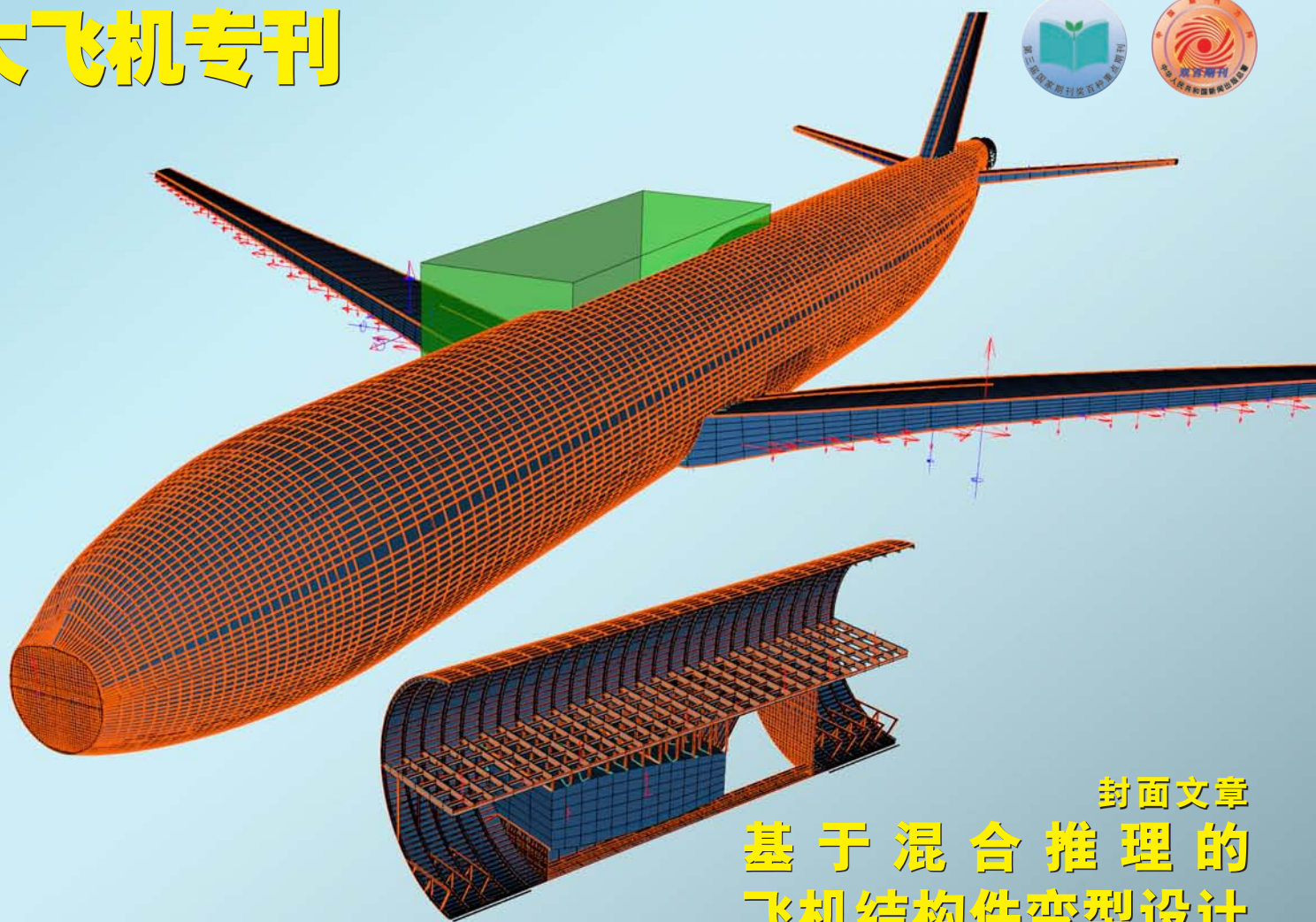


航空制造技术

2022年 第21期
Vol.65 No.21

2022 大飞机专刊



封面文章
**基于混合推理的
飞机结构件变型设计**

专稿
**高速冲击表面处理对
金属材料表面完整性的影响**

论坛
先进焊接/连接技术





航空工业认证合作伙伴。

明智投资，显著提效。

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

巴索瑞士，值得一试。
blaser.com/aerospace

关注我们的微信公众号，了解更多信息。



DMG MORI 航空航天卓越技术中心

卓越的机匣和旋转件解决方案

从项目构思到全新解决方案



复合加工技术

交钥匙解决方案



技术咨询和工艺开发

全工艺链的综合性解决方案

机床的CAD / CAM仿真和在机测量

准确装夹和自动加工工艺

绿色按钮工艺

刀具数据管理

监测和控制全工艺链



数字化和工艺分析



参与OEM厂商和科研机构的早期研发



工件规格 ▶ 首件合格



有关DMG MORI卓越技术中心的详细信息, 请访问官网:

aerospace.dmgmori.com

广告索引号22-1068

DMG MORI

AERONAUTICAL MANUFACTURING TECHNOLOGY

航空制造技术



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

编委会

Editorial Board

名誉主任 关 桥
Honorary Director Guan Qiao

主任 李志强
Director Li Zhiqiang

常务副主任 陈 刚
Executive Vice-Director Chen Gang

副主任 吕宏军 李涤尘
Vice-Director Lü Hongjun Li Dichen

国内编委

Domestic Members

毕树生 曹正华 陈贵林
Bi Shusheng Cao Zhenghua Chen Guilin
程普强 戴 棣 邓景辉
Cheng Puqiang Dai Di Deng Jinghui
董绍明 杜宝瑞 高兰宁
Dong Shaoming Du Baorui Gao Lanning
高星海 巩水利 古远兴
Gao Xinghai Gong Shuili Gu Yuanxing
官建国 郭德伦 黄传跃
Guan Jianguo Guo Delun Huang Chuanyue
李红卫 李金山 刘黎明
Li Hongwei Li Jinshan Liu Liming
卢廷钧 孟 光 彭 飞
Lu Tingjun Meng Guang Peng Fei
乔利杰 桑建华 单德彬
Qiao Lijie Sang Jianhua Shan Debin
石竖鲲 史玉升 宋利康
Shi Shukun Shi Yusheng Song Likang
汤立民 唐晓松 王立平
Tang Limin Tang Xiaosong Wang Liping
王 鸣 王清江 王时龙
Wang Ming Wang Qingjiang Wang Shilong
王向明 夏跃波 徐九华
Wang Xiangming Xia Yuebo Xu Jiuhua
杨宏青 杨 辉 姚 为
Yang Hongqing Yang Hui Yao Wei
曾元松 张伟刚 张文武
Zeng Yuansong Zhang Weigang Zhang Wenwu
赵希宏 赵祖德 郑 耀
Zhao Xihong Zhao Zude Zheng Yao

国际编委

International Members

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

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

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

出版人 李志强
Publisher Li Zhiqiang

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

国内定价: 20.00元 国外定价: 16.00美元

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

G160

双工位高效蜗杆砂轮磨



双工位工件
更换时间
仅需1.5秒！



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

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

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



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

广告索引号22-1022



新浪微博



官方微信

**客座主编 宋晓国**

哈尔滨工业大学教授，山东省特种焊接技术重点实验室主任，哈尔滨工业大学（威海）材料科学与工程学院院长。入选哈工大青年拔尖人才、山东省泰山学者特聘专家计划、国家高层次青年人才计划。承担国家自然科学基金、国家科技重大专项、装发预研等科研项目30余项。

**客座主编 陈玉华**

南昌航空大学教授，江西省航空构件成形与连接重点实验室主任。入选国家百千万人才工程，江西省“千人计划”科技创新高端人才、江西省青年井冈学者等。主持国家自然科学基金、国防基础科研项目、江西省重点研发计划项目等20余项，授权发明专利30余项。

焊接 / 连接是制造技术的重要组成部分，也是现代工业中不可或缺的环节，尤其在现代航空航天业，其反映了整个行业的制造能力和水平，也是新技术、新工艺和新材料等研究与应用的竞争领域。高速、高温、极端环境等严苛服役条件对飞行器的结构设计、材料和制造提出了更高的要求，特别是轻量化、长寿命、高可靠性、结构功能一体化等对特种焊接 / 连接技术提出了新的挑战。因此，在提高现有激光焊、搅拌摩擦焊、线性摩擦焊、瞬时液相扩散连接和钎焊等连接技术水平的基础上，开发新型焊接或连接方法，研制相应的数字化自动化装备是特种焊接 / 连接技术发展的必然趋势。

特种焊接 / 连接技术的开发正面临多方面挑战。挑战之一来自新材料的出现，铝、镁等轻质材料及高强高温钛合金、金属间化合物、陶瓷等新型高温结构材料的应用愈发广泛。采用传统焊接 / 连接方法实现新型材料的连接很难满足实际服役性能要求。因此，开展针对新材料的新型焊接 / 连接技术开发，揭示接头的冶金过程，并阐明其连接机理是首要任务。另一方面的挑战来自新结构对焊接 / 连接方法的限制，因此针对航空航天产品中的新结构开发焊接 / 连接新方法也是当前研究的重点。

本专题围绕航空航天领域涉及的新材料及异种材料连接、特种连接技术与装备和航空发动机重要部件的焊接与连接等主题进行征稿，最终收录 10 篇代表性论文。其中包含轻质材料的搅拌摩擦焊、高温结构材料的激光焊和线性摩擦焊、外加超声能场辅助连接技术以及典型金属多孔夹层结构的钎焊等，对读者了解相关领域的研究进展和发展趋势具有重要参考价值。希望本专题的出版能够进一步推动我国航空航天制造中先进焊接 / 连接技术的发展。

制造过程 尽在掌握

智能化加工制程是先进制造技术中的关键一环。工业 4.0、工业物联网、云计算和数据移动等趋势方兴未艾，为制造企业开发生产效率和制程能力更高的工艺创造了一个绝佳的机会。

针对 CNC 加工和其他制造形式中的诸多关键制程变量，雷尼绍提供必要的测量和控制技术。



欢迎随时联系我们，一起探讨如何帮助您转变制造方式。

详情请访问 www.renishaw.com.cn



扫描关注雷尼绍官方微信

上海 T +86 21 6180 6416	E shanghai@renishaw.com	天津 T +86 22 8485 7632	E tianjin@renishaw.com	青岛 T +86 532 8503 0208	E qingdao@renishaw.com
北京 T +86 10 8420 0202	E beijing@renishaw.com	成都 T +86 28 8652 8671	E chengdu@renishaw.com	西安 T +86 29 8833 7292	E xian@renishaw.com
广州 T +86 20 8550 9485	E guangzhou@renishaw.com	重庆 T +86 23 6865 6997	E chongqing@renishaw.com	宁波 T +86 574 8791 3785	E ningbo@renishaw.com
深圳 T +86 755 3369 2648	E shenzhen@renishaw.com	苏州 T +86 512 6660 6825	E suzhou@renishaw.com	郑州 T +86 371 6658 2150	E zhengzhou@renishaw.com
武汉 T +86 27 6552 7075	E wuhan@renishaw.com	沈阳 T +86 24 2334 1900	E shenyang@renishaw.com		

专稿 Feature

14 高速冲击表面处理对金属材料表面完整性的影响

高玉魁 王瑞 陶雪菲
Effects of High Speed Impact Surface Treatment on Surface Integrity of Metallic Materials

GAO Yukui WANG Rui TAO Xuefei

封面文章 Cover Story

28 基于混合推理的飞机结构件变型设计

郝博 汪万炯 张鹏 刘力维
Variant Design of Aircraft Structure Parts Based on Hybrid Reasoning

HAO Bo WANG Wanjiong ZHANG Peng LIU Liwei

论坛 Forum

先进焊接/连接技术 Advanced Welding / Joining Technology

38 AZ31厚板镁合金双面搅拌摩擦焊接头组织及性能研究

陈玉华 钟宇 谢吉林 张体明 王善林 戈军委
Microstructure and Mechanical Properties Investigation of AZ31 Thick Plate Magnesium Alloy Double-Shield Friction Stir Welding Joint

CHEN Yuhua ZHONG Yu XIE Jilin ZHANG Timing WANG Shanlin GE Junwei

45 碳纤维增强热塑性复合材料/钛合金激光焊接模拟仿真研究

焦俊科 徐纪豪 井成虎 曾堃 孙圣元 茹浩磊 张文武 王斌
Numerical Simulation of Laser Welding of Carbon Fiber Reinforced Thermoplastic Composites and Titanium Alloy

JIAO Junke XU Jihao JING Chenghu ZENG Kun SUN Shengyuan RU Haolei ZHANG Wenwu WANG Bin

54 基于RBFNN-ACO的铝合金搅拌摩擦搭接焊工艺参数优化

岳玉梅 韩松 郭芮秀 姬书得
Process Parameters Optimization of Aluminum Alloy Friction Stir Lap Welding by RBFNN-ACO

YUE Yumei HAN Song GUO Ruixiu JI Shude

62 面向航空航天的金属多孔夹层结构钎焊研究现状及发展趋势

罗云 胡胜鹏 李子寒 刘亚洲 宋晓国 曹健
Research Status and Development Trend of Brazing Metal Porous Sandwich Structure Toward Aerospace

LUO Yun HU Shengpeng LI Zihan LIU Yazhou SONG Xiaoguo CAO Jian

71 异态TC17钛合金线性摩擦焊接头微观组织与断裂韧性研究

马核 李莉 王月 李晓红 张田仓 张彦华
Study on Microstructure and Fracture Toughness of Linear Friction Welded Joint of Bimodal and Basket-Weave TC17 Titanium Alloys

MA He LI Ju WANG Yue LI Xiaohong ZHANG Tiancang ZHANG Yanhua

国产工业三维检测软件

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

自主研发 **安全可控**



杭州宏深科技有限公司

广告索引号22-1073

网址: www.einsense.com | 邮箱: market@einsense.com | 电话: 0571-83698073

- 78 铝/钢异种金属电磁脉冲焊研究新进展
 ————— 张丽萍 谢吉林 余曦 文金鹏 尹立孟 陈玉华 张鹤鹤 张龙
 Development of Electromagnetic Pulse Welding of Al / Fe Dissimilar Metals
 ZHANG Liping XIE Jilin YU Xi WEN Jinpeng YIN Limeng CHEN Yuhua ZHANG Hehe ZHANG Long
- 87 超声波作用下多孔Si₃N₄陶瓷的快速润湿机理研究
 ————— 李政玮 许志武 陈姝 张睦坤 任勃旭 闫久春
 Mechanism of Rapid Wetting Porous Si₃N₄ Ceramics Under Ultrasonication
 LI Zhengwei XU Zhiwu CHEN Shu ZHANG Mukun REN Boxu YAN Jiuchun
- 92 中间层对NiTi/Ti6Al4V激光焊接接头组织性能的影响
 ————— 崔江梅 陈龙 周志杰 TESHOME Fisssha Biruke 柯文超 喻红梅 曾志
 Effect of Interlayer on Microstructure and Mechanical Properties for NiTi/Ti6Al4V Laser Welded Joints
 CUI Jiangmei CHEN Long ZHOU Zhijie TESHOME Fisssha Biruke KE Wenchao YU Hongmei ZENG Zhi
- 98 Ti₂AlNb/Ti60 线性摩擦焊接头组织特征及力学性能
 ————— 郭震国 马铁军 陈曦 杨夏炜 李文亚 陶军
 Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Linear Friction Welded Ti₂AlNb/Ti60 Dissimilar Joint
 GUO Zhenguo MA Tiejun CHEN Xi YANG Xiawei LI Wenyua TAO Jun
- 104 镁-铝超声辅助瞬态液相扩散连接机理研究
 ————— 李卓霖 符军红 王健 卫首敬 宋晓国 卞红
 Mechanism of Mg-Al Ultrasonic-Assisted Transient Liquid Phase Bonding
 LI Zhuolin FU Junhong WANG Jian WEI Shoujing SONG Xiaoguo BIAN Hong

专题 Special Topic

整体结构件加工变形控制 Machining Distortion Control of Aeronautical Monolithic Components

- 112 航空整体结构件数控加工变形预测及控制技术新进展
 ————— 国凯 武冲 孙杰
 Research Progress on NC Machining Distortion Prediction and Control Technology of Aeronautical Monolithic Components
 GUO Kai WU Chong SUN Jie
- 128 走刀路径对梯形框体薄壁件加工变形影响
 ————— 杨东 伊力扬 陈建彬
 Influences of Tool Path on Machining Deformation of Trapezoidal Frame Thin-Walled Parts
 YANG Dong YI Liyang CHEN Jianbin

飞机蒙皮成形 Aircraft Skin Forming

- 135 中机身蒙皮骨架变曲率截面桁条滚弯精确成形工艺研究
 ————— 陈明和 谢兰生 冯瑞 文松涛 罗志辉
 Research on Roll Bending Precision Forming Technology of Variable Curvature Section of Middle Fuselage Skin Frame
 CHEN Minghe XIE Lansheng FENG Rui WEN Songtao LUO Zhihui
- 143 预变形与电磁成形对铝合金曲面件回弹的影响
 ————— 杜志浩 杨欢 崔晓辉 王世鹏 阳光
 Influence of Predeformation and Electromagnetic Forming on Springback of Aluminum Alloy Curved Parts
 DU Zhihao YANG Huan CUI Xiaohui WANG Shipeng YANG Guang

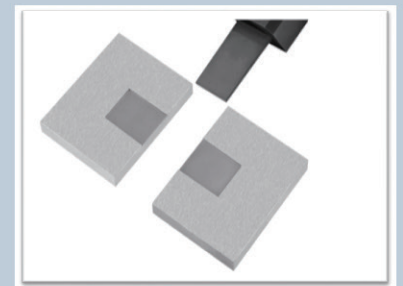
DMNC-EDM

ADV 600

精密数控电火花成形机床

PRECISION CNC SPARK MACHINE

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



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

广告索引号22-1011

增材制造超高强纳米孪晶钛合金

由澳大利亚蒙纳士大学、中科院金属所、上海理工大学、澳大利亚国立大学、澳大利亚迪肯大学以及美国俄亥俄州立大学展开全方位合作,利用3D打印技术大幅提升现有商用钛合金的强度,使其具有现有所有3D打印金属中最高的比强度。研究人员利用3D打印工艺独特的热循环和快速凝固特点,在材料中形成致密、稳定和多重内部孪晶的独特纳米沉淀微观组织结构,从而获得前所未有的机械性能。虽然现有工作已经证明在纯金属中实现高密度的纳米孪晶和纳米沉淀相可以获得异常高的强度和足够的延展性,但这种具有致密内部孪晶的纳米沉淀相在现有商用合金中的研究还是首次报道。

近日,相关研究成果以 *Ultrastrong nanotwinned*

titanium alloys through additive manufacturing 为题发表在 *Nature Materials* 上。

在该项工作中,研究人员使用常用的激光粉末床3D打印技术,制备了一种商业钛合金(Beta-C)。对打印试样进行了两种不同温度的直接时效热处理。拉伸应力应变曲线显示经过480℃和520℃热处理的样品具有出人意料的高强度。经过480℃热处理后,极限强度达到了1611 MPa并保持了5.4%的均匀伸长率。这种强度高于迄今为止报道的所有3D打印钛合金、钢、铝合金以及镍基高温合金。此外,这种合金的强度和延展性可以通过调整热处理方案来调控,从而满足特定应用需求。

为了揭示这种激光粉末床3D打印超高强钛合金

的特殊强化机制的根源,研究人员对热处理前后的打印样品进行了细致的微观组织研究。结果表明,成形态的微观结构为纯体心立方β以及高密度的螺位错组态。在此基础上进行热处理形成的显微组织(宽度在10~50 nm尺度的纳米级α-沉淀物)与传统工艺制备的钛合金有很大不同,并抑制了晶界α相在热处理过程中的析出。

该项工作采用增材制造技术在材料组织中引入高密度纳米孪晶沉淀物,从而获得了超高强钛合金。这种在商业钛合金中实现的独特微观组织和性能可能会产生实际的工业应用。同时该项工作的研究结果也为物理冶金领域的传统沉淀强化机理和位错工程带来新的视角。

(本刊记者 逸飞)

德国马普所提出一种新的基于机器学习的高熵合金设计方法

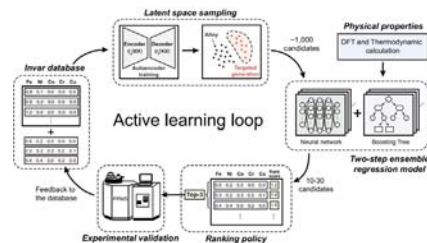
近日,德国马普所钢铁研究所研究人员与多个研究团队合作,提出了一种新的基于机器学习的高熵合金设计方法,极大地提高了高熵合金的设计效率,并成功地设计了多种新型高熵合金。该研究以 *Machine learning-enabled high-entropy alloy discovery* 为题发表在 *Science* 上。

马普所的科学家们联合多个研究团队共同开发了具有普适性的主动学习框架,通过结合生成模型、回归集成、物理驱动的学

习和试验,展示了该框架在高熵合金的组合设计方向的应用,并基于非常少的试验数据证明了其设计高熵合金方面的能力。整个工作流程只需要几个月的时间,而传统的合金设计方法可能需要数年更多的试验。该研究团队成员期望未来此方法可以在高熵合金设计中同时优化多个性能,并能够应用到其他结构和功能材料的设计和优化中。

下图为基于主动学习的高熵合金设计框架。

(本刊记者 逸飞)



中科院兰州化物所多相复合界面超低摩擦研究取得新进展

近日,中国科学院兰州化学物理研究所固体润滑国家重点实验室材料表面与界面研究团队受水在水面运动具备高速、低摩擦、低阻力特性的启发,构建了一种具有有限润湿区域的特殊浸润界面,并利用纳米摩擦仪搭建了一种基于固-液-气-固多相复合摩擦系统,研究了基本摩擦学性能与润滑介质、特殊润湿性和摩擦学参数之间的关系。相关研究成果以 *Super-wetting interfaces as multiphase composite prototype for ultra-low friction* 为题发表在 *Green Chemistry* 上。

该工作以超疏水材料作为摩擦副,亲水材料作为对偶,通过亲水材料对水的黏附锚固出一个稳定的水膜。在超疏水表面,

运动过程中固液界面摩擦力主要受接触角滞后力和液体黏性阻力(内摩擦力)的影响。基于搭建的摩擦体系,通过改变注入水的体积,研究了摩擦系数随液体体积的变化规律,发现采用40μL去离子水时具有最低的动摩擦系数(μ=0.005)。通过改变接触应力和频率,揭示了摩擦系数随接触应力和滑移频率的变化规律,实现了255 Pa的最大接触应力和0.002的最小摩擦系数,且在不同的边界滑移速度下均获得了超低的摩擦系数。

