合界面附近富集了大量的 O 和 C 元素。学者们在 CFRP 与其他金属的接头中同样观察到了结合界面附近有金属元素、O 和 C 元素的富集^[15,39-42]。X 射线光电子能谱仪 (X-ray photoelectron spectroscopy, XPS) 是用于表征材料表面化学组成和电子结构的检测手段,可获得材料表面化学键和电荷分布的信息, Hirchenhahn 等^[43]对接头界面进行 XPS 检测发现在 CFRP 和纯铝的焊接过程中产生了 Al—O—C 键,如图 11 所示。文献 [44-47] 在 CFRP 与铝合金接头断面也发现了新生成的 Al—O—C 键。综合上述文献调研,可以推测在摩擦焊接过程中由于热效应界面满足了热力学条件,并且聚合物官能团中的 C=O 化学键断裂与金属表面的氧化物发生反应生成新的 M—O—C 化学键。此外,在摩擦焊过程中材料发生大塑性变形行为,这可能会降低反应所需的激活

能。总之在热力耦合的作用下,诱导了 CFRP 与金属在界面处发生反应,形成了化学键合效果。

综合上述,当 CFRP 与金属接头内存在机械结合和化学键合的协同作用时,才能确保异质结构具有较

高的承载能力,使其满足服役条件。基材可通过表面改性技术,例如机械处理(打磨、抛光和喷砂等)、微结构加工、激光刻蚀、化学处理和电化学处理调控其表面形状结构或化学状态,从而增强机械结合和化学键

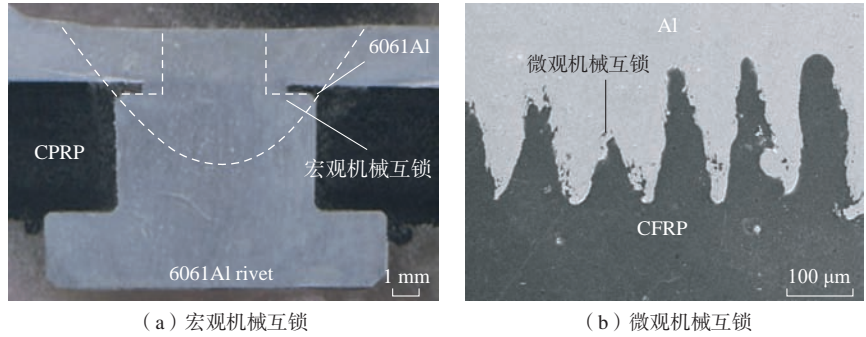


图 9 两种机械互锁方式^[30,33]
Fig.9 Two types of mechanical interlocking^[30,33]

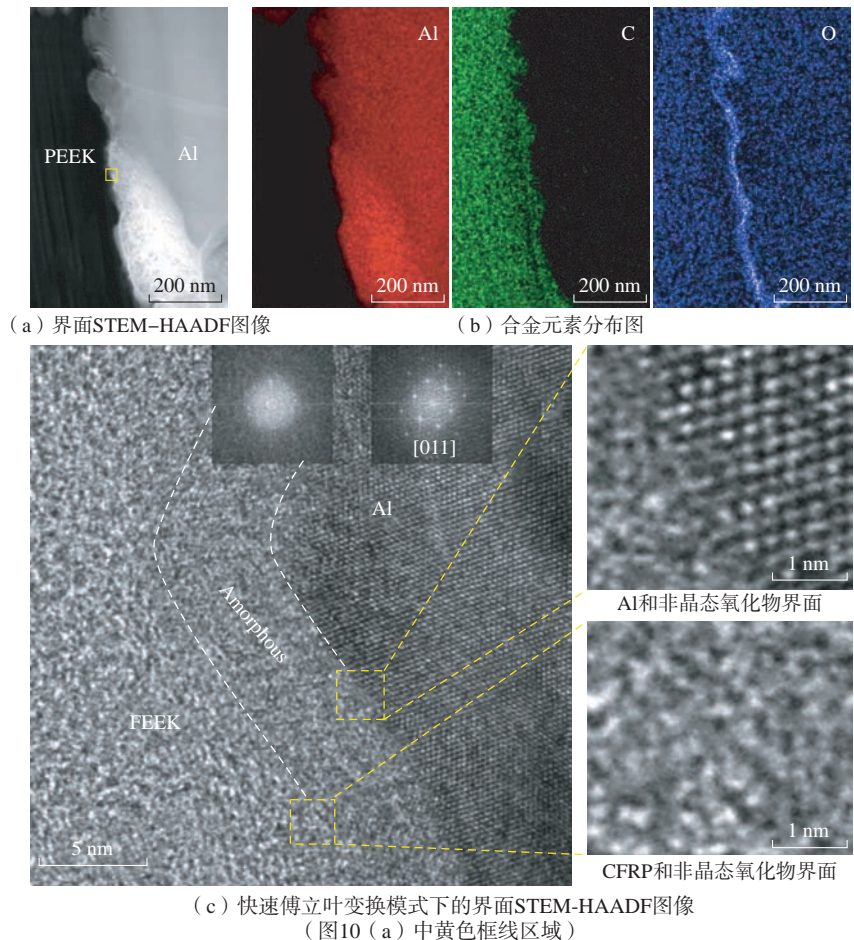


图 10 CFRP 与铝合金界面处高分辨透射电镜图像^[38]

Fig.10 High-resolution transmission electron microscopy image at the interface between CFRP and aluminum alloy^[38]

合效果,有助于CFRP与金属的连接。

3 接头性能调控

根据上文可知,在CFRP与金属的FSW接头中主要依靠机械结合和化学键合来实现基材的连接,但由于异质材料的理化性质差异大,即使采用热输入较低的FSW也难以解决接头内残余应力大和缺陷多等问题。目前,可先采用表面改性技术对基材表面进行处理,从而调整材料表面的纹理结构或化学状态,随后再通过FSW技术连接CFRP与金属,这样进一步强化了机械结合和化学作用,从而可增强FSW接头的承载能力。

3.1 增强机械结合的技术

为达到增强机械结合的目的,可通过调控金属表面宏观结构或微结构来增强锚定效应,从而获得高强度接头。机械加工、激光预处理和表面增材技术等都可材料表面制造形状各异的纹理结构。在金属表面通过机械加工的方式预制宏观沉孔能有效提高宏观机械互锁作用,Yan等^[48]先在铝合金板表面预制不同角度的凹槽,并在凹槽内填充矩形的基体材料GFRP,通过FLW的方式将GFRP与AA6061铝合金连接。与无槽铝合金相比,表面开槽后大大提高了接头的拉伸剪切载荷和

断裂位移,拉伸剪切强度从4.8 MPa提升至8.4 MPa,断裂位移由0.5 mm提高至2.0 mm。但通过宏观开槽后需严格控制焊接工艺参数,热输入过小时,填料与GFRP之间的结合不完全;热输入过大时,填充材料熔化并被挤压至焊缝外部,导致在填充材料与GFRP界面附近出现多孔层,降低接头力学性能。为了提升宏观机械互锁作用,大多数研究采用机械加工预制宏观沉孔的方法,但这会需要下层的CFRP基材填充进沉孔中,导致了界面多孔层的出现,降低接头性能。因此,为了兼顾界面结构的连续稳定和接头具有较高的承载能力,学者们通过提升微观机械互锁作用来实现这一需求。飞秒激光技术能够在金属表面产生微小的凹凸结构,并改变金属表面状态,这些均有助于CFRP与金属的高强连接^[49-51]。Bi等^[52]通过飞秒激光技术在AA6061铝合金表面构建了表面微结构和纳米颗粒的双尺度结构,表面微结构促进了微观机械互锁的形成,纳米颗粒使AA6061铝合金表面发生超疏水现象,有利于聚合物铺展和黏附,随后在FLW过程中双尺度结构有助于获得无空洞和裂纹缺陷的CFRP与AA6061铝合金界面,接头最大结合强度为19.40 MPa。飞秒激光技术

可有针对性地调控金属表面的纹理图案,是目前提升微观机械互锁作用最有效的方式之一。得益于此,有大量学者研究了飞秒激光技术对金属表面状态的影响^[53-56]。Suzuki^[57-59]等提出增材制造微结构的方法来对铝合金表面进行预处理,该方法是采用激光照射的方式在AA5052铝合金板上制备了Al-Ti-C粉末层状结构,经过预处理后AA5052表面产生大量颗粒状凸起,在FSW焊接过程中,CFRP中的聚合物进入到铝合金表面凹凸不平的孔隙中,增强机械互锁作用,从而提升了接头力学性能。图12^[48,53,57]对不同处理方式后金属表面形貌进行了总结。

3.2 增强化学键合的技术

通过化学处理、接头界面过渡层引入及其他基材表面改性技术可增强化学键合作用^[60-61]。Zhang等^[42]通过对AA6061铝合金表面进行化学修饰,获得了Al/ γ -Al₂O₃·yH₂O层/AIO_x·yH₂O原子团簇/PA66的界面结构, γ -Al₂O₃·yH₂O层和AIO_x·yH₂O原子团簇的存在有利于C—O—Al化学键和氢键的形成,使接头强度达到30.2 MPa。当CFRP基体材料中存在非极性官能团时,CFRP几乎不与金属发生反应,很难获得有效的异质接头,Xue等^[62]通过在异质界

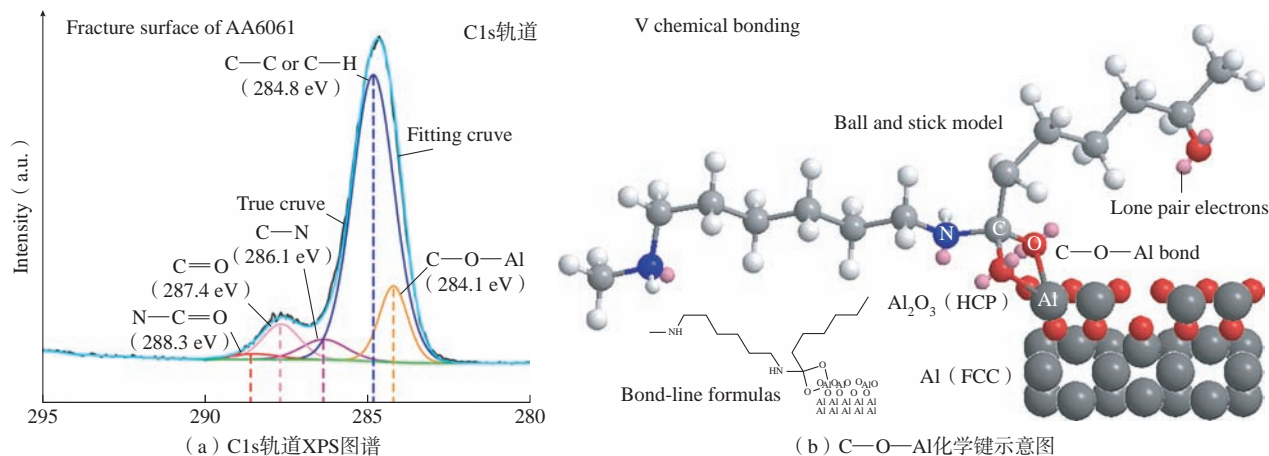


图11 CFRP与铝合金异质接头XPS分析^[43]

Fig.11 XPS analysis of CFRP and aluminum alloy joint^[43]

面处加入 PA6 中间层后,成功制备了拉伸剪切强度为 20.9 MPa 的异质接头,这主要是因为 PA6 中间层中的酰胺极性官能团($\text{H}-\text{N}-\text{C}=\text{O}$)与铝合金表面氧化物(Al_2O_3)发生了反应,形成了新的 $\text{C}-\text{O}-\text{Al}$ 化学键。通过在异质接头中引入含有极性官能团的中间层这一方法,为实现含非极性官能团 CFRP 与金属的异质材料连接提供了巧妙的设计思路。Tan 等^[63]研究了 CFRP 与含镀 Cr 层低碳钢的界面结合特征,当 CFRP 直接与低碳钢连接时,接头的断裂位置是在界面处,当对低碳钢镀一定厚度 Cr 层时,接头的断裂位于 CFRP 内部的气孔缺陷区,接头的剪切强度由 9.3 MPa 增加至 22.1 MPa。焊接过程中,钢表面的镀 Cr

层与 CFRP 基体中的 O 原子在界面处形成了 $\text{Cr}-\text{O}-\text{PA6T}$ 的化学键,而不含有镀层的钢与 CFRP 在界面处未能生成任何形式的化学键。化学键的形成是 CFRP 与金属接头强度提高的重要因素。在上述研究中,学者们着重于金属表面改性的策略,但改变 CFRP 表面特性也是一个很好的选择。Bi 等^[64]通过等离子体对 CFRP 表面改性,将 H 和 O 的杂原子引入 CFRP 与 AA6061 铝合金界面,重构界面化学结构,从而制造出具有较高强度的异质接头。引入的 H 和 O 杂原子与铝合金表面氧化膜上的 Al 和 O 发生反应,在界面处形成了大量 $\text{Al}-\text{O}$ 共价键和氢键,促进了化学结构的重建,使接头强度从 8.8 MPa 提高到 23.9 MPa。

为增强 CFRP 与金属接头的承载能力,学者们已开展了大量基材表面改性技术的研究工作,但异质接头的力学性能仍不能达到实际工程应用的要求,未来应从界面连接机制出发,探索更适用于 CFRP 与金属连接的表面改性技术。

4 结论

(1) 搅拌摩擦焊因其焊接峰值温度低的独特优势适用于 CFRP 与金属的连接,并且基于搅拌摩擦衍生出的变种技术可改善接头表面成形性,消除焊缝内部缺陷,获得良好力学性能的异质接头。

(2) 物理吸附、机械结合和化学键合是 CFRP 与金属之间的主要连接机制,物理吸附主要包括范德华力和氢键,连接效果较弱;机械结合包括宏观机械互锁和微观机械互锁;化学键合是通过金属或其氧化物的表面原子与聚合物表面活性官能团电荷的相互作用而形成新的化学键。当 CFRP 与金属接头内存在机械结合和化学键合的协同作用时,才能保障接头具有较高的承载能力。

(3) 通过探索合适的表面改性处理技术,采用不同的表面处理方法,构建不同的表面特性,可调控 CFRP 与金属界面间的机械结合和化学键合作用,从而提升异质接头的结合强度。

(4) 在未来,多种连接工艺的联合作用应成为重要的研究方向,单一的焊接、胶接和铆接连接技术是 CFRP 与金属的有效连接途径,但单一连接技术很难保证结构件具有全面的服役性能,采用多种连接技术耦合的方式,发挥每种连接技术的优势,有望实现 CFRP 与金属的高质量连接。

(5) 现代装备中众多异质构件需要同时承受静态和动态载荷,因此接头的抗疲劳性能也应满足工程应用要求。但是 CFRP 与金属接头疲

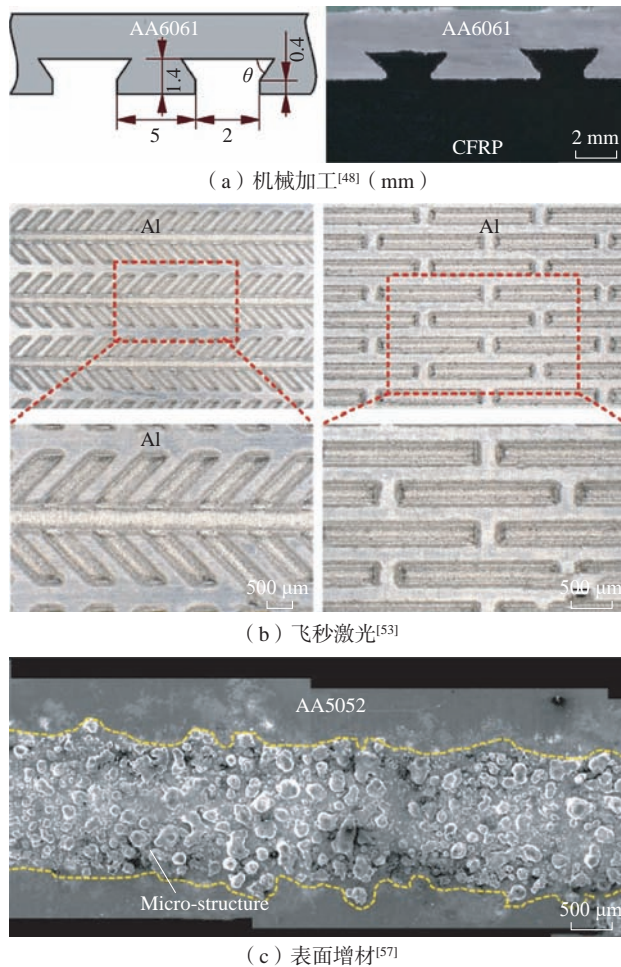


图 12 不同预处理后金属表面形貌

Fig.12 Surface morphology of metal after different pretreatments

劳性能的研究鲜有涉及,如何改善接头的抗疲劳性能仍面临较大的挑战。

(6) 铝合金与CFRP异质结构存在电位差大的问题,CFRP与金属部件之间的电偶作用会加速铝合金部件的腐蚀,影响连接结构的可靠性和重要装备的安全性,因此有必要对铝合金与CFRP接头的腐蚀机理和防腐措施进行深入研究。

参考文献

- [1] PRAMANIK A, BASAK A K, DONG Y, et al. Joining of carbon fibre reinforced polymer (CFRP) composites and aluminium alloys—A review[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2017, 101: 1–29.
- [2] 孟祥晨,曹炳琪,李玉龙,等. 聚合物与铝合金特异性材料搅拌摩擦焊[J]. *航空制造技术*, 2021, 64(10): 30–40.
- MENG Xiangchen, CAO Bingqi, LI Yulong, et al. Dissimilar friction stir welding between polymers and aluminum alloys[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2021, 64(10): 30–40.
- [3] 高禹,李洋洋,王柏臣,等. 先进树脂基复合材料在航空发动机上的应用及研究进展[J]. *航空制造技术*, 2016, 59(21): 16–21.
- GAO Yu, LI Yangyang, WANG Baichen, et al. Application of advanced resin matrix composites in aeroengine and its research progress[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016, 59(21): 16–21.
- [4] 陈祥宝,张宝艳,邢丽英. 先进树脂基复合材料技术发展及应用现状[J]. *中国材料进展*, 2009, 28(6): 2–12.
- CHEN Xiangbao, ZHANG Baoyan, XING Liying. Application and development of advanced polymer matrix composites[J]. *Materials China*, 2009, 28(6): 2–12.
- [5] 张龙,马冀君,李锋伟,等. 碳纤维增强树脂基复合材料与金属材料的胶接及混合连接技术研究进展[J]. *西安航空学院学报*, 2022, 40(5): 44–57, 96.
- ZHANG Long, MA Jijun, LI Fengwei, et al. Research progress of bonding and hybrid connection technology between carbon fiber reinforced polymer and metal materials[J]. *Journal of Xi'an Aeronautical Institute*, 2022, 40(5): 44–57, 96.
- [6] 刘景麟,吕赞,王留芳. 金属与复合材料搅拌摩擦搭接焊的研究现状[J]. *精密成形工程*, 2020, 12(2): 77–83.
- LIU Jinglin, LÜ Zan, WANG Liufang. Research situation of friction stir lap welding between metal and composite materials[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2020, 12(2): 77–83.
- [7] 张增焕,刘红兵. 航空领域热塑性纤维复合材料焊接技术发展研究[J]. *航空制造技术*, 2015, 58(14): 72–75.
- ZHANG Zenghuan, LIU Hongbing. Research on the development of welding technology of fiber reinforced thermo plastics in the aviation field[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2015, 58(14): 72–75.
- [8] KHODABAKHSHI F, HAGHSHENAS M, SAHRAEINEJAD S, et al. Microstructure-property characterization of a friction-stir welded joint between AA5059 aluminum alloy and high density polyethylene[J]. *Materials Characterization*, 2014, 98: 73–82.
- [9] SHAHMIRI H, MOVAHEDI M, KOKABI A H. Friction stir lap joining of aluminium alloy to polypropylene sheets[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2017, 22(2): 120–126.
- [10] LI M S, XIONG X H, JI S D, et al. Achieving high-quality metal to polymer-matrix composites joint via top-thermic solid-state lap joining[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2021, 219: 108941.
- [11] HUANG Y X, MENG X C, WANG Y H, et al. Joining of aluminum alloy and polymer via friction stir lap welding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 257: 148–154.
- [12] HUANG Y X, MENG X C, XIE Y M, et al. Joining of carbon fiber reinforced thermoplastic and metal via friction stir welding with co-controlling shape and performance[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2018, 112: 328–336.
- [13] LIU F C, LIAO J, NAKATA K. Joining of metal to plastic using friction lap welding[J]. *Materials & Design*, 2014, 54: 236–244.
- [14] ABE H, CHUNG J C, MORI T, et al. The effect of nanospikes structures on direct bonding strength properties between aluminum and carbon fiber reinforced thermoplastics[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2019, 172: 26–32.
- [15] WU L H, NAGATSUKA K, NAKATA K. Direct joining of oxygen-free copper and carbon-fiber-reinforced plastic by friction lap joining[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(1): 192–197.
- [16] NAGATSUKA K, YOSHIDA S, Tsuchiya A, et al. Direct joining of carbon-fiber-reinforced plastic to an aluminum alloy using friction lap joining[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2015, 73: 82–88.
- [17] GOUSHEGIR S M, DOS SANTOS J F, AMANCIO-FILHO S T. Influence of process parameters on mechanical performance and bonding area of AA2024/carbon-fiber-reinforced poly(phenylene sulfide) friction spot single lap joints[J]. *Materials & Design*, 2015, 83: 431–442.
- [18] DONG H G, TANG Z Y, LI P, et al. Friction stir spot welding of 5052 aluminum alloy to carbon fiber reinforced polyether ether ketone composites[J]. *Materials & Design*, 2021, 201: 109495.
- [19] GOUSHEGIR S M, DOS SANTOS J F, AMANCIO-FILHO S T. Friction Spot Joining of aluminum AA2024/carbon-fiber reinforced poly(phenylene sulfide) composite single lap joints: Microstructure and mechanical performance[J]. *Materials & Design*, 2014, 54: 196–206.
- [20] ESTEVES J V, GOUSHEGIR S M, DOS SANTOS J F, et al. Friction spot joining of aluminum AA6181–T4 and carbon fiber-reinforced poly(phenylene sulfide): Effects of process parameters on the microstructure and mechanical strength[J]. *Materials & Design*, 2015, 66: 437–445.
- [21] GONÇALVES J, DOS SANTOS J F, CANTO L B, et al. Friction spot welding of carbon fiber-reinforced polyamide 66 laminate[J]. *Materials Letters*, 2015, 159: 506–509.
- [22] ANDRÉ N M, GOUSHEGIR S M, DOS SANTOS J F, et al. Friction Spot Joining of aluminum alloy 2024–T3 and carbon-fiber-reinforced poly(phenylene sulfide) laminate with additional PPS film interlayer: Microstructure, mechanical strength and failure mechanisms[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2016, 94: 197–208.
- [23] GAO D L, ERSOY U, STEVENSON R, et al. A new one-sided joining process for aluminum alloys: Friction stir blind riveting[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2009, 131(6): 061002.
- [24] MIN J Y, LI Y Q, LI J J, et al. Friction

- stir blind riveting of carbon fiber-reinforced polymer composite and aluminum alloy sheets[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 76(5): 1403–1410.
- [25] ALI KHAN H, WANG W M, WANG K F, et al. Investigation of mechanical behavior of dissimilar material FSBP joints exposed to a marine environment[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 37: 376–385.
- [26] LI S X, ALI KHAN H, HIHARA L H, et al. Corrosion behavior of friction stir blind riveted Al/CFRP and Mg/CFRP joints exposed to a marine environment[J]. *Corrosion Science*, 2018, 132: 300–309.
- [27] HUANG Z C, LI H Z, JIANG Y Q. Low-velocity impact response of self-piercing riveted carbon fiber reinforced polymer-AA6061T651 hybrid joints[J]. *Composite Structures*, 2023, 315: 116983.
- [28] LI Y B, WEI Z Y, WANG Z Z, et al. Friction self-piercing riveting of aluminum alloy AA6061–T6 to magnesium alloy AZ31B[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2013, 135(6): 061007.
- [29] LIU X, LIM Y C, LI Y B, et al. Effects of process parameters on friction self-piercing riveting of dissimilar materials[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 237: 19–30.
- [30] LIM Y C, CHEN J, JUN J, et al. Mechanical and corrosion assessment of friction self-piercing rivet joint of carbon fiber-reinforced polymer and magnesium alloy AZ31B[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2021, 143(3): 031006.
- [31] LIM Y C, JUN J, LEONARD D N, et al. Study of galvanic corrosion and mechanical joint properties of AZ31B and carbon-fiber-reinforced polymer joined by friction self-piercing riveting[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, 10(2): 400–410.
- [32] LI Y, LIM Y C, CHEN J, et al. Mechanical joint performances of friction self-piercing riveted carbon fiber reinforced polymer and AZ31B Mg alloy[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, 10(12): 3367–3379.
- [33] 刘煜纯, 赵洪运, 周宝升, 等. 金属/聚合物基于摩擦连接技术研究现状[J]. *航空学报*, 2022, 43(4): 525016.
- LIU Yuchun, ZHAO Hongyun, ZHOU Baosheng, et al. A review on friction-based metal/polymer joining technologies[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2022, 43(4): 525016.
- [34] LAMBIASE F, PAOLETTI A, GROSSI V, et al. Analysis of loads, temperatures and welds morphology in FSW of polycarbonate[J]. *Journal of Materials Processing Tech*, 2018, 266: 639–650.
- [35] HUANG Y X, MENG X C, XIE Y M, et al. New technique of friction-based filling stacking joining for metal and polymer[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2019, 163: 217–223.
- [36] GENG P H, MA H, LI W H, et al. Improving bonding strength of Al/CFRTP hybrid joint through modifying friction spot joining tools[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2023, 254: 110588.
- [37] TAN C W, SU J H, LIU Y F, et al. Enhanced interfacial bonding strength of laser bonded titanium alloy/CFRTP joint via hydrogen bonds interaction[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2022, 239: 109966.
- [38] LIU H H, TARIQ N U H, REN Y P, et al. Beneficial role of the continuous powder oxide film in establishing chemical bonding at cold sprayed Al coating/PEEK substrate interface[J]. *Applied Surface Science*, 2022, 601: 154234.
- [39] OTA E, MATSUDA T, SHOJI H, et al. Friction stir spot welding of aluminum and carbon fiber reinforced thermoplastic using hybrid surface treatment improving interfacial properties[J]. *Materials & Design*, 2021, 212: 110221.
- [40] ARKHURST B M, SEOL J B, LEE Y S, et al. Interfacial structure and bonding mechanism of AZ31/carbon-fiber-reinforced plastic composites fabricated by thermal laser joining[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2019, 167: 71–82.
- [41] ZOU X, CHEN K, YAO H N, et al. Chemical reaction and bonding mechanism at the polymer-metal interface[J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2022, 14(23): 27383–37396.
- [42] WANG S Y, WANG W Q, XU Y X, et al. Enhancing bonding synergy and mechanical response of metal/composite hybrid joints through physicochemical surface pretreatment[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, 315: 117923.
- [43] HIRCHENHAHN P, AL SAYYAD A, BARDON J, et al. Highlighting chemical bonding between nylon-6.6 and the native oxide from an aluminum sheet assembled by laser welding[J]. *ACS Applied Polymer Materials*, 2020, 2(7): 2517–2527.
- [44] LIU F C, DONG P, LU W, et al. On formation of Al O C bonds at aluminum/polyamide joint interface[J]. *Applied Surface Science*, 2019, 466: 202–209.
- [45] WANG S Y, XU Y X, WANG W Q, et al. Enhancing interfacial bonding in friction stir lap welding of light metal and carbon fiber reinforced polymer composite[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 83: 729–741.
- [46] REN S D, MA Y W, SAEKI S, et al. Fracture mechanism and strength evaluation of A15052/CFRP joint produced by coaxial one-side resistance spot welding[J]. *Composite Structures*, 2020, 252: 112766.
- [47] HAN S C, WU L H, JIANG C Y, et al. Achieving a strong polypropylene/aluminum alloy friction spot joint via a surface laser processing pretreatment[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 50: 103–114.
- [48] YAN Y F, SHEN Y F, LEI H B, et al. Friction lap welding AA6061 alloy and GFR nylon: Influence of welding parameters and groove features on joint morphology and mechanical property[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 278: 116458.
- [49] SANDEEP R, MURALI NAGARAJAN B, KAMLESH KUMAR S, et al. Strategies to improve joint strength of friction lap welded AA7475/PPS hybrid joint with surface pre-treatment on AA7475[J]. *Materials Letters*, 2023, 333: 133561.
- [50] WANG S Y, WANG W Q, XU Y X, et al. Effect of nanosecond pulsed laser parameters on texturing formation of metallic surface: Experiment and modelling[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 7775–7788.
- [51] JIANG C Y, WU L H, LIU F C, et al. Achieving a strong friction-lap joint of continuous carbon-fiber-reinforced plastic/aluminum alloy via a surface laser-processing pretreatment[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2023, 25(19): 2300034.
- [52] BI X Y, WANG Z M, XU M J, et al. Femtosecond laser fabricated micro/nano interfacial structures to strengthen CFRPEEK/A6061–T6 FLJ hybrid joints[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2022, 231: 109540.
- [53] BU H C, LI X, LI B B, et al. Enhanced

interfacial joining strength of laser wobble joined 6061-T6 Al alloy/CFRTP joint via interfacial bionic textures pre-construction[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 261: 110787.

[54] WU L H, XIAO B L, NAGATSUKA K, et al. Achieving strong friction lap joints of carbon-fiber reinforced plastic and metals by modifying metal surface structure via laser-processing pretreatment[J]. Composite Structures, 2020, 242: 112167.

[55] WANG W Q, WANG S Y, ZHANG X G, et al. Enhanced aluminum alloy-polymer friction stir welding joints by introducing micro-textures[J]. Materials Letters, 2021, 295: 129872.

[56] WANG Z M, BI X Y, LIU B S, et al. Adhesion enhancement of PEEK/6161-T6 FLJ joints via laser surface modification[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 216: 108797.

[57] IWATA K, SUZUKI A, KIM S G, et al. Enhancing the solid-state joinability

of A5052 and CFRTP via an additively manufactured micro-structure[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 306: 117629.

[58] KIM S G, SUZUKI A, TAKATA N, et al. Joining of metals and polymers using powder metallurgy with laser irradiation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 270: 1-7.

[59] KIM S G, SUZUKI A, TAKATA N, et al. Effect of hot-press thermal history on joint strength of A5052/polyamide-6 hybrid structure via a porous layer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 276: 116388.

[60] LIU Y C, ZHOU L, ZHANG T, et al. Comprehensive influence of silane layer and interfacial thermo-mechanical effect on joining mechanism of silane pretreated Al/CFRP FSLW joint: FEA and experiment[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023 108: 565-587.

[61] CHOI J W, MORISADA Y, LIU H, et al. Dissimilar friction stir welding of pure Ti and carbon fibre reinforced plastic[J]. Science

and Technology of Welding and Joining, 2020, 25(7): 600-608.

[62] XUE C, HAN S C, JIANG C Y, et al. Achieving high strength friction lap spot joints of carbon fiber reinforced thermosetting composite to aluminum alloy with additional thermoplastic interlayer[J]. Thin-Walled Structures, 2023, 193: 111239.

[63] TAN X H, SHAN J G, REN J L. Effects of cr plating layer on shear strength and interface bonding characteristics of mild steel/CFRP joint by laser heating[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(6): 751.

[64] BI X Y, LI Y, XU M J, et al. Heteroatom introduction to reconstruct interfacial chemical structures for high-reliability CFRTP/A6061-T6 hybrid structures[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2023, 15(27): 33119-33131.

通讯作者: 董红刚, 教授, 博士生导师, 长期从事异种材料连接工艺与冶金机理的研究。

Research Progress on Friction Joining Technology of CFRP/Metal Dissimilar Materials

LI Jiachen, HUANG Libing, LI Chao, ZHANG Liangliang, ZHAO Qiang, LI Peng, DONG Honggang
(Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

[ABSTRACT] The heterogeneous structure between carbon fiber reinforced polymer and metal is one of effective ways to realize the structural light weighting of aerospace equipment. Friction stir welding is a low heat input solid-phase welding technology, can achieve high-quality joining between carbon fiber reinforced polymer and metal dissimilar materials. This paper summarizes the domestic and foreign research results in the direction of friction stir welding between carbon fiber reinforced polymer and metal in recent years. A systematic review was conducted from three aspects: process exploration, interface joining mechanism and joint performance control based on friction stir welding, and it also looks forward to the future main research directions in terms of the joint use of multiple joining techniques between carbon fiber reinforced polymer and metal heterostructures, improving the fatigue performance of the joint and exploring the corrosion mechanism of the joint.

Keywords: Carbon fiber reinforced polymer and metal heterogeneous structure; Friction stir welding; Joining mechanism; Surface modification technology; Mechanical properties

(责编 晓月)

引文格式:王浩,董彬,秦国梁.铝/钢异种金属旋转摩擦焊接技术研究进展[J].航空制造技术,2024,67(10):77-87.

WANG Hao, DONG Bin, QIN Guoliang. Research progress of rotary friction welding of Al/steel dissimilar metals[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 77-87.

铝/钢异种金属旋转摩擦焊接技术研究进展*

王浩¹,董彬²,秦国梁¹

(1. 山东大学焊接研究所, 济南 250061;

2. 山东省特种设备协会, 济南 250100)

[摘要] 铝/钢异种金属结构以其质量轻、设计柔性大的特点在航空航天领域尤其是大推力液体运载火箭输送管路中有着重要应用。相比于熔焊、钎焊等其他焊接方法,旋转摩擦焊可以实现铝/钢异种金属高质、高强、高可靠连接。本文基于对铝/钢异种金属焊接性分析,从工艺参数优化、界面显微组织分析、界面不均匀性调控和添加中间层金属冶金调控等方面综述了铝/钢异种金属旋转摩擦焊接技术研究进展,并对铝/钢异种金属旋转摩擦焊接技术发展趋势及亟须解决的科学问题进行了总结。

关键词: 铝/钢异种金属; 旋转摩擦焊; 金属间化合物; 界面调控; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.077



王浩

博士研究生,研究方向为铝/钢旋转摩擦焊接工艺及数值模拟。

航空航天发动机被喻为航空航天器的“心脏”,其输送管路系统则像“心血管”一样为发动机传输油、气等燃料^[1-2],优质和高可靠性的输送管路是保证航空航天器使用性能的

关键。不锈钢在高压、高温和腐蚀性环境下仍具有良好的使用性能,是液压管路系统常用的管路材料^[3]。但不锈钢比重大,不利于新一代大型航空航天发动机推重比的提升,而铝合金质轻、耐蚀性良好,可有效减轻发动机重量。因此,通过采用铝合金/不锈钢(铝/钢)复合管路可以充分发挥不锈钢和铝合金两种材料性能优势,在保证管路可靠的同时,有效减轻管路系统的质量^[4]。在航空发动机外部结构中,管路系统占总重量的60%~70%,进一步表明减轻管路系统重量在发动机轻量化中的必要性^[5]。航天领域中,铝/钢异种金属复合管路在我国大推力液体运载火箭推进剂输送管路中获得了广泛应用^[6]。为保证铝/钢异种金属复合管路的可靠、致密性连接,需要采用合适的焊接工艺以获得优质的铝/钢异种金属接头。

铝合金与不锈钢的冶金相容性差、热物理性能差异大及焊接过程

中易生成大量脆硬金属间化合物等问题,导致难以通过传统的熔焊技术获得优质可靠的铝/钢异种金属焊接接头^[7]。与之相比,旋转摩擦焊接技术作为一种固相焊接工艺,界面温度低,可有效限制脆硬金属间化合物的生成,非常适用于铝/钢异种金属回转体构件的焊接^[8]。本文基于对铝/钢异种金属焊接性分析,证实铝/钢旋转摩擦焊适用于铝/钢异种金属管路的焊接,并从工艺参数、接头组织性能不均匀性和冶金机理等角度对铝/钢异种金属旋转摩擦焊接工艺研究现状进行综述;同时阐述了铝/钢异种摩擦焊接界面组织结构特别是金属间化合物的生成及其对性能影响,以期对铝/钢异种金属惯性摩擦焊接工艺开发提供指导。

1 铝/钢异种金属焊接性分析

表1^[9]和图1分别为铝和铁的物理性能参数对比和Fe-Al二元相

* 基金项目: 国家自然科学基金(52075297)。

图,可以发现铝与铁的热物理性能差异较大^[10]。

(1) 铝和铁的晶体结构存在明显差异,铝为面心立方晶体,而铁为体心立方晶体。

(2) 铁的熔点和密度显著高于铝,均为铝的2倍以上,导致在焊接时铝优先熔化,液态铝将会浮在铁表面,结晶后焊缝成分不均匀,难以获得优质接头。同时在焊接过程中,铝易氧化形成 Al_2O_3 薄膜,削弱液态铝在钢表面润湿性,易产生夹渣等缺陷,恶化接头性能。

(3) 铝的热导率约为铁的3倍,线膨胀系数约为铁的2倍,弹性模量约为铁的0.34倍,铝和铁的热物理性能差异大,焊后接头变形严重,存在较大残余应力,易开裂。

(4) 铝和铁在室温下几乎不互溶,焊接时在界面容易产生 Fe_3Al 、 $FeAl$ 、 $FeAl_2$ 和 Fe_2Al_5 等脆硬的金属间化合物(InterMetallic compounds, IMCs),降低接头质量。

总体而言,铝和铁之间在熔点和密度上的显著差异容易导致熔焊焊缝存在成分不均匀及夹渣等缺陷。同时,熔焊高温的特点极易导致铝/铁界面之间生成脆硬的IMCs,因此难以获得性能优异的铝/钢异种金属接头。此外,铝和铁之间的热导率、比热、线膨胀系数和弹性模量等热力学性能存在显著差异,需要采用热输入集中的焊接方法,才能有效减轻焊接变形、降低残余应力,获得优质的铝/钢接头。基于铝/钢异种金属焊接性分析发现,旋转摩擦焊作为一种固相焊接技术,能量集中输入在界面,其低焊接温度使材料在焊接过程中不熔化,有效抑制了脆硬IMCs生成,非常适用于铝/钢异种金属管路等转体构件的焊接。

2 铝/钢旋转摩擦焊工艺

2.1 旋转摩擦焊

旋转摩擦焊时,一个回转体工件

旋转,另一个工件进给,在摩擦压力作用下两个工件端面发生摩擦产热,界面温度迅速升高使附近材料处于高温塑性状态,通过界面元素扩散和再结晶冶金反应产生良好冶金结合^[11]。依据焊接工艺特点,旋转摩擦焊接可以分为连续驱动摩擦焊和惯性摩擦焊。

20世纪60年代,苏联学者首次研发出异种摩擦焊接工艺—连续驱动摩擦焊^[12],工艺过程如图2所示,工件A在电机带动作用旋转,工

件B在较低的摩擦压力作用下进给,两个工件端面接触摩擦产热,随着温度的升高发生塑性变形材料被挤出形成小飞边,然后工件A停止旋转,同时施加大的顶锻压力,在高压下材料发生明显塑性变形形成大飞边,实现材料连接。连续驱动摩擦焊接过程中的转速、压力、扭矩和轴向缩短量变化如图3所示。

20世纪70年代,美国Catpillar公司发明了一种新的摩擦焊接方法—惯性摩擦焊^[13],工艺过程如

表1 常温下铝与铁的物理性能参数对比^[9]

Table 1 Comparison of physical properties between aluminum and iron at room temperature^[9]

原子	晶体结构	熔点 $T_m/^\circ C$	比热 $C/(J \cdot kg^{-1} \cdot ^\circ C^{-1})$	密度 $\rho/(kg \cdot m^{-3})$	热导率 $k/(J \cdot m^{-3} \cdot ^\circ C^{-1} \cdot s^{-1})$	线膨胀系数 $a/(10^{-6} \cdot K^{-1})$	弹性模量 E/GPa
Al	FCC	660	900	2700	220	23.2	71
Fe	BCC	1538	460	7870	73	12.2	210
Al/Fe 参数比	—	0.43	1.96	0.34	3.01	1.90	0.34

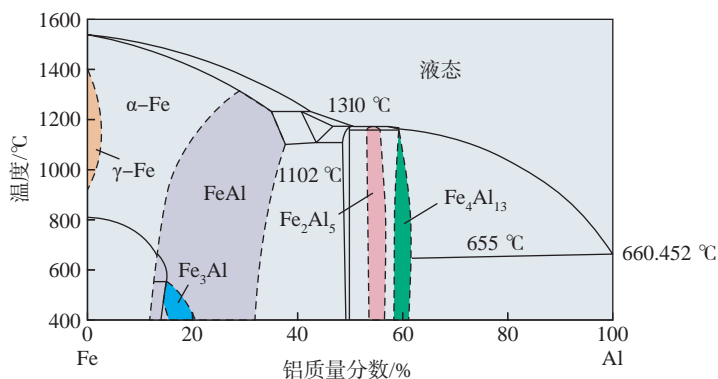


图1 Fe-Al二元相图

Fig.1 Fe-Al binary phase diagram

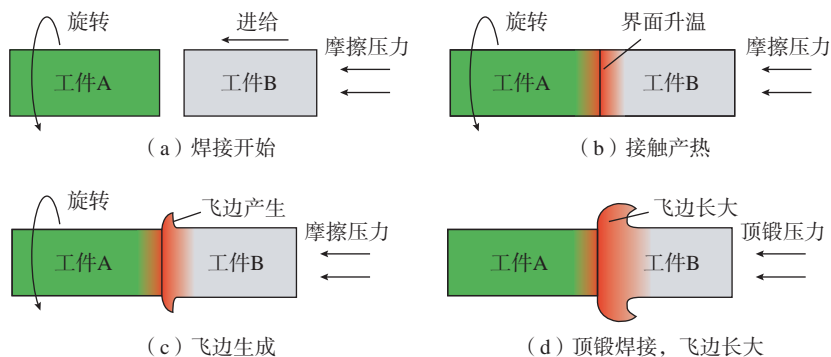


图2 连续驱动摩擦焊过程

Fig.2 Continuous drive friction welding process

图4所示,焊接开始时电机带动飞轮和工件A转动,当飞轮达到预设转速后,飞轮与电机脱离的同时工件B在摩擦压力的作用下进给,两个工件端面接触摩擦产热,界面迅速升温处于塑性状态,在摩擦压力或顶锻压力的作用下材料被挤出形成飞边,实现材料连接。惯性摩擦焊可以分为单压力焊和双压力焊,其中单压力焊在整个焊接过程中仅采用一个较高的摩擦压力;而双压力焊在工件接触摩擦时采用低的摩擦压力,在旋转端转速衰减为0后采用一个高的顶锻压力进行顶锻保压。其中单压力焊时需要控制的工艺参数仅有转动惯量、初始转速和摩擦压力。惯性摩擦焊接过程中的转速、压力、扭矩和轴向缩短量变化如图5所示。