研究发现,构筑的超低摩擦体系在较长的时间范围内(~5000 s)具有动态稳定性,将润滑组分由水替换为离子液体后仍可实现较低的摩擦系数。

(本刊记者 逸飞)

一种大幅度协同提高镁合金强度和耐蚀性能的制备方案

2022年10月3日, *Nature Communications* 在线发表了上海交通大学材料科学与工程学院轻合金研究所材料智能设计与加工研究室曾小勤教授团队的研究成果 *Towards development of a high-strength stainless Mg alloy with Al-assisted growth of passive film*。该研究通过合金化设计,在镁合金表面引入具有持久钝化效果的保护膜层,并提出一种

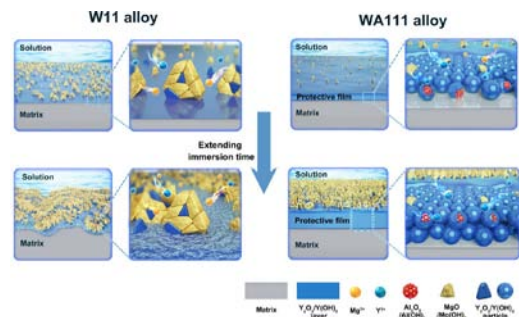
大幅度协同提高镁合金强度和耐蚀性能的制备方案,颠覆了人们对镁合金合金化在提高强度的同时会因电偶腐蚀大幅度损失耐蚀性的传统认知。

该团队选择典型的高强Mg-Y系合金为研究对象,基于两点假设选取Al元素进行微合金化改性:(1)Al元素的添加能在Mg-Y合金中形成原位自生的Al₂Y颗粒细化晶粒和长周期堆垛有序结

构(LPSO)强化相,可以显著提升铸造和变形Mg-Y-Al合金的强度并维持良好的塑性;(2)溶解后的Al元素比Zn等元素在镁合金表面具有更快的沉积速率,有利于促进腐蚀环境中镁合金表面成膜,并采用传统的重力铸造和挤压变形方式制备屈服强度达350 MPa,延伸率达8%和腐蚀速率低于0.2 mm·y⁻¹(失重)的高强不锈钢镁合金,这些性能组合优于目前公开报道的镁合金。该研究成果已申请中国发明专利(授权专利号:ZL202010198047.9)和PCT美国专利(公开专利号:PCT/CN2021/080828)。

左图为Mg-11Y和Mg-11Y-1Al合金的耐蚀机理示意图。

(本刊记者 逸飞)





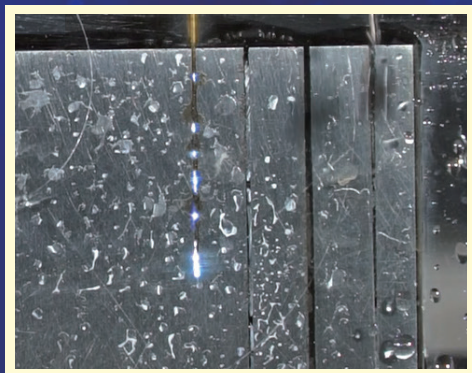
DIC[®]-305

电火花钻孔液

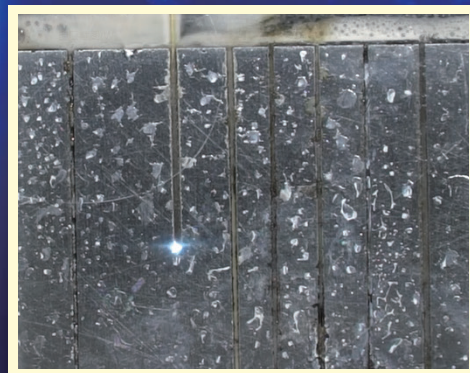
EDM drilling fluid

无锥度 电极损耗小

加工中电极不产生锥度 加工所得孔腔无锥度



采用水穿孔



采用 DIC[®]-305 钻孔液穿孔

北京东兴润滑剂有限公司

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

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

产品执行标准: Q/CY DSR 004-2012

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

一种全新的制备 高性能氧化石墨烯基纤维的方法

近日,北京航空航天大学化学学院郭林教授、岳永海教授与欧洲国际纳米技术研究所王中长研究员等通过在氧化石墨烯纤维中构建晶体-非晶双相超结构,制备了一种具有高强度(935 MPa)和高韧性(10.6 MJ·m⁻³)的纤维。不同于目前常规使用大片氧化石墨烯或者还原石墨烯的方法,该晶体-非晶双相超结构提供了一种全新的制备高性能氧化石墨烯基纤维的方法。该研究以 *Super-strong graphene oxide-based fibres reinforced by a crystalline-*

amorphous superstructure 为题在线发表在 *Matter* 上。高性能纤维在航空航天、生物医学、建筑和纺织等领域具有广泛的应用。氧化石墨烯(GO)是制造高性能碳纤维材料的最佳选择材料之一。当前,超强氧化石墨烯基纤维(强度>800 MPa)主要以大尺寸氧化石墨烯(平均尺寸>20 μm)或者还原氧化石墨烯为原料进行制备,上述原料的制备通常需要高温热处理或者需使用有毒性的氢碘酸或水合肼,不仅对环境不友好,而且存在一定的操作危险。

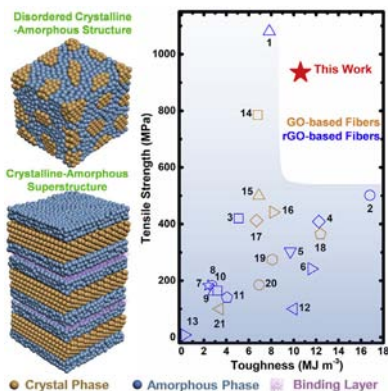
因此,发展新的高强纤维增强策略,开发经济、高效且环境友好的制备高性能纤维材料的方法是当前高性能纤维研究领域的热点和难点问题。

该团队提出的晶体-非晶双相超结构增强策略以普通的氧化石墨烯为材料即可实现高性能纤维的制备,为高性能石墨烯基纤维的制备开辟了一条新道路。

原位力学性能测试表明,不同于传统氧化石墨烯纤维在拉伸过程中出现的“片层拔出”机制,晶体-非晶双相超结构纤维同时还存在“褶皱展开”机制。在两种机制的协同下,纤维的断裂韧性得到了显著提升,具有优异的结构灵活性,可以容易地混编成粗线或复合材料,在航空航天、机械工程和纺织工程等领域具有巨大的应用潜力。

左图为晶体-非晶双相超结构示意图及纤维力学性能对比。

(本刊记者 逸飞)



西安交大攻克硅热法工业化量产高品质原镁难题

2022年9月29日,西安交通大学教授单智伟团队承担的“1000 t/年3N5A级高品质镁示范线建设”项目顺利通过验收,专家组一致认为,该项目技术水平达到国际领先,并建议加快技术的推广应用。

经过对硅热法原理的深入分析和长期探索,该研究团队发明了“含杂气化、梯度冷凝、吸附过滤、净密结晶”技术路线,首先在实验室环境中证明可以通过硅热法直接生产出纯度高达99.995%的高纯镁,证明了低品质镁并非硅热法的本征属性。然后通过模式创新破解了校企合作中的互信难题。经过

400多天的奋战,该研究团队进一步发明了“阻热梯凝、温压双控”技术,并利用合作企业现有的横罐装备建成了国内首条1000 t/年3N5A级高品质镁示范线,实现了3N5A级高品质镁的工业化连续、稳定生产。尤其值得指出的是,试验期内,试验线的单炉累计产量甚至略高于对比炉的产量,而吨镁的成本仅略有增加。上述技术的大面积推广,预期将从总体上提升整个镁产业链的品质,经济和社会效益非常显著。

该研究团队在工程技术应用方面取得的成绩离不开一系列系统、深

入的基础研究和技术攻关的支撑。2014年,该团队在单晶镁中发现了金属的第3种室温变形机制(《自然·通讯》2014),并荣获美国TMS学会镁分会年度“最佳基础研究论文奖”,进而发现了一种判断镁合金强塑性的简单判据。2018年,该研究团队发明了一种绿色、低成本镁合金涂层新技术(《自然·通讯》2018),并获得国家发明专利授权。2019年,该研究团队首次试验证明锥面位错是镁中有效的塑性载体,并指出通过促进锥面位错滑移可以有效提高镁的塑性(《科学》2019)。(本刊记者 逸飞)

研究发现通过触发元素晶界异常偏析能够克服合金的氢脆行为

近日,香港城市大学材料科学与工程系杨涛教授团队在最新研究成果中成功地揭示了FeCrCoNi高熵合金中抑制其氢脆(HE)行为的关键因素。研究发现,通过控制Fe元素添加可以非常有效地触发Cr元素在晶界(GBs)的局部偏析,从而可以有效消除Fe_x(CrCoNi)_{1-x}面心立方(fcc)高熵合金(HEA)中长期存在的氢脆问题。

研究结果表明,将Fe原子分数从2.5%增加到25%使HE阻力大幅提高,即延性损失从70%降至6%。同时,断裂模式由沿晶断裂转变为穿晶断裂。多尺度显微结构分析表明,Fe_{2.5}Cr_{32.5}Co_{32.5}Ni_{32.5}和Fe₂₅Cr₂₅Co₂₅Ni₂₅合金在

相结构、晶粒尺寸和晶界(GB)特征方面的差异可以忽略不计。

该研究揭示了当前FeCrCoNi型HEA中HE抗性大幅提高的根源,为未来开发新型高性能结构合金提供了新的见解,该合金对氢致损伤具有非凡的免疫力。相关成果以 *Defeating hydrogen-induced grain-boundary embrittlement via triggering unusual interfacial segregation in FeCrCoNi-type high-entropy alloys* 为题发表在 *Acta Materialia* 上。

该研究受到了香港研究资助局(NSFC)、国家自然科学基金(NSFC)、广东省科技厅等项目的支持。

(本刊记者 逸飞)

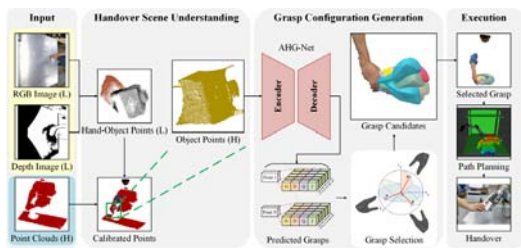
中科院自动化所实现人与机器人间的类人物体交接

近日,中国科学院自动化所王鹏研究员团队通过借鉴人与人之间的物体交接方式,提出了一种人与仿人五指灵巧手机器人之间的类人物体交接灵巧操作方法,并应用到实际机器人平台中,实现了人和仿人五指灵巧手机器人之间的多样性物体类人交接自主灵巧操作。该研究成果发表在 *IEEE Transactions on Cognitive and Developmental Systems* 上。

该研究以具有仿人结构和自由度的五指灵巧手作为机器人末端执行器,借鉴人手的抓握习惯建立

学习模型,自动生成物体交接抓取配置策略,从而使机器人能够使用类人的抓握方式,实现对传递物体的灵巧交接。提出了基于仿人五指灵巧手的“人-机器人”类人物体交接框架。

该研究应用于团队构建的类人灵巧操作机器人平台,实现了机器人以类人的抓取模式对所传递物体进行自主交接操作。面对多样性的物体,随意的传递姿态,该方法都展现了较好的适应能力。下图为人与仿人五指灵巧手之间的类人物体灵巧交接方法。(本刊记者 逸飞)





孔加工——孔的加工方法有多种，只有善能全拥有！无论您需要何种孔加工，从粗加工到精加工
善能都可以提供全套解决方案！

Deep hole machining. 深孔加工

我们 BTA HELLER 分公司为深孔钻加工、套料钻加工、扩孔钻加工、成型钻加工、刮滚加工、抛光加工等加工行业生产提供行业领先的工具和配件，甚至可提供山特维克形式的硬质合金刀片、夹头和垫片。



Honing. 珩磨

善能拥有工具车间使用的手动珩磨设备以及自动化、大批量生产所需的珩磨系统。根据您的产品特性，为您专门优化定制单冲或多冲的珩磨加工方案，方案包括珩磨机、工具、夹具、珩磨油、精密量表以及自动物料输送系统等。

Skiving and Roller Burnishing. 刮滚

对于产量高、成本低的液压油缸及类似产品，善能新开发的SHD系列机床的加工效率比传统珩磨机加工效率高达数倍，并能保证精确的尺寸公差，达到较高的表面粗糙度要求。



Lapping. 研磨

当所加工零件的内孔有非常精密的公差要求时，善能SVL系列自动研磨机可极大提高产能，并确保产品精度的一致性，可完全替代传统费时费力、产能低、质量稳定性差的手工研磨

如需了解更多珩磨产品、珩磨技术和解决方案，请访问我们的网站
www.sunnen.com \ www.sunnensh.com，或请致电86 21 5813 3322。

引文格式: 高玉魁, 王瑞, 陶雪菲. 高速冲击表面处理对金属材料表面完整性的影响[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 14-27.

GAO Yukui, WANG Rui, TAO Xuefei. Effects of high speed impact surface treatment on surface integrity of metallic materials[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 14-27.

高速冲击表面处理对金属材料表面完整性的影响

高玉魁^{1,2}, 王瑞³, 陶雪菲³

(1. 同济大学材料科学与工程学院, 上海 201804;

2. 上海市金属功能材料开发应用重点实验室, 上海 201804;

3. 同济大学航空航天与力学学院, 上海 200092)

[摘要] 喷丸、激光冲击和表面机械研磨等高速冲击表面处理技术可有效提高金属材料的抗疲劳性能、耐应力腐蚀性能和耐磨损性能等, 已广泛应用于国内外航空航天、汽车、船舶以及核工业等领域。本文对喷丸、激光冲击和表面机械研磨的基本原理和工艺特点进行介绍, 综述了相关高速冲击表面改性技术对铝锂合金、高温合金、钛合金和高强度钢等先进材料表面粗糙度、表层残余应力、显微硬度以及表层微观组织等表面完整性参数的影响规律, 最后对高速冲击表面处理技术在国内的研究与发展进行了展望。

关键词: 高速冲击表面处理; 金属材料; 表面完整性; 表面粗糙度; 残余应力; 显微硬度; 微观组织

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.014



高玉魁

教授, 博士生导师, 研究方向为表面完整性和结构完整性、残余应力、表层改性等。

材料的使用安全性和服役耐久性取决于材料的表面完整性, 并受使用环境和维修防护等因素的影响, 因此材料表面完整性的改善与提高是

材料延寿的关键内容和核心技术^[1]。大量的研究表明, 航空航天关键零部件用铝锂合金、高温合金、钛合金及高强度钢等材料在使用过程中常由于复杂的载荷形式和服役环境产生一定的损伤失效, 且损伤多起源于材料表面, 严重影响了整体结构的安全性和可靠性。为提高构件的服役性能, 可采用喷丸处理、激光冲击及表面机械研磨等方法进行表层改性, 通过提高构件的表面完整性来实现可靠耐久运行。目前已有较多学者开展了关于高速冲击表面处理对材料表面完整性的影响研究, 但国内的关注度还不够, 因此本文基于笔者多年研究积累对喷丸、激光冲击和表面机械研磨等高速冲击表面处理方法的原理与特点进行介绍, 并重点阐述高速冲击表面处理对金属材料表面粗糙度、表层残余应力、显微硬度和微观组织等表面完整性参数的影响, 以期促进我国航空航天领域

关键零部件从“控形制造”(Shape and size control, SSC)向“控性制造”(Property and performance control, PPC)的跨越式发展。

1 高速冲击表面处理技术的原理与特点

喷丸强化(Shot peening, SP)^[2-4]是指在一个完全控制的状态下, 将无数小弹丸(如铸钢丸、玻璃丸或陶瓷丸等)连续、高速地喷射至材料表面, 使材料表层发生循环弹塑性变形, 从而产生一定深度改性层的表面处理技术, 其基本原理如图1所示^[2]。喷丸工艺常作为金属材料表面强化处理方法之一, 其改性机制分为应力强化和组织强化两方面。应力强化主要表现为喷丸后材料表层的不均匀弹塑性变形引入了一定深度的残余应力场, 组织强化主要表现为材料表层发生剧烈塑性变形, 使得表层晶粒细化、位错增殖形成一定深度的变形

层,提高了材料表层的强度和硬度。喷丸处理可有效提高金属零部件的抗疲劳性能(图2)^[5]、抗微动疲劳性能(图3)^[6]和抗应力腐蚀开裂性能^[7],该技术也因操作简单易行、成本较低、不受零部件尺寸结构限制等特点在航空航天、汽车、船舶等领域应用广泛。

激光冲击强化(Laser shock peening, LSP)是一种改性效果好、可控性强的新型表面强化技术,具有显著优势。如图4所示^[8],激光冲击技术的基本原理是:采用脉冲宽度短、功率密度大的激光照射金属表面,使金属表面涂覆的保护层吸收激光能量并发生气化蒸发,产生高温、高压的等离子体。该等离子体受到材料表面约束层的约束,形成压力较大的冲击波,利用冲击波的力效应可以使材料表层发生剧烈塑性变形引起组织演化,并形成较深的残余压应力场,从而显著提高金属材料抗疲劳(图5)^[9]、耐应力腐蚀(图6)^[10]和耐磨损等性能^[11-12]。与传统喷丸处理相比,激光冲击的能量更大、冲击作用更强,可以在材料表层引入更深的改性层,同时激光冲击处理后材料的表面粗糙度更小,因而可以更好地改善材料的服役性能。

表面机械研磨技术(Surface mechanical attrition treatment, SMAT)也是一种常用的金属材料表面处理技术。该技术也是利用弹丸在封闭的容器内对材料表面进行反复撞击(图7)^[13],与传统喷丸技术相比,该方法的冲击能量更高,可以使材料表面发生剧烈塑性变形,引起表层微观组织细化,从而形成与基体结合良好的梯度纳米结构,达到提高材料表层硬度、强度(图8^[14])和抗摩擦磨损性能等目的,但经表面机械研磨处理后材料的表面粗糙度相对较高。

2 高速冲击表面处理对材料表面完整性影响

表面完整性是指为保持和提高

材料固有的力学、物理、化学和生物等使用性能而需使材料表面所具有的不同于基体的特定状态和性能,其参数主要包括表面几何形状、表层力学性能及表层组织结构等^[1]。通过开展材料表面完整性参数的研究,可以揭示喷丸、激光冲击、表面机械研磨等高速冲击表面处理对材料使用性能的影响规律,从而优化并拓展高速冲击表面处理在航空航天、汽车、船舶及核工业等领域的应用。

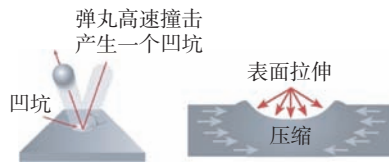


图1 喷丸原理示意图^[2]

Fig.1 Illustrations of shot peening^[2]

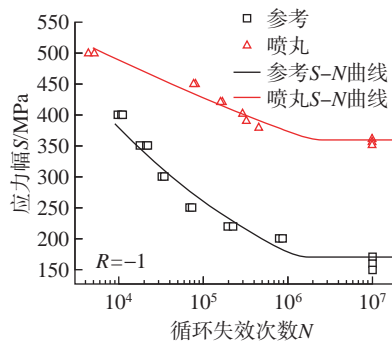


图2 Ti₂AlNb 金属间化合物喷丸前后常温疲劳性能^[5]

Fig.2 Comparisons of S-N curves of Ti₂AlNb-based alloy^[5]

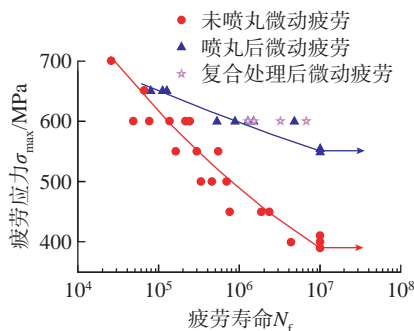


图3 GH4169 高温合金喷丸与复合处理前后 650 °C 微动疲劳性能^[6]

Fig.3 S-N curves of fretting fatigue tests of GH4169 superalloy at 650 °C^[6]

2.1 表面粗糙度

表面粗糙度是指材料表面轮廓在高度方向上的起伏程度,会影响零

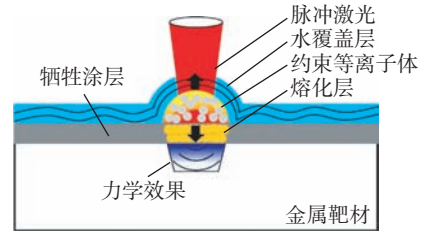


图4 激光冲击强化示意图^[8]

Fig.4 Illustrations of laser shock peening^[8]

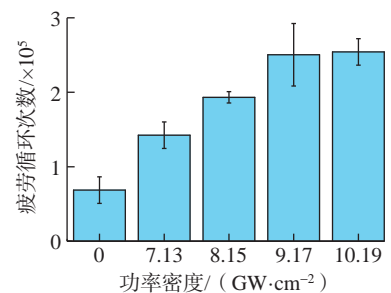


图5 激光冲击功率密度对 7075 铝合金抗疲劳性能的影响^[9]

Fig.5 Effects of laser shock peening on fatigue properties of 7075 Al alloy^[9]

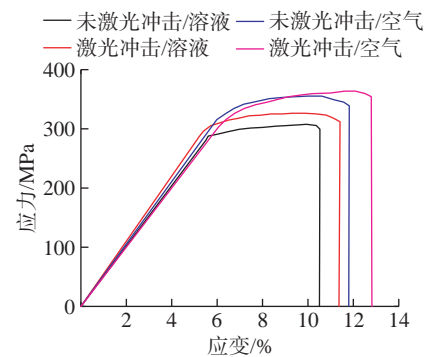


图6 激光冲击对 2195 铝锂合金耐应力腐蚀性能的影响^[10]

Fig.6 Effects of laser shock peening on stress corrosion resistance of 2195 Al-Li alloy^[10]

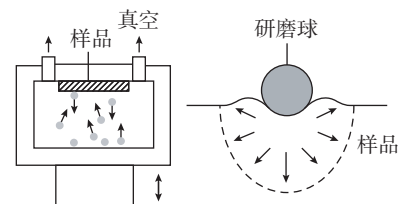


图7 表面机械研磨示意图^[13]

Fig.7 Illustrations of surface mechanical attrition treatment^[13]

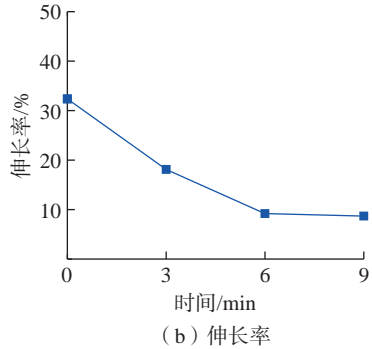
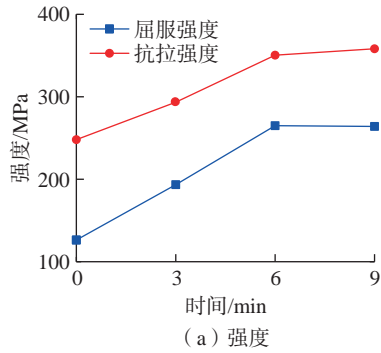


图8 不同时长表面研磨处理下 AZ31 镁合金的力学性能^[14]
Fig.8 Mechanical properties of AZ31 Mg alloys at different SMAT time^[14]

部件的耐磨性、配合稳定性和疲劳强度等。喷丸、激光冲击和表面机械研磨等高速冲击表面处理均会使材料表层发生一定的塑性变形,产生高低不平的波峰和波谷,从而增大了材料表面粗糙度。

在试验分析方面,蔡雨晴等^[15]采用3种喷丸强度对CF53钢进行处理,发现喷丸会在材料表面产生酒窝状凹坑形貌(图9),且随着喷丸强度的增加,材料表面粗糙度增大。Liu^[16]和Qiang^[17]等基于Abaqus有限元软件建立多丸粒的随机喷丸模型,采用高斯滤波的方法建立粗糙表面轮廓,通过大量模拟计算与试验验证提出了初始表面粗糙度、喷丸时间与材料表面粗糙度之间的定量关系模型。喷丸处理可视为弹丸对材料表面的随机冲击,会在材料表面产生大量凹坑,且凹坑之间还会彼此叠加,当喷丸强度过高时,较大的表面粗糙度反而会引起较为明显的局部应力集中,对材料的抗疲劳和耐腐蚀

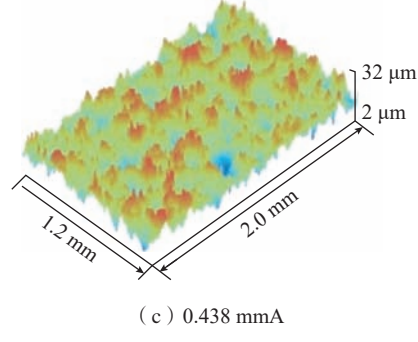
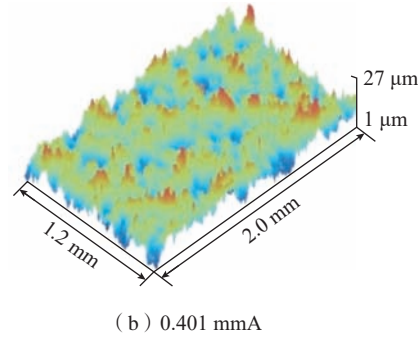
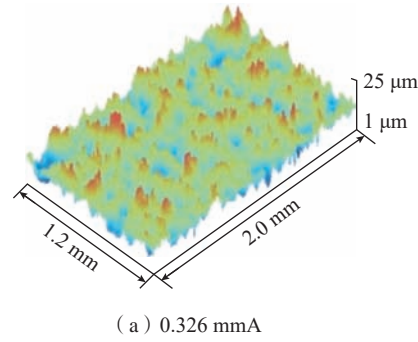


图9 不同强度喷丸后CF53钢表面3D形貌^[15]
Fig.9 3D topography of shot peened CF53 steel with different peening intensities^[15]

性产生不利影响^[18-19]。而激光冲击工艺是利用激光束诱导的等离子体冲击产生更加均匀的塑性变形,因而表面粗糙度也相对较小。周文^[20]和宋亚杰等^[21]分别探究了激光冲击处理对GH3039高温合金、GH1131高温合金薄壁件表面完整性的影响(图10^[20]),试验结果表明,3次激光冲击处理后GH3039高温合金试样表面粗糙度由 $R_a 0.0372 \mu\text{m}$ 增加至 $R_a 0.0778 \mu\text{m}$;当激光能量从5 J增加至7 J时,GH1131高温合金的表面粗糙度增大了21倍;当冲击次数和激光的能量密度增加时,试样表面产生了高低不平的波峰和波谷,同时

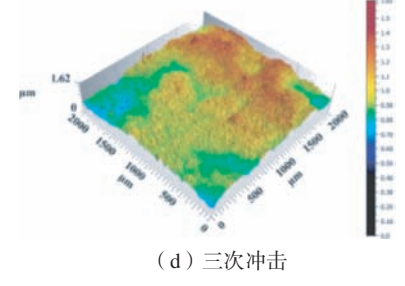
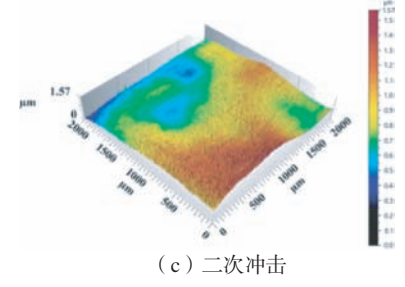
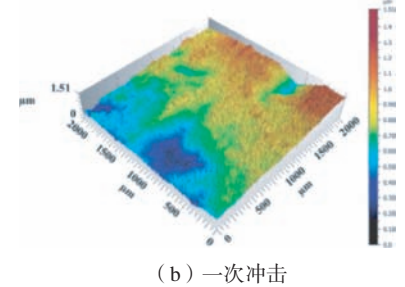
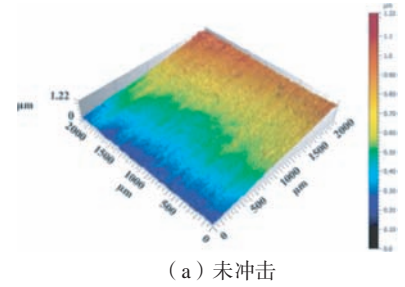


图10 激光冲击不同次数后GH3039高温合金表面三维形貌^[20]
Fig.10 Surface morphology of GH3039 superalloy treated by laser shock peening of different times^[20]

凹坑中心平均表面粗糙度也明显增加。但是陆莹等^[22]研究发现,随着激光冲击次数的增加,材料表面的凸起结构明显减少,这是因为随着激光冲击次数增加,材料表层的弹塑性变形趋于饱和,材料表面粗糙度增加不明显。此外,与传统喷丸技术相比,表面机械研磨技术对材料表面的冲击能量更高,可通过剧烈塑性变形实现材料表面的自纳米化,但与此同时

也会增大材料表面粗糙度,且随着表面机械研磨处理时间的延长和冲击能量的提高,材料表面变得更加粗糙。研究表明,6061 铝合金试样经直径为 5 mm 的研磨球处理 15 min 和 45 min 后,材料表面粗糙度从原始态的 0.25 μm 增加至 2.8 μm 和 3.5 μm ,分别增大了 10.2 倍和 13 倍(图 11)^[23]。而对于原本表面粗糙的试样(初始表面粗糙度为 3.86 μm),机械研磨处理却可以降低其表面粗糙度(图 12)^[24],且随着处理时间的增加,AISI 316L 不锈钢的表面粗糙度逐渐趋于稳定。

在有限元模拟方面,Wu 等^[25]通过模拟与试验相结合的方法探究了喷丸对 18CrNiMo7-6 钢表面形貌的影响,借助多次喷丸模型分析了喷丸覆盖率对材料表面粗糙度的影响规律,研究发现材料表面粗糙度会随覆盖率的增加略有提高,且仅通过改变覆盖率来减小材料表面粗糙度具有一定局限性。Lin 等^[26]研究结果显示,通过双喷工艺可以使材料表面的变形更加均匀,从而有效降低其表面粗糙度,比仅通过改变喷丸速度和覆盖率的效果更好,这一点与 Pham 等^[27]的研究结论相符。Lin 等^[26]还基于二次开发建立了一种新的动态喷丸模型,探究了不同喷丸工艺对 AISI 4340 钢表面粗糙度的影响,发现采用“大弹丸+小弹丸”组合的复合喷丸工艺可以在保证改性效果的同时降低材料表面粗糙度(图 13)。陈家伟等^[28]基于 ANSYS/LS-DYNA 有限元软件探究了丸粒材质对材料表面粗糙度的影响,发现当其他条件不变时,采用球形度高、光整性好、破碎率低的陶瓷丸可以获得更好的表面质量,从而避免表面粗糙度过大对材料服役性能的弱化作用。

断裂力学的研究表明,高速冲击表面处理在材料表面产生的凹坑相当于微缺口,在外加载荷作用下

会引起局部应力集中,容易促进微裂纹的萌生,对构件的服役性能产生不利影响^[29]。因此,在高速冲击表面处理过程中需要合理控制工艺参数,有效减小材料表面粗糙度,避免表面粗糙度过大或表面损伤对零部件使用性能的弱化作用。

2.2 表层残余应力

喷丸、激光冲击和表面机械研磨等高速冲击表面处理均会使材料表层产生不均匀弹塑性变形,表层的塑性变形与内部未变形基体相互制约,从而形成了一定深度的残余应力场。喷丸与表面机械研磨处理均会在材料表层形成“勺形”分布的残余应力场,而经激光冲击处理后,材料表面处的残余压应力最大,随着深度的增加,残余压应力逐渐减小。在零部件服役过程中,表层的残余压应力不仅会部分抵消外加载荷中的拉应力还可以使裂纹源向材料内部转移,从而改善材料表层的

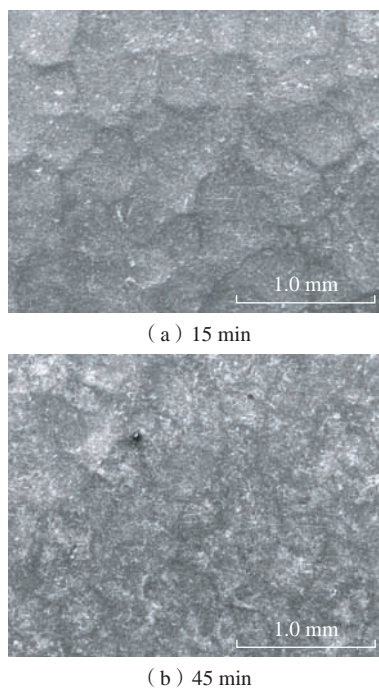


图 11 6061 铝合金经不同时长表面机械研磨处理后表面形貌^[23]
Fig.11 Surface morphology of SMAT-treated 6061 Al alloys with 5 mm diameter balls for two different treatment durations^[23]

力学性能^[30]。

笔者前期通过对大量试验结果进行拟合得到了喷丸残余应力场分布模型,如图 14 所示^[31]。喷丸会在材料表面引入残余压应力,随着距表面深度的不断增加,残余压应力呈现先增加后减小的趋势,压应力层之下出现残余拉应力并最终趋于稳定^[12]。

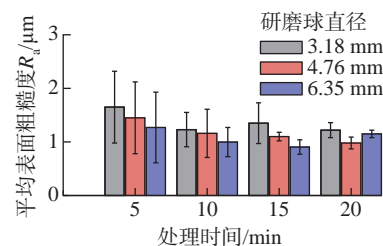


图 12 AISI 316L 不锈钢经表面机械研磨处理前后粗糙度变化^[24]

Fig.12 Surface roughness evolution of AISI 316L stainless steel during SMAT^[24]

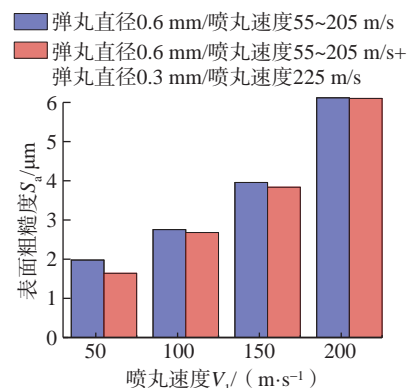


图 13 AISI 4340 钢不同喷丸工艺处理后表面粗糙度比较^[26]

Fig.13 Comparison of surface roughness produced by various shot peening on AISI 4340 steel^[26]

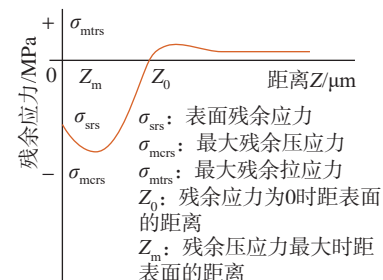


图 14 喷丸残余应力场示意图^[31]

Fig.14 Illustration of residual stress fields induced by shot peening^[31]

当喷丸强度逐渐增大时,试样次表面的最大残余压应力及其所在深度也随之增大。如图 15 所示^[32],当喷丸强度从 0.2 mmN 增加至 0.4 mmN, TC17 钛合金次表面最大残余压应力从 -769 MPa 增大至 -798 MPa,其深度也有所增加;这一规律在 TC4-DT 钛合金中也得到了验证(图 16^[33])。李克等^[34]通过试验发现钢丸强力喷丸+陶瓷丸/玻璃丸的复合喷丸方式可以获得更大的表面残余压应力,缓解最表层的残余应力梯度,从而优化材料表层残余应力的分布规律。

由于喷丸过程中弹丸不能完全嵌入到材料中且喷丸的冲击能量有限,因而其引入的改性层深度较浅。为了在材料表层引入更深的改性层可采用激光冲击和表面机械研磨等工艺。笔者前期分析比较了喷丸和激光冲击两种工艺对 TC4 钛合金的作用效果差异^[35],结果显示,当材料表面的平均残余压应力均为 -500 MPa 时,经激光冲击处理后 TC4 钛合金的残余压应力层深度超过 0.6 mm,而经喷丸处理后 TC4 钛合金的残余压应力层深度仅 0.15 mm 左右,如图 17 所示^[35]。喷丸和激光冲击诱发材料塑性变形机制存在差异,激光冲击可以产生比喷丸更深的残余应力场,且激光冲击处理后材料表面残余应力分布也更加均匀。已有较多学者分析了激光冲击能量(图 18)^[36-37]、光斑搭接率^[38]、冲击次数^[39]等工艺参数对材料表层残余应力分布的影响;研究表明,随着激光能量密度的增大、冲击次数的增多,会在材料表层形成更大更深的改性层,因而残余压应力数值和深度也都随之增加。

但是,不合适的工艺参数也会使光斑中心区域的残余压应力值减小,即形成了“残余应力洞”。当激光功率密度^[40-41]、峰值压力^[42]、激光脉宽^[43]等参数增大时,光斑中心区域

的应力缺失严重;而当光斑直径^[44]和搭接率^[45]提高时,可以改善“残余应力洞”现象。“残余应力洞”的存在一方面会减小材料表面的残余压应力,另一方面也会削弱材料表面残余应力分布的均匀性,对激光冲击的改性效果可能产生不利影响。

表面机械研磨与喷丸的原理基本类似,但表面机械研磨处理过程中丸粒的尺寸更大,其冲击能量也更高,因而可以起到更好的改性效果。张聪惠等^[46]对工业纯锆进行 SMAT 处理,发现 SMAT 在材料表层引入的残余应力场与喷丸残余应力场的分布规律相似,如图 19 所示。但是

SMAT 产生的表面残余压应力相对较小,而最大残余压应力所在深度以及残余压应力场的总深度都更大,如图 20 所示^[47]。

喷丸、激光冲击和表面机械研磨等高速冲击表面处理引入的残余应力分布特征与其工艺参数密切相关,

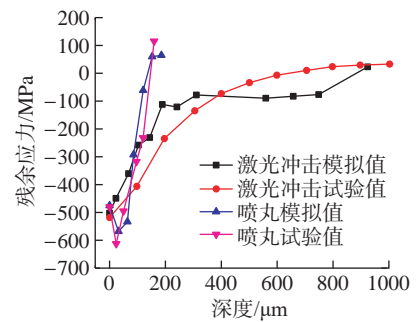


图 17 TC4 钛合金激光冲击强化和喷丸强化后残余应力场^[35]

Fig.17 Residual stress fields of TC4 Ti alloy caused by LSP and SP^[35]

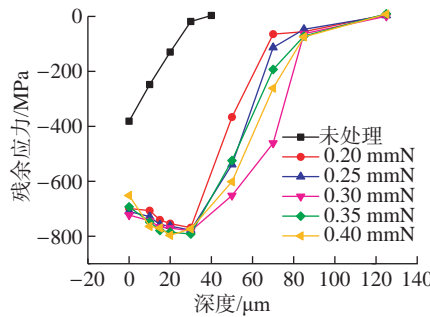


图 15 不同强度喷丸处理后 TC17 钛合金平板试样残余应力分布^[32]

Fig.15 Residual stress fields of TC17 plate samples under different shot peening intensities^[32]

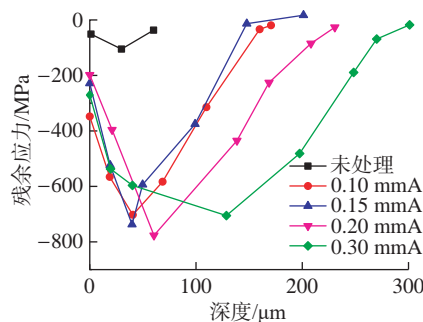


图 16 TC4-DT 钛合金不同强度喷丸处理后残余应力分布^[33]

Fig.16 Curves of residual stress distributions in TC4-DT Ti alloy as a function of depth for different shot peening intensities^[33]

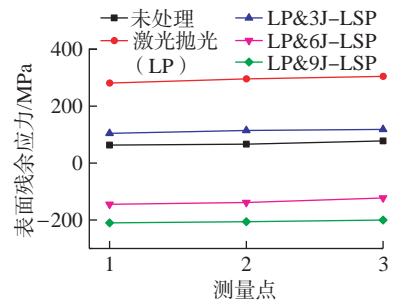


图 18 Cr12 钢不同激光冲击处理后表面残余应力分布^[37]

Fig.18 Surface residual stress of different LSPed Cr12 steel^[37]

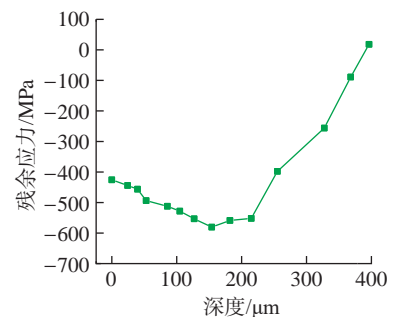


图 19 SMAT 工业纯锆残余应力随深度变化曲线^[46]

Fig.19 Residual stress curve variation along depth of SMATed Zr^[46]

在实际处理过程中应根据零部件的服役性能需求选择合适的工艺参数,通过合理的工艺参数优化实现对零部件表层残余应力的有效调控,从而改善零部件的表面完整性以提高其使用性能。

2.3 显微硬度

喷丸处理过程中,材料表面发生循环弹塑性变形,在细化表层组织的同时提高了材料局部的强度和硬度^[48-50]。7050 铝合金搅拌摩擦焊接头在经不同时长喷丸处理后的显微硬度分布如图 21 所示^[51],随着喷丸时间的增加,喷丸覆盖率逐渐增大,材料表面的塑性变形加剧,因而产生了更加明显的加工硬化效果。但是,喷丸的改性效果也并不是随着喷丸强度、覆盖率等参数的增加单调变化。TC17 钛合金经不同强度喷丸处理后的截面显微硬度分布如图 22 所示^[52],当喷丸强度在 0.21~0.40 mmN 之间时,材料表层的显微硬度明显增加,特别是当喷丸强度为 0.40 mmN 时,材料表面显微硬度较喷丸前提高了 51.3%,但是当喷丸强度进一步增大至 0.5 mmN 时,材料表面硬度从 590HV 降低至 575HV,其影响层深度也有所减小,过高强度的喷丸可能使材料表层产生加工软化和应力松弛现象。无独有偶,2060-T8 铝锂合金中也存在喷丸弱化现象,由于 2060-T8 铝锂合金的再结晶温度较低,较高强度的喷丸会导致材料表面粗糙度增加、表层发生动态回复和再结晶以及轧制织构向再结晶织构的转变,从而弱化了材料表层的力学性能^[53]。针对此,笔者提出了湿喷丸的抑制弱化方法,利用水的冷却和润滑作用抑制传统干喷丸带来的温度效应,减少了弱化因素的影响,更好地改善了 2060-T8 铝锂合金表层的力学性能(图 23)^[54]。因此,在探究喷丸对材料的改性效果时需要通过合理的工艺参数优化来更好地发挥喷丸改性效果。

然而由于弹丸的动能有限,喷丸技术难以在材料表层产生较深的改性层,从而限制了材料服役性能进一步提升。激光冲击技术利用激光诱导产生的高压冲击波,使改性层内发生加工硬化,该方法可产生较大深度的改性层。现有的研究表明,激光冲击次数^[55]、激光能量^[56]和激光功率密度^[57]等工艺参数均会对材料表层的显微硬度产生显著影响。图 24^[55]为 7050-T7451 铝合金经不同

功率密度和冲击次数的激光冲击处理后的截面显微硬度分布,结果表明激光冲击强化可以有效提高试样表层的力学性能,从而抑制疲劳裂纹的萌生和扩展。孟宪凯等^[58]探究了激光冲击次数对 TC6 钛合金振动疲劳性能的影响(图 25),研究发现随着

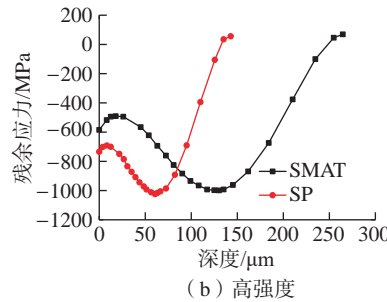
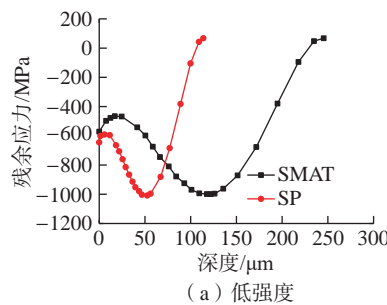