连续驱动摩擦焊接工艺参数有主轴转速、摩擦时间、摩擦压力、顶锻时间和顶锻压力,而惯性摩擦焊接工艺参数只有转动惯量、摩擦压力和初始转速。在连续驱动摩擦焊接过程中,往往需要较长摩擦时间,热量通过热传导散失较多;而惯性摩擦焊接时,在大摩擦压力下,转速迅速衰减,热量集中输入在界面上,其热输入可以通过控制储存在飞轮中的动能实现精确控制。而铝和铁之间差异巨大的热物理性能也要求焊接过程中的热输入尽可能更加集中,因此相比于连续驱动摩擦焊,惯性摩擦焊更适用于铝/钢异种金属管路的焊接。

2.2 铝/钢异种金属旋转摩擦焊接工艺

相比于惯性摩擦焊,连续驱动摩擦焊接时需要控制的工艺参数更多,因此很多学者研究了不同工艺参数对铝/钢连续驱动摩擦焊接头性能的影响。Torun^[14]发现增加摩擦时间可以提高7075铝合金/316L不锈钢连续驱动摩擦焊接头的剪切强度。Kumar等^[15]认为6082铝合金/

304奥氏体不锈钢的连续驱动摩擦焊接头的强度会随着摩擦压力和顶锻时间的增加呈现出先降低后增加的趋势。Kimura等^[16-18]开展了大量的铝合金/钢连续驱动摩擦焊接试验,获得了强度与铝合金母材相当的A6063铝合金/304不锈钢接头,强度可达铝母材的80%的纯铝/AISI304不锈钢接头和强度可达铝母材93%的纯铝/低碳钢接头。Kimura等^[16]认为,近界面纯铝发生了Bauschinger效应,即纯铝塑性加工过程中正向加载(压缩)引起的塑性应变强化导致纯铝在随后的反向加载(拉伸)过程中呈现屈服极限降低的现象,导致纯铝/低碳钢接头断裂在纯铝一侧的软化区,如图6所示。

还有许多学者采用响应面分析法、多因素方差分析等方法研究工艺参数对铝/钢旋转摩擦焊接头性能的影响程度,如表2所示^[19-27]。Paventhana等^[19]认为摩擦压力是影响接头拉伸性能的主要因素,而马肖飞^[20]、王树文^[21]和Muralimohan^[22]等认为顶锻压力是影响接头性能的主要因素。Deulkar等^[23]则认为顶锻时间是拉伸强度的主要影响因素。Sahin等^[24]认为摩擦压力和摩擦时间的比值对接头拉伸强度影响大于顶锻压力和顶锻时间的比值。然而Khalfallah等^[25]发现顶锻压力和时间的比值对接头拉伸强度的影响更大。他们均认为转速对接头强度影

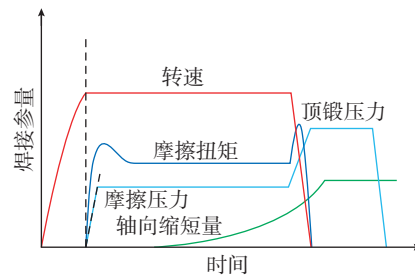


图3 连续驱动摩擦焊接中参量变化
Fig.3 Parameters variations during continuous drive friction welding

响较小。王世路^[26]则发现在铝/钢惯性摩擦焊接过程中,摩擦压力对接头强度的影响最大,转动惯量

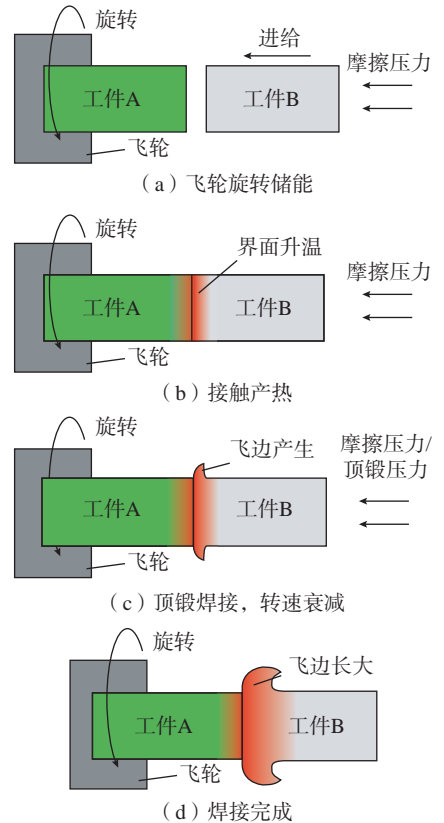


图4 惯性摩擦焊过程
Fig.4 Inertia friction welding process

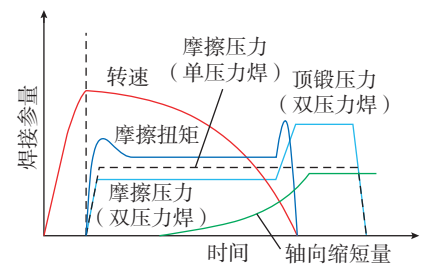


图5 惯性摩擦焊接中参量变化
Fig.5 Parameters variations during inertia friction welding

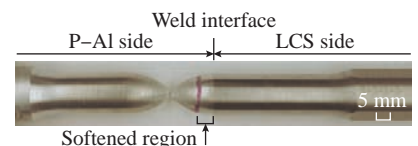


图6 拉伸试验后接头形貌^[16]
Fig.6 Appearance of joint tensile tested specimen^[16]

次之,初始转速最小;而 Li 等^[27]认为转速对铝/钢惯性摩擦焊接头强度的影响大于摩擦压力和顶锻压力。

由于所选材料、参数范围和设备性能的差异,工艺参数对接头性能影响的研究结果也存在差异。总体来看,摩擦压力或顶锻压力是影响接头性能的关键因素。另外,通过连续驱动摩擦焊或惯性摩擦焊均可以获得良好的铝/钢接头,但由于惯性摩擦焊过程中热输入更加集中,其接头性能略高于连续驱动摩擦焊。马肖飞^[20]分别开展了 6061 铝合金/304 不锈钢的连续驱动摩擦焊和惯性摩擦焊接工艺研究,获得的惯性摩擦焊接头强度可达母材的 94%,优于连续驱动摩擦焊接头的 88%,图 7^[20]为两种工艺的拉伸试样,可以发现连续驱动摩擦焊接头拉伸试样在界面发生断裂,而惯性摩擦焊接头拉伸试样可以实现更充分的冶金结合,表明惯性摩擦焊更适用于铝/钢异种金属管路的焊接。

2.3 铝/钢旋转摩擦焊接头组织性能不均匀性

铝/钢旋转摩擦焊时,界面不同位置线速度不一致会导致不同区域产热存在差异,近界面不同区域塑性流动差异导致界面应力存在差异,即界面不同区域热、力分布不均匀,从而导致界面组织及性能的不均匀性^[28-33],特别是界面 IMCs 层的不均匀性,如图 8 所示^[28],这也是铝/钢旋转摩擦焊接难以避免的问题。不均匀分布的 IMCs 层导致接头不同区域的性能存在明显差异, Dong 等^[33]通过对比不同直径的铝/钢接头拉伸试样,发现随着拉伸试样半径减小,拉伸强度先降低后增加,在 R/4 半径位置的接头强度可达铝合金母材的 99.5%。

许多学者通过改变工件端面形状调控组织性能不均匀的铝/钢界面。Ashfaq^[34]、Wan^[35]和师文辰^[36]等均发现钢侧外锥形端面倾角为 15° 时界面生成的 IMCs 减少,接头性能提高,所用的端面形状如图 9 所示^[34]。Irawan 等^[37]则认为钢侧外锥形端面倾角为 30° 时,接头强度最高。然而 Ambroziak 等^[38]认为钢侧端面形状的改变并不能消除界面的 IMCs,但圆锥形状的端面可以在一定程度上改善接头的弯曲性能,所用不同端面形状如图 10 所示。Dang 等^[39]还通过改变铝侧端面形状对铝/钢摩擦焊接头进行调控,使界面 IMCs 分布更加均匀,有效提高了接头强度。总体来看,将铝合金或钢端面加工成外锥形状,可以在一定程度上改善界面热、力分布,进而优化界面组织、提高接头性能。

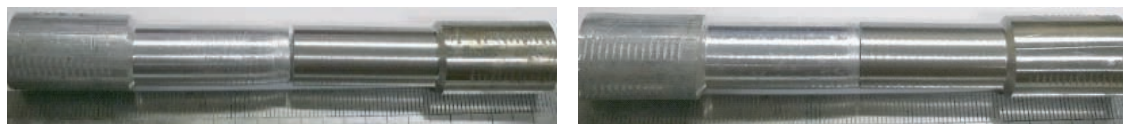
2.4 铝/钢旋转摩擦焊接过程冶金调控

针对铝/钢异种金属摩擦焊接头组织性能的不均匀性,通过添加中间层金属调控界面 IMCs 生成的冶金反应优化接头性能也是一种可行的思路。Ambroziak 等^[38]采用 Ni 作为中间层金属,有效提高了 AN40 铝合金/42CrMo4 钢连续驱动摩擦焊接

表 2 工艺参数影响的文献总结

Table 2 Summary of literatures on the effect of process parameters

焊接方法	作者	材料	影响因素
连续驱动摩擦焊	Paventhann 等 ^[19]	6082-T6 铝合金 / AISI304 不锈钢	摩擦压力 > 摩擦时间 > 顶锻时间 > 顶锻压力
	马肖飞 ^[20]	6061-T6 铝合金 / 304 不锈钢	顶锻压力 > 摩擦时间 > 摩擦压力
	王树文 ^[21]	1050 纯铝 / Q235 低碳钢	顶锻压力 > 摩擦压力和摩擦时间
	Muralimohan 等 ^[22]	6082-T6 铝合金 / AISI1040 钢	顶锻时间 > 转速 > 摩擦压力 > 顶锻压力
	Deulkar 等 ^[23]	63400 铝合金 / 410WA 低碳钢	摩擦压力 / 摩擦时间 > 顶锻压力 / 顶锻时间 > 转速
	Sahin 等 ^[24]	铝 / 304 不锈钢	顶锻压力 / 顶锻时间 > 摩擦压力 / 摩擦时间 > 转速
	Khalfallah 等 ^[25]	AA1100 铝合金 / 低碳钢	摩擦压力 > 转动惯量 > 初始转速
惯性摩擦焊	王世路 ^[26]	2A14 铝合金 / Cr18Ni9Ti 不锈钢	摩擦压力 > 转动惯量 > 初始转速
	Li 等 ^[27]	6061-T6 铝合金 / 30CrMnSiA 钢	转速 > 摩擦压力和顶锻压力



(a) 惯性摩擦焊接拉伸试样

(b) 连续驱动摩擦焊接拉伸试样

图 7 铝/钢摩擦焊接头拉伸试样对比^[20]

Fig.7 Comparison of tensile specimens of Al/steel friction welded joint^[20]

头强度。史煜^[40]发现通过冷喷涂添加 Ni 中间层在焊接过程中起过渡层的作用,抑制了界面 Fe-Al 基金属间化合物的生成,在界面上形成力学性能更好的 Al-Ni 基 IMCs (AlNi 和 AlNi₃),改善了接头力学性能。张昌青等^[41]通过添加 Zn 作为中间层金属,在一定程度上抑制了界面 IMCs 的生成,改善了接头性能。赵茜^[6]认为在钢侧电镀合金元素(Cu、Zn 和 Ni)不利于提高接头强度,反而增加了许多缺陷,但通过摩擦焊的方式在钢侧添加 Ni 中间层,显著提高了接头强度,如图 11 所示。部分学者通过添加 Ag 中间层金属,有效抑制了界面脆硬 IMCs 的生成,在界面生成韧性的 Al-Ag 基 IMCs,改善了接头性能^[42-46]。为抑制 6061 铝合金 / AISI304 不锈钢连续驱动摩擦焊接头界面脆硬 Fe₂Al₅ 相的生成,Reddy 等^[44]对比了添加不同中间层金属的影响,发现添加 Cu 和 Ni 中间层时,

会生成脆硬的 CuAl₂ 和 NiAl₃ 相;而添加 Ag 作为中间层时可避免脆硬

相的生成,有效提高了接头的弯曲强度,图 12 为接头界面显微组织。

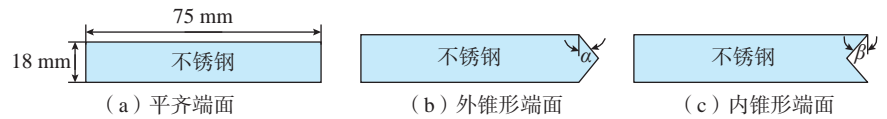


图 9 不锈钢端面形状示意图^[34]

Fig.9 Schematic of end face shape of stainless steel^[34]

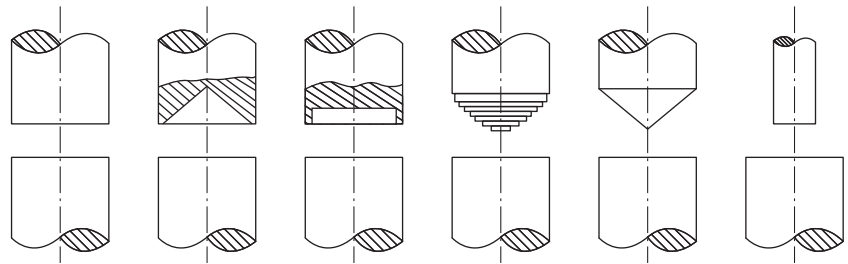


图 10 铝 / 钢接头形状示意图^[38]

Fig.10 Schematic of end shapes for Al/steel friction welding workpieces^[38]

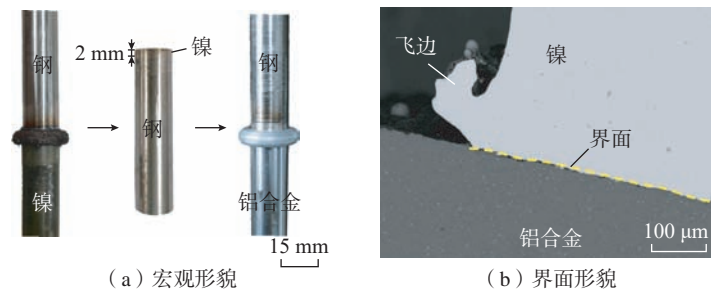
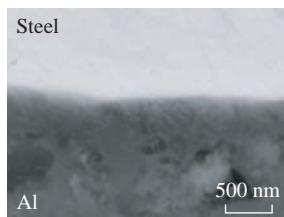
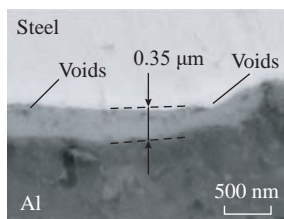


图 11 铝合金 / 纯镍 / 钢接头形貌^[6]

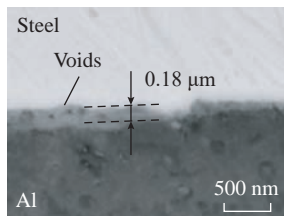
Fig.11 Joint morphology of Al alloy/pure Ni/steel^[6]



(a) 中心区域



(b) 2/3半径区域



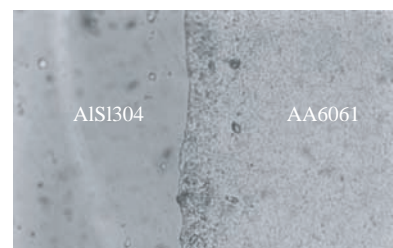
(c) 边缘区域

图 8 铝 / 钢界面不同位置显微组织^[28]

Fig.8 Microstructures in Al/steel interface at different positions^[28]



(a) 不添加中间层



(b) 添加Ni中间层



(c) 添加Cu中间层



(d) 添加Ag中间层

图 12 接头界面中间区域显微结构^[44]

Fig.12 Microstructures of weld interface at central zone^[44]

Meshram 等^[45]通过在钢侧端面电镀 20 μm 厚的 Ag 中间层,使其在界面生成 Ag₃Fe₂、Ag₂Al 和 Ag₃Al 等韧性的 Al-Ag 基 IMCs,有效抑制了界面脆硬的 Fe-Al 基 IMCs 的生成,改善了接头的强度和韧性。Kannan 等^[46]还发现,添加银作为中间层可以有效减小 6061-T6 铝合金 /AISI 304 不锈钢连续驱动摩擦焊中铝侧软化区的厚度。

在铝 / 钢旋转摩擦焊接时,虽然界面峰值温度(目前试验检测到的最高峰值温度低于 530 °C)低于 Fe-Al 二元相图中 IMCs 生成所需温度,但很多学者均在铝 / 钢界面发现 IMCs 的存在,Al 与 Fe 基本不互溶,Fe-Al 基 IMCs 的生成标志界面发生冶金结合,但大多数 Fe-Al 基 IMCs 为脆硬相,在一定程度上恶化接头性能。因此,很多学者通过在铝 / 钢之间添加中间层金属避免 Al 和 Fe 的冶金反应形成脆硬的 Fe-Al 基 IMCs,并在界面上生成其他韧性的 IMCs,以调控接头性能。中间层金属的添加方式及金属的种类都会对接头性能产生影响,检索到的文献主要通过电镀、喷涂及摩擦焊的方式添加中间层金属,添加的中间层金属种类主要有 Zn、Ni、Cu 和 Ag。在通过电镀添加中间层金属时,只有 Ag 中间层有效改善了接头性能,但在实际生产过程中选用 Ag 作为中间层金属成本较高。而通过摩擦焊的方式先在不锈钢侧焊接薄 Ni 层或喷涂 Ni 时,接头性能有效改善,相比于电镀 Ag 成本更低,更适用于工业生产。

3 铝 / 钢异种金属旋转摩擦焊接接头显微组织特征

铝 / 钢摩擦焊接界面结合主要通过 IMCs 层或者非晶层实现,然而由于材料种类、工艺参数的影响,界面的结合形式存在差异。Taban 等^[47-48]在 6061-T6 铝合金 /AISI1018 不锈

钢惯性摩擦焊接头界面发现由 FeAl 和 Fe₂Al₅ 相组成的 IMCs 层,认为 FeAl 相是工件紧密接触、铝侧大变形促进原子扩散克服活化能垒而生成的,通过热模拟试验接头界面还发现 FeAl₃ 和 FeAl₆ 相的存在^[48]。Dong 等^[33]则在 5052 铝合金 /304 不锈钢连续驱动摩擦焊接头界面发现由 Fe₂Al₅ 和 Fe₄Al₁₃ 组成的 IMCs 层。冯建等^[49-50]在 7A04 铝合金 /304 不锈钢连续驱动摩擦焊接头界面发现由 FeAl 和 Al₃Ni₂ 组成的 IMCs 层,焊后热处理促进 IMCs 层由 AlFe 相变为 AlFe 和 Al₆Fe 相。Dang 等^[32,51]在对 2219 铝合金 /304 不锈钢惯性摩擦焊接的研究中发现了富 Cu 层和 Fe₄Al₁₃ 层的存在,其中富 Cu 层不仅包含 Al₂Cu 相,还包括三元相 Al_{63.5}Cu₂₄Fe_{12.5} 和 Al₆₅Cu₂₀Fe₁₅,如图 13 所示。研究认为,富 Cu 层的形成和生长机制涉及强化相的沉淀-反应-再沉淀过程,即铝合金中的

Al₂Cu 相先在界面处沉淀,随后与 Fe 或 Fe₄Al₁₃ 相发生反应在界面形成三元相沉淀^[52]。张昌青等^[53]认为,界面不同区域热输入的差异会导致生成的 IMCs 不同,在界面中心生成 Fe₃Al 相,距界面 1/2 半径位置生成 FeAl 相,距界面 2/3 半径位置生成 FeAl₃ 相。Zhao 等^[29]发现 2A14 铝合金 /304 不锈钢惯性摩擦焊接头在低热输入时界面存在纳米级 Fe-Al-O 非晶层及少量 nm 尺度的 Al₂Cu 相,在高热输入时界面存在 Fe₄Al₁₃ 相 IMCs 层和 Al_{67.5}Fe_{20.7}Cu_{6.2}Si_{5.6} 相,如图 14 所示。

除 IMCs 层外,还有部分学者在铝 / 钢摩擦焊接头界面发现非晶层的存在。Fukumoto 等^[54]通过 TEM 观察 5052 铝合金 /304 不锈钢连续驱动摩擦焊接接头,发现界面存在非晶层以及非晶 / 晶体堆叠层,如图 15 所示,认为非晶层是由高温下的机械合金化和固态反应生成的,

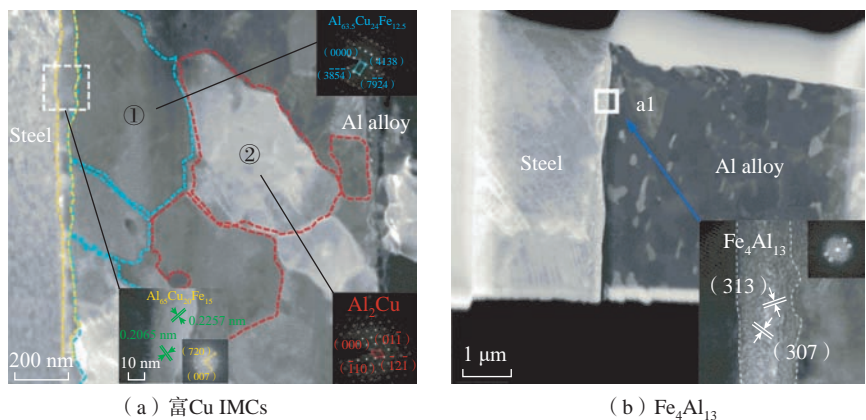


图 13 铝 / 钢界面显微组织^[51]
Fig.13 Microstructures of Al/steel interface^[51]

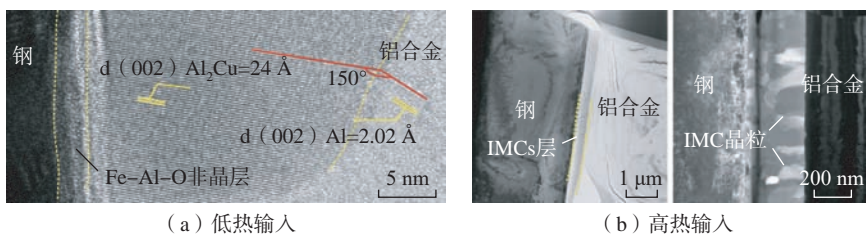


图 14 不同热输入时铝 / 钢摩擦焊接头显微组织^[29]
Fig.14 Microstructure of Al/steel friction welded joint at different heat inputs^[29]

为 IMCs 生成前的中间相。Ma 等^[30]也在 6061-T6 铝合金 /304 不锈钢惯性摩擦焊接头界面发现了非晶层的存在,认为非晶层的形成是界面剧烈的剪切效应导致的,通过调控工艺参数在接头界面分别发现了非晶层、非晶 IMCs 混合层和完全结晶的 IMCs 层,如图 16 所示^[31]。

焊接工艺参数对摩擦焊接热过程具有显著的影响,从而影响 IMCs 生成。Kimura^[55]、Fukumoto^[56]和 Yilmaz^[57]等均发现摩擦时间的增加导致界面 IMCs 层变厚; Shubhvardhan 等^[58]则发现 IMCs 层随着顶锻时间的增加而变厚; Wei 等^[59]发现当摩擦压力增加时,界面逐渐出现不连续且不均匀的 IMCs 层。Zhang 等^[60]通过设计热压缩对比试验认为铝/钢摩擦焊接过程中铝合金的摩擦流动和搅拌效应促进了界面 IMCs 的生成,如图 17 所示。

许多学者认为界面生成比较薄

的 IMCs 层时,可以获得优质的接头。当 IMCs 层过厚时则会对接头性能产生不利影响^[32,61-62]。Dang 等^[32]在发现当薄的 IMCs 层在界面生成时,接头性能良好;当生成的 IMCs 层比较厚时,容易在 IMCs 层附近产生裂纹,恶化接头性能。Herbst^[61]发现热处理后的接头界面 IMCs 层厚度随着保温时间增加逐渐变厚,接头强度也提高了 20%,如图 18 所示,认为当 IMCs 层厚度低于 2 μm 时,可以获得优质的接头。

但也有部分学者认为界面生成的 IMCs 会恶化接头的性能。Kobayshi 等^[63]在与铝合金母材等强的 A5056 铝合金 /S45C 碳钢接头界面没有发现 IMCs 的生成,认为 IMCs 会对接头强度产生不利影响。Sahin^[64]同样认为合金元素在界面聚集形成的 IMCs 会降低接头的强度。Zhao 等^[29]发现接头强度随着 IMCs 层厚度增加逐渐降低,当界面生成 Fe-Al-O 三元非晶层时接头强度最高。Ma 等^[31]认为当界面生成的非晶层和非晶-

IMCs 混合层会强化接头性能,生成的 IMCs 层会对接头性能产生不利影响。

母材状态及所含合金元素种类和不同工艺参数范围使焊接过程中界面热、力分布差异,导致界面形成不同的显微组织(非晶层或 IMCs 层),显微组织的种类和数量将直接影响接头性能。母材的状态尤其是铝合金的状态会导致接头在同一参数下发生不同程度的变形,也意味着焊接过程中界面经历的热、力发生了变化。不少学者通过 TEM 分析发现,母材中的合金元素在铝/钢摩擦焊时直接参与界面反应生成三元 IMCs。工艺参数的改变直接影响接头界面的温度、应力和变形。因此,不同的母材匹配、不同的焊接工艺参数组合会使在铝/钢旋转摩擦焊接头界面发现不同的显微组织,也将显著影响接头性能。总体来看,当在铝/钢界面发现非晶层或薄的 IMCs 层时,可以获得性能优异的铝/钢摩擦焊接头。

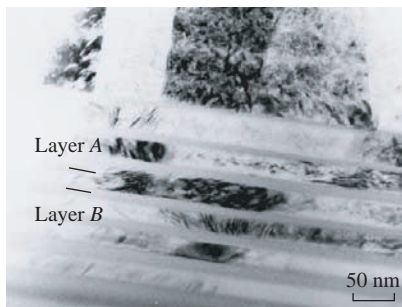


图 15 不锈钢和反应层之间的堆叠层^[54]

Fig.15 Stacked layers between stainless steel and reaction layer^[54]

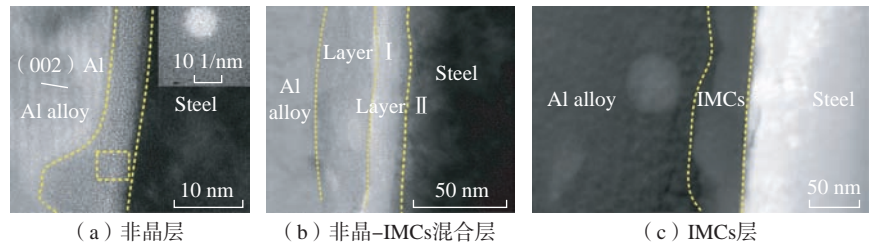


图 16 铝/钢接头界面不同显微组织^[31]

Fig.16 Different microstructures of Al/steel joint interface^[31]

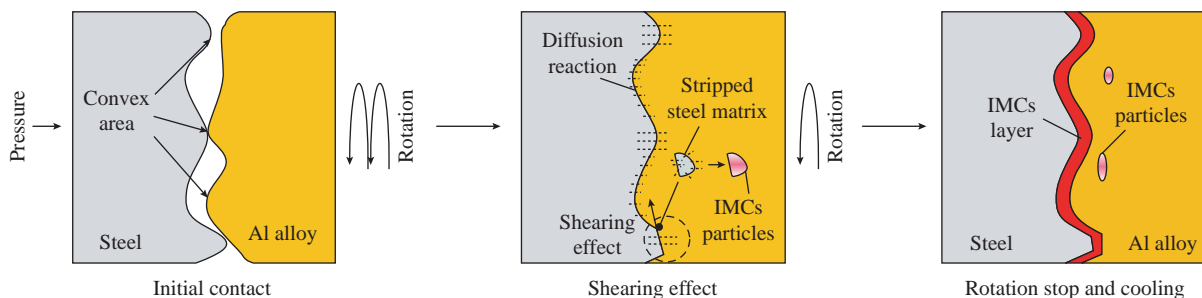


图 17 摩擦流动对球形 IMCs 形成的影响机理示意图^[60]

Fig.17 Schematic diagram of effect mechanism of friction flow on formation of spherical IMCs^[60]

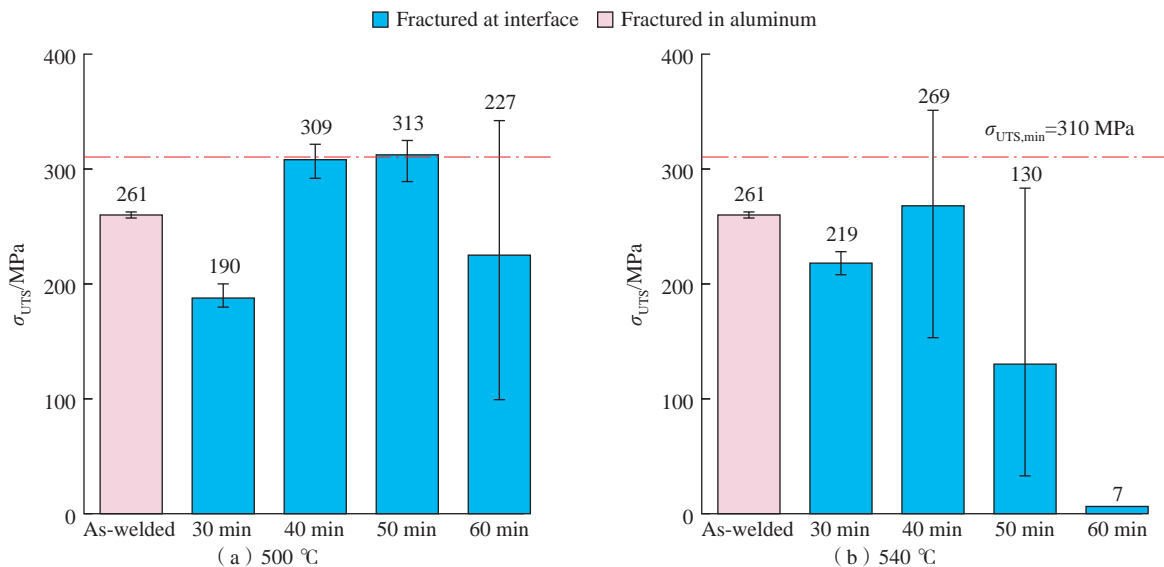


图 18 不同热处理温度下接头拉伸强度^[61]
Fig.18 Tensile strength of joints at different heat treatment temperatures^[61]

4 结论

通过调控焊接工艺参数匹配,可以调控铝/钢异种金属摩擦焊接界面 IMCs 生成,获得优异的铝/钢摩擦焊接头。目前国内外学者针对工艺参数优化、显微组织观察、焊前工件表面调控界面热分配和添加中间层金属改善界面冶金反应等方面展开了大量研究,但仍有以下问题亟待解决。

(1) 摩擦焊接过程短时、低温及界面高速摩擦剪切运动的特点不利于 Fe、Al 元素在界面扩散形成 IMCs,界面温度也未达到 Fe-Al 二元相图中 IMCs 生成的温度条件,但仍在界面观察到 IMCs,摩擦焊接过程中界面 IMCs 的生成机制还需进一步探索。

(2) 目前学者们在界面 IMCs 对接头性能的影响问题上仍存在分歧,大多数学者认为界面生成薄的 IMCs 层可获得性能优异的接头,然而一些学者发现当界面形成非晶层时可获得与铝合金母材等强的接头,并认为 IMCs 会对接头性能产生不利影响。在铝/钢摩擦焊接过程中界面经历

的热力耦合演变对界面 IMCs 或非晶的生成及生成物对接头性能的影响还需进行系统深入的研究,以便为后续优化接头性能提供理论指导。

(3) 铝/钢异种金属摩擦焊接过程特点导致其接头界面存在组织和性能不均匀性,虽然通过改变工件端面形状在一定程度上改善了界面的热力分布,缓解了界面组织性能的不均匀性,但仍需进一步探索工艺措施,在优化界面热力分配的同时控制整个界面形成均匀一致的薄 IMCs 层或非晶层,获得高强、高可靠、高质量的铝/钢异种金属摩擦焊接头。

参考文献

[1] 汪博,高培鑫,马辉,等.航空发动机管路系统动力学特性综述[J].航空学报,2022,43(5):025332.
WANG Bo, GAO Peixin, MA Hui, et al. Dynamic characteristics of aero-engine pipeline system: Review[J]. Acta Astronautica et Astronautica Sinica, 2022, 43(5): 025332.
[2] 黄续芳,赵平,冯铃,等.基于 Bi-GRU 模型的航空发动机外部液压管路故障诊断研究[J].机床与液压,2023,51(11):224-232.
HUANG Xufang, ZHAO Ping, FENG Ling, et al. Research on fault diagnosis of

external hydraulic pipeline of aero-engine based on Bi-GRU model[J]. Machine Tool & Hydraulics, 2023, 51(11): 224-232.

[3] CHAPMAN M. Testing of 300 series stainless steel tubing for aerospace applications[J]. SAE International Journal of Aerospace, 2009, 2(1): 249-257.

[4] YU H P, FAN Z S, LI C F. Magnetic pulse cladding of aluminum alloy on mild steel tube[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(2): 141-150.

[5] 屈力刚,荆麒麟,李铭,等.面向航空发动机减重的铝合金管强化机理研究[J].航空制造技术,2021,64(5):14-23.

QU Ligang, JING Qiyu, LI Ming, et al. Research on strengthening mechanism of aluminum alloy pipe for aero-engine weight-reduction[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(5): 14-23.

[6] 赵茜.铝/钢惯性摩擦焊接界面 IMCs 生成与冶金调控[D].济南:山东大学,2023.

ZHAO Qian. IMCs generation and metallurgical control of aluminum/steel inertial friction welding interface[D]. Jinan: Shandong University, 2023.

[7] 韩亚洲,刘骞,黎帮金,等.转速对 5A06 铝/1Cr18Ni9Ti 钢填丝搅拌摩擦焊接头组织及性能的影响[J].航天制造技术,2023(4):40-45.

HAN Yazhou, LIU Qian, LI Bangjin, et al. Influence of rotational speed on the

microstructure and properties of 5A06 aluminum/1Cr18Ni9Ti steel filler metal friction stir welded joints[J]. *Aerospace Manufacturing Technology*, 2023(4): 40–45.

[8] 张达. 塑性流变对铝合金/不锈钢异种金属惯性摩擦焊接头 IMCs 生成影响 [D]. 济南: 山东大学, 2021.

ZHANG Da. Effect of plastic rheology on IMCs formation of dissimilar metal inertia friction welded joints of aluminum alloy/stainless steel[D]. Jinan: Shandong University, 2021.

[9] 雷振, 秦国梁, 林高扬, 等. 铝与钢异种金属焊接的研究与发展概况 [J]. *焊接*, 2006(4): 16–20.

LEI Zhen, QIN Guoliang, LIN Shangyang, et al. Research and developments of dissimilar metals welding of aluminum and steel[J]. *Welding & Joining*, 2006(4): 16–20.

[10] 秦国梁, 武传松. 铝合金/钢异种材料熔钎焊接工艺及其研究现状 [J]. *机械工程学报*, 2016, 52(24): 24–35.

QIN Guoliang, WU Chuansong. State-of-art of brazing-fusion welding processes of dissimilar metals between aluminum alloy and steel[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2016, 52(24): 24–35.

[11] 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): 20200916002.

ZHU Ruican, ZHAO Yanhua, WANG Hao, et al. Research status of rotary friction welding of aluminum/steel dissimilar metals[J]. *Welding & Joining*, 2020(12): 20200916002.

[12] 耿培皓, 秦国梁. 惯性摩擦焊接技术及其在航空工业领域的应用 [J]. *精密成形工程*, 2017, 9(5): 73–82.

GENG Peihao, QIN Guoliang. Inertia friction welding technology and its application in aviation industry field[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2017, 9(5): 73–82.

[13] 梁海, 张峥. 惯性摩擦焊在航空发动机上的应用 [J]. *材料工程*, 1992, 20(2): 48–51.

LIANG Hai, ZHANG Zheng. Application of inertia friction welding in aero-engine[J]. *Journal of Materials Engineering*, 1992, 20(2): 48–51.

[14] TORUN O. Friction welding of AL 7075 alloy and 316L stainless steel[J]. *The Online Journal of Science and Technology*, 2017, 7(2): 56–59.

[15] KUMAR D, VENKATAKRISHNAN P. Optimization on friction welding of aluminium alloy 6082 T6 and austenitic stainless steel 304[J]. *International Journal of Engineering Development and Research*, 2014, 2(1): 522–527.

[16] KIMURA M, SUZUKI K, KUSAKA M, et al. Effect of friction welding condition on joining phenomena, tensile strength, and bend ductility of friction welded joint between pure aluminium and AISI 304 stainless steel[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 25: 116–125.

[17] KIMURA M, SUZUKI K, KUSAKA M, et al. Effect of friction welding condition on joining phenomena and mechanical properties of friction welded joint between 6063 aluminium alloy and AISI 304 stainless steel[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 26: 178–187.

[18] KIMURA M, ISHII H, KUSAKA M, et al. Joining phenomena and joint strength of friction welded joint between pure aluminium and low carbon steel[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009, 14(5): 388–395.

[19] PAVENTHAN R, LAKSHMINARAYANAN P R, BALASUBRAMANIAN V. Prediction and optimization of friction welding parameters for joining aluminium alloy and stainless steel[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(7): 1480–1485.

[20] 马肖飞. 铝合金/不锈钢异种金属轴向摩擦焊接工艺 [D]. 济南: 山东大学, 2018.

MA Xiaofei. Friction welding process of dissimilar metals between aluminum alloy and stainless steel[D]. Jinan: Shandong University, 2018.

[21] 王树文. 铝/钢连续驱动摩擦焊接锥形接头形式下力学性能及组织研究 [D]. 兰州: 兰州理工大学, 2021.

WANG Shuwen. Study on mechanical properties and microstructure of conical joints of aluminum/steel continuous drive friction welding[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2021.

[22] MURALIMOHAN C H, HARIBABU S, HARIPRASADA REDDY Y, et al. Joining of AISI 1040 steel to 6082–T6 aluminium alloy by friction welding[J]. *Journal of Advances in Mechanical Engineering and Science*, 2015, 1(1): 57–64.

[23] DEULKAR S S, SIDHU J S, LATHKAR G S. Experimental investigation and statistical analysis of friction welding parameters for joining dissimilar materials, Al–63400 alloy and Fe 410WA[J]. *International Journal of Current Engineering and Technology*, 2016, 6: 21–26.

[24] SAHIN M, MISIRLI C, SELVI S. Optimization of the process parameters of friction-welded St–Al joints[J]. *Materiali in Tehnologije*, 2019, 53(2): 207–213.

[25] KHALFALLAH F, BOUMERZOUG Z, RAJAKUMAR S, et al. Optimization by RSM on rotary friction welding of AA1100 aluminum alloy and mild steel[J]. *International Review of Applied Sciences and Engineering*, 2020, 11(1): 34–42.

[26] 王世路. 铝/钢异种金属惯性摩擦焊接头组织与性能 [D]. 济南: 山东大学, 2020.

WANG Shilu. Organization and properties of aluminum/steel dissimilar metal inertia friction weld head[D]. Jinan: Shandong University, 2020.

[27] LI Z, LIU Z, CHEN D, et al. Study of microstructure and properties of aluminum/steel inertia radial friction welding[J]. *Metals*, 2022, 12(12): 2023.

[28] ZHANG D, QIN G L, MA H, et al. Non-uniformity of intermetallic compounds and properties in inertia friction welded joints of 2A14 Al alloy to 304 stainless steel[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 68: 834–842.

[29] ZHAO Q, MA H, QIN G L. On the formation of interfacial compounds in the 2A14 Al alloy/steel friction welded joint: A comparative study[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 83: 398–413.

[30] MA H, QIN G, DANG Z, et al. Interfacial microstructure evolution and mechanical properties of inertia friction welded aluminium alloy/stainless steel joint with preheat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 836: 142671.