图 20 316L 不锈钢表面机械研磨与喷丸残余应力场^[47]

Fig.20 Residual stress profiles of 316L stainless steel by SMAT and SP^[47]

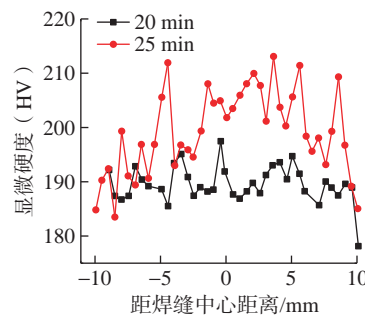


图 21 喷丸处理对 7050 铝合金搅拌摩擦焊接头显微硬度的影响^[51]

Fig.21 Effect of shot peening on microhardness distribution of FSW joints of 7050 Al alloy^[51]

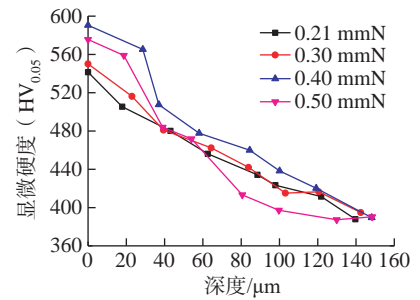


图 22 喷丸处理对 TC17 钛合金显微硬度的影响^[52]

Fig.22 Effect of shot peening on microhardness distribution of TC17 titanium alloy^[52]

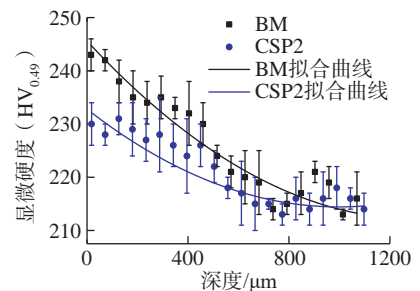


图 23 2060-T8 铝锂合金湿喷丸处理前后截面显微硬度分布^[54]

Fig.23 Microhardness distributions of 2060-T8 Al-Li alloy processed by wet shot peening^[54]

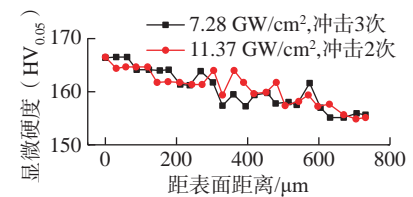


图 24 7050-T7451 铝合金经激光冲击强化后试样沿深度方向的显微硬度分布^[55]

Fig.24 7050-T7451 Al alloy microhardness distribution along depth direction of specimen shock processed under different laser power density^[55]

激光冲击次数的增加,材料表面的平均显微硬度逐渐增加,但是当激光冲击次数达到3次后,材料表面的平均显微硬度增幅趋缓。此外,经激光冲击处理后,材料截面上显微硬度呈梯度分布,从表面至内部基体,显微硬度逐渐降低。随着激光冲击次数的增加,材料表层的加工硬化更明显,使得表层显微硬度值和影响层深度也相应增加,从而更好地改善了材料的服役性能。黄舒等^[59]对比了不同激光功率密度喷丸316L不锈钢试样充氢前后的表层显微硬度(图26),当激光功率密度分别为4.71 GW/cm²、6.28 GW/cm²、7.84 GW/cm²时,316L不锈钢表面的维氏硬度分别增加了39.37%、49.38%和55.23%,激光冲击诱导的表面加工硬化改善了材料表层的力学性能,从而抑制了微裂纹在表面缺陷处的萌生。

表面机械研磨技术与传统喷丸处理原理相近,也是通过对材料表面的高频撞击产生严重塑性变形,但表面机械研磨的冲击能量更大,可使材料表面的晶粒细化至纳米量级并形成梯度分布的纳米结构,有效提高了材料表层的力学性能^[60-61]。王荣华等^[62]探究了传统轧制和连铸连轧5052铝合金经不同时间的表面机械研磨处理后的表面显微硬度分布(图27),研究表明随着表面机械研磨处理时间的增加表面硬化效果更明显。此外,研磨球的数量、冲击速度及研磨球尺寸等参数也都会影响材料表层的显微硬度分布。如图28所示^[63],AISI 316L不锈钢经不同工艺SMAT处理后其表面显微硬度达到了基体部分的2倍,其改性层深度也可达0.5 mm,远大于传统喷丸工艺产生的改性层深度,产生了更好的改性效果。随着研磨球数量、尺寸及冲击速度的增加,材料表面的加工硬化效果更显著,材料表层的硬度梯度更明显,改性层深度也随之增加,因

而有效改善了材料表层的力学性能。由于不同材料的晶体结构、塑性变形机制、力学性能及微观组织等存在差异,经表面机械研磨处理后产生的改性效果也不同,在工程应用中需根据零部件的服役性能需求及材料特性选择合适的工艺参数域,从而改善其表面完整性。

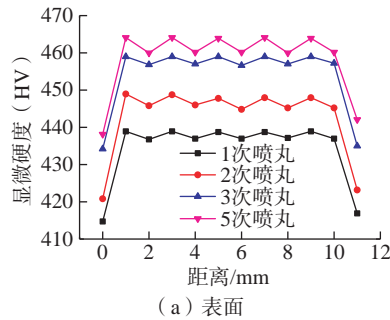


图25 TC6钛合金不同激光冲击次数下显微硬度分布^[58]
Fig.25 Microhardness distribution of TC6 Ti alloy under different laser shock peening times^[58]

图26 不同激光功率密度处理后316L不锈钢充氢试样沿深度方向的显微硬度^[59]
Fig.26 Microhardness of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities followed by hydrogen charging along depth direction^[59]

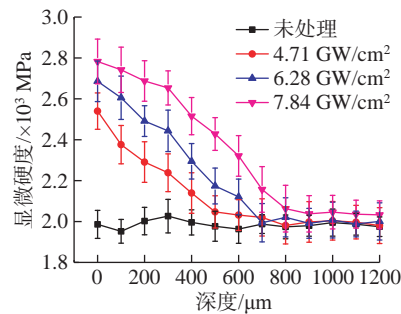


图27 SMAT前后5052铝合金的硬度分布^[62]
Fig.27 Microhardness distribution of 5052 Al alloys before and after SMAT^[62]

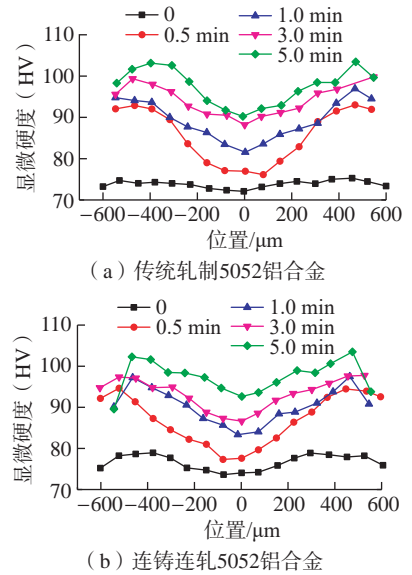


图27 SMAT前后5052铝合金的硬度分布^[62]
Fig.27 Microhardness distribution of 5052 Al alloys before and after SMAT^[62]

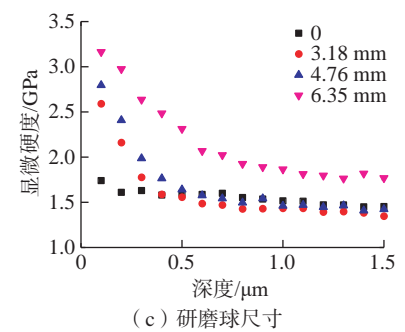
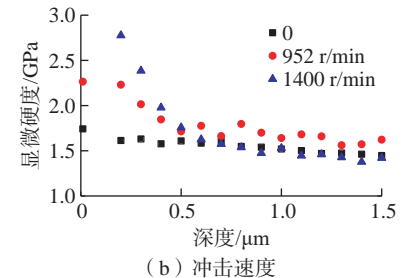
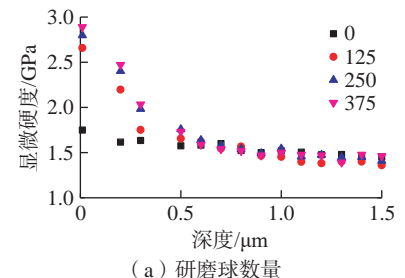


图28 研磨球数量、冲击速度和研磨球尺寸对AISI 316L不锈钢显微硬度的影响^[63]
Fig.28 Effect of ball number, impact speed and ball size on microhardness distribution of AISI 316L stainless steel^[63]

2.4 微观组织

喷丸、激光冲击和表面机械研磨等高速冲击表面处理在宏观上会增大材料表面粗糙度,改变表层的力学性能,在微观上会引起晶粒尺寸、晶粒取向及晶粒内位错等的演变。在处理过程中,弹丸和激光等的冲击能量可以转化为材料内的变形储能。该冲击能在从表面向材料内部传递的过程中会因材料吸收及能量耗散而逐渐减弱,使得塑性应变和应变率沿深度方向呈梯度分布。 β 钛合金(图29)^[64]、316L不锈钢(图30)^[65]以及Cu-Zn合金^[66]经喷丸、表面机械研磨等处理后材料表层发生剧烈塑性变形,晶粒细化呈等轴状,没有明显的方向性。从材料表面至内部基体,冲击能量逐渐被材料吸收并衰减,使得内部基体处的塑性变形程度逐渐减小,从截面金相图可以观察到材料中的晶粒逐渐从细小的等轴晶过渡至原始基材的粗晶。

国内外已有多位学者开展了关于多晶材料塑性变形机制的研究,金属材料的塑性变形在细观层次表现为晶粒尺寸、形状和取向的变化^[67-68],而在微观层次则表现为位错运动、密度和位错存在形式对材料塑性变形行为的影响^[69-70]。从细观角度,晶粒尺寸对材料力学性能的影响主要可归因于两个方面^[71]:(1)晶粒尺寸对位错源启动应力的影响。在剧烈塑性变形过程中,取向有利的晶粒中的滑移系会先开动,且形成的位错线在塑性变形过程中会不断通过滑移运动来缓解塑性变形产生的局部应力集中。在位错滑移过程中由于受到晶界的阻滞作用而产生位错塞积和缠结等现象。随着变形的进行,位错聚集程度增加引起局部应力集中,当局部应力超过位错滑移所需的临界条件时,即可激活相邻晶粒内的位错源。而相邻晶粒内位错源的启动应力与晶粒尺寸呈负相关关系。因此,当晶粒尺寸减小时需要更大的外加

应力使材料发生进一步的塑性变形。(2)晶界对位错运动的阻碍作用^[72]。根据Hall-Petch原理,喷丸后表层的晶粒细化有利于提高材料局部的力学性能。晶粒尺寸的减小会带来晶界的增多,阻碍后续变形过程中的位错滑移,宏观上表现为材料强度和硬度的提高。因此,经喷丸、激光冲击和表面机械研磨等工艺处理后,材料的显微硬度从表面向内逐渐减小。

从微观角度,金属材料发生塑性变形的本质是晶粒内的位错滑移。如图31~33所示,纯铜^[73]、TC4钛合金^[74]和CrMnFeCoNi高熵合金^[75]经喷丸、激光冲击等处理后其表层不同深度处的位错分布有较大差异,从表面向内位错密度逐渐降低。位错的不均匀分布主要与变形过程中的应变率和变形量有关^[76-77]。在高速冲击表面处理过程中,试样心部的应变率和变形量均较小,只有那些达到临界切应力的滑移系会首先开动并形成位错线,越靠近表面处的应变率和变形量越大。随着变形的不断进行,位错逐渐累积、位错密度也逐渐增加,位错发生缠结、交割等相互作用,

形成大量密集的位错墙。根据低能位错结构理论,位错会发生增殖、湮灭和重排等运动以降低总界面能,并逐渐转变为小角晶界继续分割位错胞。随着变形的不断累积,亚晶界处的位错不断产生和湮灭,相邻晶粒可通过晶界转动或滑移形成大角晶界,从而完成位错增殖→位错胞→小角晶界→大角晶界的晶粒细化过程^[78]。

根据Taylor位错理论^[79],随着

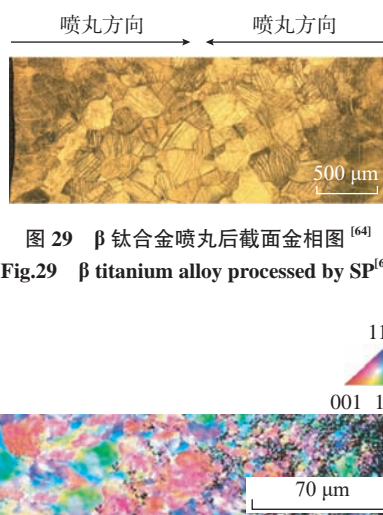
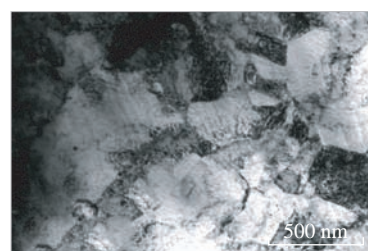


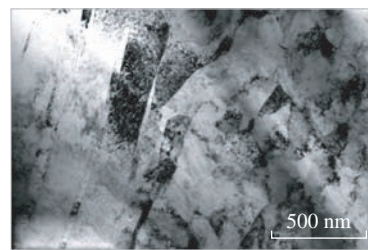
图29 β 钛合金喷丸后截面金相图^[64]
Fig.29 β titanium alloy processed by SP^[64]



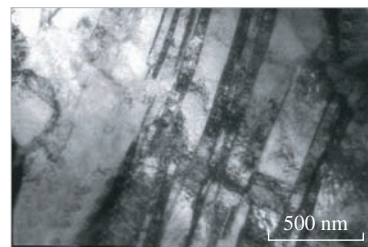
图30 316L不锈钢表面机械研磨处理后截面晶粒形貌^[65]
Fig.30 Cross-sectional grains of 316L stainless steel processed by SMAT^[65]



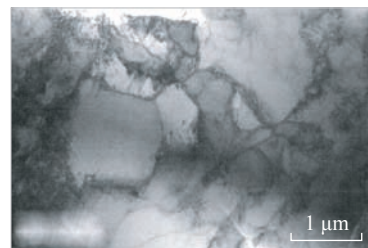
(a) 50 μm



(b) 130 μm



(c) 200 μm



(d) 300 μm

图31 纯铜经喷丸处理后距表面不同深度处的位错分布^[73]

Fig.31 Distributions of dislocations in pure copper processed by SP^[73]

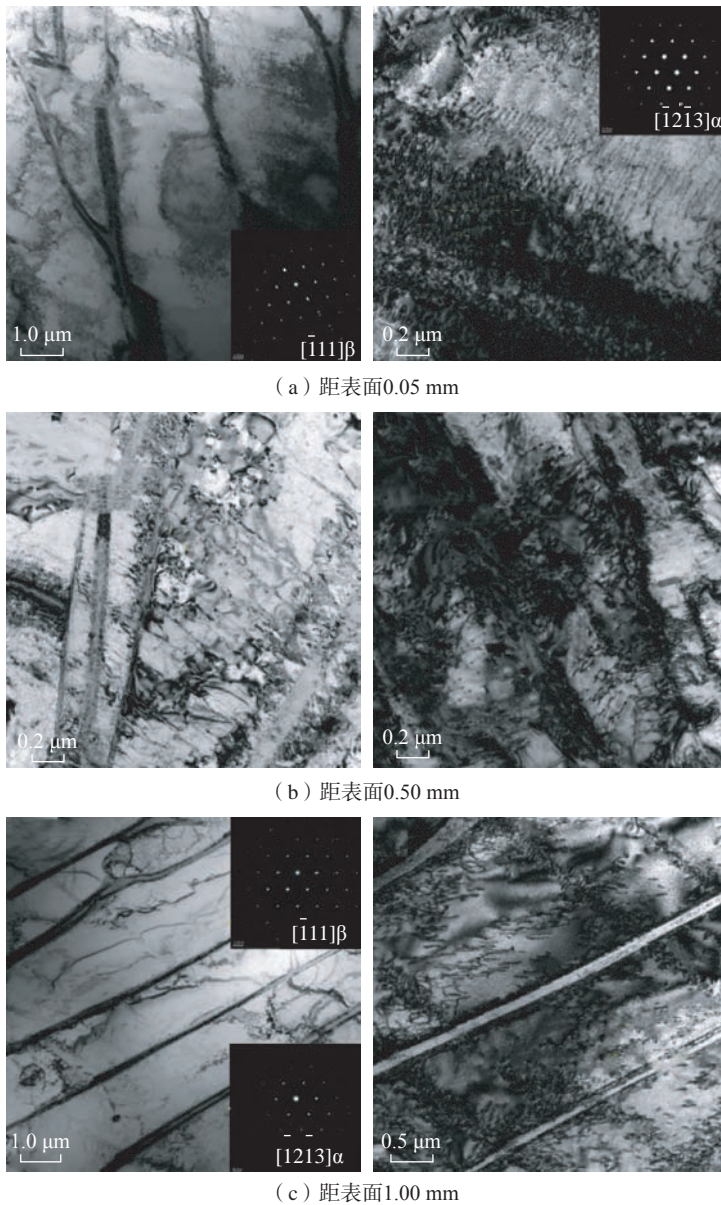


图 32 TC4 钛合金激光冲击和喷丸复合处理后位错分布^[74]
Fig.32 Dislocations of TC4 Ti alloy processed by LSP and SP^[74]

位错密度的增加,位错通过相互作用逐渐缠结形成位错胞壁和位错墙等结构,阻碍位错的进一步运动,使材料难以发生更多的塑性变形^[80],产生强化效果。经高速冲击表面处理后,试样表层不同深度处的变形量不同使得位错密度和缠结程度不同,从而导致截面显微硬度呈梯度分布。

特别是对于钛合金和钢等低层错能材料,喷丸、激光冲击及表面机

械研磨等高速冲击表面处理带来的高应变率变形还会导致其塑性变形机制发生改变,如图 34^[81]、图 35^[82]所示。根据 Zener-Hollomon 参数^[83-84],当变形过程中的应变率较高时,相当于降低了材料层错能^[85],随着层错能的降低,产生变形孪晶所需的临界应力显著降低,而位错滑移所需的临界应力对应变率并不敏感,因此当变形过程中的应变率达到临界值时,材料的塑性变形机制也会发

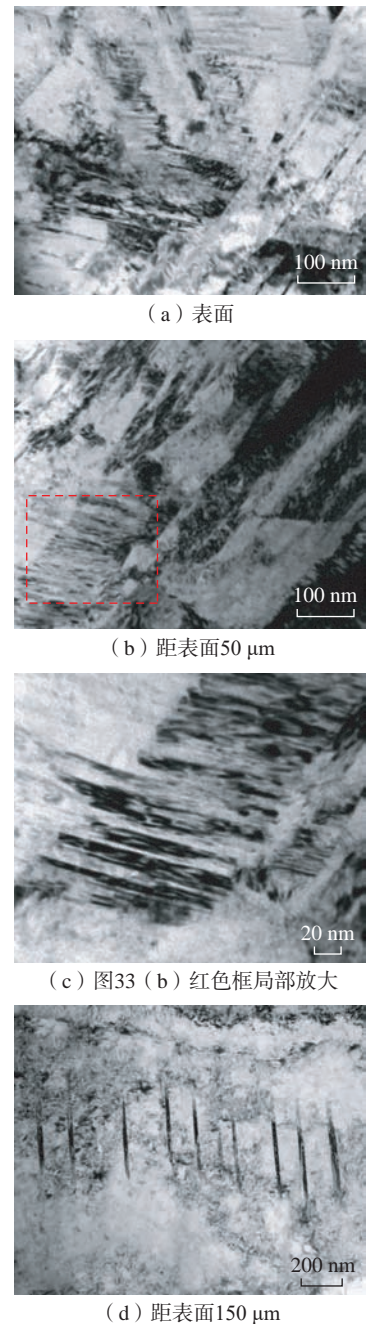


图 33 CrMnFeCoNi 高熵合金激光冲击处理后位错分布^[75]
Fig.33 Dislocations of CrMnFeCoNi high-entropy alloy processed by LSP^[75]

生转变。晶粒内的位错滑移机制受到抑制,位错滑移开动较为困难,扩展位错不易聚合,因此变形时产生的位错难以运动,局部产生应力集中,当局部应力超过孪晶形核的临界应力时即产生变形孪晶以协调变形^[86]。

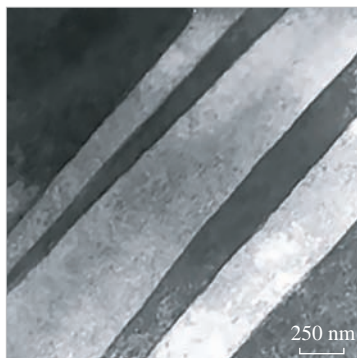


图 34 TC4 钛合金喷丸后变形孪晶^[81]
Fig.34 Deformation twins in TC4 Ti alloy
processed by SP^[81]

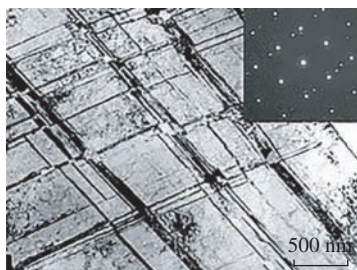


图 35 304 不锈钢表面机械研磨后变形孪晶^[82]
Fig.35 304 stainless steel processed
by SMAT^[82]

高速冲击表面处理产生的变形孪晶对材料力学性能的影响不仅与孪晶层厚度有关,也受位错滑移面和滑移方向与孪晶界之间的位向关系影响。当孪晶层厚度大于临界厚度(e_c)时,在变形过程中,孪晶界不仅可以对位错运动起到阻滞作用,改善材料的强度和局部硬度,还可以作为位错滑移面存储更多的位错,从而改善材料塑性^[87-88]。在高速冲击表面处理过程中,越靠近表面处的应变率越大,使得材料表层的孪晶层厚度减小,孪晶密度增加,孪晶界对位错的阻碍作用增强,表现出更明显的加工硬化效果。

3 结论与展望

喷丸、激光冲击和表面机械研磨等高速冲击表面处理技术的快速发

展正推动着我国制造业的革新与进步,通过适当的表层改性技术提高材料和构件的表面完整性可推进航空航天、汽车、船舶及核工业等领域先进材料的高性能化、高强度及长寿命化。关键核心零部件的综合优化有利于推进国家“节约资源、节能减排”、“可持续发展”等战略的实施,有助于加速实现我国创建“材料强国”和“制造强国”的发展目标。目前国内关于高速冲击表面处理技术的研究还有以下 3 个方面有待加强。