[31] MA H, ZHAO Y H, QIN G L, et al. Formation of nanoscale reaction layer with several crystallinities in the friction-welded 6061 Al alloy/steel joint[J]. *Materials & Design*, 2022, 219: 110742.

[32] DANG Z Y, QIN G L, MA H. Interfacial microstructural characterization and mechanical properties of inertia friction welding

- of 2219 aluminum alloy to 304 stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 822: 141689.
- [33] DONG H G, LI Y G, LI P, et al. Inhomogeneous microstructure and mechanical properties of rotary friction welded joints between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 272: 17–27.
- [34] ASHFAQ M, SAJJA N, KHALID RAFI H, et al. Improving strength of stainless steel/aluminum alloy friction welds by modifying faying surface design[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, 22(2): 376–383.
- [35] WAN L, HUANG Y X. Friction welding of AA6061 to AISI 316L steel: Characteristic analysis and novel design equipment[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 95(9): 4117–4128.
- [36] 师文辰. 铝/钢连续驱动摩擦焊锥形接头形式下性能及数值模拟研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2021.
- SHI Wenchen. Study on properties and numerical simulation of aluminum/steel continuous drive friction welding conical joint[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2021.
- [37] IRAWAN Y S, UNIVERSITY B, PRASETYO D, et al. Increased tensile strength of dissimilar friction weld joint of round bar A6061/S15C using upset force and one-side chamfer angle[J]. *Journal of Environmental Engineering and Sustainable Technology*, 2019, 6(1): 9–15.
- [38] 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: 981653.
- [39] DANG Z Y, QIN G L, ZHAO Y H, et al. Effect of thermo-mechanical distribution on the evolution of IMCs layer and mechanical properties of 2219 aluminum alloy/304 stainless steel joints by inertia friction welding[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 21: 2215–2227.
- [40] 史煜. 中间层对铝钢连续驱动摩擦焊及其接头热电耦合理机理研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2023.
- SHI Yu. Study on continuous drive friction welding of interlayer to aluminum steel and its joint thermoelectric coupling mechanism[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Science and Technology, 2023.
- [41] 张昌青, 崔国胜, 陈波阳, 等. Zn 中间层对大直径铝/钢连续驱动摩擦焊摩擦扭矩及接头界面微观组织的影响[J]. *材料导报*, 2023, 37(20): 151–155.
- ZHANG Changqing, CUI Guosheng, CHEN Boyang, et al. Effect of Zn interlayer on friction torque and joint interface microstructure of large diameter aluminum/steel continuous drive friction welding[J]. *Materials Reports*, 2023, 37(20): 151–155.
- [42] 崔国胜. 中间层对大直径铝/钢连续驱动摩擦焊接头力学性能及组织的影响[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2022.
- CUI Guosheng. Influence of interlayer on the mechanical properties and organization of large diameter aluminum/steel continuous drive friction welded joints[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2022.
- [43] 张昌青, 史煜, 王焯, 等. Ag 对热电耦合作用下铝/钢摩擦焊接头界面组织演变的影响[J]. *精密成形工程*, 2022, 14(11): 163–169.
- ZHANG Changqing, SHI Yu, WANG Ye, et al. Effect of Ag on microstructure evolution of aluminum/steel friction welding joints under thermoelectric coupling[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2022, 14(11): 163–169.
- [44] REDDY M G, RAO S A, MOHANDAS T. Role of electroplated interlayer in continuous drive friction welding of AA6061 to AISI 304 dissimilar metals[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2008, 13(7): 619–628.
- [45] MESHRAM S D, MADHUSUDHAN REDDY G. Friction welding of AA6061 to AISI 4340 using silver interlayer[J]. *Defence Technology*, 2015, 11(3): 292–298.
- [46] KANNAN P, BALAMURUGAN K, THIRUNAVUKKARASU K. Influence of silver interlayer in dissimilar 6061–T6 aluminum MMC and AISI 304 stainless steel friction welds[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 81(9): 1743–1756.
- [47] TABAN E, GOULD J E, LIPPOLD J C. Dissimilar friction welding of 6061–T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization[J]. *Materials & Design* (1980–2015), 2010, 31(5): 2305–2311.
- [48] TABAN E, GOULD J E, LIPPOLD J C. Characterization of 6061–T6 aluminum alloy to AISI 1018 steel interfaces during joining and thermo-mechanical conditioning[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(7–8): 1704–1708.
- [49] 冯健, 韩靖, 张雪梅, 等. 7A04 铝合金/304 不锈钢连续驱动摩擦焊及焊后热处理[J]. *焊接学报*, 2018, 39(8): 11–17, 129.
- FENG Jian, HAN Jing, ZHANG Xuemei, et al. Continuous drive friction welding and post welding heat treatment of 7A04 aluminum alloy and 304 stainless steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(8): 11–17, 129.
- [50] 冯健, 韩靖, 戴光泽, 等. 退火处理对 7A04 铝合金/304 不锈钢摩擦焊接头性能与组织的影响[J]. *热加工工艺*, 2018, 47(9): 204–207.
- FENG Jian, HAN Jing, DAI Guangze, et al. Effect of annealing treatment on microstructure and properties of 7A04 aluminum alloy/304 stainless steel friction welding joint[J]. *Hot Working Technology*, 2018, 47(9): 204–207.
- [51] DANG Z Y, QIN G L, WANG J. Bonding mechanism and fracture behavior of inertia friction welded joint of 2219 aluminum alloy to 304 stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 866: 144641.
- [52] DANG Z Y, QIN G L, GUO X Y. Formation and growth mechanism of Cu-rich layer at aluminum/steel friction welding interface[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 35–47.
- [53] 张昌青, 王维杰, 刘雄波, 等. 铝/钢连续驱动摩擦焊接头力学性能及金属间化合物形态特征[J]. *材料导报*, 2019, 33(16): 2740–2745.
- ZHANG Changqing, WANG Weijie, LIU Xiongbo, et al. Mechanical properties and morphology features of intermetallic compounds in aluminum/steel continuous drive friction welded joints[J]. *Materials Reports*, 2019, 33(16): 2740–2745.
- [54] FUKUMOTO S, TSUBAKINO H, OKITA K, et al. Amorphization by friction welding between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel[J]. *Scripta Materialia*, 2000, 42(8): 807–812.
- [55] KIMURA M, KUSAKA M, KAIZU K, et al. Friction welding technique and

joint properties of thin-walled pipe friction-welded joint between type 6063 aluminum alloy and AISI 304 austenitic stainless steel[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 82(1): 489–499.

[56] FUKUMOTO S, TSUBAKINO H, OKITA K, et al. Friction welding process of 5052 aluminium alloy to 304 stainless steel[J]. *Materials Science and Technology*, 1999, 15(9): 1080–1086.

[57] YILMAZ M, ÇÖL M, ACET M. Interface properties of aluminum/steel friction-welded components[J]. *Materials Characterization*, 2002, 49(5): 421–429.

[58] SHUBHAVARDHAN R N, SURENDRAN S. Friction welding to join stainless steel and aluminum materials[J]. *International Journal of Metallurgical &*

Materials Science and Engineering, 2012, 2(3): 53–73.

[59] WEI Y N, SUN F. Microstructures and mechanical properties of Al/Fe and Cu/Fe joints by continuous drive friction welding[J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2018, 2018: 2809356.

[60] ZHANG D, QIN G L, GENG P H, et al. Study of plastic flow on intermetallic compounds formation in friction welding of aluminum alloy to stainless steel[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 64: 20–29.

[61] HERBST S, AENGENEYNDT H, MAIER H J, et al. Microstructure and mechanical properties of friction welded steel–aluminum hybrid components after T6 heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 696: 33–41.

[62] YILBAŞ B S, ŞAHİN A Z,

KAHRAMAN N, et al. Friction welding of St–Al and Al–Cu materials[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, 49(3–4): 431–443.

[63] KOBAYASHI A, MACHIDA M, HUKAYA S, et al. Friction welding characteristics of Al–Mg aluminum alloy (A5056) and carbon steel (S45C)[J]. *JSME International Journal Series A*, 2003, 46(3): 452–459.

[64] SAHIN M. Joining of stainless–steel and aluminium materials by friction welding[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2009, 41(5): 487–497.

通讯作者: 秦国梁, 教授, 博士生导师, 主要从事复合热源高效焊接技术、摩擦焊接技术及异种材料连接技术的研究与开发。

Research Progress of Rotary Friction Welding of Al/Steel Dissimilar Metals

WANG Hao¹, DONG Bin², QIN Guoliang¹

(1. Institute of Materials Joining, Shandong University, Jinan 250061, China;

2. Shandong Association of Special Equipment, Jinan 250100, China)

[ABSTRACT] Al alloy (Al)/steel dissimilar metals structures have a critical application in the aerospace industry, especially in the delivery pipeline of high thrust liquid launch vehicles. Compared with welding methods such as fusion welding and brazing, rotary friction welding can achieve a reliable joint between Al and steel with high quality, high strength and high corrosion resistance. The research progress of rotary friction welding of Al/steel dissimilar metals was reviewed from the optimization of welding process parameters, analyses of interface microstructures, control of interface inhomogeneity and metallurgical control by adding inter-layer metals. Finally, the development trends and scientific problems to be solved in rotary friction welding of Al/steel dissimilar metals were summarized.

Keywords: Al/steel dissimilar metals; Rotary friction welding; Intermetallic compounds; Interface regulation; Mechanical properties

(责编 晓月)

引文格式: 王守晶, 陈志远, 黄悦. 6082-T6/7075-T6 异种铝合金搅拌摩擦焊接接头应力腐蚀行为[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 88-94.

WANG Shoujing, CHEN Zhiyuan, HUANG Yue. Stress corrosion behavior of 6082-T6/7075-T6 dissimilar aluminum alloy friction stir welded joints[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 88-94.

6082-T6/7075-T6 异种铝合金搅拌摩擦焊接接头应力腐蚀行为*

王守晶, 陈志远, 黄悦

(辽宁石油化工大学, 抚顺 113001)

[摘要] 为提高航空、航天运载工具异种高强度铝合金零部件搅拌摩擦焊接接头在腐蚀环境下的服役可靠性, 采用金相分析、电子显微分析和四点弯曲应力腐蚀法, 对经过 T6 处理的 6 mm 厚 6082-T6/7075-T6 异种铝合金搅拌摩擦焊接接头应力腐蚀行为进行了研究。结果表明, 搅拌头转速 1200 r/min、焊接速度 80 mm/min 条件下, 6082-T6/7075-T6 母材获得了具有“洋葱环”结构的致密、成形良好的搅拌摩擦焊接接头组织。6082-T6 和 7075-T6 母材搅拌摩擦焊接接头四点弯曲应力腐蚀主要发生在后退侧的 7075-T6 铝合金一侧, 而前进侧 6082-T6 铝合金一侧表现出较好的耐蚀性。这主要是由于异种铝合金母材电极电位差异导致焊接接头发生应力作用下的电偶腐蚀所致。此外, α -Al 基体与第二相形成微区电偶对, 以及焊接接头热机械影响区 (TMAZ)、热影响区 (HAZ) 和母材区 (BM) 存在的大角度晶界也是造成应力腐蚀的重要原因。

关键词: 铝合金; 搅拌摩擦焊 (FSW); 焊接接头; 应力; 腐蚀

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.088



王守晶

副教授, 博士, 主要从事金属材料搅拌摩擦焊接研究。

近年来, 随着航空、航天运载工具铝合金构件制造技术不断进步, 搅拌摩擦焊 (FSW) 作为一种新型固态焊接技术, 可以有效克服传统熔化焊的气孔、夹杂和元素烧损等缺陷, 获得性能优良的焊接接头组织, 尤其适用于化学成分和物理性能差异较大的异种母材的焊接, 因而已经被广泛应用于飞机机身、壁板结构件、火箭燃料贮箱及发动机主承力框等高强度铝合金构件的制造。

然而, 这些构件在服役过程中要承受各种复杂应力以及潮湿空气、海洋大气或工业大气等腐蚀性环境的交互作用, 容易产生应力腐蚀甚至开裂, 严重影响其服役安全性。异种高强度铝合金 FSW 接头由于母材以及焊接接头各区域的化学成分、显微组织和应力分布等均存在差异, 会形成

电极电位差, 更容易导致应力腐蚀失效。因此, 异种高强度铝合金 FSW 接头应力腐蚀性能的研究已成为热点。Srinivasan 等^[1]研究了 AA7075/AA6056 异种高强度铝合金 FSW 接头在 3.5% NaCl 溶液中慢应变速率拉伸 (SSRT) 过程中的应力腐蚀行为; 结果表明, 在非腐蚀性介质空气中的慢应变速率拉伸试样的断裂位置发生在后退侧的 AA6056 热机械影响区与热影响区 (TMAZ/HAZ) 交界处, 而在 3.5% NaCl 腐蚀性介质中较低的应变速率下, 试样断裂发生在前进侧 AA7075 合金的 TMAZ/HAZ 区域, 断裂机制演变为应力作用下的应力腐蚀开裂。Davoodi 等^[2]对 AA5083/AA7023 异种铝合金 FSW 接头区域的腐蚀行为的研究结果则表明, 焊接接头的耐蚀性介于两种母材

* 基金项目: 辽宁省大学生创新训练计划项目 (S202310148037)。

之间,腐蚀主要发生在焊接接头各区域边界和第二相粒子周围,因为母材 AA7023 电极电位更低而导致其腐蚀更加严重。此外,其他研究人员对 2XXX/7075 异种铝合金 FSW 接头腐蚀性能的研究也得到类似结果^[3-5]。沈长斌等^[6]对 5083-6082 铝合金 FSW 焊缝的电化学腐蚀行为研究则认为焊缝区塑性变形带来的化学成分均质化、再结晶晶粒细化和晶体缺陷数量的减少提高了 FSW 焊缝处的耐腐蚀性能。

因此,研究异种高强度铝合金构件 FSW 接头的应力腐蚀行为的演变规律并阐明其产生的原因,对提高航空、航天运载工具铝合金构件服役安全性具有重要意义。本文采用金相分析、电子显微分析和四点弯曲应力腐蚀法,研究了经 T6 处理的 6082-T6/7075-T6 异种铝合金 FSW 接头腐蚀行为。

1 试验及方法

选用 6 mm 厚 6082-T6 和 7075-T6 铝合金板材为试验材料,化学成分如表 1 所示。

图 1 为两种母材的显微组织,两种母材经过轧制和 T6 处理后,晶粒形状沿轧向和横向均呈现带状组织特征,而沿法向可观察到晶粒呈等轴状分布。

6082-T6 和 7075-T6 轧向为长度方向,横向为宽度方向,截取 200 mm × 80 mm 的待焊试板,焊前打磨掉试板表面污染层和氧化皮,并用无水乙醇清洗干净。采用图 2 所示自主搭建的 FSW 设备和搅拌头对 6082-T6 和 7075-T6 试板进行 FSW,以试板的长边为焊接方向,将 6082-T6 母材置于前进侧(AS),7075-T6 母材置于后退侧(RS),采用凹轴肩形搅拌头逆时针旋转进行 FSW。搅拌头轴肩直径 16 mm,搅拌针根部直径 7 mm、端部直径 4.5 mm、长度 5.8 mm,凹轴肩凹度 10°、下压量 0.2 mm、倾角 2°,

搅拌头转速 1200 r/min,焊接速度 80 mm/min。

获得的焊接接头以焊缝为中心沿垂直于焊缝方向截取 80 mm × 10

mm × 6 mm 的试样,用于金相分析。金相观察面为焊缝横截面,试样经研磨和氧化镁悬浊液抛光,采用 Keller 试剂腐蚀,用于宏观和微观组织观

表 1 6082-T6 和 7075-T6 铝合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 6082-T6 and 7075-T6 aluminum alloys (mass fraction) %

材料	Al	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	V	Fe	Si
6082-T6	余量	0.04	0.69	0.05	0.68	0.10	0.05	0.01	0.31	1.02
7075-T6	余量	5.24	2.23	1.41	0.09	0.24	0.03	0.01	0.21	0.04

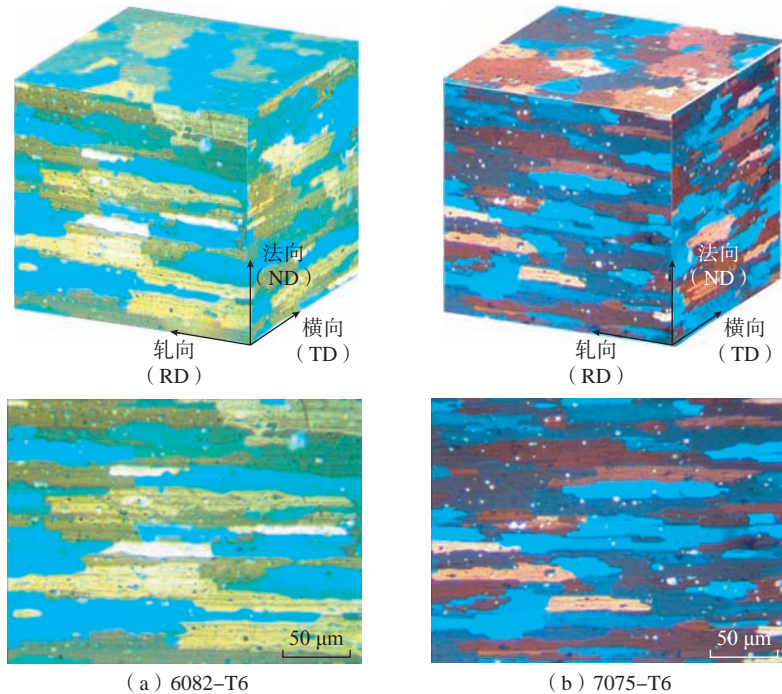


图 1 母材显微组织

Fig.1 Microstructure of base metal

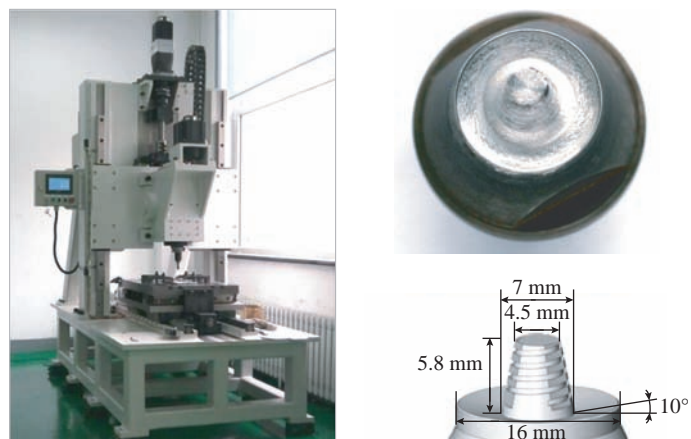


图 2 FSW 设备和搅拌头

Fig.2 FSW equipment and stirring friction tool

察。采用扫描电子显微镜(SEM, JEOL-JSM6501)及附带的能谱仪(EDS)分析焊接接头各区域显微组织中的第二相粒子类型和分布特征。

四点弯曲应力腐蚀试验依据 JIS H8711—2000《铝合金耐应力腐蚀张裂的试验方法》进行。以焊缝为中心沿垂直于焊缝方向截取 150 mm × 20 mm × 6 mm 的试块,用金相砂纸(最终号数为 3000 号)将试块焊接接头上表面打磨平整,再从试块的上表层截取 2 mm 厚度的四点弯曲应力腐蚀试样(试样尺寸为 150 mm × 20 mm × 2 mm)。根据 GB/T 15970.2—2000《金属铝合金的腐蚀 应力腐蚀试验第 2 部分:弯梁试样的制备和应用》的规定,将试样安装在图 3 所示的四点弯曲应力腐蚀的夹具中,使试样的上表面承受拉应力。两支点间试样凸形表面部分最大张应力 $\sigma = 12Ety / (3H^2 - 4A^2)$,其中铝合金的弹性模量 E 为 70 GPa,试样厚度 t 为 2 mm,外支点间最大挠度 y 为 3.95 mm,外支点间的距离 H 为 130 mm,内外支点间的距离 $A = H/4$,代入公式计算得到最大张应力 σ 约为 142 MPa。四点弯曲应力腐蚀试验采用周期性浸蚀试验,温度 $(35 \pm 1)^\circ\text{C}$,腐蚀介质为 3.5% NaCl 溶液, pH 值范围在 6.7~7.2 内。将安装在夹具中的试样在腐蚀介质中浸泡 10 min 后,再在相对湿度为 45%~75% 的空气中暴露 50 min,上述 1 h 为 1 个试验周期,重复上述周期进行连续试验,试验总时间为 720 h。试验结束后将试样取出,用清洗液(1000 mL 蒸馏水 + 20 g Cr_2O_3 + 50 mL 磷酸)去除表

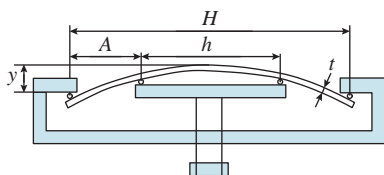


图3 四点弯曲应力腐蚀试样安装示意图
Fig.3 Installation diagram of four point bending stress corrosion test specimen

面腐蚀产物,然后利用激光共聚焦显微镜(LSCM, OLYMPUS-OLS3000)观察和拍摄焊接接头各区域腐蚀形貌,再选择各区典型腐蚀坑位置观察横断面形貌并测量腐蚀坑深度。

2 试验结果与讨论

2.1 焊接接头宏观形貌

图4为1200 r/min,80 mm/min条件下6082-T6/7075-T6异种铝合金



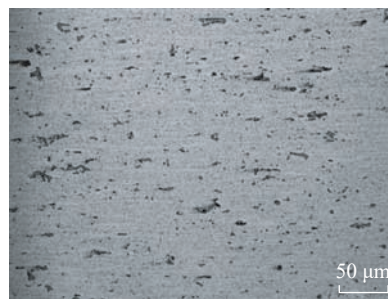
(a) 宏观形貌



(b) 横截面形貌

图4 焊接接头形貌

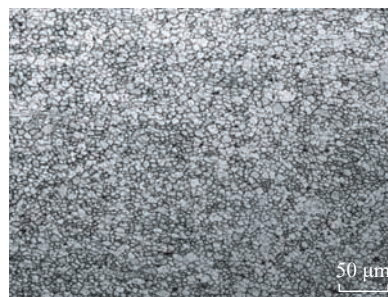
Fig.4 Morphology of welded joints



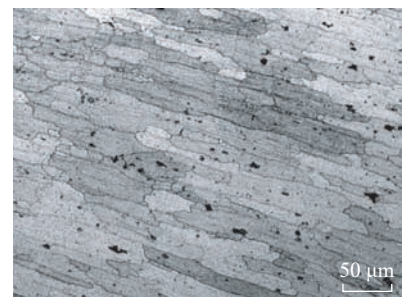
(a) AS, HAZ



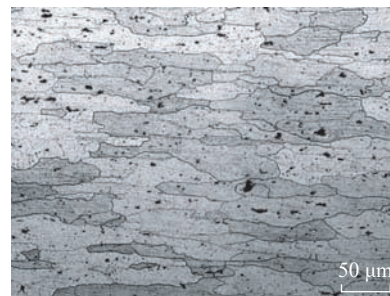
(b) AS, TMAZ



(c) NZ



(d) RS, TMAZ



(e) RS, HAZ

图5 焊接接头各区显微组织

Fig.5 Microstructure of each zone of welded joint

铝合金 FSW 接头各区微观组织形貌。由图 5 (a) 和 (e) 可以看出, 焊接接头两侧的 HAZ 受到焊接热输入的影响, 晶粒有所长大^[7]。由图 5 (b) 和 (d) 可以看出, TMAZ 晶粒沿搅拌头旋转方向被进一步挤压拉长。由图 5 (c) 可知, NZ 由于受到搅拌针强烈搅拌和摩擦热的双重作用, 已经发生明显的动态再结晶, 形成大量细小的等轴晶。

2.3 焊接接头各区第二相 SEM 和 TEM 观察

图 6 为 6082-T6 和 7075-T6 母材第二相 SEM 观察结果。由图 6 (a) 可以看出, 6082-T6 母材的 α -Al 基体上主要含有 2 种形态的第二相: 第 1 种是黑色箭头所示呈黑色椭球状的第二相, EDS 测试结果显示为 Al-Mg-Si 相, 主要含有 81.46% Al、10.06% Mg 和 8.31% Si (原子数分数); 第 2 种是白色箭头所示白色条块状的第二相, 为 AlFeMnSi 相, 主要含有 74.41% Al、8.19% Fe、6.96% Mn 和 9.51% Si (原子数分数)。

由图 6 (b) 可以看出, 7075-T6 母材 α -Al 基体上含 4 种形态的第二相: 第 1 种是白色箭头所示呈三角形或四边形、多边形的白色第二相, EDS 测试结果为富 Fe 相, 主要含有 75.19% Al 和 11.71% Fe (原子数分数); 第 2 种是红色箭头所示呈不规则形状的白色第二相, 为 Al_7Cu_2Fe 相, 主要含有 64.45% Al、20.68% Cu 和 12.36% Fe (原子数分数); 第 3 种是黑色箭头所示呈椭球状的白色第二相, 为 Al_2CuMg 相^[8-9], 主要含有 53.74% Al、21.82% Cu 和 21.74% Mg (原子数分数); 第 4 种是黑色椭球状第二相, 为 Al_6MgSi 相^[10], 主要含有 73.47% Al、11.97% Mg 和 12.04% Si (原子数分数)。

图 7 为焊接接头不同位置 TEM 明场像。6082-T6 铝合金过饱和固溶体 (SS) 分解顺序为 $GP \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta (Mg_2Si)$ ^[11-13]。由图 7 (a) 可知, 6082-

T6 母材在 AS 的 HAZ/TMAZ 交界处, 基体中存在大量的针状 β'' 相和少量棒状的 β' 相。7075-T6 铝合金沉淀顺序为 $SS \rightarrow GP \rightarrow \eta' \rightarrow \eta (MgZn_2)$ ^[13-14], 从 RS 的 HAZ/TMAZ 交界处观察到大量颗粒状的 η' 相和少量颗粒尺寸稍大的 η 相 (图 7 (d))。图 7 (b) 和 (c) 分别为前进侧 6082-T6 和后退侧 7075-T6 焊核区 TEM 明场像, 可以看出第二相粒子已经大量被溶解, 几乎观察不到图 7 (a) 中的大量 β' 相和图 7 (d) 中的 η 相的存在, 这可能是由于焊接过程中, 焊核区受到 FSW 热输入和剧烈的塑性变形影

响, 其显微组织发生了动态再结晶并使第二相粒子发生了溶解所致。

2.4 异种铝合金 FSW 接头的四点弯曲应力腐蚀性能

图 8 为四点弯曲应力腐蚀后的试样上表面宏观形貌。可以看出, 试样表面经过 30 d 的四点弯曲应力腐蚀之后, 焊接接头宏观形貌的表面未出现裂纹, 腐蚀主要发生在焊接接头后退侧的 7075-T6 铝合金一侧, 其表面形成大量的点蚀坑。而 6082-T6 铝合金一侧表面比较平整, 表现出较好的耐蚀性。

利用激光共聚焦金相显微镜观

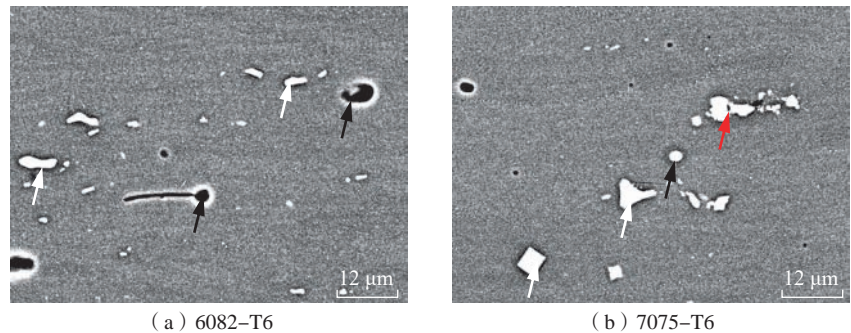


图 6 6082-T6 和 7075-T6 母材第二相 SEM
Fig.6 SEM of second phase of 6082-T6 and 7075-T6 base materials

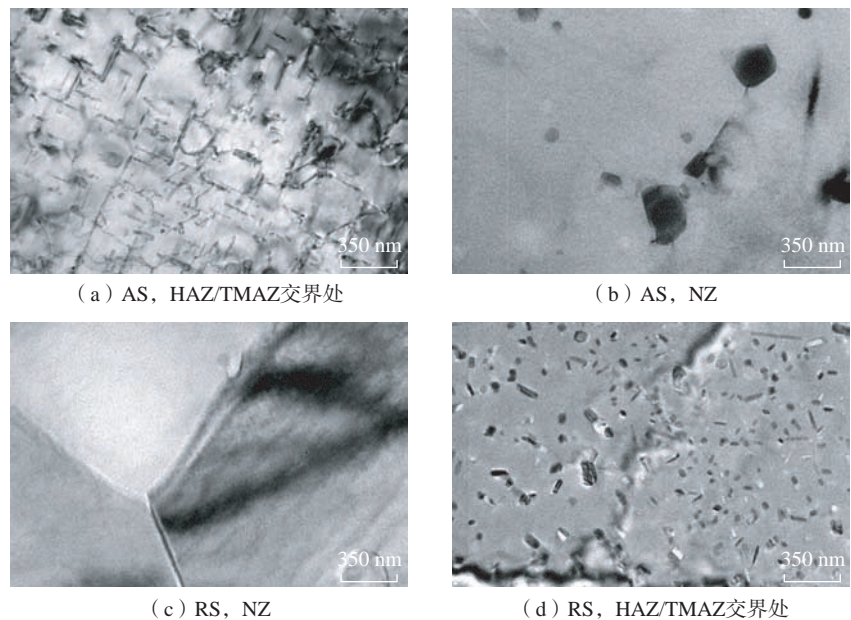


图 7 焊接接头不同位置 TEM 明场像
Fig.7 TEM bright field images at different positions of welded joints

察图 8 所示的四点弯曲应力腐蚀试样上表面各区域的 3D 形貌和横断面点蚀坑形貌,如图 9 所示。

由图 9 焊接接头上表面各区 3D 形貌和对应的横截面形貌可以看出, AS 的 6082-T6 母材和 HAZ 表面观察到少量深度小于 5 μm 以下的点状腐蚀坑, TMAZ 观察到最大腐蚀深度约为 11 μm 微小腐蚀坑。AS

的 NZ 观察到最大腐蚀深度约为 21 μm 的腐蚀坑。RS 的 7075-T6 各区域均发生不同程度的腐蚀,其中 RS 的 NZ 表面呈现整体严重腐蚀,大量蚀孔已连结成片并形成腐蚀坑,对应的横断面图测得最大腐蚀深度约为 179 μm , TMAZ 腐蚀坑横断面图最大腐蚀深度约为 107 μm , HAZ 腐蚀坑横断面图最大腐蚀深度约为 64

μm 。RS 的 7075-T6 母材也发生轻微腐蚀,最大腐蚀深度约为 43 μm 。

由图 8 和 9 可知,试样焊接接头四点弯曲应力腐蚀主要发生 RS 的 7075-T6 铝合金一侧,而 AS 的 6082-T6 铝合金一侧表现出较好的耐蚀性。异种铝合金母材电极电位差异是导致焊接接头电偶腐蚀的主要因素。根据腐蚀电化学原理,电偶腐蚀发生时,电极电位较低的金属作为阳极被加速腐蚀,电极电位较高的金属则作为阴极受到保护而减缓腐蚀。6082-T6 的电极电位约为 -0.79 V,7075-T6 的电极电位约为 -0.81 V,两种母材存在电极电位差,因此在四点弯曲应力腐蚀试验过程中发生了电偶腐蚀,导致 7075-T6 铝合金



图 8 四点弯曲应力腐蚀后的试样上表面宏观形貌

Fig.8 Macroscopic morphology of the upper surface of the specimen after four-point bending stress corrosion

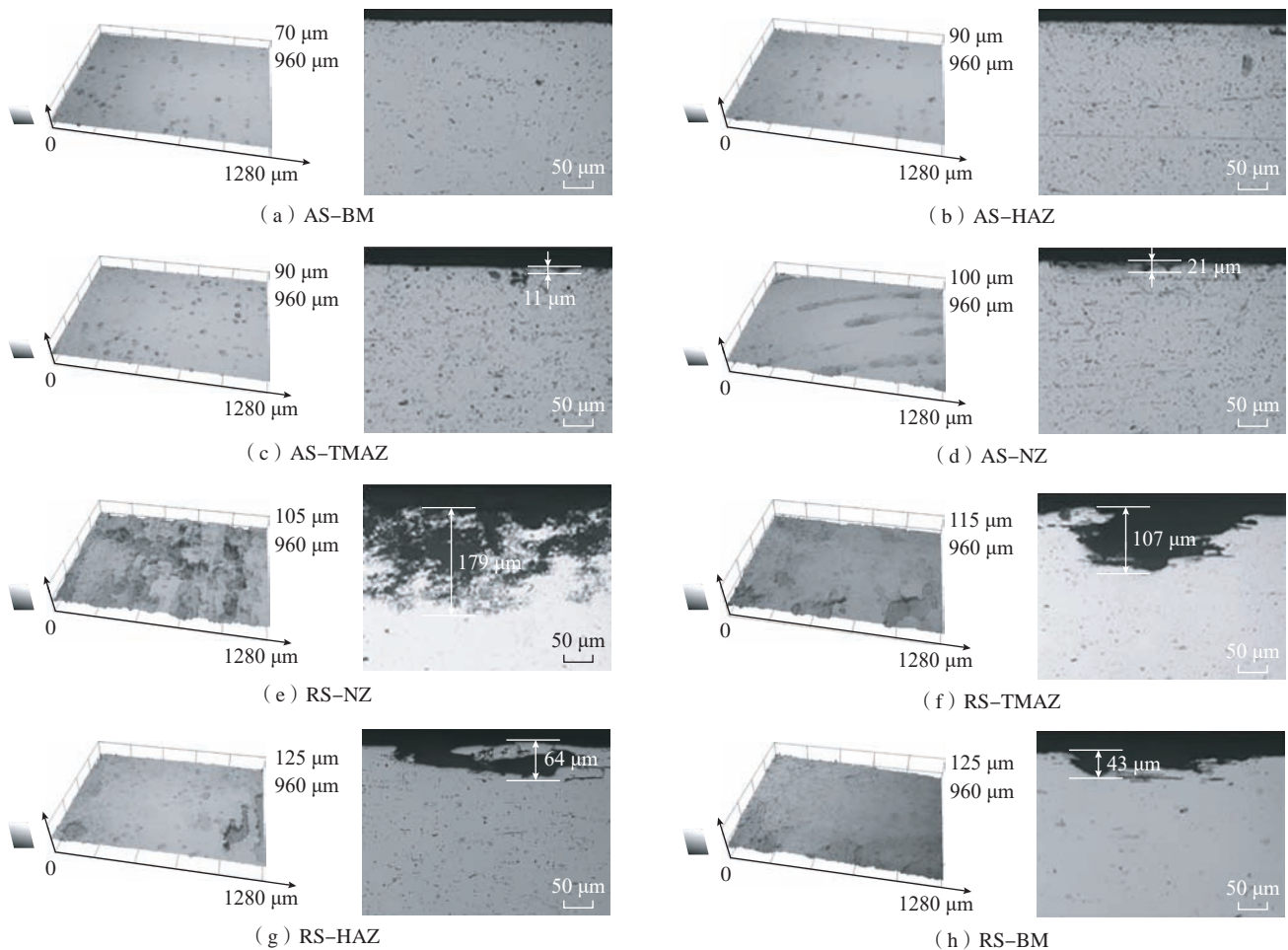


图 9 焊接接头上表面各区 3D 形貌和对应的横截面形貌

Fig.9 3D morphology of each area on the upper surface and corresponding cross-sectional morphology of the welded joint

一侧作为阳极被腐蚀,尤其是焊缝后退侧 NZ 和 TMAZ 最为严重。同时,试验过程中所施加的拉应力也进一步加剧了电偶腐蚀^[15]。

其次,FSW 过程中 NZ 和 TMAZ 发生剧烈塑性变形,使母材中的第二相发生碎化,同时搅拌摩擦热输入也能够使焊接接头 NZ、TMAZ 和 HAZ 形成大量的析出相。由图 6 和 7 分析可知,6082-T6 和 7075-T6 铝合金经搅拌摩擦焊接后,焊接接头 α -Al 基体上分布着大量的第二相,其中,6082-T6 铝合金中的第二相包括 Al-Mg-Si 相、AlFeMnSi 相、 β'' 相和 β' 相等,7075-T6 铝合金中的第二相主要包括富 Fe 相、Al-Cu-Fe 相、Al₂CuMg 相、Al₆MgSi 相、 η' 相和 η 相等。这些第二相与 α -Al 基体之间也存在着电极电位差从而形成微区电偶对,从而诱发点蚀^[16-19]。Birbilis^[19] 和 Buchheit^[20] 等曾研究了这些第二相的电化学特性,这些第二相可以分为两类:一类是 Mg 含量较高的粒子,电位较 α -Al 基体为负,四点弯曲应力腐蚀时将发生自身阳极溶解;第二类是 Fe 和 Cu 含量较高的粒子,电位较 α -Al 基体为正,引起 α -Al 基体作为阳极被腐蚀。试样表面受拉应力作用发生腐蚀时,这些第二相粒子的弹性模量、强度和塑性等力学性能与 α -Al 基体存在差异,作为阴极的第二相粒子从 α -Al 基体脱落,留下腐蚀坑。

此外,晶粒尺寸和晶界类型也会对焊接接头的应力腐蚀性能产生影响。由图 5 可知,焊接接头两侧 TMAZ 和 HAZ 受到焊接热输入的影响导致晶粒有所长大,而轧制的母材则存在典型的带状组织特征,晶粒尺寸也比较大。晶粒粗大的 TMAZ、HAZ 和 BM 的大角度晶界所占的比例较高,大角度晶界原子排列混乱,使腐蚀介质更容易沿着大角度晶界向金属内部扩展,晶间应力腐蚀倾向增加。

3 结论

(1) 搅拌头转速 1200 r/min、焊接速度 80 mm/min 条件下,6082-T6 和 7075-T6 母材获得了具有“洋葱环”结构的致密且成形良好的搅拌摩擦焊接接头组织。

(2) 6082-T6 和 7075-T6 母材搅拌摩擦焊接接头四点弯曲应力腐蚀主要发生在后退侧的 7075-T6 铝合金一侧,而前进侧 6082-T6 铝合金一侧表现出较好的耐蚀性。这主要是由于异种铝合金母材电极电位差异导致焊接接头发生应力作用下的电偶腐蚀所致。此外, α -Al 基体与第二相之间形成的微区电偶对,以及焊接接头 TMAZ、HAZ 和 BM 存在的大角度晶界也是造成应力腐蚀的重要原因。

参考文献

- [1] SRINIVASAN P B, DIETZEL W, ZETTLER R, et al. Stress corrosion cracking susceptibility of friction stir welded AA7075-AA6056 dissimilar joint[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 392(1-2): 292-300.
- [2] DAVOODI A, ESFAHANI Z, SARVGHAD M. Microstructure and corrosion characterization of the interfacial region in dissimilar friction stir welded AA5083 to AA7023[J]. *Corrosion Science*, 2016, 107: 133-144.
- [3] RATURI M, BHATTACHARYA A. Mechanical strength and corrosion behavior of dissimilar friction stir welded AA7075-AA2014 joints[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2021, 262: 124338.
- [4] 张德芬, 宫丽杰, 陈孝文, 等. 2A12/7075 异种铝合金 FSW 接头耐腐蚀性能[J]. *有色金属工程*, 2019, 9(7): 27-32.
- [5] ZHANG Defen, GONG Lijie, CHEN Xiaowen, et al. Corrosion resistance of friction stir welded joints of 2A12/7075 dissimilar aluminum alloy[J]. *Nonferrous Metals Engineering*, 2019, 9(7): 27-32.
- [6] 谭盖. 2A12/7075 异种铝合金 FSW 接头组织及性能研究[D]. 成都: 西南石油大学, 2016.

TAN Gai. Study on microstructure and properties of FSW joint of 2A12/7075 heterogeneous aluminum alloy[D]. Chengdu: Southwest Petroleum University, 2016.

[6] 沈长斌, 赵亚东, 刘书华, 等. 铝合金 5083-6082 搅拌摩擦焊焊缝的电化学腐蚀行为[J]. *航空材料学报*, 2009, 29(5): 24-28.

SHEN Changbin, ZHAO Yadong, LIU Shuhua, et al. Electrochemical corrosion behavior of friction stir welding dissimilar weld of 5083 and 6082 aluminum alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2009, 29(5): 24-28.

[7] SARAVANAN V, RAJAKUMAR S, MURUGANANDAM A. Effect of friction stir welding process parameters on microstructure and mechanical properties of dissimilar AA6061-T6 and AA7075-T6 aluminum alloy joints[J]. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2016, 5(6): 476-485.

[8] 康举. 高强铝合金搅拌摩擦焊焊缝表面组织及腐蚀机理研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2010.

KANG Ju. Investigation on the microstructure and corrosion mechanism on the top surface of friction stir welded joint of high strength aluminium alloys[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2010.

[9] 林高用. 高性能 7x75 系铝合金厚板加工技术相关基础研究[D]. 长沙: 中南大学, 2006.

LIN Gaoyong. Fundamental research related to the fabrication technology for high quality thick plates of 7x75 series aluminum alloys[D]. Changsha: Central South University, 2006.

[10] 高英俊, 陈皓天, 朱甜霞, 等. Al-Mg-Si 合金的原子成键与性能的关系[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(5): 1226-1233.

GAO Yingjun, CHEN Haotian, ZHU Tianxia, et al. Relationship between atomic bonding and property of Al-Mg-Si alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(5): 1226-1233.

[11] MIAO W F, LAUGHLIN D E. Precipitation hardening in aluminum alloy 6022[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 40(7): 873-878.

[12] ZHANG Z, ZHANG H W. Material behaviors and mechanical features in friction stir welding process[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2007, 35(1): 101.

- [13] OLEA C A W, ROLDO L, DOS SANTOS J F, et al. A sub-structural analysis of friction stir welded joints in an AA6056 Al-alloy in T4 and T6 temper conditions[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 454–455: 52–62.
- [14] SU J Q, NELSON T W, MISHRA R, et al. Microstructural investigation of friction stir welded 7050–T651 aluminium[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(3): 713–729.
- [15] 陈文敬. 高强铝合金应力条件下的腐蚀行为及其电化学行为研究[D]. 长沙: 中南大学, 2008.
- CHEN Wenjing. Study on corrosion behavior and electrochemical behavior of high strength aluminum alloy under stress condition[D]. Changsha: Central South University, 2008.
- [16] SZKLARSKA-SMIALOWSKA Z. Pitting corrosion of aluminum[J]. *Corrosion Science*, 1999, 41(9): 1743–1767.
- [17] MENG Q J, FRANKEL G S. Effect of Cu content on corrosion behavior of 7xxx series aluminum alloys[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 2004, 151(5): B271.
- [18] ANDREATTA F, TERRY H, DE WIT J H W. Corrosion behaviour of different tempers of AA7075 aluminium alloy[J]. *Electrochimica Acta*, 2004, 49(17–18): 2851–2862.
- [19] BIRBILIS N, BUCHHEIT R G. Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 2005, 152(4): B140.
- [20] BUCHHEIT R G. A compilation of corrosion potentials reported for intermetallic phases in aluminum alloys[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 1995, 142(11): 3994–3996.

Stress Corrosion Behavior of 6082–T6/7075–T6 Dissimilar Aluminum Alloy Friction Stir Welded Joints

WANG Shoujing, CHEN Zhiyuan, HUANG Yue
(Liaoning Petrochemical University, Fushun 113001, China)

[ABSTRACT] In order to improve the service reliability of friction stir welded joints of high-strength aluminum alloy components for aviation and aerospace vehicles in corrosive environments, the stress corrosion behavior of 6 mm thick 6082–T6/7075–T6 dissimilar aluminum alloy friction stir welded joints treated with T6 was studied using metallographic analysis, electron microscopy analysis, and four-point bending stress corrosion method. The results showed that under the conditions of rotating speed 1200 r/min and weeding speed 80 mm/min, the 6082–T6/7075–T6 base material obtained a dense and well formed friction stir welded joint structure with an onion ring structure. The four-point bending stress corrosion of 6082–T6 and 7075–T6 base metal friction stir welded joints mainly occurs on the 7075–T6 aluminum alloy side on the retreating side, while the 6082–T6 aluminum alloy side on the advancing side shows good corrosion resistance. This is mainly due to the difference in electrode potential between dissimilar aluminum alloy base materials, which leads to galvanic corrosion of welded joints under stress. In addition, The formation of micro electric couples between the α -Al matrix and the second phase, as well as the presence of large angle grain boundaries in the TMAZ, HAZ, and BM regions of the welded joint, are also important reasons for stress corrosion.

Keywords: Aluminum alloys; Friction stir welding (FSW); Welded joint; Stress; Corrosion

(责编 晓月)

引文格式: 朱海, 晏小龙, 李砚峰, 等. 7075-O 铝合金搅拌摩擦焊接头微观组织与力学性能[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 95-101.

ZHU Hai, YAN Xiaolong, LI Yanfeng, et al. Microstructure and mechanical performance of 7075-O aluminum alloy friction stir welded joints[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 95-101.

7075-O 铝合金搅拌摩擦焊接头微观组织与力学性能

朱海, 晏小龙, 李砚峰, 刘琪

(东北林业大学, 哈尔滨 150040)

[摘要] 时效硬化态 7075 铝合金搅拌摩擦焊接头塑性较低, 给进一步变形加工带来困难。本文采用 3 mm 厚的 7075-O 铝合金板进行搅拌摩擦对接焊, 研究焊接速度对接头组织和强塑性的影响, 为获得高塑性的搅拌摩擦接头提供解决方案。结果表明, 7075-O 铝合金接头焊核区为细小的等轴晶粒, 随焊接速度的增加, 焊核区平均晶粒尺寸呈先减小后缓慢增加的趋势, 当焊接速度为 40 mm/min 时, 焊核区晶粒尺寸最小, 约为 1.96 μm 。不同焊接速度下接头横截面显微硬度呈“凸”形分布, 接头区域发生明显硬化, 其中焊核区硬度最高, 约为 145HV。7075-O 铝合金搅拌摩擦焊工艺窗口较宽, 焊接速度在 20~80 mm/min 范围内接头强度均高于母材强度, 焊接件伸长率达母材的 82%, 采用 7075-O 铝合金不仅能够克服时效硬化态 7075 铝合金搅拌摩擦焊接头的软化问题, 而且能够获得更高的伸长率。接头弯曲试验结果表明, 7075-O 铝合金搅拌摩擦焊接头能够承受更大的弯曲角度, 极限弯曲角达 105°, 具备更加出色的塑性变形能力。

关键词: 7075-O 铝合金; 搅拌摩擦焊; 接头组织; 拉伸性能; 弯曲性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.095



朱海

教授, 博士, 主要从事搅拌摩擦焊工艺及机理方面的研究。

7075 铝合金因其出色的力学性能被广泛应用于航空航天等领域^[1-2]。然而, 随着对材料性能要求的不断提高, 传统的熔化焊接在面对 7075 铝合金的焊接挑战时表现出明显的不足, 焊缝易出现气孔、裂纹等缺陷, 严重制约其应用范围^[3-4]。

为克服传统熔化焊接的局限性, 搅拌摩擦焊技术逐渐成为连接 7075 铝合金的一种重要手段, 该焊接方法的主要特征在于通过搅拌工具的机械作用使材料发生强烈塑性变形, 实现金属材料的连接, 避免了熔焊工艺在熔融和凝固过程中可能引起的缺陷, 焊接件的力学性能得到显著提升^[5-7]。为进一步提高接头的力学性能, 相关学者展开了 7075 铝合金接头微观组

织与力学性能的研究。Ozan 等^[8]对 7075-T6 铝合金开展搅拌摩擦对接焊工艺研究, 结果表明, 接头焊核区为细小的再结晶晶粒, 当转速为 400 r/min, 焊接速度为 80 mm/min 时, 接头强度达到 382 MPa, 强度系数为 71.4%, 伸长率为母材的 50%, 接头显微形貌分布呈“W”分布, 接头出现软化现象。刘刚等^[9]对 7075-T6 铝合金进行搅拌摩擦对接焊, 研究转速对接头组织和力学性能的影响, 结果表明, 随转速升高, 接头热机影响区与焊核区晶粒逐渐增大, 抗拉强度与伸长率随转速增大而逐渐减小, 在转速为 300 r/min 时, 接头强度达到 382.7 MPa, 达母材的 70%, 伸长率为母材的 43%。Zhang 等^[10]研

究高焊接速度对 7075-T6 铝合金搅拌摩擦焊接头力学性能的影响,结果表明,虽然高速焊对接头软化现象有一定的抑制作用,但接头形貌分布仍然存在明显的“W”形分布。Kumar 等^[11]研究 7075-T651 铝合金搅拌摩擦焊接头力学性能时发现,当转速为 800 r/min,焊接速度为 50 mm/min 时,接头强度达到 278 MPa,为母材强度的 48.4%,伸长率仅为母材的 31%,接头处平均硬度为 155HV,与母材硬度相比降低了 30HV,接头出现明显软化。本文认为,焊接过程中剧烈的塑性变形和摩擦热引起的复杂热-力交互作用导致的接头组织晶粒不均匀性以及第二相粗化、重熔等组织演变行为是促使接头强塑性低于母材的主要原因。Kosturek 等^[12]对不同焊接参数下 7075-T651 铝合金搅拌摩擦焊接头力学性能展开研究,结果发现所选参数下接头强度均超过 400 MPa,达到母材强度的 68.5%,当转速为 400 r/min,焊接速度为 100 mm/min 时,接头强度最高,达到 447.7 MPa,为母材强度的 76.7%,此外,接头硬度明显低于母材硬度,焊核区平均硬度约为 145HV,热机影响区与热影响区交界处为硬度最低区域,硬度约为 105HV~115HV。为克服时效硬化态 7075 铝合金接头软化问题,焊后热处理是其中较为有效的方法之一,任淑荣等^[13]对 8 mm 厚的 7075-T651 铝合金接头进行焊后 T6 和背部二次焊接处理时发现,双面焊接头经 T6 处理后,强度明显提升,达到母材的 89.7%,但是接头伸长率只有 3.4%,仅为母材的 27%。Mahoney 等^[14]对 6.35 mm 厚的 7075-T651 铝合金搅拌摩擦焊接头进行 121 °C × 24 h 的低温时效处理,研究时效热处理对接头力学性能的影响,结果表明,时效处理对接头强度提升效果不大,但接头伸长率明显下降,最高为 3.5%,仅为 7075-T651 铝合金母材的 24%。Prapas 等^[15]对转速为 1110 r/min,焊

接速度为 110 mm/min 的 7075 铝合金搅拌摩擦焊接头分别进行了人工时效处理和 T6 处理,结果表明,人工时效处理不仅导致接头强度降低,伸长率也下降至母材的 10%;而 T6 处理虽然明显提升了接头强度,达到 399.13 MPa,达到母材强度的 88%,但接头伸长率明显低于母材,仅为母材伸长率的 14%。

根据上述文献研究发现,时效硬化态下的 7075 铝合金搅拌摩擦焊接头抗拉强度普遍低于母材,接头硬度分布普遍呈“W”形分布,存在明显的软化特征,同时接头的塑性也明显降低,即使采用焊后热处理工艺对接头组织进行均匀化处理,接头强度得到了提升,但接头的塑性并没有得到提升,反而下降。当焊接件需要进行塑性加工时,由于塑性的明显降低,接头位置无法承受较大的塑性变形,易在接头位置出现裂纹甚至直接发生断裂,限制了 7075 铝合金搅拌摩擦焊工艺的应用范围。从退火态(O) 7075 铝合金搅拌摩擦焊预试验的拉伸性能测试结果发现,接头不仅具有高于母材的拉伸强度,而且塑性得到了明显提升。因此,本文选取 3 mm 厚的 7075-O 铝合金进行搅拌摩擦对接焊工艺探索,深入研究焊接工艺参数对接头微观组织和强塑性的影响,为提高 7075 铝合金搅拌摩擦焊接头的强塑性,改善塑性变形能力提供解决方案。

1 试验材料与试验方法

本试验采用 7075-O 铝合金轧制板材为试验对象,尺寸为 300 mm × 60 mm × 3 mm,焊接形式为对接。材料化学成分及力学性能分别如表 1 和 2 所示。试验设备为 X52K 立式数控铣床,采用端部带有右旋螺纹的搅拌工具,沿顺时针方向旋转,搅拌工具焊接倾角为 2.5°,下压力为 0.18 mm。选取预试验中成形良好、内部无缺陷接头的焊接工艺参数:固定转速为 1000 r/min,焊接速度为 20 mm/min、40 mm/min、60 mm/min 和 80 mm/min 4 组参数,焊接过程如图 1 所示。

焊前利用酒精擦拭待焊板材,随后用砂纸打磨对接面直至光亮,最后再次利用丙酮擦拭焊件。焊后利用线切割截取试样,截取位置如图 1 所示。对金相试样进行研磨、抛光、腐蚀后,采用重庆奥特光学仪器有限责任公司的 MDS 400 倒置金相显微镜观察其微观组织,利用上海联尔试验设备有限公司生产的 HVS-1000 维氏硬度计对接头横截面进行显微硬度测试,载荷为 200 g,加载时间为 15 s,相邻测试点间隔 0.5 mm。拉伸试验按照标准 GB/T 288.1—2010 进行取样,弯曲试验按照标准 GB/T 2653—2008 进行取样,在室温下利用上海邦亿精密量仪有限公司生产的 CMT-5105 万能拉伸试验机进行

表 1 7075-O 铝合金化学成分(质量分数)

Table 1 7075-O aluminum alloy chemical composition (mass fraction) %

Mg	Zn	Cu	Si	Fe	Mn	Cr	Ti	Al
2.5~5.6	5.6	1.2~2.0	0.4	0.5	0.3	0.18~0.28	0.2	Bal.

表 2 7075-O 铝合金力学性能参数

Table 2 7075-O aluminum alloy mechanical properties parameters

抗拉强度 /MPa	屈服强度 /MPa	伸长率 /%	硬度 (HV)
238.9	133	11.2	75

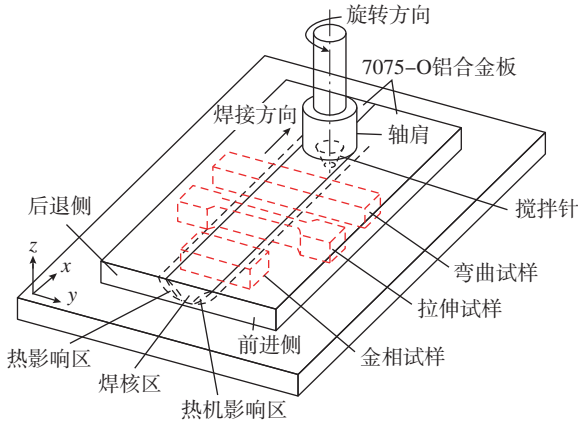


图1 焊接过程及试样截取示意图

Fig.1 Diagram of welding process and sample interception

拉伸与弯曲性能测试,拉伸速率为 1.3 mm/min,每组参数制备 3 个平行试样,测试结果取平均值,拉伸试样如图 2 所示,弯曲试验过程如图 3 所示。

2 结果与分析

2.1 接头微观组织

图 4 为转速 1000 r/min,不同焊接速度下 7075-O 铝合金搅拌摩擦焊接头横截面宏观形貌,可以看出,接头区域呈上宽下窄的“漏斗状”,所选焊接参数下均可获得内部无缺陷的焊接接头,接头内部经过搅拌工具的机械作用形成了不同的组织分区,即焊核区(NZ)、热机影响区(TMAZ)、热影响区(HAZ)与母材区(BM)。焊核区与前进侧(AS)热机影响区之间存在明显的组织分区界线,而在接头后退侧(RS),组织分界线相对模糊,出现该现象与焊接过程中材料塑性流动差异有关。在接头的前进侧,母材金属受到搅拌针连续的切削和挤压作用,其变形方向与焊接方向一致,而在后退侧,母材金属的变形方向与焊接方向相反。接头前进侧塑性金属的流动方向与受到剪切作用的母材金属的流动方向互相对立,从而在材料流动中产生了显著的速度差和变形差异。与此相反,后退侧的塑性金属的流动方向与

受到剪切作用的母材金属的流动方向一致,因此速度差和变形差较小,使得搅拌摩擦焊接头前进侧焊核区与热机影响区之间存在明显的分界线,而在后退侧组织分区过渡相对平滑。

在相同转速(1000 r/min),不同焊接速度下接头各组织分区具有相同的组织特征。图 5 为焊接速度 40 mm/min 下 7075-O 铝合金母材与接头各分区微观组织。图 6 为在转速 1000 r/min、焊接速度 40 mm/min 下 7075-O 接头与母材第二相粒子分布图,母材的组织晶粒沿轧制方向被拉长,呈长条状分布;焊核区位于接头的中心,该区组织由于受到搅拌工具强烈的搅拌作用发生破碎,同时经历了较高温度的热循环,组织发生动态再结晶,由母材原始的长条状组织转变为细小的等轴再结晶组织。图 7 为相同转速(1000 r/min)不同焊接速度 7075-O 铝合金搅拌摩擦焊接头焊核区平均晶粒尺寸(AGS)分布,随着焊接速度的增加,焊核区平均晶粒尺寸呈现先减小后逐渐增大的变化规律。当焊接速度由 20 mm/min 提高至 40 mm/min 时,焊核区晶粒细化程度较为明显,这与焊接过程中的热输入有关,焊接速度加快,单位焊缝长度上的热输入减少,冷却速率加快,因此缩短了晶粒长大的时间;而

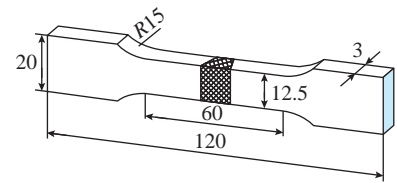


图2 拉伸试样(mm)

Fig.2 Tensile sample (mm)

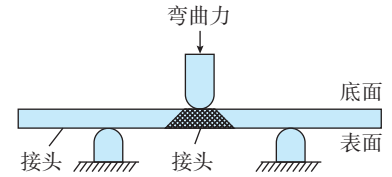


图3 接头面弯试验示意图

Fig.3 Joint surface bending test diagram



(a) 20 mm/min



(b) 40 mm/min



(c) 60 mm/min



(d) 80 mm/min

图4 不同焊接速度下 7075-O 铝合金搅拌摩擦焊接头横截面宏观形貌

Fig.4 Cross-section macrograph of 7075-O aluminum alloy joints FSWed at different welding speeds

当焊接速度依次增加至 60 mm/min 和 80 mm/min 时,搅拌工具与金属的交互作用时间缩短,从而导致金属的变形程度减弱,与低焊接速度相比,较高焊接速度下接头位错的增殖较为缓慢,形核点减少,因此晶粒略微粗化^[16-17]。焊核区大部分第二相粒子在焊接热的作用下发生溶解,并在

后续的自然冷却过程中析出,呈点状分布于焊核区。热机影响区同时受到搅拌工具的机械搅拌与焊接热循环作用,但是受到的搅拌工具作用远小于焊核区组织,因此该区材料发生较大程度的弯曲变形,总体上长条状晶粒呈流线型分布,在靠近焊核区的

部分热机影响区内存在晶粒混合边界,表现为一段模糊的晶粒过渡带,由于距离焊核区较近,所以焊接温度较高,促使部分破碎的热机影响区晶粒发生动态再结晶,从而形成部分细小的再结晶晶粒,随机分布于长条状晶粒的晶界处。随着离焊核区的距

离增加,温度逐渐降低,再结晶效果逐渐减弱,在靠近热影响区的热机影响区内形成了回复晶粒组织。热机

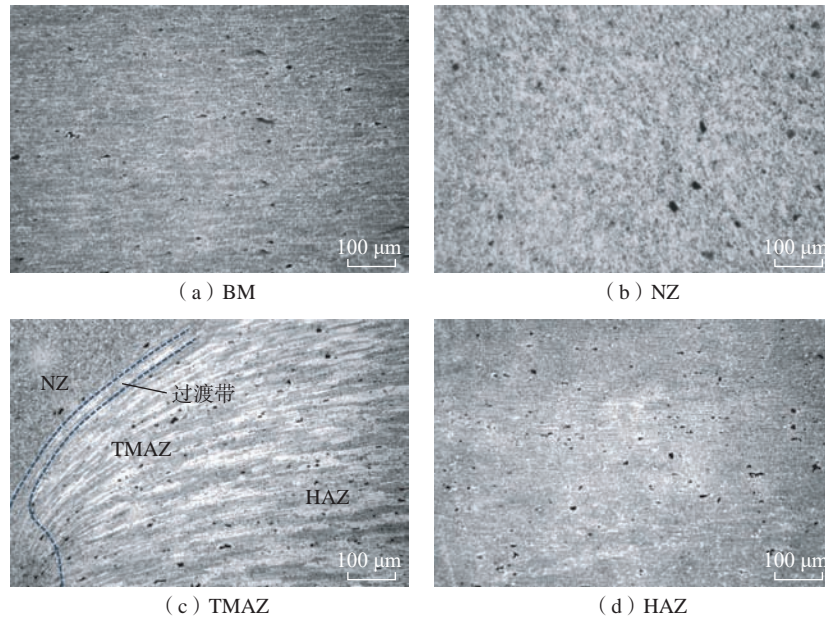


图5 7075-O 铝合金母材与接头微观组织(40 mm/min)
Fig.5 Microstructure of 7075-O aluminum alloy BM and joint (40 mm/min)

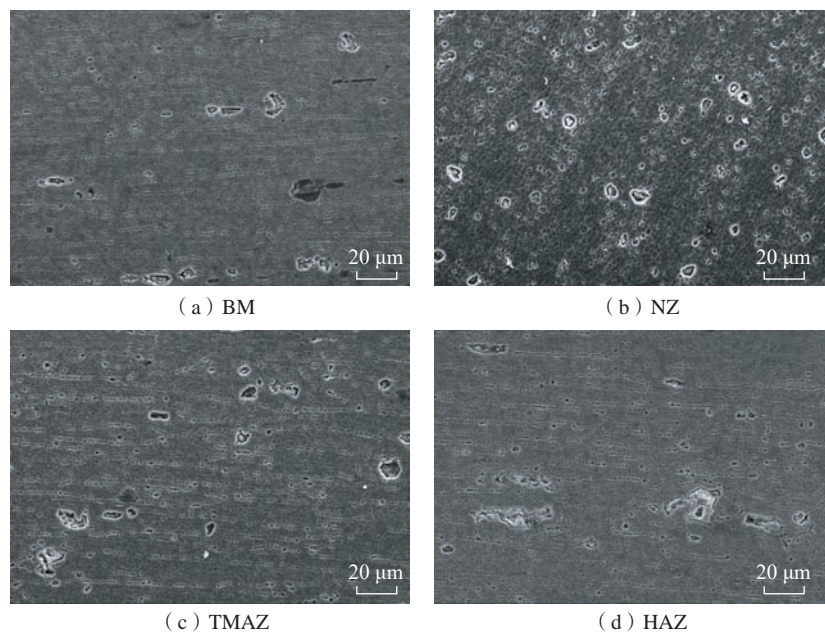


图6 7075-O 铝合金母材与接头第二相分布(40 mm/min)
Fig.6 7075-O aluminum alloy BM and joint second phase distribution (40 mm/min)

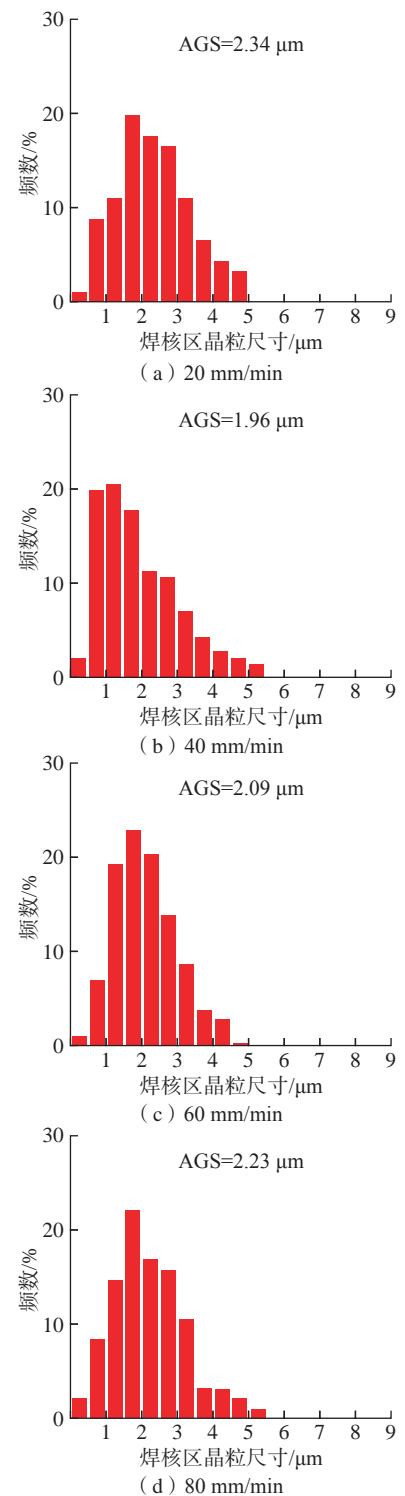


图7 不同焊接速度下7075-O 铝合金接头焊核区晶粒尺寸分布(1000 r/min)
Fig.7 Grain size distribution of 7075-O aluminum alloy joint FSWed at different welding speeds (1000 r/min)

影响区第二相粒子在搅拌工具的作用下产生塑性流动,沿晶粒取向方向呈带状分布,并存在分布不均匀的现象。由于热影响区距离搅拌工具较远,该区组织并未发生塑性变形,仅受到焊接热循环作用,温度较低,组织晶粒仅发生回复反应,与母材相比,晶粒略微发生粗化,第二相粒子沿轧制方向排列,偏聚现象较为明显。

2.2 接头硬度分布

图8为转速1000 r/min,不同焊接速度下7075-O铝合金搅拌摩擦焊接头横截面显微硬度分布。可以看出,不同焊接速度下接头硬度分布基本保持一致,呈现出明显的“凸”形,接头平均硬度约为93.5HV,焊核区与热机影响区硬度明显高于母材硬度,显现出硬化现象。其中,焊核区平均硬度随焊接速度增加呈现先增大后减小的趋势,且分布较为平稳,焊接速度为40 mm/min时焊核区平均硬度达到最高,约为145HV;热机影响区硬度随焊接速度增加呈下降趋势;接头热影响区硬度与母材硬度基本保持一致,约为75HV。随着焊接速度的增加,接头硬化区宽度略微变窄。接头硬度的分布特征与接头各分区的组织演变有关,焊核区受搅拌针的搅拌剪切作用发生严重塑性变形,在焊接热循环的作用下发生动态再结晶,细小的等轴晶粒充分发挥了细晶强化的作用。此外,焊核区大量第二相粒子发生溶解和再析出,形成细小的第二相粒子,随机分布于铝基体内部及晶粒的晶界处,进一步阻碍了位错运动和滑移,使焊核区硬度最高。热机影响区大部分晶粒组织呈长条状,仅靠近焊核区的部分热机影响区组织晶粒发生动态再结晶,而靠近热影响区的热机影响区组织晶粒细化程度较弱,且热机影响区存在部分粗化的第二相粒子,因此接头热机影响区硬度呈下降趋势。热影响区晶粒发生略微粗化,硬度与母材基本

保持一致。

2.3 接头拉伸性能

图9所示为相同转速(1000 r/min)不同焊接速度下7075-O铝合金焊接件的拉伸性能,图10为在相同转

速(1000 r/min),不同焊接速度下焊接件断裂位置分布。从图9和10可以发现,不同焊接速度下焊接件拉伸性能结果基本相同,断裂位置均位于母材区,表明接头强度高于母材;焊

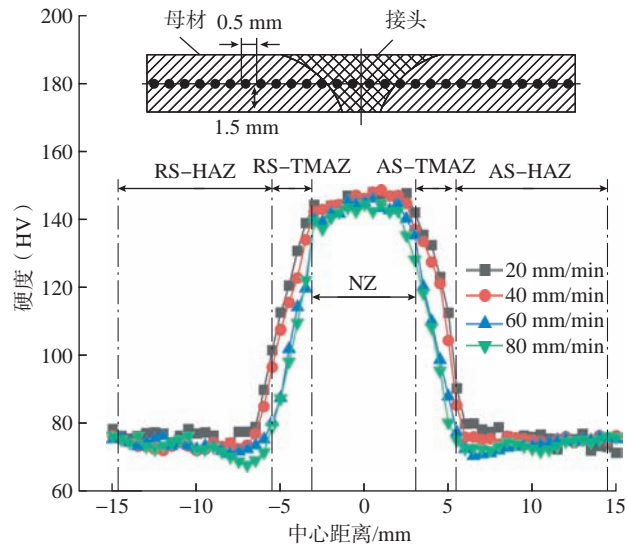


图8 不同焊接速度下7075-O铝合金搅拌摩擦焊接头横截面硬度分布

Fig.8 Cross-section hardness distribution of 7075-O aluminum alloy joints FSWed at different welding speeds

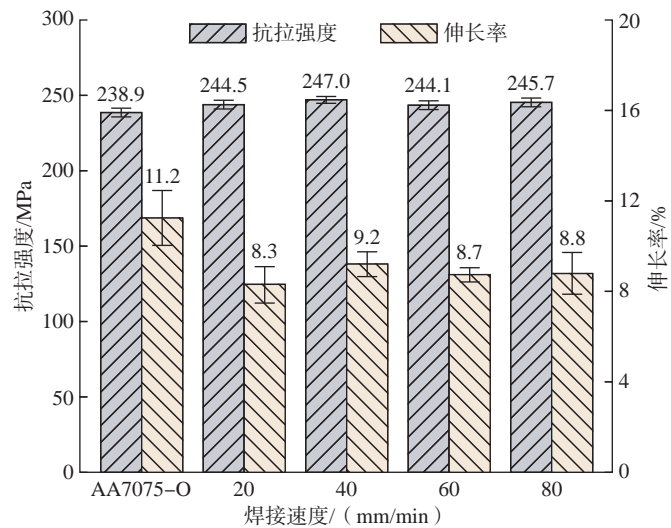


图9 不同焊接速度下7075-O铝合金焊接件拉伸性能

Fig.9 Tensile properties of 7075-O aluminum alloy joints FSWed at different welding speeds

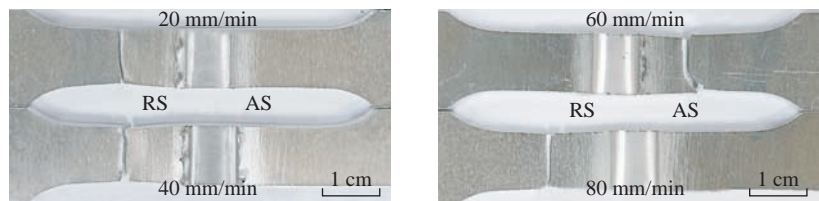


图10 不同焊接速度下7075-O铝合金焊接件断裂位置

Fig.10 Fracture position of 7075-O aluminum alloy joints FSWed at different welding speeds

件伸长率略低于母材,最高为9.2%。由于接头处存在不同的组织分区,整个焊接拉伸件属于典型的非匀质材料,组织和硬度的不均匀性会导致焊接件在拉伸过程中存在不均匀变形。焊核区与热机影响区经过搅拌工具的机械作用,形成了组织致密的接头,硬度高于母材,因此拉伸过程中接头区域基本不产生变形,母材区成为焊接件的主要变形区域,从而导致焊接件的实际变形长度小于匀质材料,造成伸长率略低于7075-O铝合金母材(为母材的82%),但明显高于国内外学者对于时效硬化态7075铝合金接头伸长率的研究结果。焊接件断口均位于远离接头区域的母材区,宏观上与拉伸方向呈45°角,断口位置呈现明显缩颈现象,表现为明显的韧性断裂特征。

2.4 接头弯曲测试

由拉伸性能结果可知,7075-O铝合金搅拌摩擦焊接头强度高于母材,焊接件断裂位置位于远离接头区域的母材区。值得注意的是,拉伸试验中焊接件的塑性变形主要发生在母材区,无法真实反映搅拌摩擦焊接头的塑性变形能力。因此,为进一步研究7075-O铝合金搅拌摩擦焊接头的塑性变形能力,选取相同焊接工艺参数下7075-T6和7075-O铝合金搅拌摩擦焊接头进行三点弯曲试验,对比两种铝合金材料状态搅拌摩擦接头塑性。图11为转速1000 r/min、焊接速度60 mm/min条件下

7075铝合金T6和O态搅拌摩擦焊接头面弯试验对比结果。7075-T6铝合金接头在弯曲角约为76°时,在焊核区与热机影响区的交界处出现裂纹,呈“S”形向焊核区内部扩展;7075-O铝合金接头在弯曲角度约为105°时,焊核区中心才出现裂纹,表明7075-O铝合金搅拌摩擦焊接头能够承受更大的弯曲变形。分析认为,接头平均硬度分布是导致该结果的主要原因,7075-T6铝合金接头平均硬度约为150HV,而7075-O铝合金接头平均硬度约为93.5HV,因此7075-O铝合金接头在弯曲试验过程中能够产生更大的塑性变形。

3 结论

(1) 7075-O铝合金搅拌摩擦焊接的工艺窗口较宽,在所选参数范围内均能获得成形质量良好、内部组织致密、无缺陷的接头。不同焊接速度下焊核区晶粒尺寸呈先减小后增大的趋势,在40 mm/min时焊核区平均晶粒尺寸达到最小,约为1.96 μm。

(2) 7075-O铝合金搅拌摩擦焊接头横截面显微硬度均呈现明显的“凸”形分布,接头区域发生明显硬化,最高硬度位于接头焊核区,平均硬度约为145HV。

(3) 7075-O铝合金搅拌摩擦焊接头强度均高于母材,焊件伸长率略低于母材,最高为9.2%,断裂位置位于远离接头区域的母材区。

(4) 与7075-T6铝合金接头相

比,7075-O铝合金接头具备更加优越的塑性变形能力,极限弯曲角可达105°,采用7075-O铝合金进行搅拌摩擦焊可以获得高于母材的接头强度和较优异的接头塑性,更有利于后期的变形加工。相信通过工艺优化能够获得更优异的接头塑性。

参考文献

- [1] ZHOU B, LIU B, ZHANG S G, et al. Microstructure evolution of recycled 7075 aluminum alloy and its mechanical and corrosion properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 879: 160407.
- [2] 沈会, 王江涛, 陈佳伟, 等. T6热处理对7075铝合金FSW接头蠕变性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(2): 189-198.
- [3] SHEN Hui, WANG Jiangtao, CHEN Jiawei, et al. Effect of T6 heat treatment on creep properties of 7075 aluminum alloy friction stir welding joint[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2023, 44(2): 189-198.
- [4] YE Z, HUANG J H, CHENG Z, et al. Combined effects of MIG and TIG arcs on weld appearance and interface properties in Al/steel double-sided butt welding-brazing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 250: 25-34.
- [5] RAO T S, REDDY G M, KOTESWARA RAO S R. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA7075-T651 aluminum alloy thick plates[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(6): 1770-1778.
- [6] 周平, 戴启雷, 张元杰. 6082铝合金搅拌摩擦焊接头根部缺陷的微观特征[J]. 机械工程材料, 2019, 43(12): 29-33.
- [7] ZHOU Ping, DAI Qilei, ZHANG Yuanjie. Microscopic characteristics of root defects in friction stir welded joints of 6082 aluminum alloy[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2019, 43(12): 29-33.
- [8] SINGH B, SAXENA K K, SINGHAL P, et al. Role of various tool pin profiles in friction stir welding of AA2024 alloys[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(11): 8606-8615.
- [9] PADHY G K, WU C S, GAO S. Friction stir based welding and processing technologies-processes, parameters, microstructures and applications: A review[J].

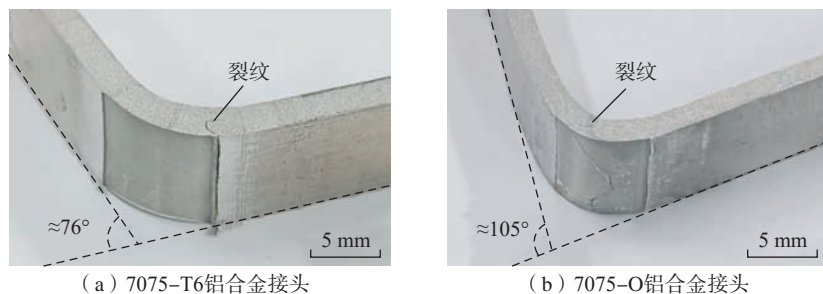


图11 接头弯曲试验结果(1000 r/min, 60 mm/min)
Fig.11 Joint bending test results (1000 r/min, 60 mm/min)

Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(1): 1–38.

[8] OZAN S, ŞAHIN S, KASMAN. Effects of parameters on friction stir welding process of AA 7075 aluminum alloy: Mechanical and microstructural assessments[J]. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2022, 53(9): 1128–1143.

[9] 刘刚, 李梅, 张玺, 等. 7075 铝合金搅拌摩擦焊接接头的组织和力学性能[J]. 兵器材料科学与工程, 2021, 44(1): 22–26.

LIU Gang, LI Mei, ZHANG Xi, et al. Microstructure and mechanical properties of 7075 aluminum alloy welded joint by FSW[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2021, 44(1): 22–26.

[10] ZHANG J Y, UPADHYAY P, HOVANSKI Y, et al. High-speed friction stir welding of AA7075–T6 sheet: Microstructure, mechanical properties, micro-texture, and thermal history[J]. Metallurgical and Materials

Transactions A, 2018, 49(1): 210–222.

[11] RAKESH K, SHAIKENDRA S B, VARUN S, et al. Effect on microstructure and mechanical properties of single pass friction stir welded aluminium alloy AA–7075–T651 joint[J]. Materials Today: Proceedings, 2023, 80(P1): 40–47.

[12] KOSTUREK R, TORZEWSKI J, WACHOWSKI M, et al. Effect of welding parameters on mechanical properties and microstructure of friction stir welded AA7075–T651 aluminum alloy butt joints[J]. Materials, 2022, 15(17): 5950.

[13] 任淑荣, 马宗义, 陈礼清, 等. 焊后热处理工艺和背部二次焊接对搅拌摩擦焊接 7075–T651 铝合金性能的影响[J]. 金属学报, 2007, 43(3): 225–230.

REN Shurong, MA Zongyi, CHEN Liqing, et al. Effects of post-weld heat-treatment and second-welding on tensile properties of friction stir welded 7075–T651 aluminum alloy[J]. Acta

Metallurgica Sinica, 2007, 43(3): 225–230.

[14] MAHONEY M W, RHODES C G, FLINTOFF J G, et al. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29(7): 1955–1964.

[15] PRAPAS M, JENARONG N, WORAPHOT P. Effect of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of friction stir welded SSM7075 aluminium alloy[J]. Journal of Wuhan University of Technology-Mater Sci Ed, 2017, 32(6): 1420–1425.

[16] MISHRA R S, MA Z Y. Friction stir welding and processing[J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2005, 50(1–2): 1–78.

[17] SHEN J J, LIU H J, CUI F. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper[J]. Materials & Design, 2010, 31(8): 3937–3942.

Microstructure and Mechanical Performance of 7075–O Aluminum Alloy Friction Stir Welded Joints

ZHU Hai, YAN Xiaolong, LI Yanfeng, LIU Qi
(Northeast Forestry University, Harbin 150040, China)

[ABSTRACT] The age-hardened AA7075 in the friction stir welding (FSW) joints exhibits lower plasticity, posing challenges for further deformation processing. In this study, this paper employed a 3 mm thick AA7075–O plate for stir friction butt welding, investigating the impact of welding speed on the joint microstructure and strength-ductility, aiming to provide solutions for achieving highly ductile FSWed joints. The results reveal that the weld nugget zone (NZ) in the AA7075–O joint consists of fine equiaxed grains. With an increase in welding speed, the average grain size (AGS) in the weld NZ initially decreases and then gradually increases. At a welding speed of 40 mm/min, the smallest AGS in the weld NZ is approximately 1.96 μm . The microhardness distribution across the transverse section of the joint shows a convex shape at different welding speeds, indicating significant hardening in the joint region. The weld NZ exhibits the highest hardness, reaching approximately 145HV. The process window for FSW of AA7075–O is broad, with joint strength exceeding the base material (BM) strength at welding speeds within the range of 20–80 mm/min. The elongation of the welded specimen reaches 82% of the BM. The use of AA7075–O not only overcomes the softening issue in the age-hardened AA7075 FSWed joints but also yields a higher elongation. Bending test results demonstrate that the FSWed joints of AA7075–O can withstand larger bending angles, with a maximum bending angle reaching 105°, indicating superior plastic deformation capabilities.

Keywords: AA7075–O; Friction stir welding; Joint microstructure; Tensile properties; Bending properties

(责编 晓月)

引文格式: 贺文燮, 张元伟, 任海水, 等. DD26 单晶高温合金钎焊接头微观组织与力学性能研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 102-106, 114.

HE Wenxie, ZHANG Yuanwei, REN Haishui, et al. Microstructure and mechanical properties of brazed DD26 single crystal superalloy joint[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 102-106, 114.

DD26 单晶高温合金钎焊接头微观组织与力学性能研究*

贺文燮¹, 张元伟², 任海水², 任新宇², 毛 唯²

(1. 贵阳航发精密铸造有限公司, 贵阳 550014;

2. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

[摘要] 采用 NiNbCoWCrAlSiMo 钎料, 在 1225 °C /30 min 钎焊条件下开展了 DD26 单晶高温合金的钎焊试验, 分析了 0.05 mm、0.20 mm 两种钎焊间隙对应接头的微观组织和性能。研究发现, 接头组织主要由颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织, 以及分布在颗粒相之间的富 W 相和 Ni-Nb (Si) 相构成。当钎焊间隙为 0.05 mm 时, 接头室温抗拉强度为 614 MPa, 达到 DD26 单晶合金的 75.9%; 1000 °C 抗拉强度为 466 MPa, 达到 DD26 单晶合金的 78.8%; 1000 °C /75 MPa 条件下的持久寿命最高可达 44.6 h。当钎焊间隙为 0.20 mm 时, 接头室温抗拉强度为 686 MPa, 达到 DD26 单晶合金的 84.8%; 1000 °C 抗拉强度为 479 MPa, 达到 DD26 单晶合金的 81.0%; 1000 °C /75 MPa 条件下的持久寿命最高可达 17.5 h。焊后热处理对间隙 0.05 mm 的接头持久性能影响不明显, 间隙 0.20 mm 的接头持久性能在热处理后有所提升。断口分析发现, 接头断裂表现出裂纹沿颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织边缘扩展的特征。

关键词: DD26 单晶高温合金; 镍基钎料; 钎焊间隙; 焊缝组织; 接头性能

Microstructure and Mechanical Properties of Brazed DD26 Single Crystal Superalloy Joint

HE Wenxie¹, ZHANG Yuanwei², REN Haishui², REN Xinyu², MAO Wei²

(1. Guiyang AECC Precision Casting Co., Ltd., Guiyang 550014, China;

2. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

[ABSTRACT] The brazing of DD26 single crystal superalloy was investigated with NiNbCoWCrAlSiMo filler metal under the condition of 1225 °C /30 min. Microstructure and mechanical properties of joint corresponded to brazing gaps of 0.05 mm and 0.20 mm were analyzed. It was indicated that the joint microstructure was composed of $\gamma+\gamma'$ particles and W-rich and Nb-rich phases distributed among the particles. When the brazing gap was 0.05 mm, the joint tensile strength at room temperature was 614 MPa, about 75.9% of DD26 alloy; the joint tensile strength at 1000 °C was 466 MPa, about 78.8% of DD26 alloy; and the creep rupture life under the condition of 1000 °C /75 MPa was 44.6 h. When the brazing gap was 0.20 mm, the joint tensile strength at room temperature was 686 MPa, about 84.8% of DD26 alloy; the joint tensile strength at 1000 °C was 479 MPa, about 81.0% of DD26 alloy; the creep rupture life under the condition of 1000 °C /75 MPa was 17.5 h. The influence of heat treatment on the creep rupture life of joint with brazing gap of 0.05 mm was insignificant, while that of joint with brazing gap of 0.20 mm increased. The fracture analysis showed that the joint fracture presented the characteristics of crack propagation along the edge of granular $\gamma+\gamma'$ dual phase structure.