(1) 开展高速冲击表面处理对金属材料表面完整性演化的基础研究。国内关于高速冲击表面处理技术的研究时间相比于国外较短,加之重应用、轻机理,使得这一方向的基础知识和理论研究不够深入透彻,未来需进一步探究高速冲击表面处理工艺参数对金属材料表面粗糙度、表层力学性能以及微观组织的影响规律,通过合理的工艺参数优化避免弱化因素的影响,充分发挥高速冲击表面处理的改性效果,实现对金属材料微观组织和力学性能的有效调控,通过改善材料的表面完整性拓展金属材料的应用领域。

(2) 复合表面处理技术的开发与应用。在改善构件性能方面,采用单一表面处理技术可能具有一定的局限性,如何综合运用两种或多种表面处理技术相结合的复合表面改性技术,利用多种工艺的协同效应使工件的服役性能达到使用要求将是未来的重点研究方向。需加强复合表面强化技术研究,特别是对于复合强化机理、工艺参数优化等还需要进一步挖掘,探究不同工艺方法之间的相容性,从而更好地整合各种处理工艺的优势,这将是未来表面科学领域的重点课题。

(3) 高速冲击表面处理技术的自动化和高效化发展。如今不少产

业已经实现了以机器取代人力的变革,表面处理行业作为一个需要连续生产的行业,可进一步探究使用智能化设备对生产线进行现代化改革从而实现表面处理全流程的自动化、高效化与有序生产,突破对温度、材料、尺寸位置和表面质量的智能化控制是提高生产效率、降低人工成本以及降耗增益的有效途径。

参考文献

- [1] 高玉魁. 表面完整性理论与应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2014.
- [2] GAO Yukui. Surface integrity theory and its application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2014.
- [3] 徐庆泽, 蔡晋, 孟庆勋, 等. 喷丸强化对电火花加工表面影响的研究进展[J]. 航空精密制造技术, 2020, 56(5): 1-5, 25.
- [4] XU Qingze, CAI Jin, MENG Qingxun, et al. Research progress of effect of shot peening on surface by EDM[J]. Aviation Precision Manufacturing Technology, 2020, 56(5): 1-5, 25.
- [5] 王仁智. 金属材料的喷丸强化原理及其强化机理综述[J]. 中国表面工程, 2012, 25(6): 1-9.
- [6] WANG Renzhi. Overview on the shot peening principle and its strengthening mechanisms for metallic materials[J]. China Surface Engineering, 2012, 25(6): 1-9.
- [7] 高玉魁. 残余应力基础理论及应用[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 2019.
- [8] GAO Yukui. Theory and application of residual stresses[M]. Shanghai: Shanghai Scientific & Technical Publishers, 2019.
- [9] CHEN Y X, WANG J C, GAO Y K, et al. Effect of shot peening on fatigue performance of Ti₂AlNb intermetallic alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 127: 53-57.
- [10] WANG J C, GAO Y K, WEI X S. Investigations of the effects of combination treatments on the fretting fatigue resistance of GH4169 superalloy at an elevated temperature[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 426: 127758.
- [11] HATAMLEH O, SINGH P M, GARMESTANI H. Stress corrosion cracking behavior of peened friction stir welded 2195

aluminum alloy joints[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2009, 18(4): 406–413.

[8] SEALY M P, GUO Y B, CASLARU R C, et al. Fatigue performance of biodegradable magnesium-calcium alloy processed by laser shock peening for orthopedic implants[J]. *International Journal of Fatigue*, 2016, 82: 428–436.

[9] 林兆勇, 陈应烟. 激光冲击强化对钻杆 7075 铝合金疲劳强度的影响[J]. *石油和化工设备*, 2021, 24(10): 52–56.

LIN Zhaoyong, CHEN Yingyan. Effect of laser shock peening on fatigue life of drill pipe 7075 aluminum alloy[J]. *Petro & Chemical Equipment*, 2021, 24(10): 52–56.

[10] 周楷, 杨扬. 激光冲击喷丸对 2195 铝锂合金组织结构及抗应力腐蚀性能的影响[J]. *铝加工*, 2019(2): 10–14.

ZHOU Kai, YANG Yang. Effect of LSP on microstructure and stress corrosion resistance of 2195 Al–Li alloy[J]. *Aluminium Fabrication*, 2019(2): 10–14.

[11] PARK C, JUNG D, CHUN E J, et al. Effect of laser shock peening without coating on fretting corrosion of copper contacts[J]. *Applied Surface Science*, 2020, 514: 145917.

[12] 高玉魁. 残余应力[M]. 上海: 同济大学出版社, 2020.

GAO Yukui. *Residual stresses*[M]. Shanghai: Tongji University Press, 2020.

[13] 杨宏兵, 刘振奇. 表面机械研磨对粗晶/细晶 5A02 铝合金组织性能的影响[J]. *轻合金加工技术*, 2020, 48(12): 32–37.

YANG Hongbing, LIU Zhenqi. Effect of surface mechanical grinding on microstructure and properties of coarse/fine-grained 5A02 aluminum alloy[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2020, 48(12): 32–37.

[14] 范淇元, 覃羨烘. 表面机械研磨对 AZ31 镁合金显微组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2019, 48(18): 108–110.

FAN Qiyuan, QIN Xianhong. Effect of surface mechanical attrition on microstructure and properties of AZ31 Mg alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2019, 48(18): 108–110.

[15] 蔡雨晴, 胡雄风, 屈盛官, 等. 喷丸强化对 CF53 钢摩擦磨损性能的影响[J]. *机械工程材料*, 2021, 45(5): 27–33, 38.

CAI Yuqing, HU Xiongfeng, QU Shenguan, et al. Effect of shot peening on

friction and wear properties of CF53 steel[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2021, 45(5): 27–33, 38.

[16] LIU H M, DONG H T, TANG J Y, et al. Numerical modeling and experimental verification of surface roughness of 12Cr2Ni4A alloy steel generated by shot peening[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 422: 127538.

[17] QIANG B, LI Y D, YAO C R, et al. Effect of shot peening coverage on residual stress field and surface roughness[J]. *Surface Engineering*, 2018, 34(12): 938–945.

[18] TRI ISWANTO P, MALIWEMU E, MALAU V, et al. Surface roughness, hardness, and fatigue-corrosion characteristic of AISI 316L by shot peening[J]. *Metalurgija*, 2020, 59(2): 183–186.

[19] YAO C F, DOU X T, WU D X, et al. Surface integrity and fatigue analysis of shot peening for 7055 aluminum alloy under different high-speed milling conditions[J]. *Advances in Mechanical Engineering*, 2016, 8(10): 1–10.

[20] 周文. 激光冲击处理 GH3039 高温合金表面完整性研究[D]. 常州: 江苏理工学院, 2021.

ZHOU Wen. Effect of laser shock peening on surface integrity of GH3039 superalloy[D]. Changzhou: Jiangsu University of Technology, 2021.

[21] 宋亚杰, 张胜泉, 吴东. 激光冲击强化对激光增材 GH1131 合金薄壁件表面完整性的影响[J]. *应用激光*, 2020, 40(3): 447–453.

SONG Yajie, ZHANG Shengquan, WU Dong. Effect of laser shock peening on surface integrity of laser additive manufactured GH1131 alloy thin-walled components[J]. *Applied Laser*, 2020, 40(3): 447–453.

[22] 陆莹, 李松夏, 乔红超, 等. TiAl 合金激光冲击强化表面微观形貌演变分析[J]. *稀有金属材料与工程*, 2019, 48(3): 841–846.

LU Ying, LI Songxia, QIAO Hongchao, et al. Surface microstructure evolution analysis of TiAl alloy by laser shock peening[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2019, 48(3): 841–846.

[23] ANAND KUMAR S, SATISH KUMAR P, GANESH SUNDARA RAMAN S, et al. Influence of SMAT parameters on

microstructural and mechanical properties of Al–Mg–Si alloy AA 6061[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(4): 1947–1957.

[24] ARIFVIANTO B, SUYITNO, MAHARDIKA M. Effects of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on a rough surface of AISI 316L stainless steel[J]. *Applied Surface Science*, 2012, 258(10): 4538–4543.

[25] WU J Z, LIU H J, WEI P T, et al. Effect of shot peening coverage on residual stress and surface roughness of 18CrNiMo7–6 steel[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2020, 183: 105785.

[26] LIN Q J, LIU H J, ZHU C C, et al. Effects of different shot peening parameters on residual stress, surface roughness and cell size[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 398: 126054.

[27] PHAM T Q, KHUN N W, BUTLER D L. New approach to estimate coverage parameter in 3D FEM shot peening simulation[J]. *Surface Engineering*, 2017, 33(9): 687–695.

[28] 陈家伟, 廖凯, 李立君, 等. 不同丸粒对铝合金表面喷丸影响的仿真分析及实验[J]. *表面技术*, 2019, 48(9): 121–126.

CHEN Jiawei, LIAO Kai, LI Lijun, et al. Simulation and experiment for shot peening effect of different projectiles on Al–based alloy[J]. *Surface Technology*, 2019, 48(9): 121–126.

[29] 胡海华, 杨宝成. 拉伸试验影响因素分析与研究[J]. *现代制造技术与装备*, 2020(5): 1–3.

HU Haihua, YANG Baocheng. Analysis and research on the influence factors of tensile test[J]. *Modern Manufacturing Technology and Equipment*, 2020(5): 1–3.

[30] GAO Y K, WU X R. Experimental investigation and fatigue life prediction for 7475–T7351 aluminum alloy with and without shot peening-induced residual stresses[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(9): 3737–3747.

[31] GAO Y K, YAO M, LI J K. An analysis of residual stress fields caused by shot peening[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33(6): 1775–1778.

[32] 卜嘉利, 吕扬, 刘博志, 等. 不同喷丸强度对 TC17 钛合金抗疲劳性能影响[J]. *航空动力学报*, 2022, 37(6): 1225–1233.

BU Jiali, LÜ Yang, LIU Bozhi, et al.

- Effect of different shot peening intensities on fatigue resistance of TC17 titanium alloy[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2022, 37(6): 1225–1233.
- [33] FENG B X, MAO X N, YANG G J, et al. Residual stress field and thermal relaxation behavior of shot-peened TC4–DT titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 512(1–2): 105–108.
- [34] 李克, 朱文龙, 宋逸思, 等. 复合喷丸对 0Cr16Ni5Mo1 马氏体不锈钢表面组织和性能的影响[J]. *理化检验—物理分册*, 2021, 57(12): 32–37.
- LI Ke, ZHU Wenlong, SONG Yisi, et al. Effects of composite shot peening on surface microstructure and properties of 0Cr16Ni5Mo1 martensitic stainless steel[J]. *Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing)*, 2021, 57(12): 32–37.
- [35] 蒋聪盈, 黄露, 王婧辰, 等. TC4 钛合金激光冲击强化与喷丸强化的残余应力模拟分析[J]. *表面技术*, 2016, 45(4): 5–9, 52.
- JIANG Congying, HUANG Lu, WANG Jingchen, et al. Simulation analysis of the residual stress field of TC4 Ti alloy under laser shock peening and shot peening[J]. *Surface Technology*, 2016, 45(4): 5–9, 52.
- [36] 高玉魁, 蒋聪盈. 激光冲击强化研究现状与展望[J]. *航空制造技术*, 2016, 59(4): 16–20.
- GAO Yukui, JIANG Congying. Review and prospect on laser shock peening[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016, 59(4): 16–20.
- [37] CHEN H, WEI C Y, WANG S S, et al. Effects of laser shock peening on the properties and microstructure evolution of laser-polished surface of Cr12 steel[J]. *Journal of Laser Applications*, 2021, 33(3): 032001.
- [38] LUO K Y, ZHU Y J, LIN T, et al. Massive laser shock peening of an aluminum alloy and the effects of overlapping rate on residual stress relaxation when under cyclic loading[J]. *Lasers in Engineering*, 2017, 38(3–6): 353–368.
- [39] 韩培培, 权纯逸, 焦清洋, 等. 激光冲击强化对 7050–T7451 铝合金残余应力和力学性能的影响[J]. *金属热处理*, 2021, 46(2): 190–195.
- HAN Peipei, QUAN Chunyi, JIAO Qingyang, et al. Effect of laser shock processing on residual stress and mechanical properties of 7050–T7451 aluminium alloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2021, 46(2): 190–195.
- [40] 花国然, 蒋苏州, 曹宇鹏, 等. 激光冲击 7050 铝合金表面“残余应力洞”的模拟[J]. *金属热处理*, 2017, 42(7): 154–157.
- HUA Guoran, JIANG Suzhou, CAO Yupeng, et al. Numerical simulation of residual stress hole on 7050 aluminum alloy under laser shock[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2017, 42(7): 154–157.
- [41] 陈浩天, 曹宇鹏, 花国然, 等. 激光冲击 690 高强钢表面残余应力工艺优化模拟[J]. *金属热处理*, 2018, 43(10): 206–209.
- CHEN Haotian, CAO Yupeng, HUA Guoran, et al. Optimization and simulation of residual stress on surface of 690 high strength steel by laser shocking[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2018, 43(10): 206–209.
- [42] 帅高鹏. 基于在线修复的飞机受损件激光喷丸残余应力研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2017.
- SHUAI Gaopeng. Research on the residual stress for laser shot peening on the damaged aircraft components based on online repairing[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2017.
- [43] 彭薇薇, 凌祥. 激光冲击残余应力场的有限元分析[J]. *航空材料学报*, 2006, 26(6): 30–37.
- PENG Weiwei, LING Xiang. Residual stress field induced by laser peening: A finite element analysis[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2006, 26(6): 30–37.
- [44] 程龙. 不同激光冲击工艺参数对 40Cr 钢表面应力应变影响的模拟试验研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2017.
- CHENG Long. Simulative and experimental study of 40Cr steel subjected to laser shock peening with different parameters on the stress and strain[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2017.
- [45] 薛彦庆, 周鑫, 李应红, 等. 激光冲击强化“残余应力洞”测试验证及抑制方法研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2012, 49(12): 133–140.
- XUE Yanqing, ZHOU Xin, LI Yinghong, et al. Validation and restraint of “residual stress hole” produced by laser shock processing[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2012, 49(12): 133–140.
- [46] 张聪惠, 于飞, 王耀勉, 等. 表面机械研磨工业纯锆的疲劳性能研究[J]. *稀有金属*, 2017, 41(3): 284–289.
- ZHANG Conghui, YU Fei, WANG Yaomian, et al. Fatigue property of commercial pure zirconium subjected to surface nanocrystallization[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2017, 41(3): 284–289.
- [47] GALLITELLI D, RETRAINT D, ROUHAUD E. Comparison between conventional shot peening (SP) and surface mechanical attrition treatment (SMAT) on a titanium alloy[J]. *Advanced Materials Research*, 2014, 996: 964–968.
- [48] ZHANG Q, XU S, ZHANG Z Q, et al. Residual stress and microhardness evolution induced by conventional and ultrasonic shot peening[J]. *Materials Science and Technology*, 2022, 38(7): 436–443.
- [49] ZHENG H Z, GUO S H, LUO Q H, et al. Effect of shot peening on microstructure, nanocrystallization and microhardness of Ti–10V–2Fe–3Al alloy surface[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2019, 26(1): 52–58.
- [50] KUMAR S, RAO G S, CHATTOPADHYAY K, et al. Effect of surface nanostructure on tensile behavior of superalloy IN718[J]. *Materials & Design*, 2014, 62: 76–82.
- [51] 邢逸初. 喷丸改性对 7050 铝合金 FSW 接头组织与疲劳裂纹扩展的影响[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2021.
- XING Yichu. Effect of shot peening on microstructure and fatigue crack growth of 7050 aluminum alloy FSW joint[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2021.
- [52] 徐松超. 喷丸强化 TC17 钛合金表面完整性及疲劳性能研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2021.
- XU Songchao. Study on surface integrity and fatigue properties of the shot peening TC17 titanium alloy[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2021.
- [53] TAO X F, GAO Y K, KANG J M, et al. Softening effects induced by shot peening for an aluminum-lithium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51(1): 410–418.
- [54] TAO X F, GAO Y K. Effects of wet shot peening on microstructures and mechanical properties of a 2060–T8 aluminum-lithium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 832: 142436.

- [55] BHARDWAJ T, SHUKLA M, RAI A K, et al. Experimental investigation of multiple laser shock peening on mechanical properties of laser sintering additively manufactured maraging steel[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(11): 8515–8528.
- [56] WANG H, KALCHEV Y, WANG H C, et al. Surface modification of NiTi alloy by ultrashort pulsed laser shock peening[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 394: 125899.
- [57] NIE X, HE W F, LI Q P, et al. Experiment investigation on microstructure and mechanical properties of TC17 titanium alloy treated by laser shock peening with different laser fluence[J]. *Journal of Laser Applications*, 2013, 25: 042001.
- [58] 孟宪凯, 张正烨, 周建忠, 等. 激光喷丸强化 TC6 钛合金的振动疲劳寿命及断口形貌分析 [J]. *航空制造技术*, 2022, 65(4): 73–79.
- MENG Xiankai, ZHANG Zhengye, ZHOU Jianzhong, et al. Analysis of vibration fatigue life and fracture topography of TC6 titanium alloy by laser peening[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2022, 65(4): 73–79.
- [59] 黄舒, 胡磊, 盛杰, 等. 激光喷丸强化对电化学充氢 316L 奥氏体不锈钢振动疲劳性能的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51(2): 579–587.
- HUANG Shu, HU Lei, SHENG Jie, et al. Effect of laser peening on vibration fatigue performance of electrochemically hydrogen-charged 316L austenitic stainless steel[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2022, 51(2): 579–587.
- [60] LU K, LU J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375–377: 38–45.
- [61] OLUGBADE T O, LU J. Literature review on the mechanical properties of materials after surface mechanical attrition treatment (SMAT)[J]. *Nano Materials Science*, 2020, 2(1): 3–31.
- [62] 王荣华, 刘振奇. 表面机械研磨对 5052 铝合金表面纳米化与性能的影响 [J]. *锻压技术*, 2022, 47(1): 209–215.
- WANG Ronghua, LIU Zhenqi. Influence of surface mechanical attrition on surface nanocrystallization and properties for 5052 aluminum alloy[J]. *Forging & Stamping Technology*, 2022, 47(1): 209–215.
- [63] ARIFVIANTO B, SUYITNO, MAHARDIKA M, et al. Effect of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on microhardness, surface roughness and wettability of AISI 316L[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2011, 125(3): 418–426.
- [64] MA X K, CHEN Z, ZHONG D L, et al. Effect of rotationally accelerated shot peening on the microstructure and mechanical behavior of a metastable β titanium alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 75: 27–38.
- [65] WU Y, SUN Z, BRISSET F, et al. In-situ EBSD investigation of thermal stability of a 316L stainless steel nanocrystallized by surface mechanical attrition treatment[J]. *Materials Letters*, 2020, 263: 127249.
- [66] CAI B Z, MA X L, MOERING J, et al. Enhanced mechanical properties in Cu–Zn alloys with a gradient structure by surface mechanical attrition treatment at cryogenic temperature[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 626: 144–149.
- [67] VAN S H. Grain boundaries and dislocations[J]. *Science*, 2002, 296(5565): 66–67.
- [68] LU L, CHEN X, HUANG X, et al. Revealing the maximum strength in nanotwinned copper[J]. *Science*, 2009, 323(5914): 607–610.
- [69] YIN W H, WANG W G. Relationship between dislocation structure characteristics at triple junction and grain orientation in high pure copper[J]. *Materials Characterization*, 2021, 178: 111265.
- [70] KONEVA N A, TRISHKINA L I, CHERKASOVA T V. Evolution of dislocation structure parameters in deformed polycrystalline FCC solid solutions[J]. *Russian Physics Journal*, 2019, 62(6): 948–955.
- [71] 祁登科. 动态剧烈塑性变形下 6061 铝合金微结构演化及力学性能研究 [D]. 成都: 西南交通大学, 2018.
- QI Dengke. Research on microstructure evolution and mechanical properties of 6061 aluminum alloy by dynamic severe plastic deformation[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2018.
- [72] ZHANG X D, HANSEN N, GAO Y K, et al. Hall-Petch and dislocation strengthening in graded nanostructured steel[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(16): 5933–5943.
- [73] WANG X, LI Y S, ZHANG Q, et al. Gradient structured copper by rotationally accelerated shot peening[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2017, 33(7): 758–761.
- [74] LUO X K, DANG N, WANG X. The effect of laser shock peening, shot peening and their combination on the microstructure and fatigue properties of Ti–6Al–4V titanium alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 153: 106465.
- [75] TONG Z P, LIU H L, JIAO J F, et al. Improving the strength and ductility of laser directed energy deposited CrMnFeCoNi high-entropy alloy by laser shock peening[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 35: 101417.
- [76] POUR-ALI S, KIANI-RASHID A R, BABAKHANI A, et al. Correlation between the surface coverage of severe shot peening and surface microstructural evolutions in AISI 321: A TEM, FE–SEM and GI–XRD study[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 334: 461–470.
- [77] HUANG F, TAO N R. Effects of strain rate and deformation temperature on microstructures and hardness in plastically deformed pure aluminum[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2011, 27(1): 1–7.
- [78] ZHANG C W, FU T L, CHEN H Y, et al. Microstructure evolution of surface gradient nanocrystalline by shot peening of TA17 titanium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52(5): 1790–1798.
- [79] LEE W S, CHEN T H. Rate-dependent deformation and dislocation substructure of Al–Sc alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54(8): 1463–1468.
- [80] 王亚男, 陈树江, 董希淳. 位错理论及其应用 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2007.
- WANG Yanan, CHEN Shujiang, DONG Xichun. Dislocation theory and its applications[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007.
- [81] LAINÉ S J, KNOWLES K M, DOORBAR P J, et al. Microstructural characterisation of metallic shot peened and laser shock peened Ti–6Al–4V[J]. *Acta Materialia*, 2017, 123: 350–361.