Keywords: DD26 single crystal superalloy; Ni-based filler metal; Brazing gap; Weld microstructure;

Joint mechanical properties

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.102

* 基金项目: 国家自然科学基金(51705489, 51804286, 52201050); 北京市自然科学基金(3212014)。

随着航空发动机性能的不不断提升,涡轮叶片的服役环境也越来越苛刻^[1]。单晶高温合金由于消除了晶界,具有优异的耐高温性能。由单晶高温合金制造的涡轮叶片往往具有空心结构特征,叶片铸造后需要通过钎焊方法来进行工艺孔封堵、钣金件的焊接等,因此,单晶高温合金钎焊技术成为涡轮叶片顺利服役的关键技术之一^[2-3]。

关于单晶高温合金钎焊技术的研究多有报道。侯星宇等^[4]采用自主研发的JSSNi60镍基钎料,在1230~1310℃下进行了CMSX-4单晶高温合金的钎焊,发现随着钎焊温度的增加,焊缝中缺陷和低熔点化合物相逐渐减少并消失,白色硼化物比例先升高后降低, γ' 沉淀相增多;当钎焊温度升至1290℃后,接头组织不再有明显变化,焊缝中存在大量 γ' 强化相和少量硼化物;焊接温度1290℃下得到的接头在980℃/100MPa条件下的持久寿命可达到400h以上。李思思等^[5]采用NiNbCoWCrAlSiMo钎料,在一定钎焊条件下对DD5单晶高温合金进行钎焊试验,发现钎焊间隙为0.1mm时,接头在980℃/100h条件下的持久强度可达到80MPa。孙元等^[6]采用Co-Ni-Si-B钎料钎焊了DD5镍基单晶高温合金,发现在1180℃焊接温度下,延长保温时间提高了钎料合金与母材之间的界面结合强度,减少了脆性化合物相数量,同时可使焊接缺陷减少,提高接头的力学性能;保温时间为180min时,接头在870℃的抗拉强度达到580MPa。

Riggs等^[7]采用BNi-2和BNi-9两种镍基钎料进行了CMSX-4单晶高温合金的真空钎焊,发现两种钎料获得的焊缝组织类似,都包括等温凝固区域、中间共晶组织和硼扩散区。中间共晶组织包括化合物 Ni_3B 、CrB和硅化物等,表现出较高的硬度值(950HV),远高于等温凝固区(396HV)和靠近CMSX-4单晶高温合金扩散区(300HV~400HV)。李文文等^[8]针对第二代单晶高温合金DD6,设计了新型镍基钎料,在远低于母材固溶温度的焊接温度(1220℃)下焊接了不同钎焊间隙(0.05mm、0.10mm和0.15mm)的接头;钎缝基体是与DD6母材相似的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织,随钎焊间隙的增大,脆性硼化物相逐渐增多,形态由断续分布转变成粗大的鱼骨状,但在大间隙内(0.15mm)预填高温合金粉末后,硼化物相重新变得细小弥散;不同钎焊间隙对应接头在980℃下的抗拉强度差别不大,抗拉强度平均值分布在

657~694MPa之间。

Barazandeh等^[9]采用BNi-2钎料进行了NiMoNiC105高温合金的钎焊连接,在1170℃/8min的焊接工艺下获得的接头室温剪切强度为83.8MPa;1000℃/4h的焊后热处理促进了焊缝中硼化物和硅化物等化合物的溶解和组织的均匀化,接头室温剪切强度增加到92.2MPa。李可馨等^[10]利用球磨混粉方法将镍基粉末钎料和母材成分相同的高温合金粉混合制成混合粉末钎料,进行了第三代含铈单晶高温合金的钎焊,研究发现,纯镍基钎料和混合粉末钎料对应的焊缝物相构成相似,焊缝由 $\gamma-Ni$ 、 γ' 、 $\gamma+\gamma'$ 共晶、CrB、 Ni_3B 及 M_3B_2 型硼化物组成,当混合粉末钎料中高温合金粉比例达到50%时,焊缝组织中基本没有 Ni_3B ,硼化物尺寸细小且分布均匀,对应接头在980℃/100MPa条件下的持久寿命为34h,优于其他工艺。

DD26镍基单晶高温合金属于第一代单晶高温合金,服役温度在1100℃以下,具有较高的蠕变强度和抗疲劳性能,并具有良好的组织稳定性,主要用于制造航空发动机涡轮叶片等高温部件。为了实现该合金的工程化应用,需要解决其钎焊连接问题。本研究采用NiNbCoWCrAlSiMo(俄BIIp24)镍基钎料对DD26镍基单晶高温合金进行了钎焊试验。同时,因为叶片结构较复杂,钎焊部位通常为铸造面且不规则,往往难以保证均匀一致的装配间隙,导致产生不同间隙的钎焊。因此,本研究选择了0.05mm和0.20mm两种间隙接头的钎焊连接。

1 试验及方法

本试验用DD26镍基单晶高温合金的名义化学成分见表1,状态为固溶态。所用NiNbCoWCrAlSiMo镍基钎料的名义化学成分见表2,固相线温度约为1194℃,液相线温度约为1210℃。

采用线切割方法将DD26镍基单晶高温合金加工成尺寸为25mm×15mm×3mm的片状试样,机械磨光15mm×3mm的焊接面,将待焊接试样放入丙酮中,进行超声波清洗。利用储能点焊机将0.05mm和0.20mm的镍箔点焊在焊接面上,使用专用工装将两个单晶合金焊接试样对接装配,获得不同间隙的预焊接片状接头试样。在0.05mm间隙的片状试样对接焊缝处涂覆钎料粉末。对于0.20mm间隙的片状试样,为了保证

表1 DD26镍基单晶高温合金名义化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of DD26 single crystal superalloy (mass fraction) %

Co	W	Cr	Nb	Al	Mo	Ti	C	Fe	Si	Mn	B	Ni
8~10	10.9~12.5	4.3~5.6	1.2~1.6	5.25~6.25	0.8~1.4	0.9~1.3	0.12~0.18	≤1.0	≤0.3	≤0.3	≤0.015	余量

熔融钎料的填充效果,同时控制焊缝中低熔点化合物数量,先在间隙中填充镍基单晶高温合金粉末,然后在对接焊缝处涂覆钎料粉末,焊接过程中,熔化的钎料液体在毛细效应的作用下,完成钎焊缝填充成形。将装配好的试样放入真空炉中进行钎焊,钎焊温度 1225 °C,保温时间 30 min。钎焊后部分接头进行焊后热处理,热处理工艺为 1080 °C /2 h/AC→950 °C /4.5 h/AC→870 °C /24 h/AC。

采用线切割方法从接头试样上切取组织试样制备金相,并进行拉伸和持久性能测试试样制备。利用 Nova Nano SEM 450 场发射扫描电子显微镜(SEM)及 X-Max50 能谱(EDS)系统分析接头的微观形貌和物相成分。在室温、600 °C、1000 °C 温度下测试接头的抗拉强度。在 1000 °C /75 MPa 条件下测试接头的持久寿命,寿命达到 40 h 后应力由 75 MPa 增至 100 MPa,接头断裂,之后对典型试样的断口进行分析。

2 结果与讨论

2.1 钎焊接头的组织

图 1 所示为预置钎焊间隙为 0.05 mm 的接头组织,

表 2 NiNbCoWCrAlSiMo 镍基钎料名义化学成分(质量分数)
Table 2 Chemical composition of NiNbCoWCrAlSiMo nickel-based filler metal (mass fraction) %

W	Co	Mo	Al	Cr	Ti	Si
8.5~9.5	8.5~9.5	1.6~2.0	4.0~5.0	6.0~7.0	0.3~0.9	2.5~3.0
Nb	B	C	Pb+Sn+Sb+Bi	O	Ni	
10.0~11.0	0.25~0.35	0.10~0.15	≤0.5	≤0.03	余量	

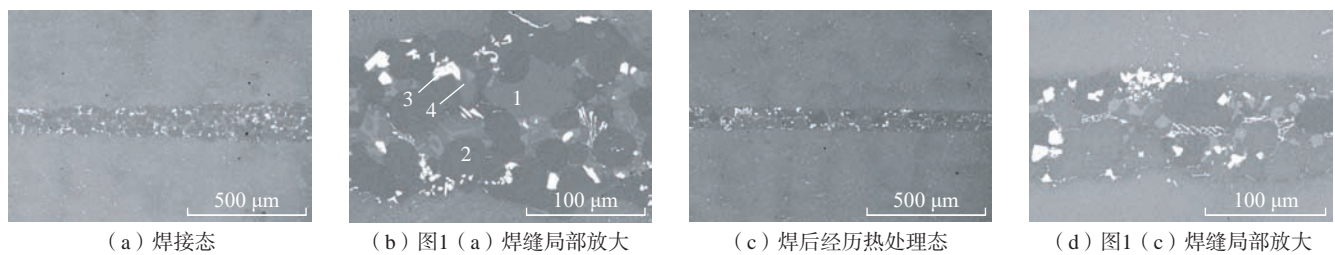


图 1 钎焊间隙为 0.05 mm 的接头组织

Fig.1 Joint microstructure corresponded to the brazing gap of 0.05 mm

表 3 图 1 (b) 中各微区化学成分能谱分析结果(质量分数)

Table 3 Chemical composition of microzones in Fig.1(b) (mass fraction) %

微区	Ni	W	Nb	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Si	推断物相
1	60.7	10.1	3.7	8.8	11.6	—	5.1	—	—	γ+γ' 相
2	74.0	7.6	5.2	3.1	—	—	8.9	1.2	—	γ+γ' 相
3	18.7	47.6	14.4	4.4	4.7	6.9	0.9	0.5	1.9	富 W 相
4	47.1	—	27.9	1.2	7.6	—	0.8	0.9	9.9	Ni-Nb (Si) 相

焊缝致密完整,成形良好且未观察到焊接缺陷,经钎焊过程的溶解与扩散后,焊缝实际宽度为 95~120 μm。接头中观察到钎料向 DD26 母材中明显扩散的现象。由局部放大后的焊缝形貌(图 1 (b))可见,焊缝由灰色(微区 1)和深灰色(微区 2)颗粒状物相,以及分布在它们之间的块状白色(微区 3)和灰白色(微区 4)相构成,颗粒状物相直径约 34 μm。表 3 给出了图 1 (b) 所示焊缝中各微区化学成分能谱分析结果。分析推断灰色(微区 1)和深灰色(微区 2)颗粒状物相为与 DD26 母材相似的 γ+γ' 双相组织^[11],由于其中 γ' 含量不同导致两个微区衬度有所区别。类似地,刘纪德等^[12]采用 Ni-Cr-B 钎料钎焊 DD98 单晶高温合金,在焊缝区获得了与母材一致的 γ+γ' 双相组织;李文文等^[8]采用 Ni-Cr-Co-(Pd, Ti, B) 体系钎料进行 DD6 单晶高温合金钎焊时,钎缝基体也形成了 γ+γ' 双相组织。由于所用钎料均是镍基钎料,且钎料中含有较多的 Al、Ti 等元素,这些元素为 γ' 相的形成元素和强化元素。因此,焊缝中容易形成 γ+γ' 双相组织。块状白色(微区 3)和灰白色(微区 4)相分别为富 W 相和 Ni-Nb (Si) 相。

对比图 1 中焊缝组织可见,经过焊后热处理,钎缝中的物相尺寸和分布没有发生明显变化,这是因为元素 W、Nb 扩散速率较小,无法通过扩散改变富 W 相和 Ni-Nb (Si) 相的尺寸。但钎缝中 γ 固溶体颗粒状的 γ+γ' 双相组织(浅灰色颗粒)减少,焊态颗粒状物相为近圆形,直径不大于 50 μm; 经过焊后热处理,部分颗粒状物相变为长圆形,其长径最大约 70 μm。

图 2 为预置钎焊间隙 0.20 mm 的接头组织,可见在

间隙内填充高温合金粉末的钎焊工艺下,能够获得致密完整的 DD26 单晶大间隙钎焊接头,经钎焊过程元素扩散后,焊缝实际宽度约为 284 μm 。与 0.05 mm 间隙钎焊接头的焊缝组织类似,在颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织之间分布有富 W 相和 Ni-Nb (Si) 相(表 4)。但是由于颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织是由填充的高温合金粉末与钎料反应得到的,其尺寸约 100 μm ,明显大于图 1 中的颗粒状 $\gamma+\gamma'$ 双相组织,在焊后热处理过程中,元素发生一定程度的扩散,颗粒状物相数量减少,分布也更分散。

2.2 钎焊接头力学性能

本文对比了经焊后热处理的接头在室温、600 $^{\circ}\text{C}$ 、1000 $^{\circ}\text{C}$ 下的抗拉强度,得出间隙 0.20 mm 接头强度普遍高于间隙 0.05 mm 接头强度。间隙 0.05 mm 和间隙 0.20 mm 接头在室温下的抗拉强度分别为 614 MPa 和 686 MPa,达到 DD26 单晶合金的 75.9% 和 84.8%; 600 $^{\circ}\text{C}$ 下两者抗拉强度分别为 535 MPa 和 682 MPa,达到 DD26 单晶合金的 60.9% 和 77.6%; 1000 $^{\circ}\text{C}$ 下两者抗拉强度分别为 466 MPa 和 479 MPa,达到 DD26 单晶合金

的 78.8% 和 81.0%。

图 3 展示了间隙 0.05 mm 接头室温拉伸后典型断口形貌,可见断口较为平坦,表现为解理断裂特征。从断裂位置看,接头断裂于焊缝中心区域,断裂路径表现为沿颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织边缘断裂特征,部分区域贯穿白色富 W 相断裂。图 4 所示为间隙 0.20 mm 接头室温拉伸断口形貌,与图 3 相比,图 4 中断口形貌明显凹凸不平,有少量韧窝特征,断裂位置同样位于焊缝中,但断裂路径更加弯曲,沿颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织边缘断裂特征明显。由于间隙 0.20 mm 接头中颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织尺寸是间隙 0.05 mm 接头中颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织尺寸的 3 倍左右,所以图 4 中断口形貌更加凹凸不平。在外加应力的作用下,颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织边缘容易产生应力集中,颗粒状物相之间存在的富 W 相和 Ni-Nb (Si) 相进一步加剧了应力集中倾向,增加了裂纹诱发程度,当裂纹形成并扩展到一定尺寸时,裂纹扩展发生失稳,使接头断裂并失效。

图 5 给出了接头在 1000 $^{\circ}\text{C}$ /75 MPa 条件下的持久

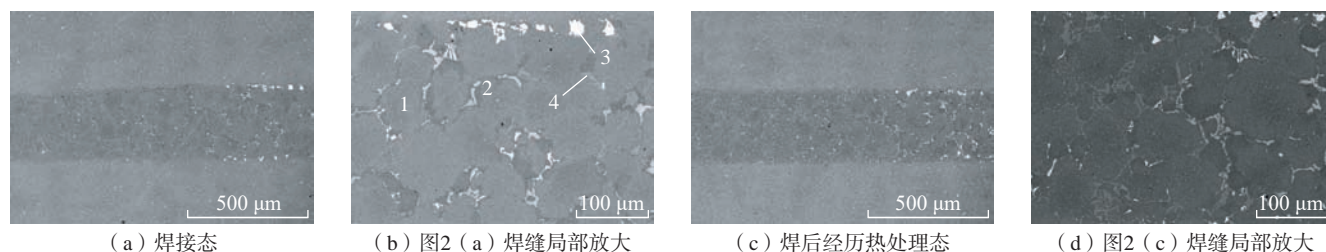


图 2 钎焊间隙为 0.20 mm 的接头组织

Fig.2 Joint microstructure corresponded to the brazing gap of 0.20 mm

表 4 图 2 (b) 中各微区化学成分能谱分析结果(质量分数)

Table 4 Chemical composition of microzones in Fig.2(b) (mass fraction)

%

微区	Ni	W	Nb	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Si	推断物相
1	60.1	6.5	4.2	10.3	9.4	2.6	5.0	1.1	0.8	$\gamma+\gamma'$ 相
2	72.6	5.5	6.4	5.0	—	—	8.0	2.6	—	$\gamma+\gamma'$ 相
3	8.1	42.8	12.8	14.3	2.3	15.4	—	3.6	0.7	富 W 相
4	49.5	—	25.8	3.8	8.1	—	1.3	1.4	10.2	Ni-Nb (Si) 相

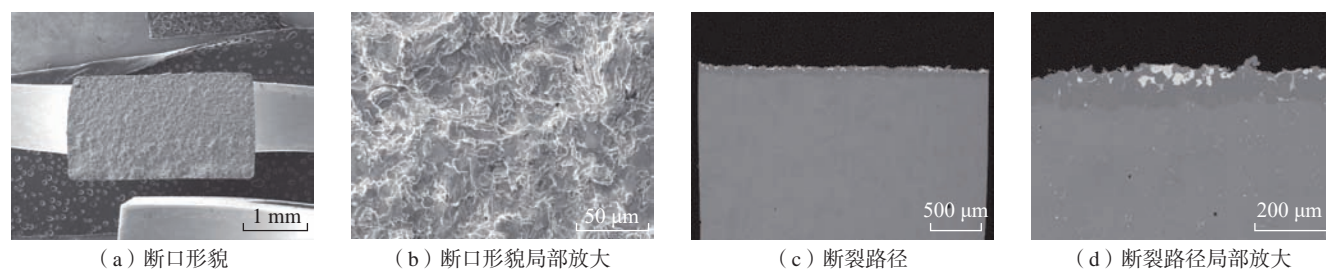


图 3 间隙 0.05 mm 接头室温拉伸断口形貌

Fig.3 Joint fracture surface corresponded to the brazing gap of 0.05 mm

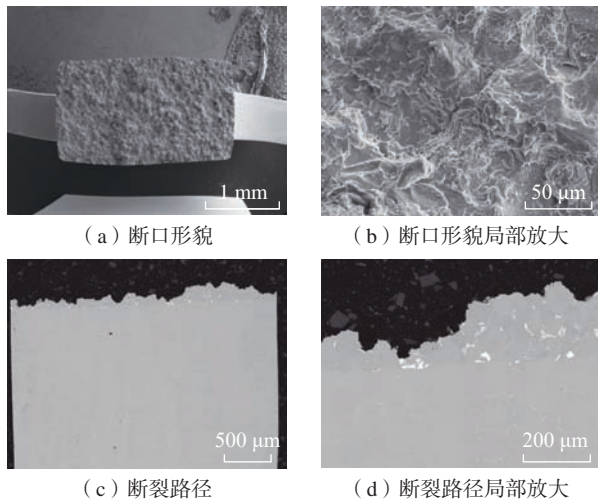


图4 间隙0.20 mm接头室温拉伸断口形貌

Fig.4 Joint fracture surface corresponded to the brazing gap of 0.20 mm

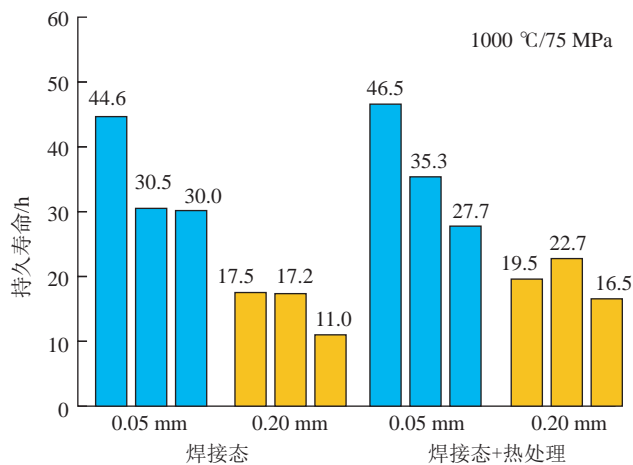


图5 DD26镍基单晶高温合金钎焊接头持久寿命

Fig.5 Creep rupture life of brazed DD26 single crystal superalloy joint

寿命。间隙0.05 mm接头的持久寿命普遍优于间隙0.20 mm接头。对于间隙0.05 mm的接头,焊接态持久寿命在30.0~44.6 h之间,热处理后持久寿命在27.7~46.5 h之间。而间隙0.20 mm的接头,焊接态持久寿命在11.0~17.5 h之间,热处理后持久寿命在16.5~22.7 h之间。焊后热处理对间隙0.05 mm的接头持久性能影响不明显,间隙0.20 mm的接头持久性能在热处理后有所提升。

3 结论

(1) 采用NiNbCoWCrAlSiMo钎料在1225 °C/30 min的条件下进行DD26镍基单晶高温合金的钎焊连接,焊后接头冶金质量良好,无裂纹、孔洞等缺陷,接头组织主要由 $\gamma+\gamma'$ 双相组织颗粒及分布在颗粒间的富W

相和Ni-Nb(Si)相构成。

(2) 间隙0.20 mm的接头在室温下的抗拉强度达到686 MPa,优于间隙0.05 mm的接头。0.05 mm和0.20 mm间隙接头1000 °C的抗拉强度相当,分别为466 MPa和479 MPa。间隙0.05 mm接头持久寿命明显优于间隙0.20 mm接头持久寿命。

(3) 两种接头断裂路径均表现出裂纹沿颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织边缘扩展的断裂特征,存在于颗粒状的 $\gamma+\gamma'$ 双相组织之间的富W相和Ni-Nb(Si)相增加了颗粒状物相边缘的应力集中倾向,容易诱发裂纹。

参考文献

[1] 董志国,王鸣,李晓欣,等.航空发动机涡轮叶片材料的应用与发展[J].钢铁研究学报,2011,23(S2):455-457.
DONG Zhiguo, WANG Ming, LI Xiaoxin, et al. Application and development of aero-engine turbine blade materials[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2011, 23(S2): 455-457.

[2] 李晓红.先进航空材料和复杂构件的钎焊与扩散焊技术[J].电焊机,2008,38(9):1-12,86.
LI Xiaohong. Brazing and diffusion welding of advanced aeronautical materials and complex-shaped structural components[J]. Electric Welding Machine, 2008, 38(9): 1-12, 86.

[3] 李晓红.先进航空高温结构材料的钎焊与扩散焊技术[J].焊接,2008(11):8-18.
LI Xiaohong. Brazing and diffusion bonding of advanced high-temperature structural materials for aeronautical application[J]. Welding & Joining, 2008(11): 8-18.

[4] 侯星宇,孙元.钎焊温度对CMSX-4单晶高温合金接头组织与性能的影响[J].焊接,2019(1):40-44.
HOU Xingyu, SUN Yuan. Effect of brazing temperature on microstructure and mechanical properties of CMSX-4 single crystal superalloy brazed joint[J]. Welding & Joining, 2019(1): 40-44.

[5] 李思思,毛唯,陈波,等.镍基钎料钎焊DD5单晶合金的接头组织和高温持久性能[J].电焊机,2020,50(9):286-290.
LI Sisi, MAO Wei, CHEN Bo, et al. Microstructures and stress-rupture properties of DD5 single crystal superalloy joints brazed with a nickel-based filler metal[J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(9): 286-290.

[6] 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.

[7] RIGGS B, ALEXANDROV B, BENATAR A, et al. Metallurgical characterisations of CMSX-4 vacuum-brazed with BNi-2 and BNi-9[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2017, 22(3): 227-235.

(下转第114页)

引文格式: 王耀伟, 闫五柱, 梁淑静. 一种新型压合衬套冷挤压工艺研究 [J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 107-114.

WANG Yaowei, YAN Wuzhu, LIANG Shujing. A novel cold expansion technology with forcemate bushing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 107-114.

一种新型压合衬套冷挤压工艺研究

王耀伟, 闫五柱, 梁淑静

(西北工业大学力学与土木建筑学院, 西安 710129)

[摘要] 压合衬套冷挤压工艺是通过拉拔过盈芯棒穿过紧固孔将衬套安装至孔壁的一种冷强化方法。对压合衬套冷挤压后残余应力分布不均匀现象进行研究, 提出了一种新型压合衬套冷挤压方法。该方法通过在传统压合衬套内侧添加带斜度的辅助衬套, 从而在芯棒拉拔过程中可以沿孔轴向同步施加均匀干涉量。通过有限元仿真, 得到该方法在干涉量为 1.5%、1.8%、2.0%、2.3%、2.5% 时的残余应力分布, 并与传统压合衬套冷挤压方法进行对比。研究结果表明, 该方法在孔端不会产生残余拉应力, 且残余应力更加均匀, 残余压应力区更深。与传统冷挤压工艺相比, 新工艺在干涉量为 2.5% 时疲劳寿命提高了 33%, 且该增益随干涉量增加而增强。

关键词: 紧固孔; 冷挤压; 残余应力; 压合衬套; 疲劳强化; 有限元

A Novel Cold Expansion Technology With Forcemate Bushing

WANG Yaowei, YAN Wuzhu, LIANG Shujing

(School of Mechanics, Civil Engineering and Architecture, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710129, China)

[ABSTRACT] Cold expansion technology with forcemate bushings is a coldworking method to install the forcemate bushing into the fastening hole by drawing the interference mandrel through the hole. A new cold expansion method with forcemate bushing is proposed to avoid the presence of non-uniform distribution of residual stress. The new method adds an auxiliary bushing with a slope on the inner side of the forcemate bushing, and the slope of the bushing is the same as that of the mandrel, so that a uniform interference is applied along the axial direction of the hole. Through finite element simulations, the residual stress distribution obtained from the new method is compared with that of the traditional method on the expansion percentage of 1.5%, 1.8%, 2.0%, 2.3% and 2.5%. The results show that the new method avoids the generation of residual tensile stress around the hole, the residual stress is more uniform and the residual compressive stress area is larger than that of the traditional method. Compared with the traditional cold expansion technology, the fatigue life is increased by 33% when the expansion amount of cold expansion is 2.5%, and this advantage increases with the increase of the interference.

Keywords: Fastening hole; Cold expansion; Residual stress; Forcemate bushing; Fatigue enhancement; Finite element

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.107

飞机结构装配中存在大量紧固孔, 由于应力集中, 紧固孔成为飞机结构主要的疲劳失效源头^[1]。为了提高紧固孔疲劳寿命, 国内外研发出了大量的紧固孔冷挤压技术, 常见的孔挤压强化工艺有球形芯棒挤压、芯棒直接冷挤压和带衬套冷挤压^[2]。芯棒直接冷挤压原理是将过盈芯棒强行穿过结构孔, 达到冷挤压强化的目

的, 但该工艺仅适合小干涉量情况, 且挤压过程易引起孔壁初始损伤和材料流动。为解决上述问题, 工程中又研发出了带衬套冷挤压工艺, 即在芯棒和孔之间增加衬套。根据结构型式不同, 衬套又可分为开缝衬套和无缝压合衬套^[3]。

20 世纪 80 年代初, 美国疲劳技术公司 (FTI) 根据

冷挤压技术推出了 ForceMate 法^[4],即压合衬套冷挤压工艺^[5]。该工艺首先将压合衬套预安装在孔内,衬套靠近挤出端的底面用鼻顶帽和前颧顶紧,防止衬套随芯棒移动。芯棒和衬套之间加润滑剂以减少摩擦。挤压过程中芯棒直接接触并穿过压合衬套,挤压后压合衬套留在孔内,对孔壁形成支撑。

冷挤压工艺产生的疲劳增益是评定该技术好坏的主要依据,而残余压应力的分布及分布是疲劳强化的关键。许多学者通过试验和数值仿真研究冷挤压残余应力分布,研究表明,数值仿真所得周向残余应力总体趋势与试验结果吻合较好,尤其是转折点处^[6],因此被用来预测残余应力趋势^[7]。根据残余应力数据,可验证冷挤压疲劳强化效果,张志贤等^[5]通过局部应力-应变法计算疲劳寿命;Liu 等^[8]采用仿真和试验的方法研究了孔边距对冷挤压残余应力的分布规律和疲劳寿命的影响,并验证了 WB 模型和 SWT 模型预估疲劳寿命的准确性。鉴于数值仿真的可靠性,已经被用于验证一些新工艺的可行性^[9]。

传统冷挤压工艺在冷挤压后孔周周向残余压应力沿厚度方向分布不均匀,挤入面和挤出面残余压应力较小,甚至会出现残余拉应力,不利于疲劳寿命的提高^[10-11]。针对该问题,Jang 等^[12]研究了孔端倒角对残余应力分布的影响;Chakherlou 等^[13]提出用锥形栓和锥形开缝衬套来获得均匀残余压应力,但以上方法所得残余应力场不完全均匀。Maximov 等^[14]将锥形衬套分成 4 个扇形区,可获得相对均匀的残余压应力,但该方法没有对套管施加轴向约束,残余应力分布也没有完全均匀化,且该方法采用冲击的方法对芯棒施加强制位移,难以精确控制干涉量。

为解决上述问题,提出了一种新型压合衬套冷挤压安装工艺^[15],并采用数值仿真方法研究其疲劳强化效果。研究表明,该工艺可以有效消除孔挤入端和挤出端的残余拉应力,使残余压应力沿工件厚度方向分布趋于均匀。

1 有限元建模

为对比新工艺与传统压合衬套冷挤压工艺挤压后的残余应力分布及疲劳增益,本文建立了 3 种压合衬套冷挤压模型,包括本文所提出的新型压合衬套冷挤压模型及作为对照组的两组传统压合衬套冷挤压模型。两组传统冷挤压模型仅衬套型式不同,一组使用直通型压合衬套;另一组使用法兰型压合衬套(图 1)。

新工艺在传统直通型压合衬套冷挤压法基础上,增加一个辅助衬套,故称为双衬套压合衬套冷挤压法。辅助衬套为法兰型,法兰部分搭在孔边挤入面上,在冷挤

压过程中起到止挡的作用。如图 2 所示,辅助衬套的受挤压段带有一定斜度,靠近挤入面为薄端;靠近挤出面为厚端,并包含多个开缝。

挤压芯棒整个工作段为带有一定斜度的锥形,且与辅助衬套斜度相同,使得在拉拔芯棒过程中工件厚度方向上能同步施加相同干涉量。该工艺挤压前首先将工件、压合衬套、辅助衬套和芯棒装配完毕,鼻顶帽顶住压合衬套的挤出端面,并与工件平齐。挤压时将芯棒由挤入面向挤出面拉拔至预定的干涉量后,将芯棒反向推出,最后拆卸辅助衬套,完成整个安装工艺流程(图 3^[15])。

冷挤压强化过程伴随强烈的非线性,而 ABAQUS 软件可以解决复杂的材料非线性及接触非线性问题,因此本文选择 ABAQUS 软件建立冷挤压有限元模型^[16]。本文以双衬套压合衬套冷挤压模型为例阐述建模流程,

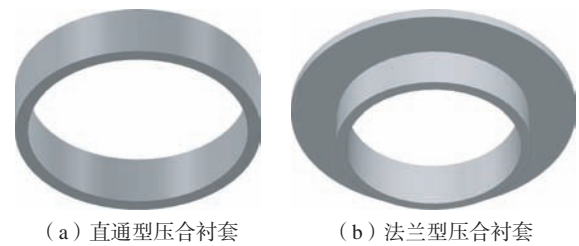


图 1 两种压合衬套
Fig.1 Two types of bushings

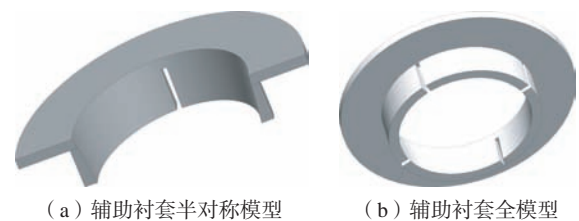


图 2 辅助衬套
Fig.2 Auxiliary bushing

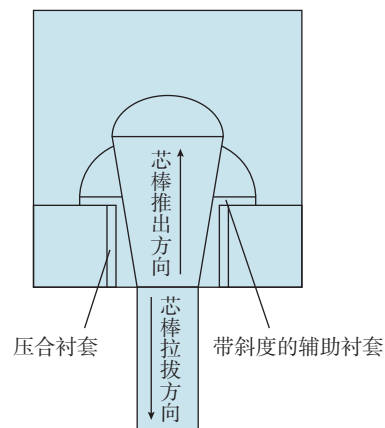


图 3 新型压合衬套冷挤压工艺结构件示意图^[15]
Fig.3 Schematic view of the structures of the novel cold expansion technology with forcemate bushing^[15]

该模型由含孔工件、压合衬套、辅助衬套和挤压芯棒组成。含孔工件厚度为 10 mm, 紧固孔孔径为 47 mm, 孔边倒角 0.8 mm, 材料为 TC4, 其材料参数如图 4 和表 1 所示。压合衬套及辅助衬套材料为 PH13-8Mo, 其应力-应变曲线可参考文献 [7]。

1.1 网格划分

如图 5 所示, 芯棒在挤压过程中几乎不发生变形, 可设为解析刚体, 无须网格划分。其余部件采用 C3D8R 单元, 为了保证计算精度, 同时节约计算成本, 在工件孔周处加密网格。根据结构对称性, 本文采用 1/4 对称模型。

1.2 分析步与边界条件

模拟过程分为 3~4 个分析步, 对应冷挤压阶段和远场载荷阶段。在冷挤压阶段, 工件受芯棒挤压而径向膨胀, 芯棒卸载后孔周材料由于弹塑性变形失配而产生残余压应力。对于传统压合衬套冷挤压模型, 将芯棒沿 Z 方向完全穿过紧固孔即完成冷挤压及卸载。双衬套压

合衬套冷挤压模型芯棒的位移与干涉量有关, 芯棒拉伸了预定位移后须将其反向推出完成卸载。远场载荷阶段通过两个分析步分别施加最大载荷和最小载荷, 应力比为 0.1, 其中最大载荷采用均布载荷 (333.67 MPa) 施加在试件远端。

模拟过程中约束对称面法向位移; 工件和压合衬套底部约束 Z 方向位移; 芯棒约束其他自由度使其仅可以沿 Z 方向位移; 辅助衬套不约束底部 Z 方向位移, 是因为计算后得知, 辅助衬套不约束 Z 方向时挤压残余应力更为均匀。

1.3 接触定义及工况

用模型的接触面法向定义硬接触; 切向设置摩擦系数; 芯棒与衬套之间模拟添加二硫化钼润滑剂, 定义摩擦系数为 0.02; 接触面设为有限滑动。紧固孔与衬套之间切向摩擦系数一般为 0.1~0.2^[17], 本文定义摩擦系数为 0.15。

干涉量是冷挤压过程最重要的工艺参数。葛恩德等^[18]得出 TC4 材料最佳干涉量为 4%, 且干涉量较低时对残余压应力影响较大, 当干涉量增加到一定程度后, 残余应力趋于稳定。为突出对比效果, 本文中考虑 5 种较低的干涉量。如表 2 和 3 所示, 传统压合衬套冷挤压通过调整压合衬套内径来调整干涉量, 双衬套压合衬套冷挤压通过控制芯棒拉拔位移来调整干涉量使之与传统工艺一致。传统压合衬套冷挤压干涉量 e_1 ^[19] 和双衬套压合衬套冷挤压干涉量 e_2 为

$$e_1 = \frac{(d_0 + 2\delta - D_0)}{D_0} \times 100\% \quad (1)$$

$$e_2 = \frac{2 \times L \times \tan\theta}{D_0} \quad (2)$$

式中, d_0 为芯棒工作直径; δ 为衬套壁厚; D_0 为初孔直径; L 为带斜度芯棒位移长度; θ 为强化棒锥面母线与中心轴线之间的夹角。

2 计算结果与分析

本文拟分析孔边周向残余应力分布, 并在此基础上对比不同工艺的疲劳增益。为便于研究, 选用两条由网

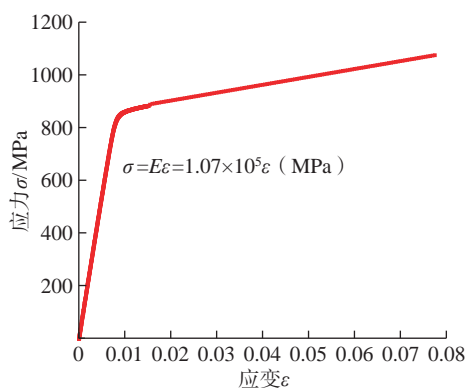


图 4 TC4 名义应力-应变曲线

Fig.4 Nominal stress-strain curve of TC4

表 1 工件、衬套及芯棒力学性能

Table 1 Mechanical properties of workpiece, bushing and mandrel

材料牌号	杨氏模量 /MPa	泊松比	屈服强度 /MPa
TC4	107000	0.31	830
PH13-8Mo	192000	0.28	1235

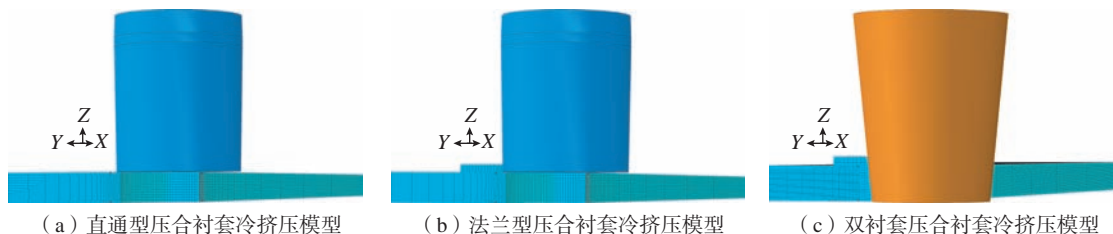


图 5 冷挤压有限元模型

Fig.5 Finite element model of cold expansion

格节点构成的路径来提取残余应力。如图 6 所示,路径 1 由 c 到 d ; 路径 2 由 a 到 b 。

2.1 周向残余应力分布

在远场载荷作用下,紧固孔附近存在应力集中现象,冷挤压后产生的周向残余压应力可以改善该问题。如图 7 所示,目前普遍认为冷挤压强化的原理是在远场疲劳载荷作用下,原始孔处的孔边周向拉应力与冷挤压产生的周向残余压应力叠加,从而降低孔周峰值应力和平均应力,达到提高疲劳寿命的目的。

为对比不同工艺残余压应力区域大小,图 8 给出了

表 2 传统压合衬套冷挤压干涉量

Table 2 Expansion percentage of the traditional cold expansion

芯棒工作半径 / mm	衬套初始外径 / mm	衬套初始内径 / mm	干涉量 / %
20.87	23.5	20.5175	1.5
20.87	23.5	20.4470	1.8
20.87	23.5	20.4000	2.0
20.87	23.5	20.3295	2.3
20.87	23.5	20.2825	2.5

表 3 双衬套压合衬套冷挤压干涉量

Table 3 Expansion percentage of the novel cold expansion

芯棒位移长度 / mm	衬套初始外径 / mm	芯棒工作段与水平面夹角 / (°)	干涉量 / %
2.84274	23.5	82.93141	1.5
3.41129	23.5	82.93141	1.8
3.79032	23.5	82.93141	2.0
4.35887	23.5	82.93141	2.3
4.73790	23.5	82.93141	2.5

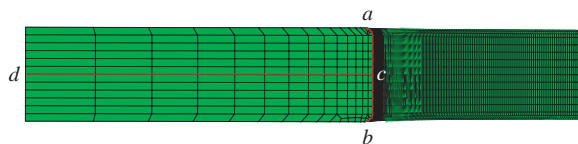


图 6 残余应力提取路径示意图

Fig.6 Residual stress extraction diagram

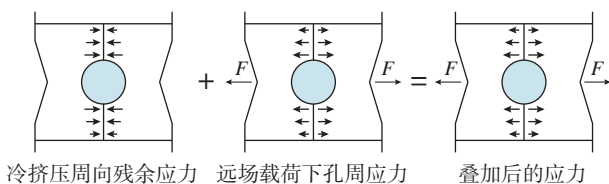


图 7 冷挤压后孔边周向应力叠加示意图

Fig.7 Schematic diagram of circumferential stress superposition around the hole after cold expansion

在柱坐标系下干涉量为 2.0% 时各工艺对应的应力云图,残余应力大于 0 的部分(残余拉应力区域)用灰色显示。可以看出,在干涉量相同时,新工艺残余压应力区域更大,相应的残余拉应力区较小,对提高疲劳增益有益。