- [82] ZHANG H W, HEI Z K, LIU G, et al. Formation of nanostructured surface layer on AISI 304 stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(7): 1871–1881.
- [83] AN X H, WU S D, WANG Z G, et al. Significance of stacking fault energy in bulk nanostructured materials: Insights from Cu and its binary alloys as model systems[J]. *Progress in Materials Science*, 2019, 101: 1–45.
- [84] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. *Journal of Applied Physics*, 1944, 15(1): 22–32.
- [85] LI Y S, ZHANG Y, TAO N R, et al. Effect of the Zener-Hollomon parameter on the microstructures and mechanical properties of Cu subjected to plastic deformation[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(3): 761–772.
- [86] CHEN A Y, RUAN H H, WANG J, et al. The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(9): 3697–3709.
- [87] LUK, LUL, SURESH S. Strengthening materials by engineering coherent internal boundaries at the nanoscale[J]. *Science*, 2009, 324(5925): 349–352.
- [88] 马晓光. 层错能对面心立方金属冷拔微观组织及织构演化的影响[D]. 西安: 西北工业大学, 2018.
- MA Xiaoguang. The effect of stacking fault energy on microstructure and texture evolution of cold drawn FCC metals[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.

Effects of High Speed Impact Surface Treatment on Surface Integrity of Metallic Materials

GAO Yukui^{1,2}, WANG Rui³, TAO Xuefei³

(1. School of Materials Science and Engineering, Tongji University, Shanghai 201804, China;

2. Shanghai Key Laboratory of R&D for Metallic Function Materials, Shanghai 201804, China;

3. School of Aerospace Engineering and Applied Mechanics, Tongji University, Shanghai 200092, China)

[ABSTRACT] High speed impact surface treatment such as shot peening (SP), laser shock peening (LSP) and surface mechanical attrition treatment (SMAT) can effectively improve the fatigue property, stress corrosion cracking performance and wear resistance of metallic materials. These surface modification techniques have been widely employed in aviation, aerospace, automobile, ship and nuclear industries. The basic principles and characteristics of SP, LSP and SMAT are introduced in this paper. The effects of SP, LSP and SMAT on surface integrity parameters of aluminum-lithium alloys, superalloys, titanium alloys and steels such as surface roughness, residual stresses in the surface layers, microhardness and microstructures in the surface layers are summarized. Finally, the research and development of high speed impact surface treatment in China are prospected.

Keywords: High speed impact surface treatment; Metallic materials; Surface integrity; Surface roughness; Residual stresses; Microhardness; Microstructures

(责编 逸飞)

引文格式: 郝博, 汪万炯, 张鹏, 等. 基于混合推理的飞机结构件变型设计[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 28-35.

HAO Bo, WANG Wanjiang, ZHANG Peng, et al. Variant design of aircraft structure parts based on hybrid reasoning[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 28-35.

基于混合推理的飞机结构件变型设计*

郝博^{1,2}, 汪万炯¹, 张鹏¹, 刘力维¹

(1. 东北大学, 沈阳 110819;

2. 东北大学秦皇岛分校, 秦皇岛 066004)

[摘要] 基于规则推理(Rule-based reasoning, RBR)与实例推理(Case-based reasoning, CBR)相混合的推理方式,对飞机结构件智能设计方法进行了研究。首先,结合模糊理论和规则推理技术,对飞机结构件设计要求的模糊属性进行处理,设计了飞机结构件智能选型系统,实现对飞机结构件的类型选择;其次,运用最近相邻算法与灰色关联分析理论,对飞机结构件设计要求的数值属性进行处理,实现了飞机结构件的实例检索与评价,此后将得到的最佳相似实例进行变型设计,得到目标实例;最后,以型材为例验证了混合推理智能设计系统的可行性。

关键词: 飞机结构件; 规则推理(RBR); 实例推理(CBR); 实例评价; 变型设计

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.028



郝博

教授, 博士生导师, 研究方向为智能设计与智能制造。

飞机结构件设计制造是典型的小批量、多品种的生产模式,不利于知识的积累和重用^[1],导致目前飞机结构件设计步骤繁琐、设计质量和效

率低下。飞机结构件逐步趋于复杂化、整体化和大型化,对其设计质量和效率提出了更高的要求。混合推理技术以能提高知识的重用率、缩短产品研发周期和提高产品设计的智能化程度等优点,成为了产品设计领域快速响应制造业发展、提高生产水平的重要手段。

自从基于规则推理(Rule-based reasoning, RBR)与实例推理(Case-based reasoning, CBR)相混合的推理策略^[2-3]被提出之后,其优势逐渐被人们认识,国内外学者进行了广泛的研究和应用。在国外,有学者将混合推理应用于智能辅导、临床决策支持、疾病诊断治疗、主动坠落保护系统等方面,取得了积极的进展^[4-7]。在国内,焦起祥^[8]将混合推理策略应用于飞机概念设计中,方便了飞机设计过程的知识表达并协调不同形式的知识处理设计问题,提高了飞

机设计的智能性与知识重用度。接着,王静等^[9]运用混合推理策略,实现了模架设计参数的智能推理及模型自动生成,提高了设计的准确性和效率。进一步地,张奕等^[10]使用混合推理检索出相似历史案例并对历史案例的解决策略进行修改,解决了传统解决方案决策速度慢、决策不准确等问题,降低了规则推理所需规则的复杂度及获取难度。但是,这种推理方式仍存在着所需规则数过多的问题。因此,陆凌云等^[11]提出了一种基于神经网络和柔性逐层推理相结合的混合推理策略,重新定义了规则描述方式,使得所需的规则数更少,对规则库的可操作性更强。在此基础上,黄新波等^[12]建立了基于混合推理的牵引变压器状态检修决策支持体系,可实现状态检修过程中经验与知识相结合的决策思路,提高了牵引变压器故障检修效率与可靠性。

* 基金项目: 国防基础科研项目(JCKY2018110C012)。

Ni 等^[13]设计了基于混合推理的变压器快速故障诊断系统,该系统能够基于变压器多源综合数据对设备故障进行诊断和分析,诊断结论可靠实用,为实现变压器的状态检修提供了支持。另外,沈子恒等^[14]提出了一种基于混合推理的汽轮机叶片夹具自顶向下设计方法,通过重用实例库中的相似夹具实例,有效地提高了夹具产品的设计质量和效率。

综上所述,通过混合推理策略可以有效提高知识的重用率,从而提高产品设计的准确度、缩短产品研发周期和提高产品设计效率。混合推理技术虽然取得了一些有意义的成果,但针对飞机结构件快速设计的研究还很少,难以准确确定产品设计影响因素与设计的相关规则,所需的规则数过多,实例检索的效率仍比较低,缺乏高效的数值计算方法来检索用于重用的最佳相似实例,自动化程度较低、缺乏智能性等。

本文以飞机结构件为研究对象,运用混合推理策略对其进行变型设计。规则推理系统将模糊技术与规则推理相结合,整理相关规则信息并建立规则库,通过规则推理对飞机结构件选型,以缩小下一步实例推理的检索域;实例推理系统通过最近相邻算法计算飞机结构件各特征属性相似度,为使检索出的实例综合性能最佳,采用灰色关联分析理论对高于临界值的实例进行评价,以此来检索出最佳相似实例,减少变型设计的工作量,进而提高飞机结构件的设计效率。

1 智能设计系统组成

1.1 基于规则推理的智能选型

飞机结构件在设计时往往只能给出要设计零件的一级类型名称,因此如何根据已知的设计要求选择最为合适的飞机结构件二级类型至关重要。飞机结构件的类型影响因素属性在给出时往往是如制造成本、承

载能力和装配工艺性等模糊的、不精确的属性,其对应的规则信息难以获取和被计算机识别,所以为了将模糊属性信息精确化,将模糊技术引入其中,构建飞机结构件设计要求隶属度函数模型。在构建好隶属度函数模型后,即可将模糊的设计要求精确化,再将精确化的设计要求信息与对应的飞机结构件类型通过查阅设计手册、询问设计专家等方式匹配好对应规则信息,将其统计好后存储在推理系统的模糊规则库中,而后设计基于模糊规则推理的飞机结构件智能选型系统,在设计人员给出模糊属性设计要求时,智能选型系统即可根据模糊规则推理自动完成从设计要求到飞机结构件具体类型的转换。基于规则的飞机结构件智能选型系统结构如图 1 所示。

1.2 基于实例推理的变型设计

据统计,在飞机结构件设计过程中,只有 20% 的零件需要重新设计,余下 80% 都可以直接重用或稍做修改后使用^[15]。知识与模型的重用可

以大大缩短产品设计周期,提高产品的设计质量和效率,在飞机结构件产品设计过程中起着至关重要的作用。为了提高飞机结构件设计知识与模型的重用度,将模型特征参数与结构件模型相关联后储存于实例库中,通过实例推理的方式实现知识与模型的重用。基于实例推理的推理方法实质为类比推理,通过相似度计算对已有实例库进行实例检索,找出与解决当前问题相似的旧实例,再通过对以往相似实例解决办法的修改和应用来解决当前问题^[16]。实例推理技术的核心是进行实例检索,其目的是找出与目标结构件各属性相近的相似实例,为后续的实例评价和变型设计奠定基础。通过实例检索与评价过后,得到最佳相似实例,对其进行变型设计后系统评价满意,即得到了目标结构件模型。基于实例推理的飞机结构件变型设计系统如图 2 所示。

1.3 混合推理智能设计系统配置

飞机结构件在设计前,设计人员给出的设计要求可以分为两类:承

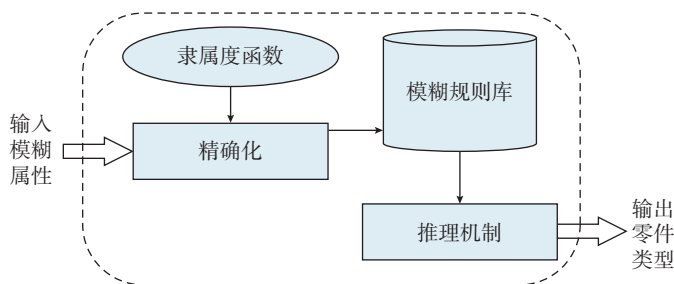


图 1 基于规则推理的智能选型系统结构图

Fig.1 Structure diagram of intelligent selection system based on RBR

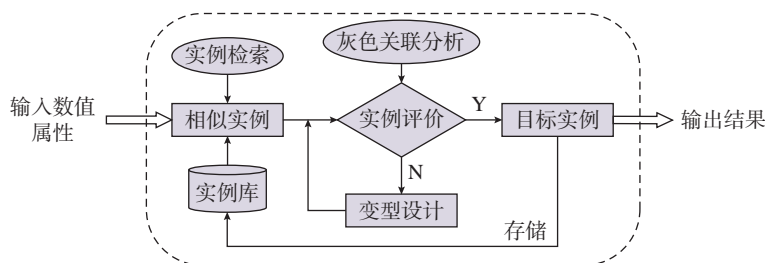


图 2 基于实例推理的飞机结构件变型设计系统结构图

Fig.2 Structure diagram of aircraft structural variant design system based on CBR

载能力、装配工艺性等模糊属性,立边长度、底边长度等数值属性。本文混合推理智能设计系统基于飞机结构件的设计属性参数,对于模糊属性引入模糊理论计算其隶属度,从而获取模糊规则,通过规则推理实现飞机结构件的初步选型;通过上一步确定好的飞机结构件类型,可以缩小实例推理过程中的实例检索域,通过相似度算法计算设计检索域实例库实例的相似度,对相似度较高的零件进行评价,对评价性能最优的实例进行变型设计,即可获得用户所需的目标零件。混合推理智能设计系统结构如图3所示。

2 规则推理模型

2.1 隶属度函数

在模糊理论中,一个对象是否属于某一个集合不是绝对的,它可以部分地属于该集合,而其隶属于该集合的程度可以通过一个函数来度量,即隶属度函数,可表示为: $F_A(x): X \rightarrow [0, 1]$, 其函数值是 $[0, 1]$ 内的一个实数,即表示属于集合的程度,规则推理系统中通常使用不同的隶属度函数表示不同的知识域^[17]。通常

选用的带参数的隶属度函数有三角函数、高斯函数、梯度函数、钟型函数和 Sigmoid 函数^[18]。飞机结构件设计要求的模糊属性主要包括承载能力、装配工艺性、可制造性、剖面高度、裂纹扩展能力及制造成本等,这些属性都是模糊的、不精确的,且属性值连续,因此可采用梯形隶属度函数将飞机结构件设计要求的模糊属性精确化,因为梯形隶属度函数最多只有4个点,用梯形隶属度函数来表示连续模糊属性值比较简单,而且计算速度较快,精确度也比较高^[19]。其表达式为

$$\mu(x) = \begin{cases} 0 & 0 \leq x \leq a \\ \frac{x-a}{b-a} & a < x < b \\ 1 & b \leq x \leq c \\ \frac{d-x}{d-c} & c < x < d \\ 0 & x \geq d \end{cases} \quad (1)$$

式中, $\mu(x)$ 为精确化后的隶属度值; a, b, c, d 为精确化前的数值。

梯度隶属度函数图像形式如图4所示。其中装配工艺性、可制造性及裂纹扩展能力不能用具体的数值表达,因此在 $[0, 1]$ 内取值来表示其

大小,各个设计要求相应的梯形隶属度函数的图像如图5所示。

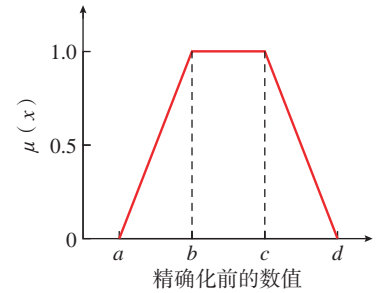
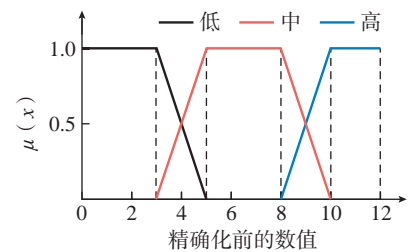
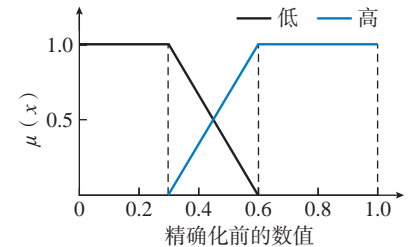


图4 梯度隶属度函数图

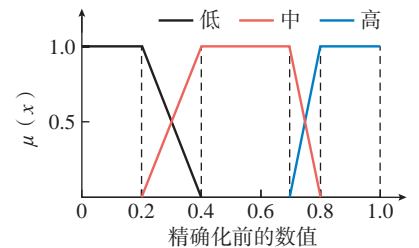
Fig.4 Trapezoidal membership function graph



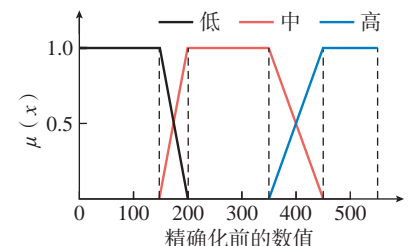
(a) 剖面高度隶属度函数



(b) 裂纹扩展能力隶属度函数



(c) 装配工艺性、可制造性隶属度函数



(d) 制造成本隶属度函数

图5 设计要求隶属度函数图

Fig.5 Design requirement membership function diagram

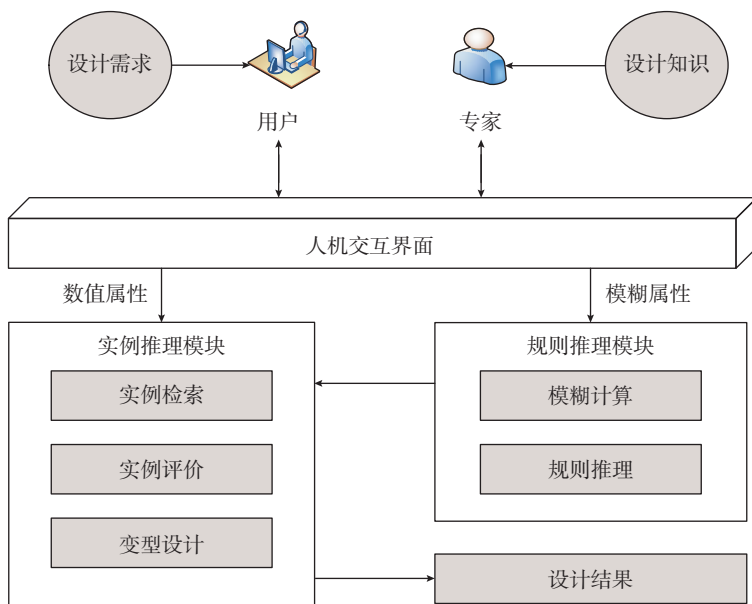


图3 混合推理智能设计系统结构图

Fig.3 Structure diagram of intelligent design system based on hybrid reasoning

2.2 规则推理机制

基于规则推理的知识表示一般有框架树表示法和产生式规则表示法,本文专家系统采用产生式规则表示法,其规则表示的一般形式为

“IF A THEN B ”

式中, A 部分称为前提,本文系统中的前提是由模糊理论中的隶属度函数来获得其隶属度值; B 部分为结论,当表达式的值为“真”时,获得结论,本系统中对应的结论是规则推理出的飞机结构件类型。

推理过程中的推理机制包括正向推理、反向推理和双向推理,本文模糊规则推理系统采用正向推理机制,正向推理的步骤为:(1)输入规则推理的前提,系统自动将规则前提与规则库中的规则进行匹配,可能有多条规则与之匹配,此时将这些规则集合;(2)设计人员对多条规则进行判断,选择置信度最高的规则作为启用规则;(3)执行启用规则,获取规则推理的结论,并将其放入综合数据库中作为事实输出。

3 实例推理模型

3.1 基于最近相邻法的实例检索

实例检索策略主要包括最近相邻法^[20]和归纳推理法,基于这两种实例检索方法的各自优势,本文提出了归纳推理法与最近相邻法相结合的实例检索计算模型。首先,按照归纳推理法,根据目标零件的类型进行分类检索,以此来缩小检索时的搜索域,从而提高检索的效率;然后,在相似度计算过程中,采用最近相邻算法,在同类型零件的实例库中进行实例检索。

当用户需要进行实例检索时,首先需要设计人员输入规则推理出的飞机结构件类型来确定搜索域,然后通过输入目标零件的各属性参数进行实例检索。在相似度计算过程中,采用最近相邻算法。计算设计产品 t 与实例 e 之间的 n 个参数的综合相似度。

$$\text{Similarity}(t, e) = \sum_{i=1}^n f(t_i, e_i) \times \omega_i \quad (2)$$

式中, $f(t_i, e_i)$ 表示数值属性相似度计算相似度函数; ω_i 表示各数值属性所对应的权值,由设计人员给出。

相似度函数表达式为

$$f(t_i, e_i) = 1 - \text{dist}(S_{ti} - S_{ei}) = 1 - |S_{ti} - S_{ei}| / |S_{\max i} - S_{\min i}| \quad (3)$$

式中, S_{ti} 为目标产品的第 i 个特征属性的参数值; S_{ei} 为实例第 i 个特征属性的参数值; $S_{\max i}$ 为第 i 个特征属性参数值的最大值; $S_{\min i}$ 为第 i 个特征属性参数值的最小值。

计算完目标实例与实例库中的旧实例的相似度后,提取相似度大于临界值的实例作为实例评价的对象,这是因为检索出的实例相似度相对越大,变型设计的难度就相对越小。

3.2 基于灰色关联分析的实例评价

在实例检索过后,对于相似度较大的实例,只能说明该实例与目标零件的设计要求相似,而其综合性能不一定最好,因此需要对检索出的相似实例进行评价。由于灰色关联分析法^[21]对样本的大小没有要求,分析过程中也不需要典型的分布规律,其结果与定性分析的吻合性较好,具有较强的客观性^[22],因此本文采用该方法对检索出的相似实例进行实例评价,以得到最佳相似实例。基于灰色关联分析的飞机结构件实例评价模型如下文所述。

(1)确定参考数列和比较数列。将实例检索出的最佳实例的特征信息向量作为参考数列,实例库中飞机结构件的特征信息向量作为比较数列,对两者进行相似度的计算,得到待设计飞机结构件与已有飞机结构件之间的相似度。设实例检索出的最佳实例的特征信息向量为 A_0 ,已有飞机结构件的特征信息向量为 A ,得到

$$A_0 = (a_0(1), a_0(2), \dots, a_0(n)) \quad (4)$$

$$A = (A_1, A_2, \dots, A_m) = \begin{pmatrix} a_1(1) & \dots & a_m(1) \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ a_1(n) & \dots & a_m(n) \end{pmatrix} \quad (5)$$

式中, $A_i = (a_i(1), a_i(2), \dots, a_i(n))^T$, $i = 0, 1, 2, \dots, m$ 。 A_i 表示飞机结构件编号为 i 的结构件, $a_i(j)$ 表示第 i 个飞机结构件的第 j 个特征信息的量值。

(2)归一化处理。每个特征信息向量的值都代表不同的含义,因此它们的单位都是不同的,需要将每个特征信息向量的值表示成相同的单位含义,所以需要特征信息向量的值进行归一化处理。归一化的方法为:将每个特征信息向量的值进行缩放,使每个值都能够达到相同的数量等级。选取最大值为最优指标的归一化计算公式如式(6)所示,选取最小值为最优指标的归一化计算公式如式(7)所示。

$$a'_{\max}(k) = \frac{a_i(k)}{\max_{i \in m} a_i(k)} \quad (6)$$

$$a'_{\min}(k) = \frac{\min_{i \in m} a_i(k)}{a_i(k)} \quad (7)$$

式中, $\max_{i \in m} a_i(k)$ 和 $\min_{i \in m} a_i(k)$ 分别表示第 k 项属性数列在参考数列和比较数列中的最大值和最小值。

(3)关联系数计算。在分析参考数列和比较数列的关联程度时,首先分析各飞机结构件特征信息间的关联程度,即关联系数。关联系数的计算公式为

$$\xi_i(k) = \frac{\min_{i \in m} \min_{k \in n} \Delta_i(k) + \varepsilon \max_{i \in m} \max_{k \in n} \Delta_i(k)}{\Delta_i(k) + \varepsilon \max_{i \in m} \max_{k \in n} \Delta_i(k)} \quad (8)$$

式中, $\xi_i(k)$ 为第 k 个飞机结构件特征信息 $a_0(k)$ 与 $a_i(k)$ 的关系系数; ε 是分辨系数,在计算时一般取 $\varepsilon = 0.5$; $\Delta_i(k) = |a_0(k) - a_i(k)|$ 为第 k 个飞机结构件特征信息 $a_0(k)$ 与 $a_i(k)$ 的绝对差; $\min_{k \in n} \Delta_i(k)$ 为一级最小差,表示在 $a_i(k)$ 曲线上,各相应点与 $a_0(k)$ 中各相应点距离