图 9 为周向残余应力沿路径 1 的分布情况。如图 9 (a) 所示,对于同种冷挤压工艺,不同干涉量下残余压应力分布规律相似,孔壁附近的残余压应力随着干涉量增大而增大,在本文所选干涉量范围内,如果材料不被破坏,增大干涉量对提高疲劳寿命有益,后文均以干涉量为 2.0% 时的数据为例进行叙述。如图 9 (b) 所示,新工艺产生的最大残余压应力低于传统压合衬套冷挤压工艺产生的最大残余压应力,表明相对于传统工艺,新工艺并非通过提高最大残余压应力来提高对孔结构的疲劳增益。

冷挤压强化后沿路径 2 的残余压应力分布更为关键。如图 10 所示,两组传统工艺产生的残余应力大小及分布趋势接近,挤入面和挤出面存在残余拉应力;与传统工艺相比,新工艺产生的残余压应力较小,但其残余压应力分布更均匀,使得芯棒挤入端的残余拉应力向压应力转变,从而提高抗疲劳性能。

2.2 接触压力对比

冷挤压后,压合衬套产生较大的塑性变形,而孔周弹性变形部分发生回弹,从而孔壁和衬套之间形成接触压力,即“支撑效应”^[20]。“支撑效应”可以有效降低孔周局部的交变应力幅值,从而提高紧固孔抗疲劳性能^[21]。如图 11 所示,传统工艺产生的接触压力不均匀,孔壁中

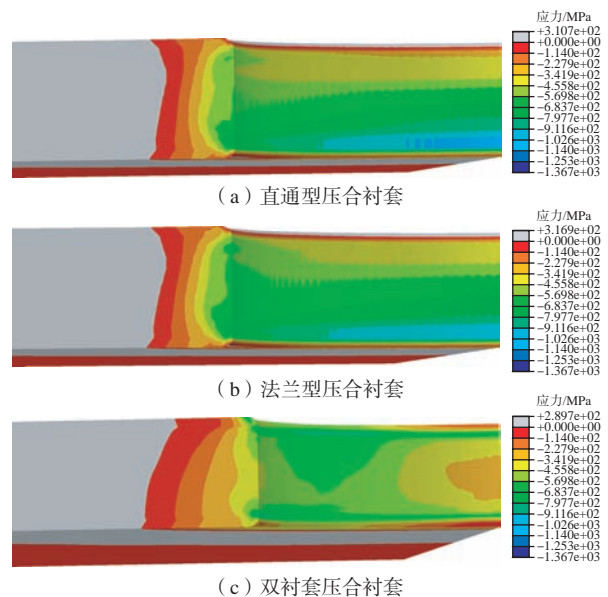
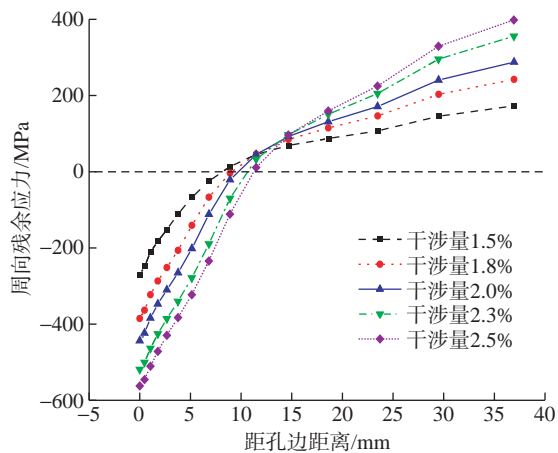
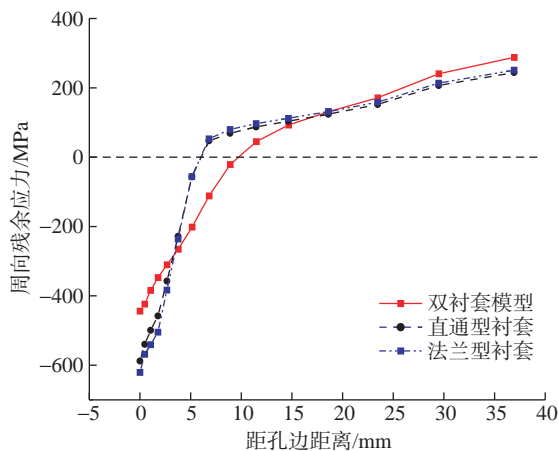


图 8 不同工艺残余压应力区

Fig.8 Cold expansion residual compressive stress region of different processes



(a) 双衬套压合衬套冷挤压沿路径1的周向残余应力分布



(b) 干涉量2.0%不同工艺沿路径1的周向残余应力分布

图9 沿路径1的周向残余应力分布

Fig.9 Residual hoop stress distribution along path 1

间部位接触压力较大,而在挤入端和挤出端接触压力较小。新工艺接触压力相对均匀,在靠近挤入端和挤出端形成了较大的接触压力,弥补了传统工艺的不足。相同干涉量下,双衬套压合衬套冷挤压接触压力较小,适用于较小杨氏模量或较小厚度的衬套^[22],以保证疲劳增益。

2.3 工件内壁回弹对比

冷挤压后工件的回弹对残余应力分布产生了很大的影响^[5]。图12为提取孔壁中部节点径向位移随时间的变化曲线。冷挤压过程中,孔壁径向位移随着干涉量的增加而增大。达到峰值后,在卸载过程中出现一定回弹,芯棒拔出后,回弹量趋于稳定。冷挤压强化后,孔壁表层阻止了孔周产生的回弹,形成残余压应力。因此,理论上干涉量相同时,孔壁的回弹量越小,残余压应力越大。如图13所示,传统工艺中直通型压合衬套冷挤压回弹量较大,其强化效果较差,仅比较回弹量,新工艺未优于法兰型压合衬套冷挤压。

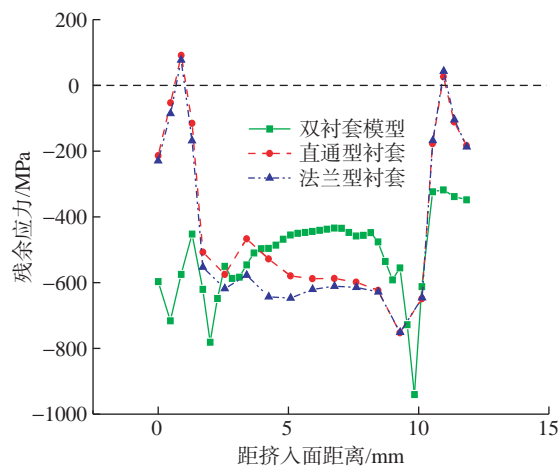


图10 沿路径2的周向残余应力分布

Fig.10 Residual hoop stress distribution along path 2

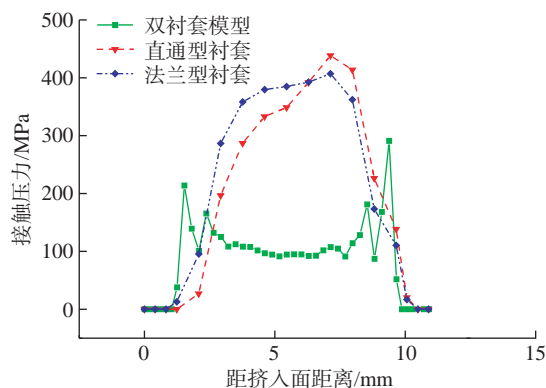


图11 不同工艺2.0%干涉量时的接触压力

Fig.11 Contact pressure at 2.0% interference of different processes

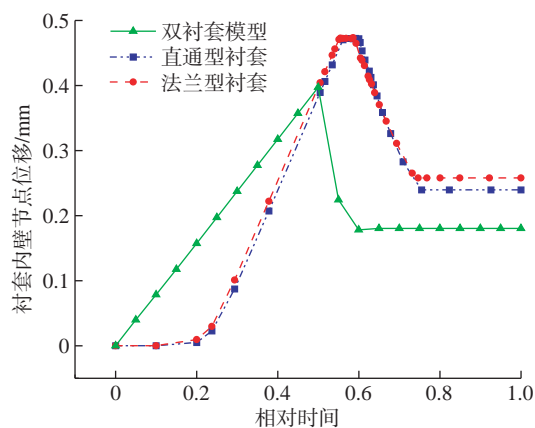


图12 工件内壁径向位移-时间图

Fig.12 Radial displacement-time diagram of inner wall of sample plate

2.4 拉拔力对比

冷挤压过程中压合衬套安装阻力过大会导致安装困难。提取了冷挤压过程的芯棒拉拔力,根据静力平衡

条件,提取工件及压合衬套底部节点在Z方向的约束反力求和,得到1/4模型对应的拉拔力,再根据对称性处理后得出全模型的拉拔力。如图14所示,不同干涉量下的峰值拉拔力随干涉量增加而增加。可以看出,双衬套压合衬套冷挤压拉拔力远高于压合衬套冷挤压,因此该工艺投入使用时对拉枪吨位和芯棒强度要求较高。

3 疲劳寿命预测

由于孔周应力集中现象,疲劳损伤一般起源于孔边^[23],且疲劳裂纹一般沿着与最大主应力垂直的方向扩展,因此可通过最大主应力的分布来确定危险点。如图15所示,在远场载荷作用下,传统压合衬套冷挤压模型危险点位于挤入面附近,该结论与其他学者研究结果一致^[24]。双衬套压合衬套冷挤压模型危险点位于挤出面。

为计算不同模型疲劳强化效果,本文提取了远场载荷后危险点的应力作为复合应力谱。疲劳寿命计算方法选用基于临界平面法的多轴疲劳失效准则。

SWT损伤参数由Smith等^[25]提出,仅适用于单轴

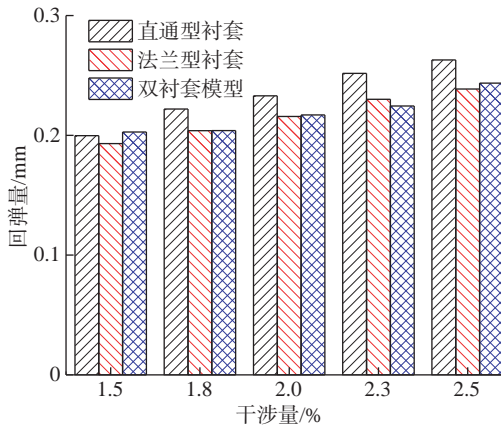


图13 不同干涉量下工件内壁回弹量

Fig.13 Springback of inner wall of workpiece under different interference

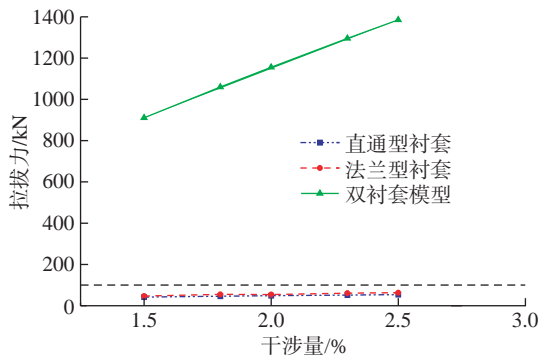


图14 峰值拉拔力随干涉量的变化

Fig.14 Variation of peak drawing force with interference

拉/压疲劳寿命^[26]。

$$\sigma_{\max} \varepsilon_a = \frac{\sigma_f'^2}{E} (2N_f)^{2b} + \sigma_f' \varepsilon_f' (2N_f)^{b+c} \quad (3)$$

式中, σ_{\max} 为最大法向应力; ε_a 为法向应变范围; E 为弹性模量; ε_f' 和 c 为疲劳延性系数和指数; σ_f' 和 b 分别为疲劳强度系数和指数; N_f 为疲劳寿命。

SWT参数修正后可以预测含I型裂纹构件多轴比例加载和非比例加载下的寿命计算^[26],其中Socie^[27]提出的参数应用较广。

$$\frac{\Delta \varepsilon_{\max}}{2} \sigma_{n,\max} = \frac{(\sigma_f)^2}{E} (2N_f)^{2b} + \varepsilon_f \sigma_f (2N_f)^{b+c} \quad (4)$$

式中, σ_f 和 ε_f 分别为疲劳强度系数和疲劳延性系数(分别可简化为静拉伸断裂时的真应力和真应变); $\Delta \varepsilon_{\max}$ 为临界面上的正应变范围; $\sigma_{n,\max}$ 为最大法向应力。

除SWT参数外,Wang和Brown^[28]提出WB模型,该模型考虑剪应变及平均应力对疲劳性能的影响。

$$\frac{\Delta \nu_{\max}}{2} + S \frac{\Delta \varepsilon_n}{2} = A \frac{\sigma_f - 2\sigma_{n,\text{mean}}}{E} (2N_f)^b + B \varepsilon_f (2N_f)^c \quad (5)$$

$$A = (1 + \mu_c) + (1 - \mu_c) S$$

$$B = (1 + \mu_p) + (1 - \mu_p) S$$

式中, S 为材料的拉伸疲劳数据与扭转疲劳数据拟合得到的材料参数; μ_c 为泊松比; μ_p 为塑性泊松比; $\Delta \nu_{\max}$ 为临界面上剪应变范围; $\Delta \varepsilon_n$ 为临界面上法向应变范围; $\sigma_{n,\text{mean}}$ 为临界平面上平均法向应力。各参数数值大小如表4所示^[29]。

如图16所示,根据WB模型得出各模型相对寿命。对比可知,低干涉量时法兰型压合衬套冷挤压效果最佳;干涉量高于1.8%但低于2.3%时,双衬套压合衬套

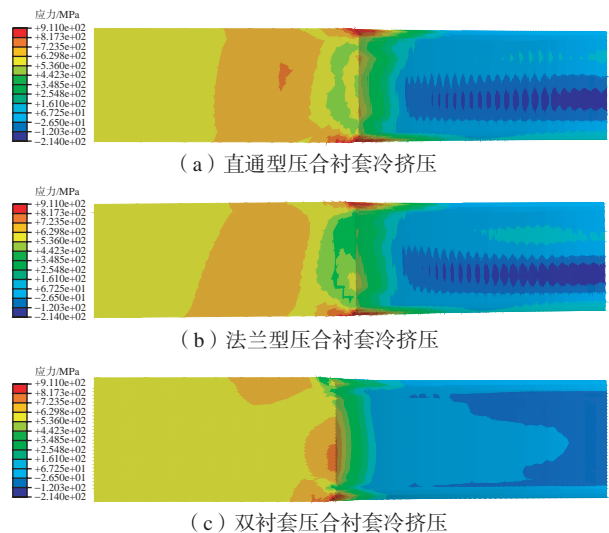


图15 施加载荷后最大主应力分布

Fig.15 Maximum principal stress distribution after loading

表4 TC4 疲劳性能参数^[29]Table 4 Fatigue performance parameters of TC4^[29]

b	c	σ'_f	e'_f	μ_p
-0.104	-0.69	2030	0.841	0.5

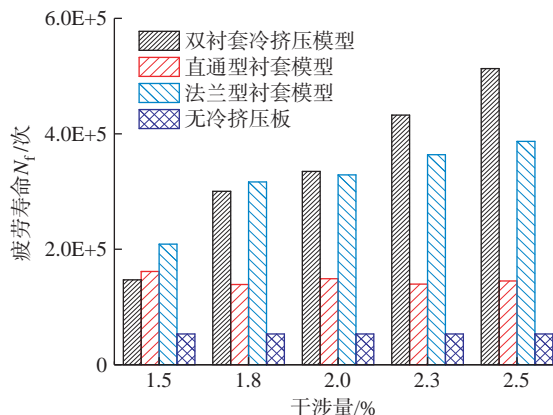


图16 冷挤压强化后疲劳寿命对比

Fig.16 Comparison of fatigue life after cold expansion strengthening

冷挤压效果明显提高,此时双衬套压合衬套冷挤压效果与法兰型压合衬套冷挤压效果接近;当干涉量为2.5%时,双衬套压合衬套冷挤压较法兰型压合衬套冷挤压疲劳寿命提高33%。由此可知,双衬套压合衬套冷挤压工艺更适用于大干涉量冷挤压。

4 结论

(1) 相比于传统压合衬套冷挤压工艺,双衬套压合衬套冷挤压后残余压应力区域更大,可以有效改善孔周应力集中问题。

(2) 双衬套压合衬套冷挤压工艺可以避免传统压合衬套冷挤压易产生的残余拉应力,并使残余压应力沿孔轴向的分布更加均匀。

(3) 相比于传统压合衬套冷挤压工艺,双衬套压合衬套冷挤压工艺挤压时衬套两端接触应力较大,接触力沿工件厚度方向更均匀,“支撑效应”表现更佳。且双衬套冷挤压可有效保护孔壁,施加更大的干涉量。

(4) 双衬套压合衬套冷挤压工件产生的回弹量低于直通型压合衬套冷挤压,略高于法兰型压合衬套冷挤压。

(5) 两组传统压合衬套冷挤压中,使用法兰型压合衬套的疲劳强化效果优于直通型压合衬套。当干涉量高于2.0%时,双衬套压合衬套冷挤压优于法兰型压合衬套冷挤压,且干涉量越大,双衬套压合衬套冷挤压工艺的优势越大。

参考文献

[1] LIU J, XU H L, ZHAI H B, et al. Effect of detail design on

fatigue performance of fastener hole[J]. Materials & Design, 2010, 31(2): 976–980.

[2] 从政,曹岩,贺志昊,等. 7050-T7451 板孔冷挤压强化有限元分析[J]. 科学技术与工程, 2021, 21(16): 6637–6642.

CONG Zheng, CAO Yan, HE Zhihao, et al. Finite element analysis of cold extrusion for holes 7050-T7451 plate[J]. Science Technology and Engineering, 2021, 21(16): 6637–6642.

[3] 林忠亮,白清顺,王洪飞,等. 孔用衬套冷挤压的强化机理与疲劳寿命研究进展[J]. 表面技术, 2023, 52(4): 1–14, 99.

LIN Zhongliang, BAI Qingshun, WANG Hongfei, et al. Research progress of strengthening mechanism and fatigue life in cold extrusion of bushing for hole[J]. Surface Technology, 2023, 52(4): 1–14, 99.

[4] 钱晓明,姜银方,管海兵,等. 飞机结构件紧固孔强化技术综述[J]. 机械强度, 2011, 33(5): 749–753.

QIAN Xiaoming, JIANG Yinfang, GUAN Haibing, et al. Research and application of strengthening technology for fastening holes of aircraft structures[J]. Journal of Mechanical Strength, 2011, 33(5): 749–753.

[5] 张志贤,张立新,王凡. 压合衬套强化耳片的疲劳寿命评估[J]. 航空科学技术, 2022, 33(3): 97–105.

ZHANG Zhixian, ZHANG Lixin, WANG Fan. Evaluation of fatigue life of lug with cold expanded bushing[J]. Aeronautical Science & Technology, 2022, 33(3): 97–105.

[6] 霍鲁斌,曹增强,张帆,等. TC4-DT 钛合金结构二次冷挤压强化数值模拟与实验研究[J]. 西北工业大学学报, 2018, 36(4): 701–708.

HUO Lubin, CAO Zengqiang, ZHANG Fan, et al. Numerical and experimental study on TC4-DT titanium alloy structure after double cold expansion[J]. Journal of Northwestern Polytechnical University, 2018, 36(4): 701–708.

[7] BAHLOUL A, MHALLA M M, BOURAOUI C. Crack repair of SENT specimen using the interference fit process[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 748: 363–374.

[8] LIU J, WU H G, YANG J J, et al. Effect of edge distance ratio on residual stresses induced by cold expansion and fatigue life of TC4 plates[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2013, 109: 130–137.

[9] DUNCHEVA G V, MAXIMOV J T. A new approach to enhancement of fatigue life of rail-end-bolt holes[J]. Engineering Failure Analysis, 2013, 29: 167–179.

[10] 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.

[11] 闫五柱,段祖航,邹绍华. 孔周残余应力均匀化冷挤压工艺和装置: CN111118270A[P]. 2022–05–08.

YAN Wuzhu, DUAN Zuhang, ZOU Shaohua. Cold expansion process and device for homogenizing residual stress around hole: CN111118270A[P]. 2020–05–08.

[12] JANG J S, KIM D, CHO M R. The effect of cold expansion on the fatigue life of the chamfered holes[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 2008, 130(3): 1.

[13] CHAKHERLOU T N, VOGWELL J. A novel method of cold expansion which creates near-uniform compressive tangential residual

stress around a fastener hole[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2004, 27(5): 343–351.

[14] MAXIMOV J T, DUNCHEVA G V, AMUDJEV I M. A novel method and tool which enhance the fatigue life of structural components with fastener holes[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2013, 31: 132–143.

[15] 闫五柱. 压合衬套的安装方法及结构件: CN112077564A[P]. 2020–12–15.

YAN Wuzhu. Installation method and structural parts of forcemate bushing: CN112077564A[P]. 2020–12–15.

[16] 龚靖平. 小直径开缝衬套制备工艺及性能研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2015.

GONG Jingping. Research on the manufacture and property of small-diameter split sleeve[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2015.

[17] 濮良贵, 纪名刚. 机械设计 [M]. 8 版. 北京: 高等教育出版社, 2006: 46–58.

PU Lianggui, JI Minggang. Design of machinery[M]. 8th ed. Beijing: Higher Education Press, 2006: 46–58.

[18] 葛恩德, 苏宏华, 程远庆, 等. TC4 板孔冷挤压强化残余应力分布与疲劳寿命 [J]. *中国机械工程*, 2015, 26(7): 971–976.

GE Ende, SU Honghua, CHENG Yuanqing, et al. Residual stress fields and fatigue life of cold expansion hole in titanium alloy TC4[J]. *China Mechanical Engineering*, 2015, 26(7): 971–976.

[19] 刘长珍, 唐有乾, 李立. 开缝衬套冷挤压孔工艺 [J]. *航空制造技术*, 2000, 43(4): 46–49.

LIU Changzhen, TANG Youqian, LI Li. The process of cold worked hole with split-sleeve[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2000, 43(4): 46–49.

[20] 张岐良, 曹增强, 李红梅, 等. 干涉配合弹性强化机理分析 [J]. *航空学报*, 2018, 39(4): 421687.

ZHANG Qiliang, CAO Zengqiang, LI Hongmei, et al. Elastic fatigue enhancement mechanism of interference fit[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2018, 39(4): 421687.

[21] 张岐良, 冯大勇, 曾飞. 7075 铝合金板小边距干涉配合强化分析 [J]. *兵器材料科学与工程*, 2018, 41(5): 15–20.

ZHANG Qiliang, FENG Dayong, ZENG Fei. Enhancement effect of interference fit on 7075 aluminum alloy plate with extremely small edge distance[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2018, 41(5): 15–20.

[22] GIGLIO M, LODI M. Optimization of a cold-working process for increasing fatigue life[J]. *International Journal of Fatigue*, 2009, 31(11–12): 1978–1995.

[23] SEIFI R. Total fatigue lives, crack growth paths and cycles in cold expanded adjacent holes[J]. *International Journal of Fatigue*, 2018, 113: 69–77.

[24] CHAKHERLOU T N, MIRZAJANZADEH M, VOGWELL J, et al. Investigation of the fatigue life and crack growth in torque tightened bolted joints[J]. *Aerospace Science and Technology*, 2011, 15(4): 304–313.

[25] SMITH K N, WATSON P, TOPPER T H. A stress-strain function for the fatigue of metals[J]. *Journal of Materials*, 1970, 5: 767–778.

[26] 闫五柱. 铝合金构件疲劳寿命分析及表面强化技术研究 [D]. 西安: 西北工业大学, 2012.

YAN Wuzhu. Fatigue life analysis and surface strengthening technology of aluminum alloy components[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2012.

[27] SOCIE D. Multiaxial fatigue damage models[J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1987, 109(4): 293–298.

[28] WANG C H, BROWN M W. A path-independent parameter for fatigue under proportional and non-proportional loading[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 1993, 16(12): 1285–1297.

[29] SURESH S. 材料的疲劳 [M]. 王中光, 译. 北京: 国防工业出版社, 1999.

SURESH S. Fatigue of materials[M]. WANG Zhongguang, trans. Beijing: National Defense Industry Press, 1999.

通讯作者: 闫五柱, 副教授, 博士, 研究方向为材料与结构的疲劳及表面强化、高温材料力学行为、增材制造数字模拟及力学性能。

(责编 晓月)

(上接第 106 页)

[8] 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.

[9] BARAZANDEH R, MOFID M A, JAFARZADEGAN M, et al. Wide gap brazing of NIMONIC 105 superalloy using BNi-2 filler and the effect of post braze heat treatment on joint properties[J]. *Welding in the World*, 2023, 67(5): 1325–1336.

[10] 李可馨, 侯星宇, 王诗洋, 等. 第三代镍基单晶高温合金大间隙钎焊接头的微观组织和力学性能 [J]. *航空材料学报*, 2021, 41(5): 78–85.

LI Kexin, HOU Xingyu, WANG Shiyang, et al. Microstructure and mechanical properties of wide gap brazing joint of the third-generation nickel-based single crystal superalloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2021, 41(5): 78–85.

[11] 潘晖, 赵海生. 镍基钎料钎焊 K465 高温合金大间隙接头组织与性能研究 [J]. *材料工程*, 2017, 45(5): 86–93.

PAN Hui, ZHAO Haisheng. Research on microstructure and mechanical properties of wide-gap brazed joints of K465 superalloy using nickel-base brazing filler metal[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2017, 45(5): 86–93.

[12] 刘纪德, 金涛, 赵乃仁, 等. TLP 连接对一种镍基单晶高温合金拉伸性能的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, 36(2): 332–334.

LIU Jide, JIN Tao, ZHAO Nairen, et al. Influence of TLP bonding on the tensile properties for a kind of nickel-based single crystal superalloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, 36(2): 332–334.

通讯作者: 任海水, 研究员, 博士, 从事航空新材料的钎焊扩散焊研究及航空新型焊接材料研制等。

(责编 向阳)

引文格式: 吕奇钊, 周祥曼, 罗彬, 等. 电弧增材制造纳米TiC颗粒增强铝基复合材料组织与性能研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 115-121, 130.

LÜ Qizhao, ZHOU Xiangman, LUO Bin, et al. Study on microstructure and properties of wire arc additive manufactured aluminum matrix composites reinforced by nano-TiC particles[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 115-121, 130.

电弧增材制造纳米TiC颗粒增强铝基复合材料 组织与性能研究*

吕奇钊¹, 周祥曼¹, 罗彬¹, 李波¹, 吴海华¹, 张海鸥²

(1. 三峡大学机械与动力学院, 宜昌 443002;

2. 华中科技大学机械科学与工程学院, 武汉 430074)

[摘要] 在金属材料中引入第二相粒子是提高金属材料力学性能的重要手段之一。本文提出一种 Al6061 铝箔包裹 TiC 和 Al6061 的混合粉末形成一种特殊填料焊丝的 TiC/Al6061 复合材料电弧增材制造的新方法, 并分别研究质量分数为 1%、2% 和 3% 的 TiC 颗粒对制备的铝基复合材料组织与性能的影响。结果表明, TiC 质量分数为 3% 的复合材料与基体材料相比, 试样的平均晶粒尺寸由 45.5 μm 减小到 25.3 μm , 细化了 44.4%; 抗拉强度和屈服强度由 148.5 MPa 和 118.0 MPa 提升到 178.1 MPa 和 157.3 MPa, 分别提升了 19.9% 和 33.3%; 平均显微硬度由 50.5HV 增加至 65.2HV, 提升了 29.1%。理论结合及试验分析表明, TiC 的载荷传递强化和晶粒细化以及 Orowan 强化机制, 是材料力学性能提高的主要原因。

关键词: 电弧增材制造; 铝基复合材料 (AMCs); TiC; 微观组织; 力学性能

Study on Microstructure and Properties of Wire Arc Additive Manufactured Aluminum Matrix Composites Reinforced by Nano-TiC Particles

LÜ Qizhao¹, ZHOU Xiangman¹, LUO Bin¹, LI Bo¹, WU Haihua¹, ZHANG Haiou²

(1. College of Mechanical & Power Engineering of Three Gorges University, Yichang 443002, China;

2. School of Mechanical Science & Engineering of Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

[ABSTRACT] Introducing the second phase particles into metal materials is one of the important means to improve the mechanical properties of metal materials. In this paper, a new arc additive manufacturing method of TiC/Al6061 composite material coated with TiC reinforced particles in aluminum foil to form a special filler welding wire is presented. The effects of 1%, 2% and 3% TiC reinforced particles on the microstructure and properties of aluminum matrix composites were investigated. The results show that: Compared with the matrix material, the average grain size of the composite material with TiC mass fraction of 3% decreased from 45.5 μm to 25.3 μm , and the tensile strength and yield strength increased from 148.5 MPa and 118.0 MPa to 178.1 MPa and 157.3 MPa, which increased by 19.9% and 33.3%, respectively. The average microhardness increased from 50.5HV to 65.2HV, which increased by 29.1%. The results show that the load transfer strengthening and grain refinement of TiC and Orowan strengthening mechanism are the main reasons for the improvement of mechanical properties of the materials.

Keywords: Wire arc additive manufacturing; Aluminum matrix composites (AMCs); TiC; Microstructure; Mechanical property

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.115

* 基金项目: 国家自然科学基金 (51705287); 湖北省教育厅科研计划项目 (D20211203)。

铝合金密度低、塑性好,具有良好的导热性、导电性和耐腐蚀性^[1],是航空航天^[2-3]、交通运输^[4-6]、海洋船舶^[7]及其他装备制造行业^[8-9]的关键基础材料。尤其在航空航天领域,飞机的铝合金使用量达到70%^[10]。随着装备性能不断提升,传统铝合金已经达到了强度极限,很难再有突破性的发展,因此对高强度铝合金的需求更加迫切。铝基复合材料(Aluminum based matrix composites, AMC)可以将铝合金基体和硬质增强颗粒结合^[11],使得铝合金的强韧性进一步提高。

目前,铝合金制件的成形制造主要以工艺流程复杂且依赖模具的铸造、锻造、挤压等传统技术为主。随着装备性能的发展,传统技术不仅难以满足复杂结构整体成形的要求,更难以满足随装备设计变化所需快速响应的短流程制造需求。增材制造技术是根据三维模型直接成形的生产制造技术,可以快速近净成形复杂构件。近年来,增材制造技术^[12-15]开始广泛应用于金属构件的制造,采用材料逐渐累加的方式直接、短流程^[16]地制造零件,使各种复杂结构的轻量化设计到整体制造成为可能。目前,金属增材制造根据热源的不同,可以分为激光增材制造、电子束增材制造和电弧增材制造(Wire arc additive manufacturing, WAAM)。电弧增材制造相比于其他两种金属增材制造技术,具有设备简单、能量利用率高、对环境要求低和可制造大型零件^[13,17]的优势,开始广泛应用在铝合金材料以及铝基复合材料制备领域。Cong等^[18]采用超声波脉冲变极性TIG制备了2024铝合金薄壁结构,发现超声频率脉冲电弧可以提高试样的垂直拉伸性能,改善性能的各向同性。此外,Fu等^[19]使用电弧增材制造技术制备了TiC/AA7075复合材料,结果表明,TiC纳米颗粒的加入提高了铝合金的动态力学性能。Sun等^[20]使用直接送粉法和送丝复合电弧增材制造了添加B₄C、SiC、TiC和WC/W₂C颗粒的铝基复合材料,结果表明,陶瓷颗粒的加入可以提高复合材料的硬度和耐磨性。但是,直接制作复合焊丝成本过高,且制作焊丝需要将增强粉末加入熔融状态的金属,持续的高温会破坏增强颗粒的结构;直接送粉法会影响电弧稳定性,影响成形质量,且粉末材料的利用率较低。

本文提出了一种普通焊丝和特殊填料焊丝同时送进的TiC/Al6061复合材料电弧增材制造的新方法。基于TiC颗粒合适的比重^[20]、润湿性好^[21]和强金属性^[22]等优点,通过使用Al6061铝箔包裹TiC和Al6061混合粉末制备特殊填料焊丝的方法,快速、方便地将TiC颗粒引入基体材料,并开发了相关的送填料焊丝设备,制备了TiC质量分数不同的TiC/Al6061复合材料,详细对比分析不同质量分数的TiC对TiC/Al6061复合材料微观组织、物相成分和力学性能的影响规律和机理。

1 试验装置及材料制备方法

1.1 复合材料制备的试验装置

本文使用电弧增材TiC/Al6061复合材料制备装置及成型过程如图1所示。焊接电源为逆变式交直流脉冲氩弧焊机,运动控制装置为三轴数控平台,采用普通焊丝和特殊填料焊丝同时送进的方法制备TiC/Al6061复合材料。

1.2 增强粉末和填料焊丝的制备

本文采用的是普通焊丝和特殊填料焊丝同时送进的方法,其中特殊填料焊丝采用Al6061铝箔包裹TiC和Al6061的混合粉末。因此,要制备不同TiC质量分数的TiC/Al6061复合材料,需要计算TiC颗粒的质量分数,即

$$C_{TiC} = \frac{m_{TiC}}{m_{焊丝} + m_{铝粉} + m_{铝箔} + m_{TiC}} \quad (1)$$

式中, C_{TiC} 为TiC颗粒的质量分数, m_{TiC} 、 $m_{焊丝}$ 、 $m_{铝粉}$ 和 $m_{铝箔}$ 分别为TiC粉末、焊丝、铝粉和铝箔的质量。

第1步,计算使用的焊丝质量,即

$$m_{焊丝} = \rho \pi R^2 FS \quad (2)$$

式中, ρ 为焊丝密度; R 为焊丝半径; F 为送丝速度; S 为送丝时间。

第2步,据式(1)和(2),以及复合材料中TiC的质量分数,计算需要加入的TiC颗粒的质量,然后量取TiC颗粒。本文所使用的TiC颗粒尺寸为800 nm。将量取的TiC颗粒和Al6061粉末混合,制备TiC和Al6061混合增强粉末,制备流程如图2所示。

具体流程如下:先将TiC分散在无水乙醇溶液中(TiC和无水乙醇的质量比为1:200),经过12 h的超声振荡后使其充分分散和均匀混合;然后将一定量的铝粉加入TiC-无水乙醇悬浊液中,经过12 h的超声振荡后,在加热磁力搅拌下处理至混合溶液为糊状,再经过80℃的真空干燥6 h,得到混合粉末;为了进一步增加TiC的分散均匀性,最后使用真空球磨对混合粉末进行处理。球料质量比为3:1,转速为250 r/min,采用

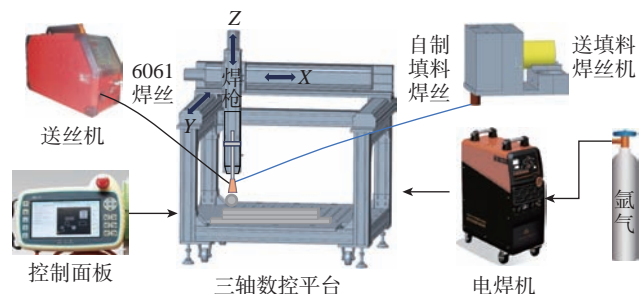


图1 TiC/Al6061复合材料电弧增材制造装置及成型方法
Fig.1 TiC/Al6061 composite material arc additive manufacturing device and molding method

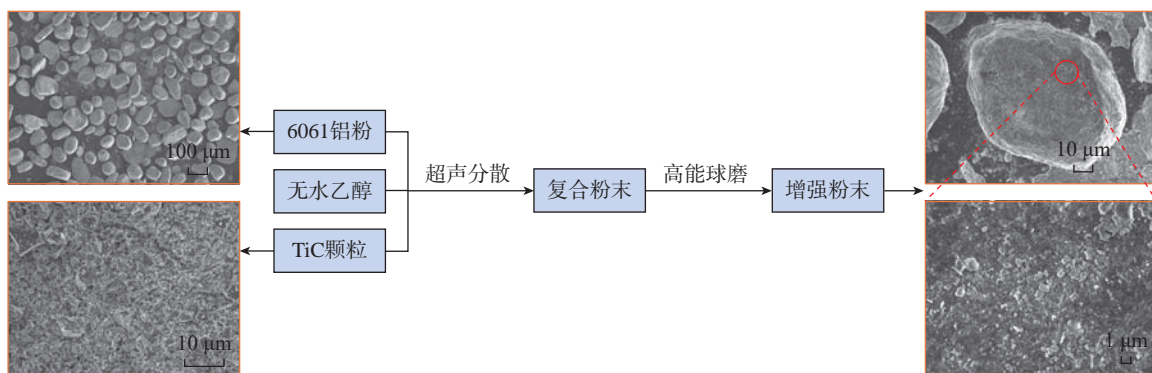


图2 增强粉末制备流程

Fig.2 Reinforced powder preparation process

分段球磨法球磨 3 h。3 种不同 TiC 质量分数的 TiC 和 Al6061 混合增强粉末的 SEM 照片如图 3 所示。

第 3 步,制作填料焊丝。将相应重量的 TiC 和 Al6061 混合粉末均匀地包裹在铝箔之中。在填料焊丝制作完成后对其进行压紧操作排除内部空气,使其变为矩形截面的填料焊丝(图 4)。为防止制作过程中填料焊丝表面粘附杂质,使用无水乙醇擦拭表面并在恒温烘干箱内烘干。

2 结果与讨论

本文所用的焊接电流为 180~160 A,随着焊接层数的增加电流逐渐降低;焊接速度 4 mm/s、送焊丝速度 240 mm/min、送自制焊丝速度 240 mm/min。

2.1 试样切取位置

通过图 1 的装置制备如图 5 所示的堆积试样,每种组分分别堆积 3 个试样,并在图 5 所示的位置取样分别制备拉伸试样、金相组织、显微硬度和物相观测试样,其中每个堆积试样切取 3 个拉伸试样。根据 GB/T228.1—2010 切取拉伸试样,拉伸试样的尺寸如图 6 所示。

2.2 物相分析

为了探究不同质量分数的 TiC 颗粒对电弧增材制造 TiC/Al6061 复合材料试样析出相的影响,利用 X 射线衍射仪对试样进行物相分析,分析结果如图 7 所示。可以看出,随着 TiC 颗粒的加入,检测到了 TiC 的衍射峰,随着 TiC 质量分数的逐渐增加, TiC 的衍射峰逐渐变强,可知 TiC 颗粒未被完全分解,并且作为异质形核使晶粒细化。从图 7 (b)、(c)和 (d)中可以看出,随着 TiC 颗粒的逐渐增多, Si 的衍射峰变弱。如图 7 (c)所示,当 TiC 的质量分数为 2% 时, Si 的衍射峰强度最低,这是因为在电弧增材制造铝基复合材料过程中 Si 发生了固溶^[23],同时 Si 元素和部分 TiC 在界面上发生化学反应,生成 Ti-Si 化合物^[24-25],使得 Si 的衍射峰强度减弱。此外,随着 TiC 颗粒的加入,物相中检测到了 Al_4C_3 ,这是部分被分

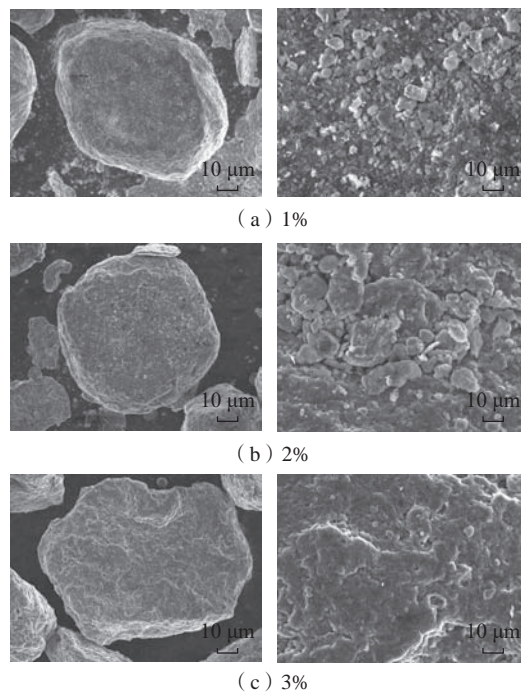


图3 不同 TiC 质量分数的 TiC 和 Al6061 混合增强粉末

Fig.3 Mixed TiC and Al6061 reinforced powders with different TiC mass fractions

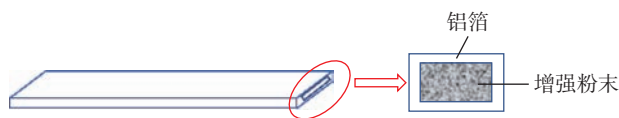


图4 填料焊丝示意图

Fig.4 Schematic diagram of filler wire

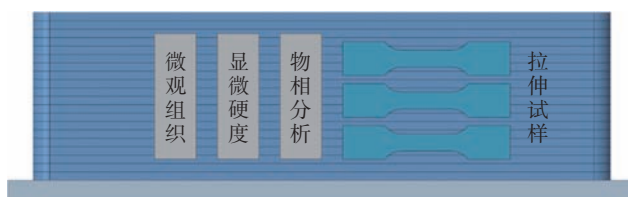


图5 试样取样位置

Fig.5 Specimen sampling location

解的 TiC 产生了游离的 C, C 和 Al 基体发生界面反应, 生成的硬脆相^[26-28]。

2.3 微观组织

图 8 为未添加 TiC 颗粒和添加 TiC 颗粒的样品沿沉积方向的截面微观组织和晶粒尺寸统计图。晶粒尺寸使用复旦大学开发的 Nano Measurer 软件进行统计。通过对比可以发现, 未添加 TiC 颗粒的试样中, 晶粒主要为柱状晶粒和粗等轴晶。其中, 柱状晶有明显的方向性; 添加 TiC 颗粒后, 晶粒由柱状晶和粗等轴晶向细等轴晶转变, 晶粒的平均尺寸减小; 当 TiC 质量分数为 3% 时, 和未添加 TiC 颗粒相比, 晶粒全部转变为细等轴晶, 晶粒尺寸由 45.5 μm 细化至 25.3 μm, 均晶粒尺寸缩小了 44.4%。这是因为 TiC 颗粒可以充当非自发形核的核心^[29], 在凝固过程中, 形成异质形核使晶粒细化。随着 TiC 质量分数的增加, 提供给铝熔体的异质形核点增加, 晶粒细化越明显。此外, 随着 TiC 质量分数的逐渐增加, 晶粒的生长方向从沿堆积方向生长逐渐变为无序生长。这表明, TiC 颗粒的加入使得晶粒生长方向区趋于随机。

图 9 为添加不同质量分数 TiC 颗粒的 SEM 图。可以看出, 随着 TiC 质量分数的增加, 越来越多的 TiC 颗粒分布于晶界。这些 TiC 颗粒在晶粒长大的过程中被推到凝固前沿, 并阻碍了晶粒的生长^[30]。

图 10 为 TiC 质量分数 3% 的 TiC/Al6061 复合材料试样 EDS 各元素总谱图。可以看出, EDS 图谱中检测到了 Ti 和 C, 证明了晶界处的颗粒为 TiC_x 相^[31], 根据 2.2 节的物相分析, 推测其可能为 TiC。

2.4 力学性能

图 11 为不同 TiC 质量分数的 TiC/Al6061 复合材料试样的拉伸性能, 可以看出, 随着 TiC 质量分数的增加, 抗拉强度和屈服强度逐渐增加, 延伸率则呈现下降趋势。当 TiC 质量分数增加到 3% 时, 试样的抗拉强度和屈服强度达到最大值, 分别为 178.1 MPa 和 157.3 MPa, 相比沉积

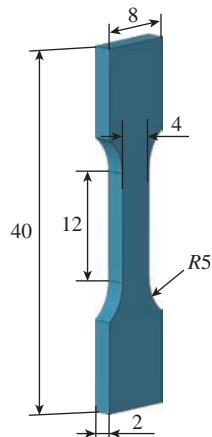


图 6 拉伸试件尺寸 (mm)

Fig.6 Tensile specimen size (mm)

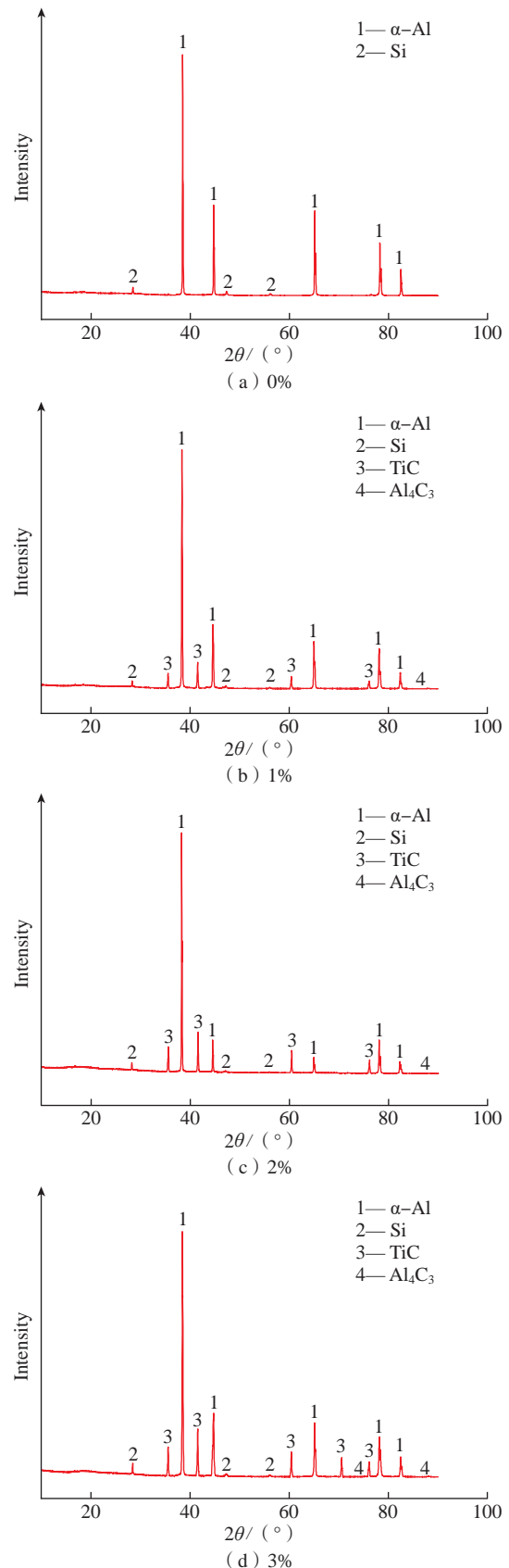


图 7 不同 TiC 质量分数的 TiC/Al6061 复合材料试样的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of TiC/Al6061 composite specimens with different TiC mass fractions

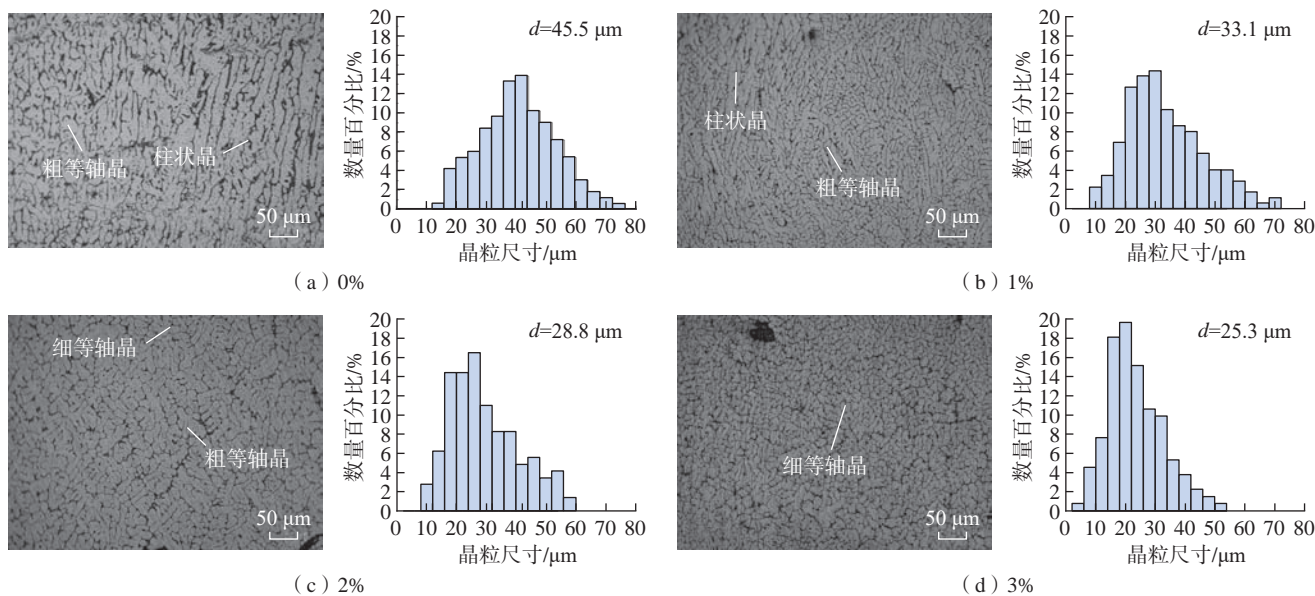


图 8 不同 TiC 质量分数的 TiC/Al6061 复合材料试样的金相组织及晶粒尺寸统计图

Fig.8 Metallographic microstructure and statistical graphs of grain size of TiC/Al6061 composite specimens with different TiC mass fractions

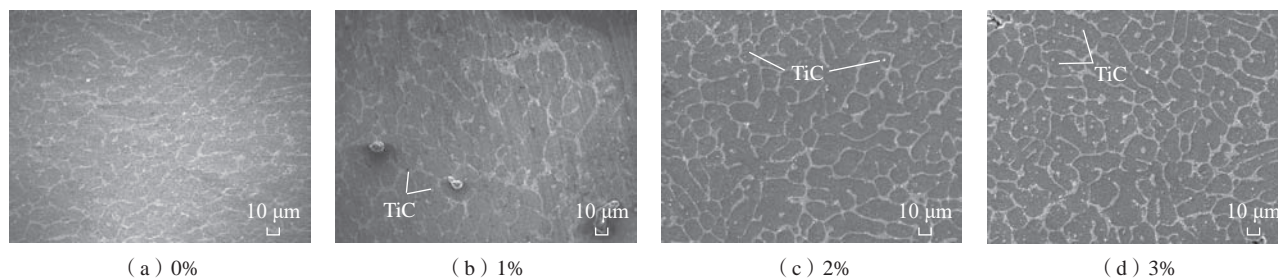
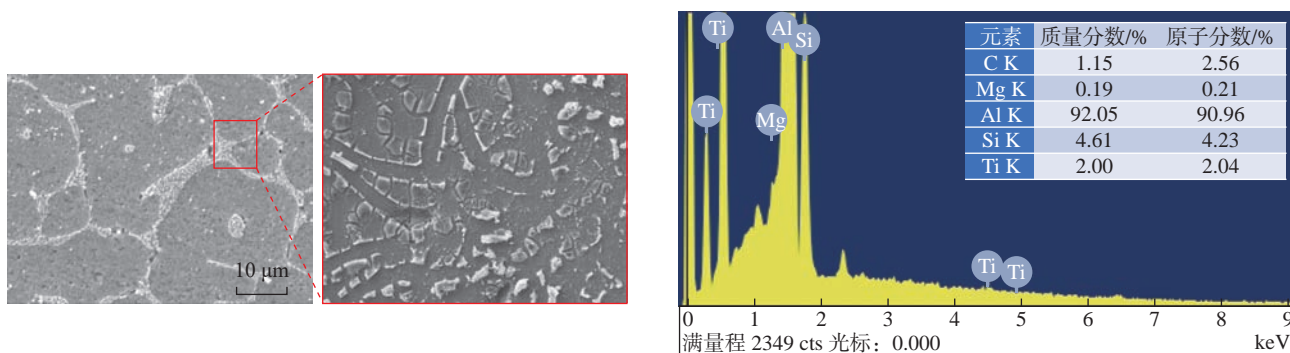


图 9 不同 TiC 质量分数的 TiC/Al6061 复合材料试样的 SEM 图

Fig.9 SEM images of TiC/Al6061 composite specimens with different TiC mass fractions



(a) 电子显微图

(b) 图10 (a) 红色区域的元素总谱图

图 10 TiC 质量分数 3% 的 TiC/Al6061 复合材料试样 EDS 各元素总谱图

Fig.10 EDS total spectrum of each element of TiC/Al6061 composite specimen with TiC mass fraction of 3%

态分别提升 19.9% 和 33.3%, 延伸率降低了 13.3%。说明 TiC 颗粒的加入提高了复合材料的强度, 但是降低了塑性。

图 12 (a) 为不同 TiC 质量分数的 TiC/Al6061 复合材料试样的显微硬度分布图, 图 12 (b) 为添加不同质量分数 TiC 颗粒的 TiC/Al6061 复合材料试样平均硬度分

布图。从图 12 (b) 中可以看出, 随着 TiC 质量分数的增加, 试样的硬度呈现逐渐上升的趋势。当 TiC 质量分数 3% 时, 试样的硬度最高, 分布区间为 60HV~70HV, 平均显微硬度增加至 65.2HV, 相比沉积态, 平均硬度提升了 29.1%。

图 13 为不同 TiC 质量分数的 TiC/Al6061 复合材料试样的拉伸断口形貌。可以看出,随着 TiC 质量分数的增加,韧窝的大小趋于稳定。但韧窝变浅且数量增多,

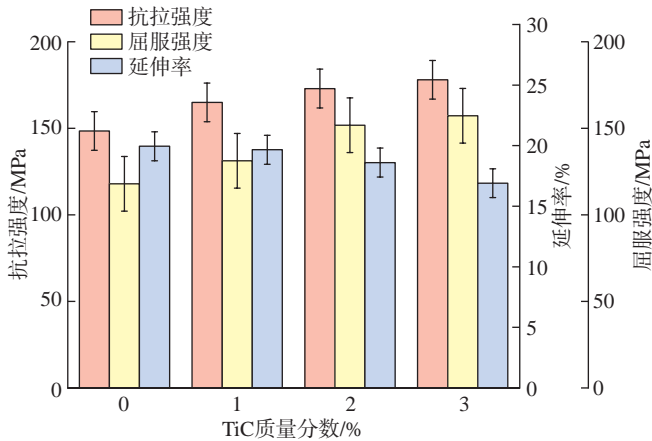


图 11 不同 TiC 质量分数的 TiC/Al6061 复合材料试样的拉伸性能
Fig.11 Tensile properties of TiC/Al6061 composite specimens with different TiC mass fractions

表明得出的复合材料的塑性随 TiC 质量分数的增加而降低^[23,32],可以看出,断裂方式都表现为有韧窝的塑性断裂。

由上文分析可知, TiC 颗粒的添加使得复合材料强度提升,主要原因:(1)TiC 颗粒的添加使复合材料晶粒尺寸减小,根据 Hall-Petch 理论^[33],晶粒的细化也可以提高强度和硬度;(2)根据 Orowan 机制^[34],外部载荷作用下,第二相的 TiC 颗粒阻碍运动中的位错继续运动,从而提高复合材料的强度;(3)TiC 颗粒的强度比 Al 基体的高,在受到外部载荷时, TiC 颗粒可以承载并传递一部分载荷,从而对铝合金起到直接强化^[35-38]的效果;(4)由于 TiC 颗粒和 Al 基体的热膨胀系数不同,在铝合金电弧增材制造的熔池形成和凝固过程中,两者的冷却收缩程度不同,产生热应力,使 TiC 颗粒和基体中的位错密度提高,从而起到间接强化效果^[15,39]。同时,由于复杂的界面反应,部分 TiC 颗粒在熔池冶金过程中分解,与合金基体发生界面反应,生成了脆硬相 Ti-

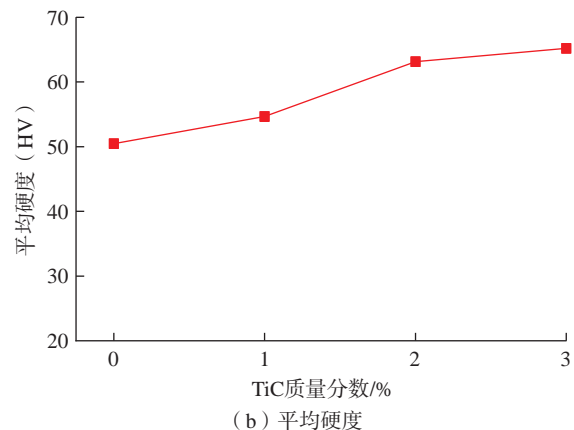
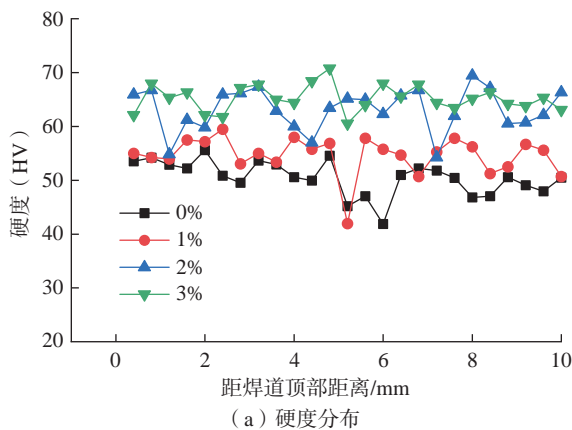


图 12 不同 TiC 质量分数的 TiC/Al6061 复合材料试样硬度
Fig.12 Hardness of TiC/Al6061 composite specimens with different TiC mass fractions

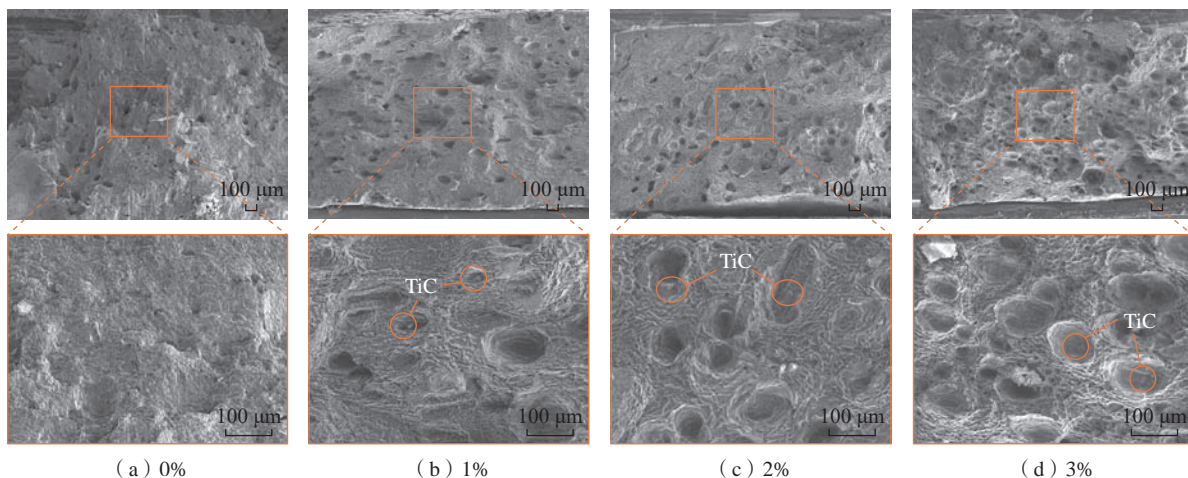


图 13 不同 TiC 质量分数的 TiC/Al6061 复合材料试样的断口显微形貌
Fig.13 Fracture microscopic morphology of TiC/Al6061 composite specimens with different TiC mass fractions

Si 化合物和 Al_4C_3 , 使得复合材料硬度增加, 但增强相与金属基体之间结合减弱, 从而降低理论的增强效果及材料的塑性。

3 结论

本文研究了不同质量分数的 TiC 对电弧增材制造铝基复合材料组织与性能的影响, 从微观组织、力学性能等方面展开分析, 得出以下结论。

(1) 添加 TiC 颗粒有助于细化晶粒, 改变晶粒生长方向。随着 TiC 质量分数的增加, 试样的平均晶粒尺寸由 $45.5\ \mu\text{m}$ 细化为 $25.3\ \mu\text{m}$, 细化了 44.4%; 晶粒种类由柱状晶向细等轴晶转变, 且组织更加均匀。

(2) 随着 TiC 质量分数的增加, 试样的抗拉强度和屈服强度都有较为明显的提升, 最高抗拉强度提升至 178.1 MPa, 屈服强度为 157.3 MPa, 分别提升了 19.9% 和 33.3%, 延伸率下降; 硬度由 50.5HV 提升至 65.2HV, 提升了 29.1%。

(3) 本文为电弧增材制造技术制备复合材料提供了新思路新方法, 为后续的研究奠定了基础。

参考文献

- [1] WU B T, PAN Z X, DING D H, et al. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: Properties, defects and quality improvement[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, 35: 127–139.
- [2] AAMIR M, GIASIN K, TOLOUEI-RAD M, et al. A review: Drilling performance and hole quality of aluminium alloys for aerospace applications[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(6): 12484–12500.
- [3] 李雪伍, 王红星, 石甜, 等. 航空用超疏水 7075 铝合金的高效可控制备及防腐机理[J]. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51(1): 6–10.
- LI Xuewu, WANG Hongxing, SHI Tian, et al. Efficient preparation and anticorrosion mechanism of superhydrophobic 7075 aviation aluminum alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2022, 51(1): 6–10.
- [4] NARHARI TEKALE S, DOLAS D R. Study of fabrication methods and various reinforcements with aluminium for automotive application—A review[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2022, 62: 2768–2773.
- [5] HIRSCH J. Recent development in aluminium for automotive applications[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(7): 1995–2002.
- [6] GUAN W Y, GAO G J, LI J, et al. Crushing analysis and multi-objective optimization of a cutting aluminium tube absorber for railway vehicles under quasi-static loading[J]. *Thin-Walled Structures*, 2018, 123: 395–408.
- [7] HOSSEINABADI O F, KHEDMATI M R. A review on ultimate strength of aluminium structural elements and systems for marine applications[J]. *Ocean Engineering*, 2021, 232: 109153.
- [8] LUO X J, REN C H, WU J S, et al. Experimental and computational insights into self-assembly sodium oleate on anodized aluminum interface in electric field[J]. *Corrosion Science*, 2022, 203: 110334.
- [9] AZARNIYA A, TAHERI A K, TAHERI K K. Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: A physical metallurgy perspective[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 781: 945–983.
- [10] 尤芳怡, 钟明杰, 刘建春, 等. 铝合金磨削加工的研究综述[J]. *航空制造技术*, 2022, 65(23/24): 133–141.
- YOU Fangyi, ZHONG Mingjie, LIU Jianchun, et al. Review of research on grinding of aluminum alloy[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2022, 65(23/24): 133–141.
- [11] MONDAL S, MONDAL P, MISHRA D P. Research progress on ceramic nanomaterials reinforced aluminum matrix nanocomposites[J]. *Materials Science and Technology*, 2023, 39(15): 1841–1857.
- [12] ARMSTRONG M, MEHRABI H, NAVEED N. An overview of modern metal additive manufacturing technology[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 84: 1001–1029.
- [13] KUMAR SINHA A, PRAMANIK S, YAGATI K P. Research progress in arc based additive manufacturing of aluminium alloys—A review[J]. *Measurement*, 2022, 200: 111672.
- [14] LAVA KUMAR P, LOMBARDI A, BYCZYNSKI G, et al. Recent advances in aluminium matrix composites reinforced with graphene-based nanomaterial: A critical review[J]. *Progress in Materials Science*, 2022, 128: 100948.
- [15] VYAVAHARE S, MAHESH V, MAHESH V, et al. Additively manufactured meta-biomaterials: A state-of-the-art review[J]. *Composite Structures*, 2023, 305: 116491.
- [16] AL-RASHID A, KHAN S A, AL-GHAMDI S G, et al. Additive manufacturing: Technology, applications, markets, and opportunities for the built environment[J]. *Automation in Construction*, 2020, 118: 103268.
- [17] BARTSCH H, KÜHNE R, CITARELLI S, et al. Fatigue analysis of wire arc additive manufactured (3D printed) components with unmilled surface[J]. *Structures*, 2021, 31: 576–589.
- [18] CONG B, CAI X Y, QI Z, et al. The effects of ultrasonic frequency pulsed arc on wire + arc additively manufactured high strength aluminum alloys[J]. *Additive Manufacturing*, 2022: 102617.
- [19] FU R, DUAN S Y, MA Y L, et al. Dynamic mechanical properties of nanoparticle-enhanced aluminum alloys fabricated by arc-directed energy deposition[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 952: 169997.
- [20] SUN J X, YU H S, ZENG D X, et al. Wire-powder-arc additive manufacturing: A viable strategy to fabricate carbide ceramic/aluminum alloy multi-material structures[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 51: 102637.
- [21] PANDEY U, PUROHIT R, AGARWAL P, et al. Effect of TiC particles on the mechanical properties of aluminium alloy metal matrix composites (MMCs)[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2017, 4(4): 5452–5460.
- [22] KARANTZALIS A E, LEKATOU A, GEORGATIS E, et al. Solidification behaviour of ceramic particle reinforced Al-alloy matrices[J]. *Journal of Materials Science*, 2010, 45(8): 2165–2173.
- [23] 宗意勋. GNP-Ni/Cu 复合材料的界面调控与强化机理研究[D]. 西安: 西安理工大学, 2021.
- ZONG Yixun. Strengthening mechanism and interface control of GNP-Ni/Cu composite[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2021.
- [24] 叶想平, 李英雷, 翁继东, 等. 颗粒增强金属基复合材料的强化机理研究现状[J]. *材料工程*, 2018, 46(12): 28–37.
- YE Xiangping, LI Yinglei, WENG Jidong, et al. Research status on strengthening mechanism of particle-reinforced metal matrix composites[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2018, 46(12): 28–37.

(下转第 130 页)

引文格式: 林中照, 盛冬发, 方雨汀, 等. 含孔纤维增强镁合金层合板制备和拉伸时渐进损伤模式研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 122-130.

LIN Zhongzhao, SHENG Dongfa, FANG Yuting, et al. Study on preparation and progressive damage mode of open-hole fiber reinforced magnesium alloy laminates during tensile process[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 122-130.

含孔纤维增强镁合金层合板制备和拉伸时渐进损伤模式研究*

林中照¹, 盛冬发¹, 方雨汀¹, 刘琳², 李忠君¹

(1. 西南林业大学土木工程学院, 昆明 650224;

2. 南京新核复合材料有限公司, 南京 211200)

[摘要] 通过试验和数值模拟仿真的方法研究了玻璃纤维/环氧树脂增强镁合金层合板在不同孔径影响下的损伤演化和最终损伤模式, 利用扫描电子显微镜分析了试件断口微观损伤模式。同时改进了纤维增强镁合金层合板的制备流程。结果表明, 通过对 AZ31 镁合金层板进行表面处理能够有效减少分层效应, 试件抗拉强度为 347.62 MPa, 相较于未处理过的试件提升了 11.33%, 微观层间结合形貌更为紧密、均匀。随着孔径的增大, 试件拉伸剩余强度逐渐降低。纤维增强镁合金层合板在渐进损伤失效过程中, 呈现从“X 形状”逐渐向“漏斗形状”扩展。层合板失效模式为金属层韧性断裂、纤维层拉伸断裂和层间分层为主的复杂混合失效模式。试验和有限元数值仿真结果吻合较好, 验证了数值仿真模型的有效性, 能够为工程实际上的应用提供参考。

关键词: 纤维金属层合板; 失效准则; 数值模拟; 孔径; 剩余强度; 渐进损伤模式

Study on Preparation and Progressive Damage Mode of Open-Hole Fiber Reinforced Magnesium Alloy Laminates During Tensile Process

LIN Zhongzhao¹, SHENG Dongfa¹, FANG Yuting¹, LIU Lin², LI Zhongjun¹

(1. School of Civil Engineering, Southwest Forestry University, Kunming 650224, China;

2. Nanjing Xinhe Composite Co., Ltd., Nanjing 211200, China)

[ABSTRACT] The damage evolution and final damage mode of glass fiber/epoxy resin reinforced magnesium alloy laminates with different pore sizes were studied by experiments and numerical simulation, and the microscopic damage mode of fracture was analyzed by scanning electron microscopy. At the same time, the fabrication process of fiber-reinforced magnesium alloy laminates was improved. The results show that the surface treatment of AZ31 magnesium alloy can effectively reduce the delamination effect, and the specimen tensile strength is 347.62 MPa, compared with the untreated specimens which is improved by 11.33%, the interlayer microstructure morphology is more compact and uniform. With the increase of the pore size, the residual tensile strength decreases gradually. Fiber reinforced magnesium alloy laminates gradually expand from “X shape” to “funnel shape” in the progressive damage failure process. The failure modes of laminates are complicated mixed failure modes, which are mainly ductile brittle fracture of metal layer, tensile fracture of fiber layer and interlayer delamination. The experimental results are nearly consistent with the finite element numerical simulation results, which verifies the validity of the numerical simulation model and provides a reference for practical engineering applications.

Keywords: Fiber metal laminates; Failure criterion; Numerical simulation; Hole diameter; Residual intensity; Progressive damage mode

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.10.122

* 基金项目: 国家自然科学基金 (11862023); 云南省教育厅科学研究基金 (2023Y0772)。

纤维增强金属层合板 (Fiber-metal laminates, FMLs) 是一种由经过表面处理的合金薄板与纤维 / 树脂材料交替铺层而成的复合材料^[1]。纤维增强金属复合材料具有比强度和比刚度高、可塑性好、耐疲劳性和耐腐蚀性等优秀特性,被广泛应用在航空航天领域^[2-3]。

目前由于国际油价的持续走高,航空航天及交通运输等领域对于轻质高强的装备有着大量的需求,因 FMLs 具有优秀的力学性能而有着较大的应用价值。赵艺桥等^[4]研究了植物纤维金属层合板抗低速冲击性能,表明加入铝合金薄板能够有效提升 FMLs 的初始刚度、最大冲击载荷和吸收能。Cortés 等^[5]的研究表明,镁基纤维增强金属层合板比强度和冲击能吸收能力明显高于铝基纤维金属层合板。白世刚^[6]研究了玻璃纤维增强金属层合板的疲劳寿命为铝合金板材的 1.8 倍,有着较好的抗疲劳性能。Rans 等^[7]开发了纤维金属层合板裂纹扩展预测模型,能够较为准确地预测室温和高温下 FMLs 的裂纹扩展。分层损伤作为复合材料层合板的主要损伤方式之一,会导致结构的强度和刚度显著降低^[8]。Wang 等^[9]研究了椭圆槽口纵横比、离轴比影响下 FMLs 的最终失效模式。Jakubczak 等^[10]研究表明,纤维金属层合板在热循环载荷下的层间剪切强度与热循环次数无关。Gerendt 等^[11]研究了纤维金属层压板纤维和金属体积含量对渐进损伤失效演变模式的影响。目前国内外研究对纤维增强铝合金层合板研究较多,对纤维增强镁合金层合板的制备和渐进损伤力学性能研究和探索较少,所以对含孔纤维增强镁合金层合板的结构强度和渐进损伤模式的研究在工程实践中具有重要意义。

本文以开孔的玻璃纤维增强镁合金层合板 (Glass fiber reinforced magnesium laminates, GFRL/Mg) 为研究对象,探究其制备过程,通过试验及有限元仿真数值分析研究其在不同孔径下的拉伸剩余强度、裂纹扩展及损伤失效模式,从而为实际工程应用打下基础。

1 试样设计、制备和试验过程

1.1 GF/EP 镁合金层合板试样设计

选用型号为 AZ31 的镁合金、玻璃纤维和环氧树脂 (Glass Fiber/Epoxy, GF/EP),采用预先浸透的方式提前准备,玻璃纤维布完全浸透环氧树脂和固化剂 (环氧树脂和固化剂型号为 BE188EL/AM838; 玻璃纤维预浸料为南京新核复合材料有限公司生产),在使用前按照预定工艺分别提前预热。试验所用 GFRL/Mg 铺层顺序为 [Mg/90°/0°/Mg/0°/90°/Mg],如图 1 所示。GF/EP 预浸料力学性能参数如表 1 所示。AZ31 镁合金板的力学性能参数如表 2 所示 (由厂家提供)。表 1^[12-13] 和 2 数据将

用于有限元仿真模型的建立和材料属性的赋予。

1.2 GFRL/Mg 试样制备

由于 GF/EP 和镁合金层板的层间结合问题会影响到 GFRL/Mg 的拉伸力学性能,为了提高 GF/EP 预浸料和镁合金板之间的结合力,改进了纤维金属层合板的制备工艺来减少分层现象的产生。首先对镁合金层与纤维层接触的表面进行打磨喷砂处理,然后采用了高锰酸钾-磷酸盐溶液浸泡化学处理镁合金板的表面^[14-15],接下来用丙酮清洗表面,放入 DHG-9030A 鼓风干燥箱烘干并在镁合金层和纤维预浸料表面均匀涂刷一层界面树脂,按照 [Mg/90°/0°/Mg/0°/90°/Mg] 进行铺层,然后放入热模压固化设备进行固化,如图 2 所示。

图 3 为 GFRL/Mg 热模压固化流程,在设备中按照图 3 中所示设定好参数。在升温的初期对设备热模压层进行预热,当达到 160 °C 时放入铺层好的试件,进行加压热固化流程。纤维金属层合板热模压固化设备为青岛华博热压机,如图 4 所示。

1.3 拉伸性能测试

热模压固化好的试样冷却到室温后,对按照 GB/

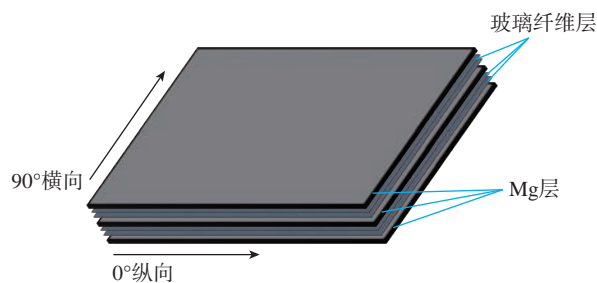


图 1 GFRL/Mg 铺层设计

Fig.1 Design of GFRL/Mg alloy layering

表 1 GF/EP 预浸料力学性能参数^[12-13]

Table 1 Mechanical properties of GF/EP prepreg^[12-13]

力学性能	数值	力学性能	数值
E_{11}/GPa	49.65	S_{23}/MPa	37
E_{22}/GPa	12.9	X_T/MPa	301
E_{33}/GPa	12.9	$Y_T = Z_T/\text{MPa}$	25
$G_{12} = G_{13}/\text{GPa}$	5.33	Y_C/MPa	96
G_{23}/GPa	5.33	$\nu_{12} = \nu_{13}$	0.34
$S_{12} = S_{13}/\text{MPa}$	50	ν_{23}	0.3

表 2 AZ31 镁合金力学性能参数

Table 2 Mechanical properties of AZ31 magnesium alloy

杨氏模量 E/GPa	剪切强度 G/GPa	泊松比 ν	厚度/mm
45	14	0.3	0.5

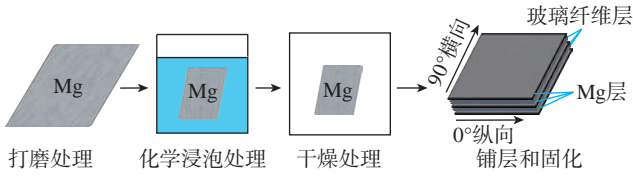


图2 GFRL/Mg 试样制备流程
Fig.2 Repair process of GFRL/Mg

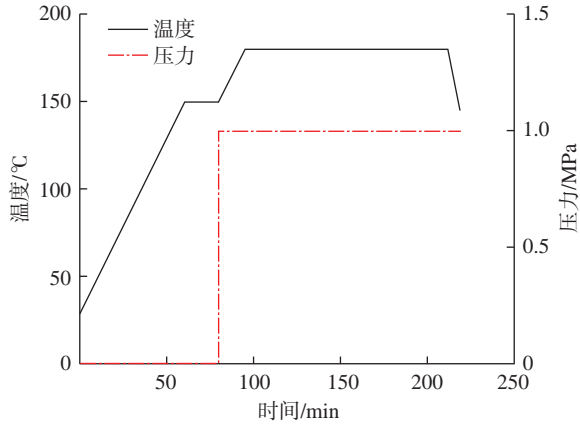


图3 GFRL/Mg 热模压固化流程
Fig.3 Hot molded curing process of GFRL/Mg



图4 GFRL/Mg 热模压固化设备
Fig.4 Hot molded curing equipment for GFRL/Mg

T1447—2005^[16] 测量所得的几何尺寸长宽分别为 250 mm 和 25 mm 的试样进行切割和打孔。拉伸性能采用 YAW-5000F 万能伺服压力试验机以 2 mm/min 的加载速率进行测试,夹持试件时保证试件处于夹具中心且垂直位置,每组 5 个试样,共计 35 个试件,最后得出试件的应力-应变曲线和剩余强度。

2 损伤失效判据和有限元数值仿真模型

2.1 损伤失效判据

本文采用三维 Hashin^[17-18] 失效准则作为复合材料层的损伤失效准则,主要考虑 3 种失效模式:纤维拉压

失效、基体拉压失效、分层失效。3 种失效模式的失效准则如下。

纤维拉压失效准则 (Fiber tensile and compression criterion):

$$F_f^t = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{S_{13}} \right)^2 \geq 1 \quad (\sigma_{11} > 0) \quad (1)$$

$$F_f^c = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_C} \right)^2 \geq 1 \quad (\sigma_{11} < 0) \quad (2)$$

基体拉压失效准则 (Matrix tensile and compression criterion):

$$F_m^t = \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_T} \right)^2 + \frac{1}{S_{23}^2} (\tau_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}) + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{S_{13}} \right)^2 \geq 1 \quad (\sigma_{22} + \sigma_{33} > 0) \quad (3)$$

$$F_m^c = \frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_C} \left[\left(\frac{Y_C}{2S_{23}} \right)^2 - 1 \right] + \frac{(\sigma_{22} + \sigma_{33})^2}{4S_{23}^2} + \frac{\tau_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{S_{13}} \right)^2 \geq 1 \quad (\sigma_{22} + \sigma_{33} < 0) \quad (4)$$

分层失效准则 (Delamination failure criterion):

$$F_1^d = \left(\frac{\sigma_{33}}{Z_T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{S_{13}} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}} \right)^2 \geq 1 \quad (\sigma_{33} > 0) \quad (5)$$

式中, σ_{ij} 、 τ_{ij} 为复合材料层板各方向的应力以及剪切应力; X_C 、 X_T 、 Y_C 、 Y_T 、 Z_C 、 Z_T 分别表示单向复合材料铺层相关方向的拉伸和压缩强度; S_{ij} 为相应面内的剪切强度。

2.2 材料的渐进损伤退化模型

含孔纤维增强镁合金层合板损伤开始之前,应力-应变关系表现为线弹性。

$$\sigma = C : \varepsilon \quad (6)$$

式中, σ 为应力张量; C 为线弹性刚度矩阵; ε 为应变。当损伤开始发生时由 C 转换为 C_d , C_d 为损坏的弹性刚度矩阵,定义如下^[19-20]:

$$C_d = \frac{1}{D} \begin{pmatrix} (1-d_f)E_1 & (1-d_f)(1-d_m)v_{21}E_1 & 0 \\ (1-d_f)(1-d_m)v_{12}E_2 & (1-d_m)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & (1-d_s)G_{12}D \end{pmatrix} \quad (7)$$

式中, $D = (1-d_f)(1-d_m)v_{12}v_{21}$; d_f 、 d_m 分别是纤维和基体损伤状态矩阵; d_s 为剪切损伤状态矩阵。4 种损伤模式 d_{ij} 对应的损伤变量演化而来。上述公式中的损伤演变是线性的和渐进的, E_1 和 E_2 分别为各自方向的模量; v_{12} 、 v_{21} 为泊松比; G_{12} 为面内剪切模量。损伤变量如下所示。

$$d_f = \begin{cases} d_n & \bar{\sigma}_1 \geq 0 \\ d_{fc} & \bar{\sigma}_1 < 0 \end{cases} \quad (8)$$

$$d_m = \begin{cases} d_{mt} & \bar{\sigma}_2 \geq 0 \\ d_{mc} & \bar{\sigma}_2 < 0 \end{cases} \quad (9)$$

$$d_s = 1 - (1 - d_6)(1 - d_{ft}) \quad (10)$$

式中, d_{ft} 、 d_{fc} 表征由纤维方向的拉伸和压缩引起的损伤发展; d_{mt} 、 d_{mc} 分别反映由横向方向的拉伸和压缩引起的损伤发展; d_s 代表对剪切刚度的损伤变量, 由纤维和基体开裂引起; d_6 代表由基体开裂引起的对剪切刚度的损伤变量; $\bar{\sigma}_1$ 、 $\bar{\sigma}_2$ 是纤维和横向方向的有效应力。

2.3 有限元数值仿真模型

编写 VUMAT 子程序导入有限元分析软件 ABAQUS 进行数值仿真分析, 建立有限元实体单元模型, 在板厚方向分别对玻璃纤维双向布、树脂连接层、镁合金板等赋予材料属性参数。镁合金层和纤维层根据其本构模型分别采用各向同性和正交各向异性弹性建模。纤维层和镁合金层网格划分采用 C3D8R 减缩积分单元进行, 二者的粘接层采用 COH4D8 积分单元进行, 孔边存在应力集中地方进行网格细化划分。玻璃纤维增强镁合金层合板数值分析模型如图 5 所示。

3 有限元仿真结果与试验结果分析

3.1 有限元等效塑性应变结果与试验对比

由于纤维金属层合板的渐进损伤失效是一个动态的过程, 纤维层位于层合板内部, 较难在试验过程中对这一部分的渐进损伤扩展进行观测。有限元仿真分析能够观测任意一层的渐进损伤扩展过程, 因此有限元仿真分析能够有效地研究纤维金属层合板内部纤维层变形和渐进损伤失效过程。

图 6 为含孔 GFRL/Mg 试件失效后局部细节图及有限元数值结果对比。从试验及数值仿真结果可知, 镁



图 5 含孔 GFRL/Mg 数值分析模型

Fig.5 Numerical analysis model of GFRL/Mg with hole

合金层在拉伸载荷下发生了明显的塑性变形, 试件裂纹逐渐从孔边向周围扩展, 扩展方向与加载方向垂直。随着分析步和载荷的增长, 镁合金层塑性损伤区域明显开始逐渐扩大, 镁合金层截面存在塑性屈服和颈缩现象, 断裂模式为伴随着有一定的分层现象的延性断裂。从 PEEQ 等效塑性应变云图和试验图可以对比得出, 镁合金层的塑性变形扩展范围和试验的断裂失效范围一致, 随着载荷的持续增加镁合金层发生韧性断裂失去承载能力。

3.2 有限元仿真结果分析

SDV 为 VUMAT 子程序定义的复合材料层损伤状态变量, 其中 SDV1 为纤维的损伤状态, SDV3 为基体的损伤状态。有限元数值模型的断裂采用单元删除去控制, 当损伤状态达到 1 时单元失效, 执行单元删除步骤, 此单元不再承受或者传递载荷, 损伤状态为 0 则表示该单元未失效。