的最小值;而 $\min_{i \in m} \min_{k \in n} \Delta_i(k)$ 为两级最小差,表示在各曲线上找出最小差 $\min_{k \in n} \Delta_i(k)$ 的基础上,再按照 $i=1, 2, \dots, m$ 找出所有曲线中的最小差; $\max_{i \in m} \max_{k \in n} \Delta_i(k)$ 为两级最大差。

(4) 计算关联度。每个比较数列飞机结构件特征信息关联系数的集中体现数值称为关联度。关联度的大小表示参考数列和比较数列的拟合程度大小。将参考数列作为最优序列,关联度越大,表示数列 $a_i(k)$ 与参考数列 $a_0(k)$ 越接近,在一系列的比较数列中为较优数据。关联度计算公式为

$$R_{i0} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \omega(k) \xi_i(k) \quad (9)$$

式中, n 为飞机结构件的特征数; R_{i0} 为比较数列 $a_i(k)$ 对应参考数列 $a_0(k)$ 的关联度; $\omega(k)$ 为第 k 个飞机结构件特征信息的权系数。

4 应用

4.1 类型选择

将混合推理技术运用到飞机结构件实际设计过程中。首先根据飞机结构件设计要求中的模糊属性信息,运用模糊规则推理技术对飞机结构件进行选型,下面以典型飞机结构件型材为例论述其推理过程。首先,通过隶属度函数确定各模糊属性的隶属度,结合规则信息即可确立目标结构件的模糊规则库。表1为典型飞机结构件型材的设计要求模糊规则库。

设计人员在通过规则推理对飞机结构件进行选型时,首先通过人机交互界面输入型材的模糊属性设计要求,目标结构件型材的设计要求如表1第2行所示。其规则表示为

“IF 承载能力高 and 装配工艺性高 and 制造成本高 and 承压稳定性中

THEN 普通长桁 T 型型材”

因此匹配到了唯一规则,推理出

的结果为“普通长桁 T 型型材”,通过规则推理系统确定了型材飞机结构件的类型。

4.2 实例检索

在确定好飞机结构件类型后,即确定了下一步实例推理过程中实例检索的检索域,接下来要确定相似实例型号。根据实例库中的数据,实例推理系统对“普通长桁 T 型型材”进行实例检索,实例检索过程通过对设计要求的数值属性进行相似度计算来实现。普通长桁 T 型型材设计要求的数值属性主要包括立边长度 H 、底边长度 B 、底边厚度 δ 、立边厚度 δ_1 、内棱边圆角半径 R 、底边处圆角半径 r 和立边处圆角半径 r_1 。

普通长桁 T 型型材结构件在实例库中的尺寸参数如表2中实例编号 $A_1 \sim A_{10}$ 所示,目标型材结构件尺寸参数设计要求如表2中实例编号 A_0 所示。

将属性参数代入实例检索计算模型,计算可求得目标型材与实例库中各实例的相似度,以目标实例与实例编号 A_1 的特征属性底边长度 B 为例,阐述其特征相似度计算过程。从表2中可以确定, $S_{ii} = 40 \text{ mm}$, $S_{ei} = 30 \text{ mm}$, $S_{\max i} = 58 \text{ mm}$, $S_{\min i} = 29 \text{ mm}$,由式(3)计算可得其相似度为 $f(40, 30) = 0.6552$ 。同样按上述过程,计算出各特征属性相似度,可以得到相似度矩阵。

表1 型材模糊属性设计要求

Table 1 Requirements for fuzzy parameter attribute design of section steel

型材类型	承载能力	装配工艺性	制造成本	承压稳定性
目标型材	高	高	高	中
普通长桁 T 型型材	高	高	高	中
普通长桁等边 L 型型材	高	高	低	中
普通长桁不等边 L 型型材	高	高	低	高
蒙皮长桁 T 型型材	高	低	高	中
蒙皮长桁等边 L 型型材	高	高	低	低
蒙皮长桁不等边 L 型型材	高	高	低	高

表2 型材数值属性参数

Table 2 Section steel numerical property parameter

mm

实例编号	H	B	δ	δ_1	R	r	r_1
A_0	20	40	1.5	1.5	3.0	0.30	0.30
A_1	20	30	1.5	1.5	2.0	0.75	0.75
A_2	25	29	1.6	1.6	1.6	0.80	0.80
A_3	25	35	1.5	1.5	2.0	0.75	0.75
A_4	25	48	1.5	1.5	1.5	0.20	0.20
A_5	25	50	2.0	2.0	3.0	0.20	0.20
A_6	25	50	2.5	2.5	3.0	0.20	0.20
A_7	29	38	1.6	1.6	1.6	0.20	0.20
A_8	29	58	3.5	3.5	4.0	0.20	0.20
A_9	30	40	1.5	1.5	2.0	0.75	0.75
A_{10}	32	45	3.0	3.0	3.0	0.20	0.20

$$S = \begin{bmatrix} 1 & 0.6552 & 1 & 1 \\ 0.5833 & 0.6207 & 0.95 & 0.95 \\ 0.5833 & 0.8276 & 1 & 1 \\ 0.5833 & 0.7241 & 1 & 1 \\ 0.5833 & 0.6552 & 0.75 & 0.75 \\ 0.5833 & 0.6552 & 0.5 & 0.5 \\ 0.25 & 0.9310 & 0.95 & 0.95 \\ 0.25 & 0.3793 & 0 & 0 \\ 0.1667 & 1 & 1 & 1 \\ 0 & 0.8276 & 0.25 & 0.25 \\ 0.6 & 0.25 & 0.25 & \\ 0.44 & 0.1667 & 0.1667 & \\ 0.6 & 0.25 & 0.25 & \\ 0.4 & 0.8333 & 0.8333 & \\ 1 & 0.8333 & 0.8333 & \\ 1 & 0.8333 & 0.8333 & \\ 0.44 & 0.8333 & 0.8333 & \\ 0.6 & 0.8333 & 0.8333 & \\ 0.6 & 0.25 & 0.25 & \\ 1 & 0.8333 & 0.8333 & \end{bmatrix}$$

各特征属性权值由设计人员给出,各特征属性重要度分别为: $h_1 = 2.5$, $h_2 = 2.1$, $h_3 = 1.25$, $h_4 = 1.25$, $h_5 = 2.0$, $h_6 = 0.9$, $h_7 = 0.9$, 将各特征属性重要度归一化, 计算得到各特征属性的权值, 具体如下:

$$\omega = \{0.2294, 0.1927, 0.1147, 0.1147, 0.1835, 0.0826, 0.0826\}$$

通过加权求和的方法, 利用式(2)求得各特征数值属性参数相似度为

$$\text{Similarity}(t, e) = \{0.7364 \quad 0.5796 \\ 0.6741 \quad 0.7137 \quad 0.7532 \quad 0.6958 \\ 0.6730 \quad 0.3781 \quad 0.6117 \quad 0.5379\}$$

选择相似度 0.6900 作为临界值, 根据计算结果, 可以看出实例编号为 1、4、5、6 的旧实例满足临界条件, 故选择这 4 个实例作为相似实例。

4.3 实例评价

实例检索系统检索出相似实例后, 还需对相似实例进行评价, 从而挑选出综合性能最优的最佳相似实例。依据表 2 数据可知, 其参考数列为

$$A_0 = \{20 \quad 40 \quad 1.5 \quad 1.5 \quad 3 \quad 0.3 \quad 0.3\}$$

通过上面的实例检索步骤可知, 实例 A_1 、 A_4 、 A_5 、 A_6 为所选择的相似实例, 故将这 4 个实例的特征参数作为比较数列, 其比较数列为

$$A = \{A_1 \quad A_4 \quad A_5 \quad A_6\} = \begin{bmatrix} 20 & 30 & 1.5 & 1.5 & 2 & 0.75 & 0.75 \\ 25 & 48 & 1.5 & 1.5 & 1.5 & 0.2 & 0.2 \\ 25 & 50 & 2 & 2 & 3 & 0.2 & 0.2 \\ 25 & 50 & 2.5 & 2.5 & 3 & 0.2 & 0.2 \end{bmatrix}$$

然后将得到的参考数列与比较数列进行归一化处理, 归一化处理的结果为

$$A = \{A_0 \quad A_1 \quad A_4 \quad A_5 \quad A_6\} = \begin{bmatrix} 0.8 & 0.8 & 0.6 & 1 & 0.4 \\ 0.8 & 0.6 & 0.6 & 0.6667 & 1 \\ 1 & 0.96 & 0.6 & 0.5 & 0.2667 \\ 1 & 1 & 0.8 & 1 & 0.2667 \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 0.2667 \end{bmatrix}$$

然后进行关联系数求解, 首先求出参考数列与比较数列的绝对差, 结果为

$$\{\Delta_1\} = \{0, 0.200, 0, 0, 0.333, 0.600, 0.600\}$$

$$\{\Delta_4\} = \{0.200, 0.004, 0, 0, 0.500, 0.133, 0.133\}$$

$$\{\Delta_5\} = \{0.200, 0.200, 0.200, 0.200, 0, 0.133, 0.133\}$$

$$\{\Delta_6\} = \{0.200, 0.200, 0.400, 0.400, 0, 0.133, 0.133\}$$

由所求各数列的绝对差, 可求出两级最大差为 0.600, 两级最小差为 0。将最大差与最小差的值代入式(8)中, 求得各关联系数为

$$\xi_1 = (1.0000, 0.8000, 1.0000, 1.0000, 0.4739, 0.3333, 0.3333)$$

$$\xi_4 = (0.6000, 0.9868, 1.0000, 1.0000, 0.3750, 0.6928, 0.6928)$$

$$\xi_5 = (0.6000, 0.6000, 0.6000, 0.6000, 1.0000, 0.6928, 0.6928)$$

$$\xi_6 = (0.6000, 0.6000, 0.4286, 0.4286, 1.0000, 0.6928, 0.6928)$$

将关联系数与各特征所对应权值代入式(9)中, 各特征属性权重采用实例检索时所用的权重, 即 $\omega = \{0.2294, 0.1927, 0.1147, 0.1147,$

$0.1835, 0.0826, 0.0826\}$, 求出各关联度为: $R_1 = 0.1078$, $R_4 = 0.1058$, $R_5 = 0.0984$, $R_6 = 0.0928$ 。由计算结果可知, 实例 A_5 在实例检索过程中相似度值最大, 但关联度评价却不是最高。由此可知, 相似度最大的实例其关联度不一定最高。通过综合考虑相似度和关联度的大小, 得到实例 A_1 为实例推理系统所推理到的最佳相似实例。

4.4 结果分析

将本文的混合推理策略和传统推理策略进行比较, 通过检索出的最佳相似实例与目标实例各特征的相对误差值大小来评判推理结果的优劣。对于同一实例库数据, 混合推理策略推理出的最佳相似实例结果为 A_1 , 其各特征的误差值的百分比为 (0, 25%, 0, 0, 33.33%, 150%, 150%); 传统推理方法所推理出的最佳相似实例结果为实例 A_2 , 其各特征误差值百分比为 (25%, 27.5%, 6.7%, 6.7%, 46.67%, 167%, 167%), 两种推理结果各特征相对误差曲线如图 6 所示。可以看出, 由混合推理策略所检索出的最佳相似实例的各组特征的误差值普遍小于传统推理策略, 当最佳相似实例的特征误差值越小时, 对其进行变型设计的难度就越低, 因而提高了推理的准确性与零件设计效率。

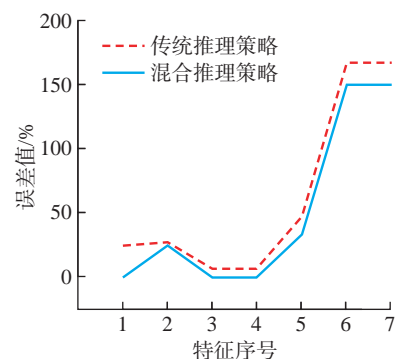


图 6 传统推理策略与混合推理策略结果对比
Fig.6 Comparison of results between traditional reasoning strategy and hybrid reasoning strategy

4.5 变型设计

在完成相似实例的检索与评价后,即得到了与目标实例相似度最高且综合性能最好的最佳相似实例。为了得到目标结构件,还需对最佳相似实例进行变型设计,以得到满足设计要求的最佳相似实例模型。本文变型设计系统以最佳相似实例为变型模板,通过对最佳相似实例各特征的尺寸参数修改完成变型。基于混合推理的变型设计技术主要体现了两方面的优势:一是通过实例推理从已有模型库中检索出综合相似度最高的实例进行变型设计,直接对零件各特征进行尺寸的更新修改,与参数化建模技术相比免去了一些重复性操作,使得飞机结构件设计过程更加简便,能有效缩短建模周期,提高零件的设计质量、效率、知识与模型的重用度;二是变型设计时的飞机结构件各设计要求属性参数都由设计人员在设计过程中输入到了建模系统中,使得零件的各属性参数与模型紧密关联,方便设计人员的管理和查验。

图7为型材结构件变型设计前后对比,可以看出,变型设计前后的型材结构没有发生改变,而相应特征的尺寸参数发生了变化,包括底边长度、底边圆角半径、棱边圆角半径等。变型设计前的型材可以和蒙皮实现紧密的贴合,使得蒙皮与其他飞机结构件固结性能好,但由于底边长度

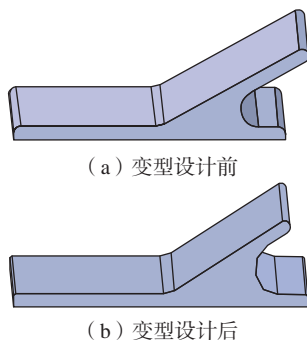


图7 变型设计前后对比

Fig.7 Comparison before and after variant design

小、立边圆角半径小,使其抗弯曲扭转的能力较弱;变型设计后型材的底边长度、立边圆角半径、底边圆角半径、棱边圆角半径都得到了相应的增加,使结构件剖面的绝对尺寸增大。圆角处应力集中减小,其疲劳强度随之提高,剖面的惯性矩增大,提高了型材的临界稳定应力。这使其能够更好地承受复杂的工作载荷,因而变型设计后的型材不仅满足了设计要求,更体现了其结构优势。

5 结论

本文从飞机结构件设计时设计人员给定的设计要求出发,将规则推理与实例推理相混合的推理策略引入飞机结构件设计中。通过混合推理策略对飞机结构件进行智能设计,利用规则推理确定飞机结构件类型,缩小了实例推理的检索域;利用实例检索与评价策略提高了实例推理的准确性,进而提高了飞机结构件设计效率。其主要内容如下。

(1)将模糊理论与规则推理相结合,通过隶属度函数将模糊属性精确化表示,继而匹配相应的模糊规则并储存在模糊规则库中,利用规则推理系统作用于模糊规则库进行正向推理,实现了飞机结构件的选型。

(2)在确定好飞机结构件类型后,通过归纳法缩小实例检索的检索域,通过最近相邻算法将待设计的目标实例与实例库中的旧实例进行相似度计算,从实例库中检索出几个相似度较高的飞机结构件实例。

(3)利用灰色关联分析理论对上一步检索出的几个相似度较高的实例进行评价,从而分析出综合相似度与关联度的最佳相似实例;然后对检索与评价后的最佳相似实例进行变型设计,以得到满足设计需求的飞机结构件模型。

参考文献

- [1] 帅朝林. 飞机结构件数字化设计与制造技术[J]. 航空制造技术, 2016, 59(1/2): 48-52.
- [2] SHUAI Chaolin. Digital design and manufacturing technology for aircraft structural parts[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(1/2): 48-52.
- [3] GOLDING A R, ROSENBLOOM P S. Improving accuracy by combining rule-based and case-based reasoning[J]. Artificial Intelligence, 1996, 87(1-2): 215-254.
- [4] CHI R T H, KIANG M Y. Reasoning by coordination: An integration of case-based and rule-based reasoning systems[J]. Knowledge-Based Systems, 1993, 6(2): 103-113.
- [5] NOH N M, AHMAD A, HALIM S A, et al. Intelligent tutoring system using rule-based and case-based: A comparison[J]. Procedia-Social and Behavioral Sciences, 2012, 67: 454-463.
- [6] KUMAR K A, SINGH Y, SANYAL S. Hybrid approach using case-based reasoning and rule-based reasoning for domain independent clinical decision support in ICU[J]. Expert Systems With Applications, 2009, 36(1): 65-71.
- [7] GUESSOUM S, LASKRI M T, DJELLALI H, et al. Combining case and rule based reasoning for the diagnosis and therapy of chronic obstructive pulmonary disease[J]. International Journal of Hybrid Information Technology, 2012, 5(3): 145-160.
- [8] GOH Y M, GUO B H W. FPSWizard: A web-based CBR-RBR system for supporting the design of active fall protection systems[J]. Automation in Construction, 2018, 85: 40-50.
- [9] 焦起祥. 飞机智能设计技术研究[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2011.
- [10] JIAO Qixiang. Research on aircraft intelligent design technology[D]. Beijing: Beihang University, 2011.
- [11] 王静, 周来水, 毕建平, 等. 基于CBR/RBR集成推理的注塑模架智能化设计系统的研究[J]. 塑料科技, 2017, 45(6): 68-72.
- [12] WANG Jing, ZHOU Laishui, BI Jianping, et al. Research on intelligent design system for injection mold-base based on CBR/RBR integrated reasoning[J]. Plastics Science and Technology, 2017, 45(6): 68-72.
- [13] 张奕, 卜凡亮. 基于CBR与RBR的应急决策支持系统设计与实现[J]. 软件导

刊, 2019, 18(2): 55–59.

ZHANG Yi, BU Fanliang. Design and implementation of emergency decision support system based on CBR and RBR[J]. Software Guide, 2019, 18(2): 55–59.

[11] 陆凌云, 李伟, 杨明, 等. 基于混合推理的仿真实验设计方法智能选择[J]. 自动化学报, 2019, 45(6): 1055–1064.

LU Lingyun, LI Wei, YANG Ming, et al. Intelligent selection of simulation experiment design methods based on hybrid reasoning[J]. Acta Automatica Sinica, 2019, 45(6): 1055–1064.

[12] 黄新波, 刘成, 张焯, 等. CBR 和 RBR 融合的牵引变压器运维策略[J]. 电力自动化设备, 2020, 40(3): 194–200.

HUANG Xinbo, LIU Cheng, ZHANG Ye, et al. Operation and maintenance strategy of traction transformer based on CBR and RBR[J]. Electric Power Automation Equipment, 2020, 40(3): 194–200.

[13] NI H, XU X L, GONG H, et al. Design of fast fault diagnosis system for transformer equipment based on CBR and RBR[J]. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, 2020, 546(5): 052004.

[14] 沈子恒, 吕彦明, 袁飞, 等. 基于混合推理的汽轮机叶片夹具自顶向下设计方法[J]. 机电工程, 2021, 38(6): 780–786.

SHEN Ziheng, LÜ Yanming, YUAN Fei, et al. Design method of turbine blade fixture from top to bottom based on hybrid reasoning[J]. Journal of Mechanical & Electrical Engineering, 2021, 38(6): 780–786.

[15] 张航, 陈涛, 王玖. CATIA 知识工程技术在飞机结构设计中的应用[J]. 制造业自动化, 2020, 42(9): 1–4, 16.

ZHANG Hang, CHEN Tao, WANG Jiu. The application of CATIA knowledge engineering technology in aircraft structure design[J]. Manufacturing Automation, 2020, 42(9): 1–4, 16.

[16] 张家祺, 孙惠东. 基于实例推理方法的仿生设计研究[J]. 设计, 2021, 34(7): 53–55.

ZHANG Jiaqi, SUN Huidong. Research on bionic design based on case reasoning method[J]. Design, 2021, 34(7): 53–55.

[17] 杨蓓, 蔡西梅, 艾艳. 专家系统中的模糊知识表示及推理研究[J]. 郑州大学学报(理学版), 2004, 36(2): 31–33.

YANG Bei, GOU Ximei, AI Yan. Study on the fuzzy knowledge representation and reasoning in expert system[J]. Journal of Zhengzhou University (Natural Science Edition), 2004, 36(2): 31–33.

[18] 毕淑琴, 宋正河, 金晓萍, 等. 履带式联合收割机传动系设计知识库构建[J].

农业工程, 2013, 3(3): 94–98.

BI Shuqin, SONG Zhenghe, JIN Xiaoping, et al. Design of knowledge base for crawler combine harvester transmission system[J]. Agricultural Engineering, 2013, 3(3): 94–98.

[19] 罗率力. 基于医学诊断的模糊专家系统技术研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2015.

LUO Lili. Research on fuzzy expert system based on medical diagnosis[D]. Changsha: Hunan University, 2015.

[20] 孔繁胜. 知识库系统原理[M]. 杭州: 浙江大学出版社, 2000.

KONG Fansheng. Principle of knowledge base system[M]. Hangzhou: Zhejiang University Press, 2000.

[21] 刘思峰, 党耀国, 方志耕. 灰色系统理论及其应用[M]. 北京: 科学出版社, 2010.

LIU Sifeng, DANG Yaoguo, FANG Zhigeng. Grey systems: Theory and applications[M]. Beijing: Science Press, 2010.

[22] 张禹, 白晓兰, 张朝彪, 等. 基于实例推理的数控机床智能模块组合方法[J]. 机械工程学报, 2014, 50(1): 120–129.

ZHANG Yu, BAI Xiaolan, ZHANG Chaobiao, et al. CBR-based intelligent modular combination method for CNC lathe[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(1): 120–129.

Variant Design of Aircraft Structure Parts Based on Hybrid Reasoning

HAO Bo^{1,2}, WANG Wanjiang¹, ZHANG Peng¹, LIU Liwei¹

(1. Northeastern University, Shenyang 110819, China;

2. Northeastern University at Qinhuangdao, Qinhuangdao 066004, China)

[ABSTRACT] Based on the hybrid reasoning method of rule-based reasoning (RBR) and case-based reasoning (CBR), this paper studies the intelligent design method of aircraft structural parts. Firstly, combined with fuzzy theory and rule-based reasoning technology, processing fuzzy parameters for aircraft structure parts design, and the intelligent selection system of aircraft structural parts is designed to realize the type selection of aircraft structural parts. Secondly, the K-nearest neighbor (KNN) and grey relation analysis (GRA) are used to deal with the numeric parameters of aircraft structural parts design, and it implements cases retrieval and evaluation. Then the best similar cases are used for variant design to obtain the target case. Finally, the feasibility of the hybrid reasoning intelligent design system is verified by taking the section steel as an example.