图 7 为 GFRL/Mg 0° 纤维层 (SDV1) 和 90° 基体层 (SDV3) 的损伤演化云图。随着载荷的增加, 在圆孔 90° 横向方向上孔边应力集中区域的单元首先发生部分损伤, 然后裂纹往纵向两侧扩展, 损伤失效的范围从“X 形状”逐渐向“漏斗形状”扩展。其中, 90° 纤维层的基体会先达到承载极限, 因为 90° 纤维层承担主要承载作用的是基体, 90° 纤维层阻止裂纹的扩展起到了桥接作用。随着载荷的持续上升, 受损伤的单元逐步向外扩展, 90° 纤维层的基体失效范围逐渐扩展为围绕着孔洞的漏斗形状, 伴随着 0° 纤维层的基体失效, 纤维层损伤开始逐渐扩展, 由于 0° 纤维层的纤维承担了大部分的荷载, 当纤维发生破坏时 0° 纤维层的基体也随之发生破坏。随后 0° 纤维层达到承载能力极限发生破坏, 复合材料层发生整体断裂, 同时镁合金层也发生韧性失效断裂, 整个 GFRL/Mg 试件失效断裂。

3.3 渐进损伤失效分析

图 8 为经过表面处理的镁合金表面微观形貌, 镁

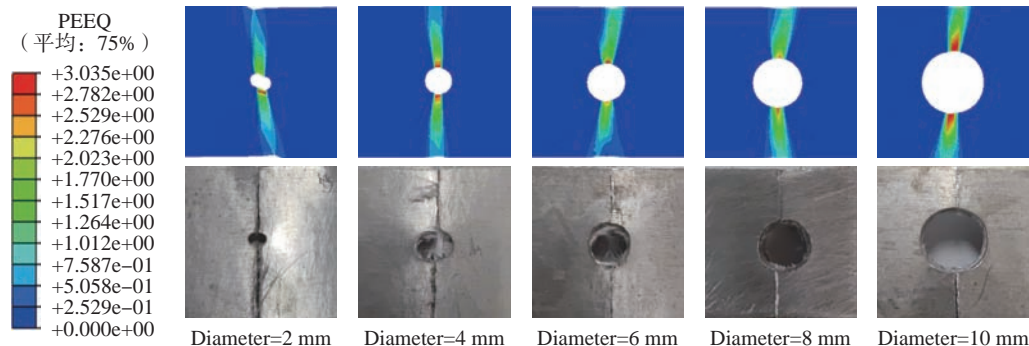
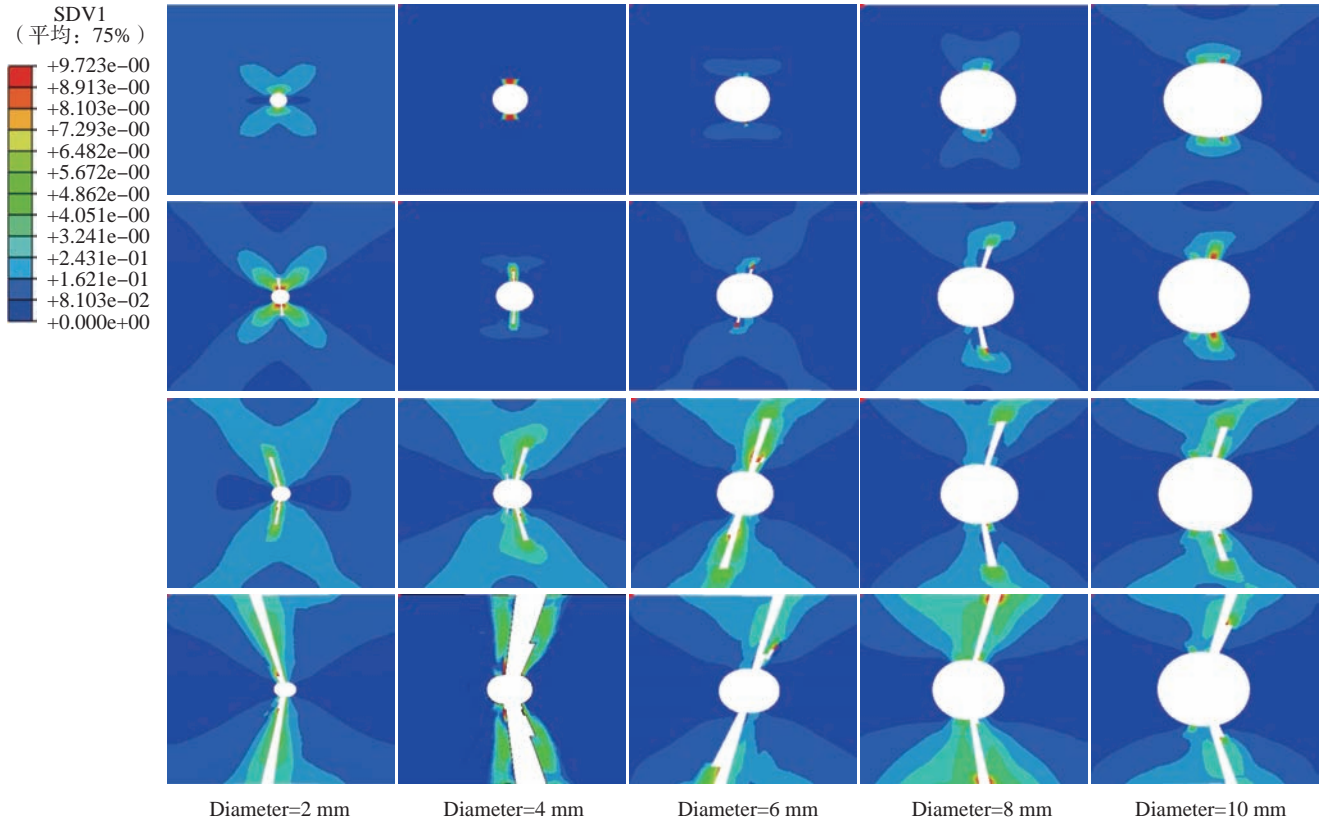
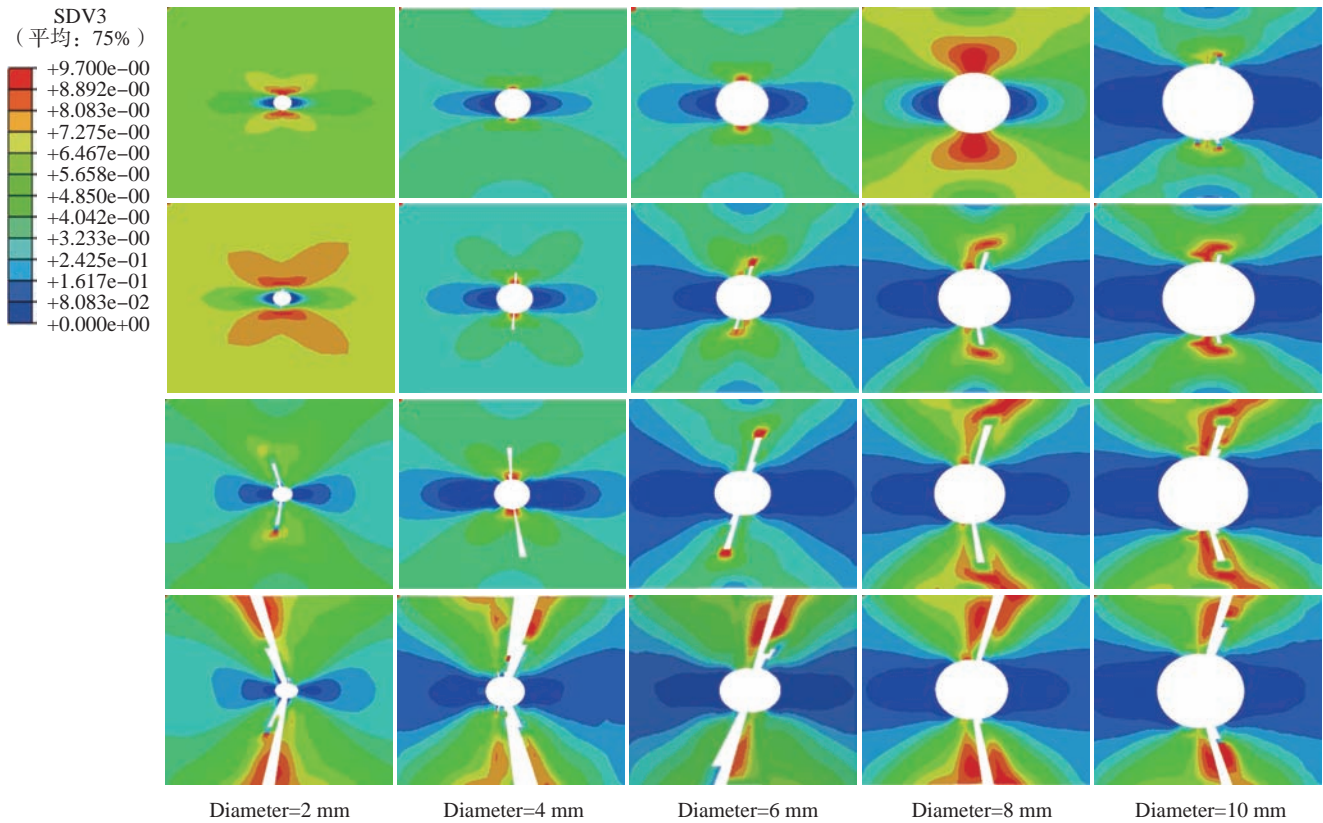


图 6 含孔 GFRL/Mg 试件拉伸塑性失效

Fig.6 Tensile plastic failure of GFRL/Mg with hole



(a) 0°纤维层 (SDV1)



(b) 90°基层层 (SDV3)

图7 含孔GFRL/Mg试件渐进损伤演化
Fig.7 Progressive damage evolution of GFRL/Mg with hole

合金表面经过打磨喷砂和高锰酸钾磷酸盐溶液表面改性处理过后,层板表面形成了片状的高锰酸钾磷酸盐转化物膜,可以观察到表面较为粗糙,呈现深浅不一的纹理,有利于树脂渗入到孔隙中,提高了镁合金表面浸润性,使得层间表面的机械咬合作用增强,有效加强了镁合金层和纤维层的界面结合力,提高了试件的整体性。

根据图 9 (a) 可以分析得出,未经过表面改性处理的试件,由于在制备和热固化过程中存在应力,镁合金层和纤维层之间界面存在明显的分层和纤维层褶皱等缺陷,存在部分微小孔洞,层间胶接整体性较差;如图 9 (b) 所示,经过表面化学和物理处理的试件,其镁合金层和纤维层之间胶接紧密整体性较好,有效减少了层间的分层以及褶皱、微孔洞等缺陷,提升了试件层间的紧密性及整体性。

AZ31B 镁合金层在完全断裂失效前的断裂模式可以分为脆性断裂和延性断裂。如图 10 (a) 所示,由于纤维/基体的脱粘等失效现象,在试件断裂区域可观察到光滑的纤维拔出和断裂现象。由于树脂基体首先失效导致纤维脱粘和拔出,纤维周边呈现出树脂基体碎屑和纤维分离现象。树脂基体在破坏时向玻璃纤维有一个应力传递过程,过程顺序为树脂基体-纤维层-金属层。由于不同层之间的应力梯度存在差异,因此 GF/EP-镁合金层合板拉伸损伤模式较为复杂。由图 10 (b) 分析得出,镁合金层的拉伸断裂失效后,断裂界面表现为典型的韧脆混合的断裂模式,断裂面主要由解理面构成,呈现为河流花样形状,存在着少量的韧窝和撕裂棱现象,因此镁合金层的断裂失效模式为典型的韧脆性混合的断裂模式。综上可以分析得出,GF/EP-镁合金层合板的损伤失效模式是一个多种损伤模式混合的渐进模式。

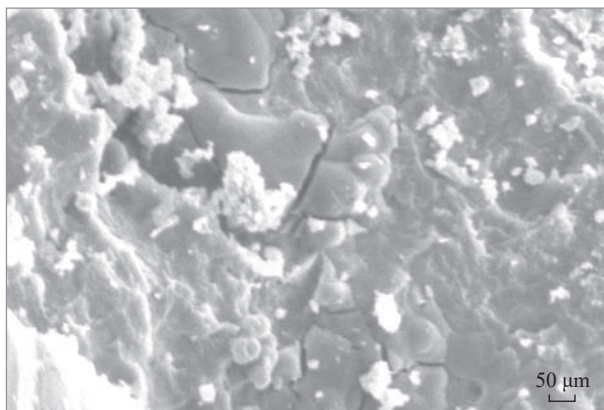


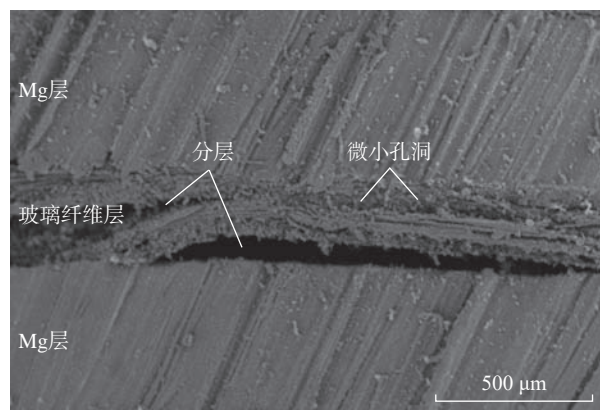
图 8 经过表面处理的镁合金表面微观形貌图

Fig.8 Surface microstructure diagram of magnesium alloy after surface treatment

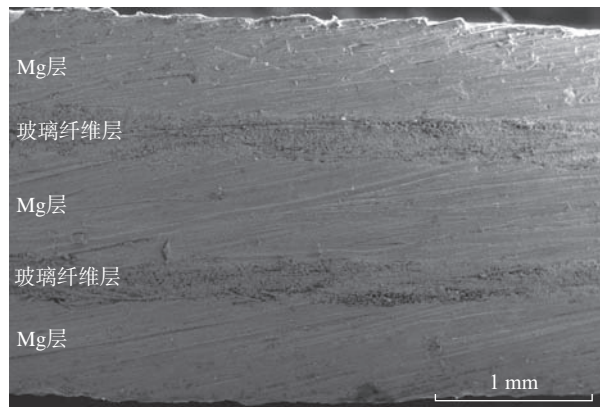
图 11 为拉伸试验后 FMLs 试件侧面视图,图 11 (a) 试件中显示镁合金层和纤维层破坏之后存在比较明显的分层现象;图 11 (b) 中试件显示镁合金层在断裂之后存在错层现象。在纤维金属层合板渐进失效过程中,由于镁合金层和纤维层的层间存在应变梯度的不同,更早地发生纤维和基体损伤,因此会导致镁合金层和纤维层分层和错层现象,分层扩展导致试件丧失整体性,延性损伤沿着裂纹方向快速扩展,试件失去承载能力。复合材料层中主要承担拉伸载荷的是 0° 纤维层,纤维层先于镁合金层断裂,镁合金层的断裂是纤维层断裂之后的一个快速的过程,导致最后的承载力断崖式下降。分层使得试件失去整体性,是导致试件失去承载能力原因之一。数值模拟渐进损伤扩展分析与试验吻合较为一致,较好地模拟了 GF/EP 增强镁合金层合板的承载破坏形态。

3.4 试验结果分析

图 12 为 FMLs 试件在不同处理下的应力-应变曲线,经过表面处理的试件相较于未经过处理的试件拉伸强度提升了 35.37 MPa。GFRL/Mg 为材料差异性较大的叠层复合材料,试件良好的整体性和结合界面有利于



(a) 未进行表面处理

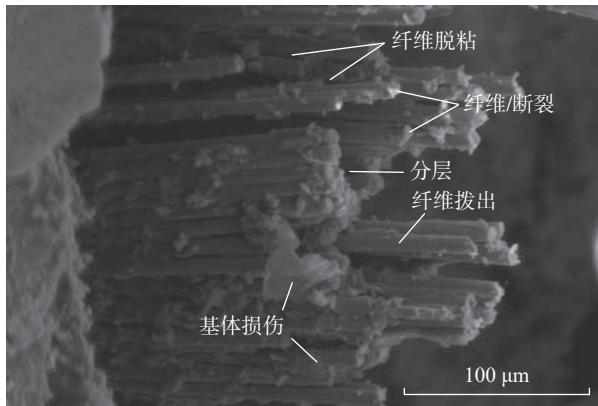


(b) 表面改性处理

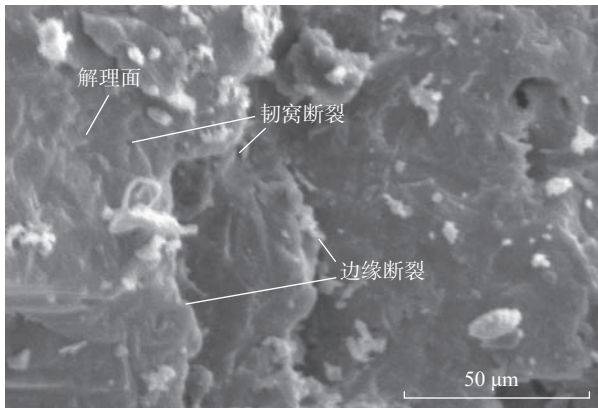
图 9 不同表面处理方式下 GF/EP-镁合金层合板侧面微观形貌图
Fig.9 Lateral morphology of GF/EP-magnesium alloy laminates under different surface treatments

层间应力的传递、发挥材料的性能优势且延缓裂纹的扩展,能够有效提升 FMLs 试件的抗拉强度。

图 13 为 GFRL/Mg 在拉伸载荷下的应力 - 应变及剩余强度曲线。由图 13 (b) 可知,随着孔径增加,GFRL/Mg 剩余强度呈现明显下降趋势。图 13 (a) 中应力 - 应变曲线可以分为 4 个阶段:初始弹性阶段、屈服过渡阶段、屈服后阶段和承载失效阶段。当应变小于 0.65% 时,试件处于线弹性阶段,应力 - 应变曲线存在比较明显的双线性现象。在屈服过渡阶段,随着载荷的



(a) 玻璃纤维层



(b) 镁合金层

图 10 GF/EP-镁合金层合板断裂失效微观形貌图
Fig.10 Microstructure diagram of fracture failure of GF/EP-magnesium alloy laminates

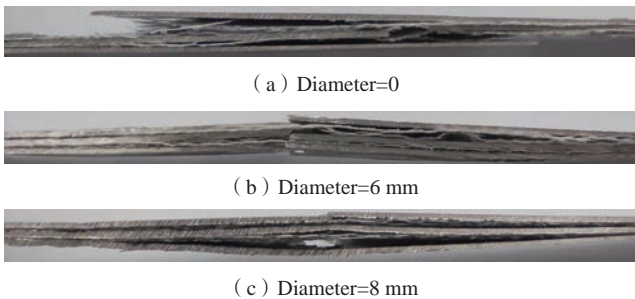


图 11 拉伸试验后 FMLs 试件侧面

Fig.11 FMLs specimens side surface after tensile test

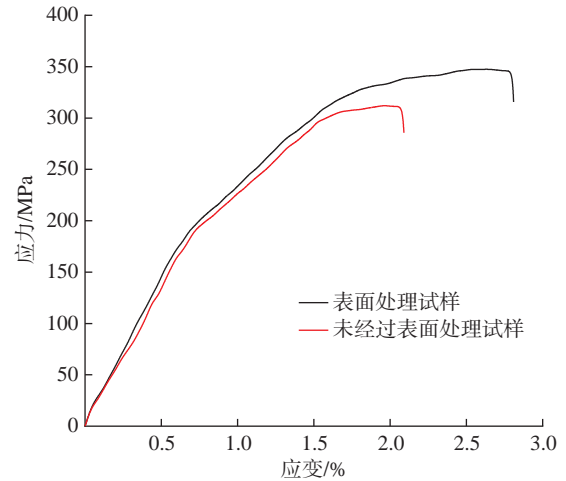
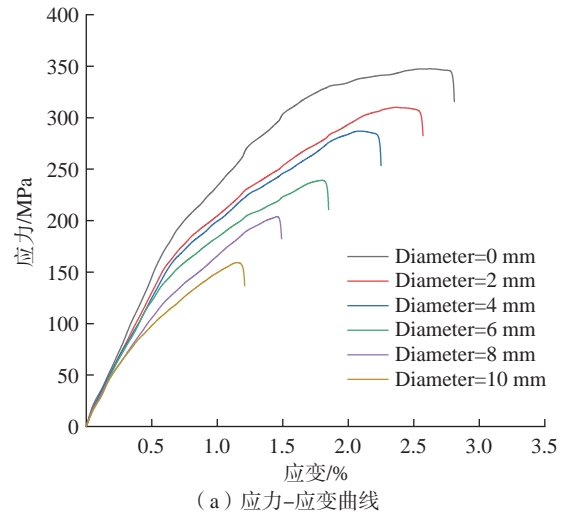
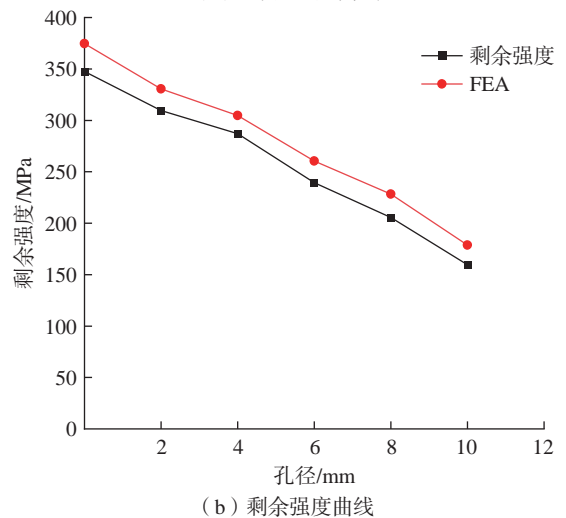


图 12 FMLs 试件在不同处理下的应力 - 应变曲线

Fig.12 Stress-strain curves of FMLs specimens under different treatments



(a) 应力-应变曲线



(b) 剩余强度曲线

图 13 FMLs 试件在不同孔径下的应力 - 应变曲线以及剩余强度随孔径变化曲线

Fig.13 Stress-strain curves and residual strength variations with diameter of FMLs specimens

增加,镁合金层的塑性屈服和分层损伤扩展,使得曲线具有了一定的非线性。随着应力-应变的持续增长,曲线斜率下降,同时纤维层承担的载荷占比越来越高,镁合金层板出现了塑形屈服失效现象。其中,未开孔试件在应力达到 207 MPa 时有明显的纤维断裂声音的出现。曲线后期的轻微非线性是由于 FMLs 的非线性剪切变形和拉伸过程中存在的损伤累积导致的。随着孔径的增大,层合板在加工过程损伤越大,会导致亚临界损伤范围扩大,使得层板的应力重分布和剩余强度减小。当外载荷施加到接近极限值时,可以观察到分层现象沿着镁合金层和纤维层界面扩展,试件失去承载能力。0~10 mm 孔径下,有限元仿真得到的剩余强度与试验结果误差分别为 7.76%、6.78%、6.17%、8.83%、10.96%、11.89%,平均误差 8.73%,可见有限元模拟结果能够与试验数据较好地吻合。

开孔敏感系数 N_{SCF} 能够反映试件的开孔敏感情况,计算公式如下。

$$N_{SCF} = \sigma_s / \sigma_0 \quad (11)$$

式中, σ_s 为开孔试件的拉伸强度; σ_0 为未开孔试样的拉伸强度。由表 3 可知,试件的开孔敏感系数 N_{SCF} 随着开孔直径的增大而减小。由于截面承载面积的减小,剩余强度随着开孔直径的增大而逐渐减小。开孔直径为 10 mm 试件的剩余强度只达到未开孔试件剩余强度的 45.92%。因此在实际工程应用时开孔直径不宜过大,应保持在合理的范围之内。

4 结论

本文通过对比试验和有限元数值模拟研究了含孔纤维增强镁合金层合板的损伤演化和失效机制。将 VUMAT 子程序集成到 ABAQUS/Explicit 中进行了数值仿真分析。此外,本文还对 GFRL/Mg 的制备过程进行了探索,得出如下结论。

(1) 对镁合金层板表面进行物理和化学处理都能

够有效提升纤维层和合金层的机械咬合力,采用了上述工艺成型的试件整体性较好。表面经过处理的试件拉伸强度相较于未经过表面处理的试件提升 11.33%,表明该工艺适用于 GFRL/Mg 的制备。

(2) 从 SEM 微观形貌图和有限元分析得出,拉伸载荷中 GFRL/Mg 主要损伤模式为镁合金层塑性损伤和复合材料层伴随着层间分层、纤维断裂、基体开裂、纤维拔出的混合失效模式。由于层间存在应力传递和明显的应变梯度不同,分层损伤发生在试件断裂之前,损伤失效从局部扩展到整体。

(3) 在拉伸载荷下,含孔 GFRL/Mg 渐进损伤顺序为:镁合金层板初始塑性变形、基体损伤失效、分层失效扩展到层压板边缘,最后是纤维和镁合金层依次断裂失效。

(4) 随着孔径的增加,截面承载面积减小。当孔径达到 10 mm 时,GFRL/Mg 剩余强度比孔径为 2 mm 时降低了 48.45%。因此在实际工程应用上,开孔直径不宜过大。

(5) 有限元数值仿真模拟剩余强度与试验结果的平均误差为 8.73%,在损伤失效模式和裂纹扩展等方面吻合较好,能够为工程实际应用提供参考。

参考文献

- [1] MARSH G. Airbus A350 XWB update[J]. Reinforced Plastics, 2010, 54(6): 20-24.
- [2] 吴素君,解晓伟,晋会锦,等. 纤维金属层板力学性能的研究现状[J]. 复合材料学报, 2018, 35(4): 733-747.
WU Sujun, XIE Xiaowei, JIN Huijin, et al. Mechanical properties of fibre metal laminates: A review[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(4): 733-747.
- [3] 吴国清,潘英才,张宗科,等. 超轻纤维金属层板的研究进展[J]. 航空制造技术, 2016, 59(23/24): 133-136.
WU Guoqing, PAN Yingcai, ZHANG Zongke, et al. Research progress of ultra-light fiber metal laminates[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(23/24): 133-136.
- [4] 赵艺桥,于涛,郭逸纯,等. 植物纤维金属层合板的抗低速冲击性能[J]. 建筑材料学报, 2022, 25(8): 830-835.
ZHAO Yiqiao, YU Tao, GUO Yichun, et al. Low velocity impact performance of plant fiber metal laminates[J]. Journal of Building Materials, 2022, 25(8): 830-835.
- [5] CORTÉS P, CANTWELL W J. The fracture properties of a fibre-metal laminate based on magnesium alloy[J]. Composites Part B: Engineering, 2005, 37(2-3): 163-170.
- [6] 白士刚. 玻璃纤维增强铝合金层合板疲劳裂纹扩展的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2014.
BAI Shigang. Fatigue crack propagation in glass fiber reinforced aluminium laminates[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014.
- [7] RANS C D, ALDERLIESTEN R C, BENEDICTUS R. Predicting the influence of temperature on fatigue crack propagation in Fibre Metal Laminates[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2011, 78(10): 2193-2201.

表 3 开孔敏感系数与试件拉伸强度
Table 3 Opening sensitivity coefficient N_{SCF} and tensile strength of specimens

孔径/mm	开孔敏感系数 N_{SCF}	剩余强度/MPa
0	1	347.62354
2	0.890743	309.64332
4	0.825411	286.94286
6	0.688430	239.31452
8	0.591603	205.65523
10	0.459220	159.63564

[8] 赵丽滨, 龚愉, 张建宇. 纤维增强复合材料层合板分层扩展行为研究进展[J]. 航空学报, 2019, 40(1): 522509.

ZHAO Libin, GONG Yu, ZHANG Jianyu. A survey on delamination growth behavior in fiber reinforced composite laminates[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2019, 40(1): 522509.

[9] WANG C Z, YAO L, HE W T, et al. Effect of elliptical notches on mechanical response and progressive damage of FMLs under tensile loading[J]. *Thin-Walled Structures*, 2020, 154: 106866.

[10] JAKUBCZAK P, BIENIAS J, SUROWSKA B. Interlaminar shear strength of fibre metal laminates after thermal cycles[J]. *Composite Structures*, 2018, 206: 876–887.

[11] GERENDT C, DEAN A, MAHRHOLZ T, et al. On the progressive failure simulation and experimental validation of fiber metal laminate bolted joints[J]. *Composite Structures*, 2019, 229: 111368.

[12] SHI Y, SWAIT T, SOUTIS C. Modelling damage evolution in composite laminates subjected to low velocity impact[J]. *Composite Structures*, 2012, 94(9): 2902–2913.

[13] 陈勇, 庞宝君, 郑伟, 等. 纤维金属层板低速冲击试验和数值仿真[J]. 复合材料学报, 2014, 31(3): 733–740.

CHEN Yong, PANG Baojun, ZHENG Wei, et al. Tests and numerical simulation on low velocity impact performance of fiber metal laminates[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2014, 31(3): 733–740.

[14] 翟豹, 王树彬, 张博明, 等. 阳极氧化工艺对纤维-铝合金层板力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 2013, 30(3): 154–159.

ZHAI Bao, WANG Shubin, ZHANG Boming, et al. Effect of anodizing process on the mechanical properties of glass fiber reinforced aluminum laminates[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2013, 30(3): 154–159.

[15] 刘蒙恩, 张玺. 镁合金表面处理对镁合金-玻璃纤维/环氧树脂叠层板界面性能的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(24): 93–97, 101.

LIU Meng'en, ZHANG Xi. Effect of magnesium alloy surface treatment on interfacial properties of fiber magnesium alloy glassy epoxy resin laminate[J]. *Hot Working Technology*, 2018, 47(24): 93–97, 101.

[16] 国家质量监督检验检疫总局, 国家标准化管理委员会. 纤维增强塑料拉伸性能试验方法: GB/T 1447—2005[S]. 北京: 中国标准出版社, 2005.

General Administration of Quality Supervision, Inspection and Quarantine of China, Standardization Administration of China. Fiber-reinforced plastics composites—Determination of tensile properties: GB/T 1447—2005[S]. Beijing: Standards Press of China, 2005.

[17] HASHIN Z, ROTEM A. A fatigue failure criterion for fiber reinforced materials[J]. *Journal of Composite Materials*, 1973, 7(4): 448–464.

[18] HASHIN Z. Failure criteria for unidirectional fiber composites[J]. *Journal of Applied Mechanics*, 1980, 47(2): 329–334.

[19] LAPCZYK I, HURTADO J A. Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2007, 38(11): 2333–2341.

[20] CHEN J F, MOROZOV E V, SHANKAR K. A combined elastoplastic damage model for progressive failure analysis of composite materials and structures[J]. *Composite Structures*, 2012, 94(12): 3478–3489.

(上接第 121 页)

[25] SUN X D, ZHU H G, LI J L, et al. Influence of aluminum content on the microstructure and properties of the in situ TiC reinforced Al_xFeCoNiCu high entropy alloy matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 743: 540–545.

[26] ZHANG S Z, CHEN Z, WEI P, et al. Wear properties of graphene/zirconia biphas nano-reinforced aluminium matrix composites prepared by SLM[J]. *Materials Today Communications*, 2022, 30: 103009.

[27] JIN Y, ZHAO X L, BAI P K, et al. The graphene/AlSi10Mg composites with fine cells and nano-Si precipitates fabricated using selective laser melting[J]. *Materials Letters*, 2022, 324: 132775.

[28] MA M M, CAO Y J, WANG Q, et al. Study on the forming mechanism and corrosion resistance of doping graphene composite film on the 6061 Al alloy[J]. *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*, 2022, 107: 483–492.

[29] TAN Q Y, ZHANG J Q, SUN Q, et al. Inoculation treatment of an additively manufactured 2024 aluminium alloy with titanium nanoparticles[J]. *Acta Materialia*, 2020, 196: 1–16.

[30] ZHANG Y H, LIU Y, WANG J K, et al. Microstructure and wear resistance of direct laser-deposited TiC-enhanced aluminum-based composite coating for brake discs[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2023, 455: 129193.

[31] NGUYEN T P, PAZHOUHANFAR Y, ALI DELBARI S, et al. Characterization of spark plasma sintered TiC ceramics reinforced with graphene nano-platelets[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(11): 18742–18749.

[32] BHARAT N, BOSE P. Influence of nano-TiO₂ particles on the microstructure, mechanical and wear behaviour of AA7178 alloy matrix fabricated by stir casting technique[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 2023, 237(4): 753–766.

[33] CHEN L Y, XU J Q, CHOI H, et al. Processing and properties of magnesium containing a dense uniform dispersion of nanoparticles[J]. *Nature*, 2015, 528(7583): 539–543.

[34] LI R D, WANG M B, LI Z M, et al. Developing a high-strength Al-Mg-Si-Sc-Zr alloy for selective laser melting: Crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms[J]. *Acta Materialia*, 2020, 193: 83–98.

[35] WU T, HU Y, LENG Y L, et al. In situ observation of fracture in homogeneous and functionally graded 6061Al/SiC_p composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 830: 142279.

[36] OROPEZA D, HOFMANN D C, WILLIAMS K, et al. Welding and additive manufacturing with nanoparticle-enhanced aluminum 7075 wire[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 834: 154987.

[37] JIN P, LIU Y B, SUN Q J. Evolution of crystallographic orientation, columnar to equiaxed transformation and mechanical properties realized by adding TiC_{ps} in wire and arc additive manufacturing 2219 aluminum alloy[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 39: 101878.

[38] FU R, GUO Y L, CUI Y N, et al. Large-size ultra-high strength-plasticity aluminum alloys fabricated by wire arc additive manufacturing via added nanoparticles[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 864: 144582.

[39] LAL S, SEHRAWAT R, SHARMA N. A short review on the developments of aluminium matrix composites[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2023.

通讯作者: 盛冬发, 教授, 博士生导师, 研究方向为黏弹性材料损伤与断裂。

(责编 晓月)

通讯作者: 周祥曼, 副教授, 博士, 主要从事电弧增材制造/再制造研究。

(责编 晓月)

创造价值 贡献航空

“大飞机专刊” 征稿

选题背景

随着全球经济活动的发展，航空技术推动着航空运输在过去几十年中保持增长态势。专家预测，未来10年全球航空运力短缺，新飞机交付量将达2.06万架。为应对世界石油危机、全球变暖及其导致的极端气候，实现碳达峰和碳中和，未来大型民机将会朝着新能源化、低能耗化和超声速化的方向发展。本刊继续策划和推出“大飞机专刊”，从飞机构型、结构设计、制造工艺、新材料、新动力形式、新能源化等方面阐述大飞机的关键技术和发展趋势，欢迎专家学者们提供优秀稿件。

征稿范围

大型整体结构件成形制造、高性能薄壁结构控形控性制造、大型飞机新构型设计、轻质材料与轻量化结构、结构件拓扑优化设计与增材制造、智能化装配、飞机结构疲劳寿命与健康检测、新能源技术与绿色航空、高效航空发动机、高超声速飞行器、翼身融合布局、仿生减阻技术、智能制造技术与数字工厂等。

投稿要求

1. 综述/研究论文均可，体现出创新性，论点明确、论证充分、结构可靠。
2. 保证投稿论文的原创性，无抄袭、剽窃和侵权等行为，不一稿多投。
3. 投稿本专题，请提前与学术编辑联系，稿件投递到收稿邮箱（cuij068@avic.com）。

截稿日期

本征稿于2024年12月31日截止。

联系方式

责任编辑：崔逸飞

联系电话：15901138813

公司名称	位置	索引号
Tebis中国总部	封二	24-1017
北京韦林意威特工业内窥镜有限公司	封三	24-1005
温泽测量仪器（上海）有限公司	封底	24-1015
北京易加三维科技有限公司	1	24-1001
埃马克（中国）机械有限公司	3	24-1022
斯达拉格公司	5	24-1014
约翰内斯·海德汉博士（中国）有限公司	7	24-1038
北京迪蒙数控技术有限责任公司	9	24-1011
北京东兴润滑剂有限公司	11	24-1004
易格斯（上海）拖链系统有限公司	13	24-1051
郑州市钻石精密制造有限公司	132	24-1067

高强轻质 “航”程无忧

碳纤维复合材料解决方案

2024

北京·SAMPE

时间

6月19-21日

郑钻展位

A8-318

· 无纤维撕裂、出口平整
有效避免撕裂分层

· 孔壁表面质量好
减少断裂和毛刺

· 切削刃过中心结构
稳定高效

· 钻孔和镗窝一次完成
高效生产、缩短时间

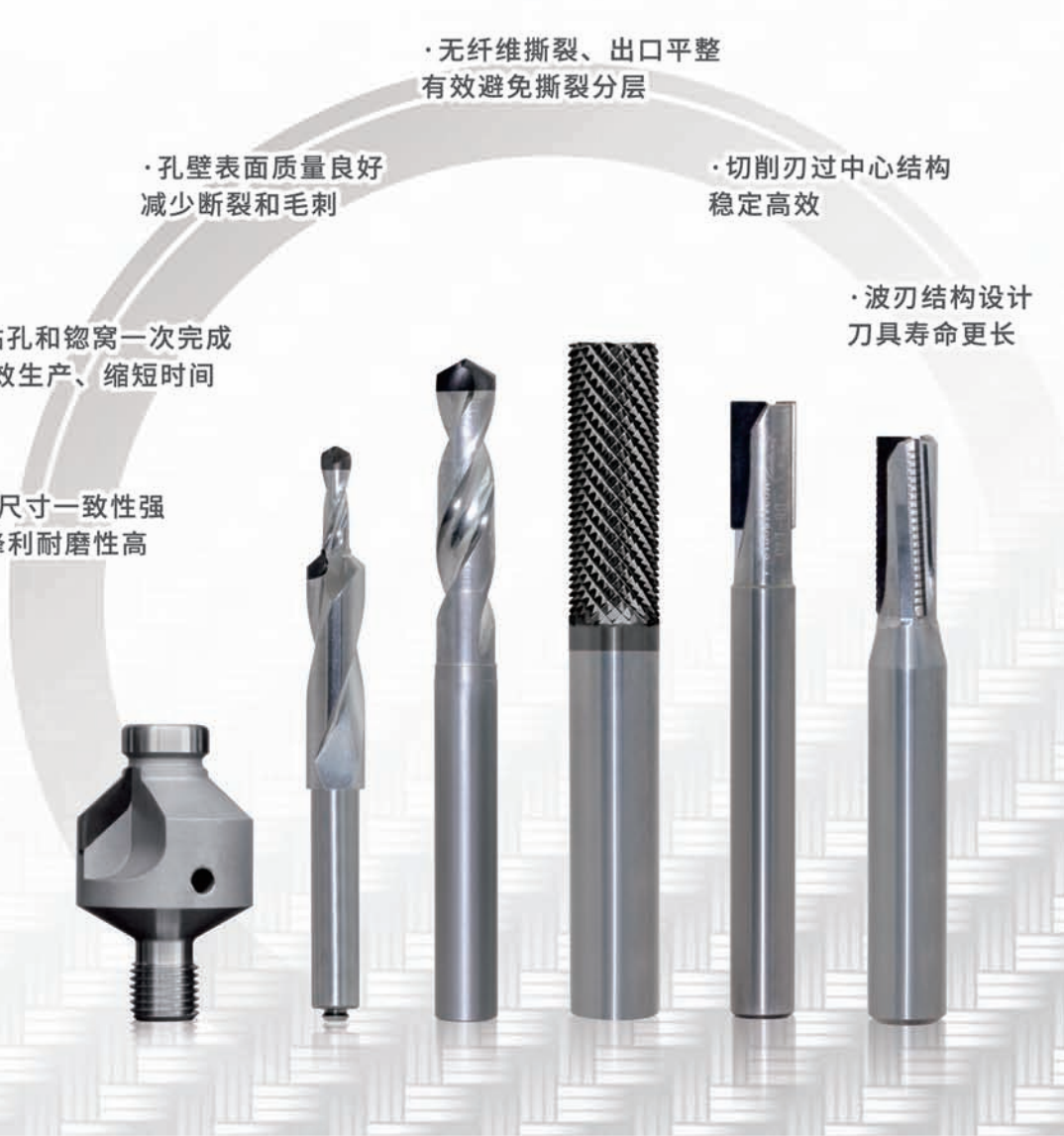
· 波刃结构设计
刀具寿命更长

· 刃部尺寸一致性强
刃口锋利耐磨性高

— 孔加工刀具

— 钻铰镗复合刀具

— 铣削刀具





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



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

CCD原生像素值可达120万

叶片智能计数分析功能

北京韦林意威特工业内窥镜有限公司

贝克休斯检测科技业务美国韦林工业内窥镜产品及服务中国专门经销商

中国北京亚运村北辰汇欣大厦B座0901室至0907室 电话 (8610) 8499 1572 手机 (86) 13901023370 网站 www.everestbj.com



广告索引号24-1005

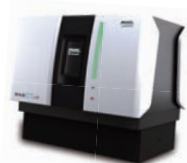
WENZEL®

创新计量解决方案 INNOVATIONS IN METROLOGY

OUR PRODUCTS



3D Metrology
三坐标测量技术



Computed Tomography
工业CT



Large Gantry CMM
大型龙门坐标测量技术



Optical High Speed Scanning
高速光学扫描测量系统



**Automotive Solutions And
Design Studio Solutions**
汽车测量与造型解决方案



Shopfloor CMM
车间型坐标测量技术



Gear Tester
齿轮测量解决方案



Mobile Measuring Arm
便携式关节臂



Handheld 3D Scanner
手持式3D扫描仪



温泽测量微信公众号

温泽测量仪器(上海)有限公司
上海市青浦区崧秀路219号

电话: +86 21 5970 3088
传真: +86 21 5970 3082

邮箱: info@wenzel-cmm.cn
网址: www.wenzel-cmm.cn

广告索引号24-1015