Keywords: Aircraft structure parts; Rule-based reasoning (RBR); Case-based reasoning (CBR); Cases evaluation; Variant design (责编 逸飞)

先进焊接/连接技术

Advanced Welding/Joining
Technology

开展双光束激光焊、脉冲电子束焊、嵌料式电子束焊、变极性等离子焊以及基于柔性调控的多热源耦合焊接技术,并实现焊接装备的柔性化与智能化控制,以应对高强钛合金、金属间化合物、高温合金、陶瓷基复合材料等的广泛应用,满足大型航空结构件的焊接需求。



引文格式: 陈玉华, 钟宇, 谢吉林, 等. AZ31 厚板镁合金双面搅拌摩擦焊接头组织及性能研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 38-44, 53.

CHEN Yuhua, ZHONG Yu, XIE Jilin, et al. Microstructure and mechanical properties investigation of AZ31 thick plate magnesium alloy double-shield friction stir welding joint[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 38-44, 53.

AZ31 厚板镁合金双面搅拌摩擦焊接头组织及性能研究

陈玉华¹, 钟宇¹, 谢吉林¹, 张体明¹, 王善林¹, 戈军委²

(1. 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;

2. 贵州航天天马机电科技有限公司, 遵义 563000)

[摘要] 采用单轴肩搅拌摩擦焊实现了 40 mm 厚的 AZ31 镁合金双面对接焊接, 对接头组织及力学性能进行了分析研究。结果表明, 双面搅拌摩擦焊(Ds-FSW)接头光滑整洁, 无缺陷。接头可划分为母材(BM)区、热影响区(HAZ)、热力影响区(TMAZ)、焊核区(NZ)和重叠区(OZ) 5 个区域, 其中 OZ 是 Ds-FSW 接头所独有的。OZ 中存在的超细晶粒和弥散分布的沉淀相 Al_8Mn_5 , 显著提高了此区域的极限抗拉强度(UTS)和断后伸长率(EI), 分别为 217.7 MPa 和 14.65%, 从而使其获得较高的接头强度系数, 约为母材的 85.81%。接头主要断裂在前进侧 NZ 和 TMAZ 交界处, 其断裂机制为韧性断裂和准解离断裂的混合断裂机制。

关键词: 搅拌摩擦焊(FSW); 镁合金; 微观组织; 晶粒细化; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.038



陈玉华

教授, 博士生导师, 研究方向为先进航空航天材料及异种材料连接技术。

在全球工业轻量化的背景下, 镁合金因其低密度、高比强度、良好的铸造性和易切削加工等优点, 已经广泛应用于汽车和航空航天领域^[1-3]。作为一种 Mg-Al 系列的镁合金, AZ31 镁合金为镁合金广泛商业应用作出巨大贡献^[4]。由于镁合金应用不可避免地涉及生产加工中的焊接和连接, 因此充分了解镁合金的可焊性对镁合金在部件轻量化应用上的可行性至关重要。

然而, 镁合金活泼、熔点低、较高导热系数的特性, 使用传统熔化焊接易产生气孔、夹杂、飞溅、热裂纹和氧化烧损等缺陷^[5-6]。搅拌摩擦焊接(Friction stir welding, FSW)是英国焊接研究所(TWI)在 1991 年发明的一种新型固相焊接方法, 焊接过程中不存在金属熔化、对焊接性较差

的某些轻质金属来说具有很好的焊接性, 因此受到广泛重视和关注^[7-8]。基于特定的焊接原理, FSW 与传统焊接方法相比, 具有高效率、低能耗、焊接过程无弧光及烟尘、焊接变形小和不需要添加焊丝等优点, 已被证明是一种适合焊接镁合金的技术^[9]。

大量学者已成功使用 FSW 技术实现了对镁合金板材的焊接研究。Rajakumar 等^[10]对 2.5 mm 厚 AZ31B 镁合金 FSW 接头显微硬度和微观组织的研究发现, 获得焊缝成形良好, 表面光滑, 无明显变形、无气孔、咬边、裂纹等缺陷, 接头硬度与母材相差不大。Lee 等^[11]在对 SiC 颗粒增强的 4 mm 厚 AZ91 镁合金 FSW 焊接接头抗磨损性能研究时发现, SiC 颗粒和机械搅拌作用使得焊接接头的抗磨损能力得到明显提高, 磨损

* 基金项目: 国家自然科学基金(51865035、52105355); 航空科学基金(2020Z048056002); 江西省科技合作专项(20212BDH81007)。

过的表面由镁基体和金属间化合物 $Mg_{17}Al_{12}$ 组成。张彦军等^[12]在对 6 mm 厚的 AZ31B 镁合金进行 FSW 研究时发现,焊接接头的组织细小且均匀,其冲击韧性高于母材,冲击断口为韧性和脆性的混合形貌。Weng 等^[13]对 20 mm 厚 Mg-Y-Nd 镁合金双面搅拌摩擦焊(Ds-FSW)接头进行组织和机械性能研究,获得了较高强度的焊接接头(到达母材的 82.6%)并发现存在一个由 2.19 μm 超细晶粒和弥散颗粒组成的焊核重叠区域,这一区域有利于接头的完整性。从上述研究可知,大多数镁合金 FSW 的研究仅针对薄板镁合金,超过 10 mm 或以上的厚板镁合金薄板却鲜有报道,阻碍厚板镁合金 FSW 研究进程的原因可能是搅拌针磨损和寿命问题^[13]。

实际工业应用中,不仅限于薄板镁合金的应用,考虑到镁合金具有广阔的应用前景,开展镁合金厚板甚至超厚板的 FSW 研究具有重要意义。本文在考虑重新设计新 FSW 工具的挑战性和复杂性上,使用现有的 FSW 工具,对 40 mm 厚 AZ31 镁合金实现了单轴肩双面焊接。对其接头的显微组织和力学性能进行了较为细致的研究,为镁合金厚板甚至超厚板在工业轻量化应用方面提供一定的理论基础。

1 试验及方法

试验使用板材为 40 mm 厚热轧 AZ31 镁合金,尺寸为 250 mm \times 150 mm \times 40 mm。表 1 和 2 分别为 AZ31 镁合金母材化学成分及力学性能。

使用中国航天科工集团十院贵州航天天马公司研制型号为 FSW 2830 \times 240 的中厚板(14~130 mm)搅拌摩擦焊机对 40 mm 厚板材进行两步式单轴肩双面焊接。首先进行焊前油污处理并组对板材,在确保板材间隙 ≤ 0.5 mm 后进行正面焊接,接着去除正面焊缝飞边以确保正面

光滑平整,然后在原焊接位置翻转 180°,最后进行反面板材焊接。经前期多组工艺参数试验探索后,确定试验搅拌头主轴转速 300 r/min、焊接速度 80 mm/min、搅拌头轴肩直径 40 mm、针长 21 mm、主轴倾角 2.5°。AZ31 镁合金厚板单轴肩双面搅拌摩擦焊原理如图 1 所示。

焊后沿材料横截面截取尺寸为 35 mm \times 40 mm \times 5 mm 的金相试样,经研磨(1000~5000#)、抛光、用酒精擦拭试样、使用(4.2 g $C_6H_3N_3O_7$ +80 mL C_2H_5OH +10 mL CH_3COOH +10 mL H_2O)配制的腐蚀剂对金相试样刻蚀腐蚀 15~20 s 后清洗,然后用酒精清洗并风干,最后采用型号为 MR500 型倒置金相显微镜观察其显微组织。采用沃伯特上海分公司生产的 401 MVDTM 型维氏硬度计分别在距表面 5 mm、20 mm、35 mm 处对试样进行显微硬度测量,测试载荷为 100 g,加载时间为 10 s,相邻测试点之间的间距为 1 mm。根据 GB/T 228.1—2010,垂直于焊接方向取拉伸试样,并沿接头厚度方向均分为 5 层(即包含第 1 道次焊缝、第 2 道次焊缝和重叠区焊缝)。拉伸试样加工示意如图 2 所示。再采用美国 MTS E45 型电子万能拉伸机以 1.5 mm/min 拉伸速率对试样进行拉伸试验。最后通过 FEIQUANTA200 型扫描电镜(SEM)及 X 射线能谱仪(Energy dispersive spectrometer, EDS)分别采用背散射和二次电子模式观察 40 mm 厚 AZ31 镁合金接头显微组织和拉伸试样断口形貌,并分析其断裂机制。

2 结果与讨论

2.1 接头组织形貌分析

图 3 是旋转速度 300 r/min、焊

表 1 AZ31 镁合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of AZ31 magnesium alloy (mass fraction) %

Al	Si	Fe	Zn	Mn	Ni	Mg
2.5~3.5	≤ 0.08	≤ 0.003	0.6~1.4	0.2~1.0	≤ 0.001	余量

表 2 AZ31 镁合金力学性能

Table 2 Mechanical properties of AZ31 magnesium alloy

屈服强度 R_m / MPa	抗拉强度 R_{eL} / MPa	断后伸长率 A / %
≥ 205	≥ 250	≥ 26

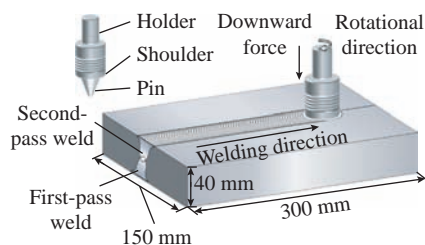


图 1 双面搅拌摩擦焊原理图

Fig.1 Schematic diagram of double-side friction stir welding (Ds-FSW)

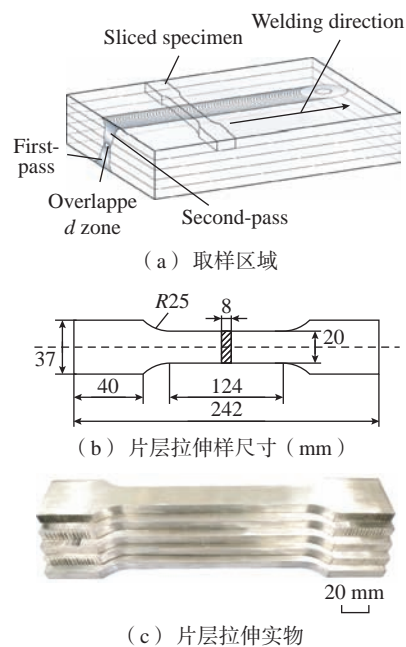


图 2 拉伸试样制样加工图

Fig.2 Processing drawing of tensile sample preparation

接速度 80 mm/min 下的接头表面形貌。可以看到,在此焊接参数下的接头表面整体光滑平整,表面无缺陷,

与常规的镁合金搅拌摩擦焊接产生的接头表面成形基本无差异,但接头产生了一定量的飞边,飞边的产生可能是因为螺纹搅拌头增强了材料的上下流动现象,使其沿搅拌头向两侧溢出。

图4为AZ31镁合金Ds-FSW接头组织形貌。图4(a)为Ds-FSW接头横截面宏观形貌,与传统FSW接头相比,接头同样明显可划分为焊核区(Nugget zone, NZ)、热力影响区(Thermal-mechanical affected zone, TMAZ)、热影响区(Heat affected zone, HAZ)和母材区(Base material, BM)(其中AS和RS分别为前进侧(Advancing side, AS)和后退侧(Retreating side, RS))。可以看出,由于受到两次单轴肩FSW的作用,接头横截面形貌呈“哑铃形”结构。此外,焊缝中间存在一个重叠区域(Overlapped zone, OZ),厚度约为2 mm,图4(a)中用白色虚线框选出并用缩写“OZ”标识,这与传统FSW接头有很大差异。NZ可细分为轴肩影响区(Shoulder affected zone, SAZ)和搅拌针影响区(Pin affected zone, PAZ),这一分区与之前其他板材双面焊的研究相似^[14]。

图4(b)~(h)显示了AZ31镁合金Ds-FSW接头不同区域光学显微镜下的显微组织形貌。可以看出,对于每一面焊缝来说,从上到下(从

SAZ到OZ),从左到右(从HAZ到OZ)都存在明显的晶粒尺寸梯度;对应于BM、HAZ、TMAZ、SAZ、PAZ和OZ不同区域的平均晶粒尺寸逐渐减小。其中HAZ中的晶粒尺寸最大,最细小的晶粒出现在OZ中,造成这种现象是因为HAZ中的晶粒受到热循环作用,部分晶粒受热长大,甚至超过BM晶粒尺寸,而OZ中的

晶粒主要受到两次搅拌针高速旋转下机械力的作用,呈现不完全再结晶的超细小等轴晶形态。同时,SAZ中的晶粒尺寸相比其他区域存在明显的不均匀性,部分晶粒较大,这是因为此区域晶粒最接近高速旋转的搅拌头轴肩,在受到轴肩高温摩擦热的作用下,部分晶粒受热长成较大的块状晶粒,如图4(b)所示。图4(e)

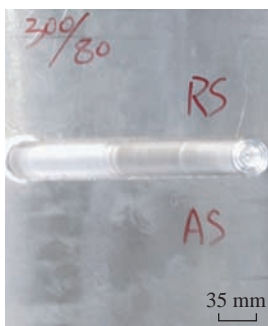


图3 AZ31镁合金双面搅拌摩擦焊接接头表面形貌

Fig.3 Morphology of AZ31 magnesium alloy Ds-FSW joint

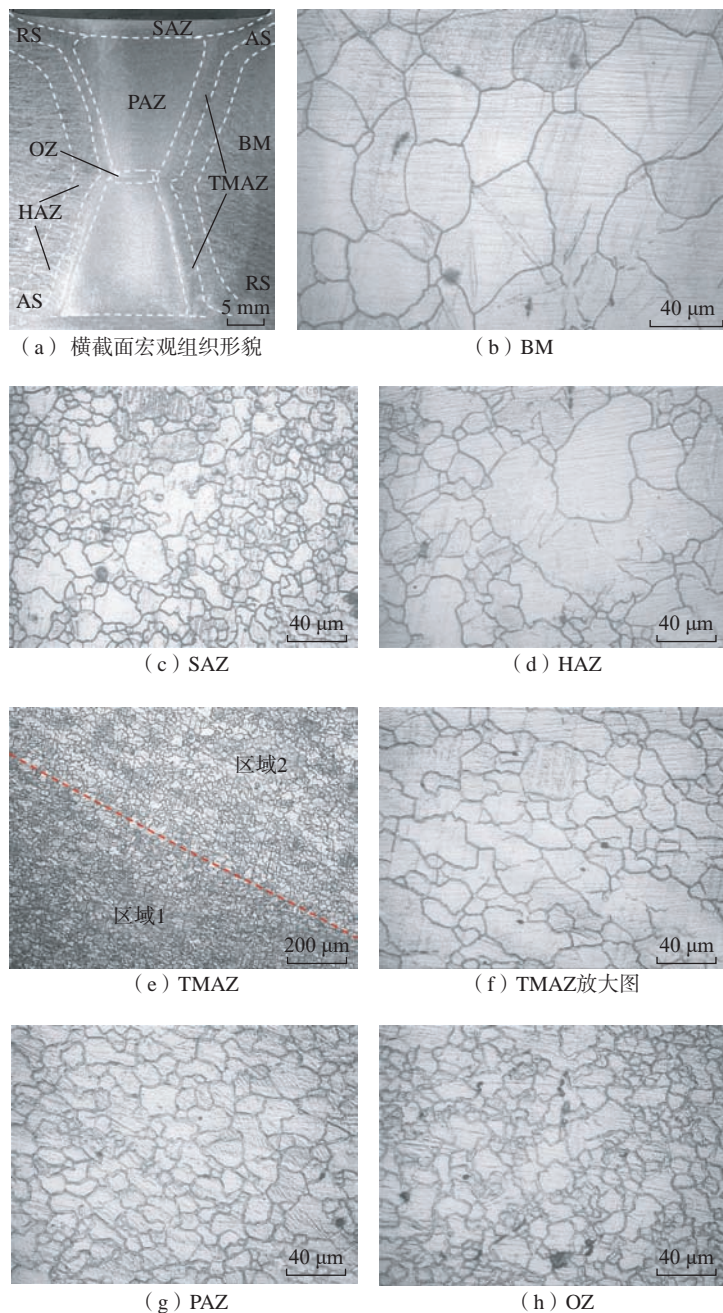


图4 AZ31镁合金Ds-FSW接头宏观及其部分区域微观组织形貌
Fig.4 Macrostructure and microstructure of AZ31 magnesium alloy Ds-FSW joint

和(f)为Ds-FSW接头TMAZ的显微组织形貌,从图4(e)可知存在明显的界限将其划分为区域1和区域2(其中用红色虚线标记)。区域1晶粒更加细小,靠近PAZ侧;区域2晶粒较大,远离PAZ侧。TMAZ的这两区域晶粒存在明显的晶粒尺寸梯度,这是因为TMAZ区域1侧的晶粒主要受搅拌针剧烈的机械搅拌作用,区域2侧的晶粒主要受搅拌针摩擦热循环作用,导致这种晶粒区域分布,这跟传统FSW接头的TMAZ晶粒形貌相同^[15]。此外,从晶粒形状和取向性分析,BM区和HAZ的晶粒呈纵向分布的块状,SAZ晶粒呈无明显取向性尺寸不均匀的块状,PAZ和OZ区晶粒呈弥散均匀分布细小和超细等轴晶,但TMAZ晶粒为细条块状且呈明显方向性分布,与其他区域形成鲜明对比。这是因为TMAZ晶粒在搅拌针高速旋转下,其周围金属产生剧烈塑性变形^[8],在剧烈的材料塑性流动下,晶粒被打碎,动态再结晶^[9],更外侧的晶粒在塑性流动金属极大惯性下被拉扯成细条状晶粒。

图5为Ds-FSW接头中BM和OZ的SEM下显微组织形貌。可知,BM晶粒和OZ晶粒存在明显差异,这与光镜下的结果一致。其次,图5中存在一些银白色块状及颗粒状物质,通过EDS分析及表3可知,这些银白色块状及颗粒状物质是未溶解的Al-Mn的沉淀相,推测其为 Al_8Mn_5 沉淀相。在FSW过程中,产生的峰值温度虽然能引起晶粒发生动态再结晶现象,如图4所示,但却远低于AZ31镁合金基板中Al-Mn沉淀相的熔点^[16],该沉淀相的熔点为 $610^{\circ}C$ ^[17]。根据Xiao等^[18]的分析,确定银白色Al-Mn沉淀相为 Al_8Mn_5 沉淀相。

2.2 接头力学性能分析

2.2.1 接头显微硬度

图6为接头显微硬度测试压痕位置示意图。根据图7进行显微硬

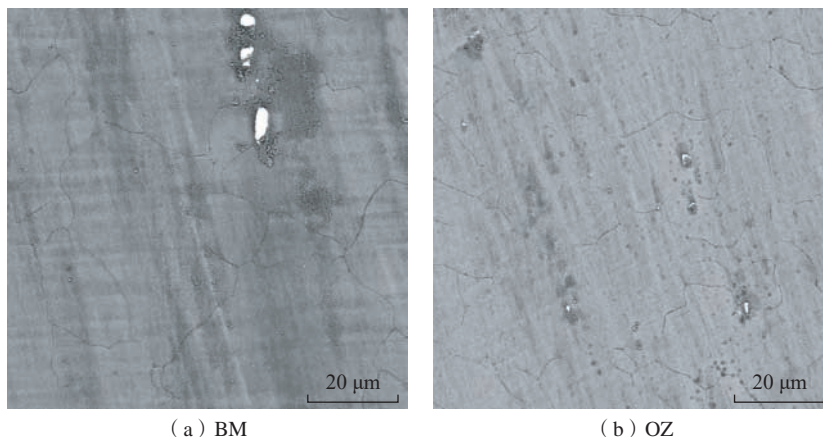


图5 Ds-FSW接头显微组织SEM形貌
Fig.5 Microstructure SEM morphologies of Ds-FSW joint

度测试可获得Ds-FSW接头横截面维氏显微硬度曲线图。接头沿横向显微硬度分布曲线(图7(a)),对于每一面焊缝的硬度值分布表现出相似的趋势。硬度最高值出现在OZ处,约为65HV;最低硬度值出现在上层HAZ处,约为56HV;下层硬度增长到60HV左右。下层HAZ区相比上层HAZ区硬度值有一个上涨趋势,这可能也与其产热和散热有一定联系。上层HAZ区实则属于第2次FSW焊接影响区,在进行第2次焊接前已受到反面第1次FSW焊接时产热的影响,相当于存在一个“预热效果”,加之进行第2次焊接,HAZ区域受热影响更加充分,散热速度降低,从而进一步促进晶粒长大,使其硬度相比较下层HAZ区域有下降趋势。OZ处硬度值变化平缓,无大幅度硬度值的变化,约在58~63HV区间波动,其他区域硬度值产生较大的波动主要归因于NZ局部不均匀变形^[13]。图7(b)为接头沿厚度中心线方向显微硬度分布曲线,可知,在NZ沿厚度中心线方向显微硬度曲线呈“几”字形分布。整个NZ顶部和底部区域显微硬度值从约57HV的相对低值逐渐上升到中间OZ处63HV左右的较高值,沿厚度方向硬度值呈先升高后下降的变化

表3 图5中银白色相能谱分析
Table 3 Silver-white phase EDS analysis in Fig.5

元素	质量分数	原子分数
Mg	8.82	13.05
Al	38.70	51.60
Si	1.58	2.03
Mn	50.09	32.80
Fe	0.81	0.52

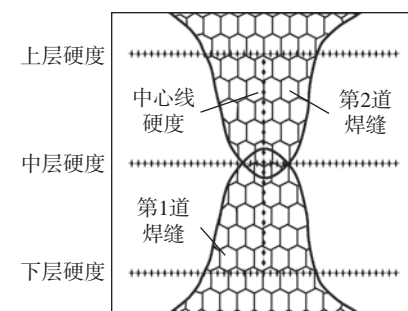


图6 接头显微硬度测试压痕示意图
Fig.6 Schematic diagram of joint testing position sketch

趋势。

FSW接头的显微硬度分布受晶粒尺寸、位错密度和沉淀相等因素的影响^[19],其中OZ硬度的提高可能与晶粒的细化和沉淀相的分布有关。根据Hall-Petch公式^[20],接头显微硬度与晶粒尺寸具有很大的相关性。

OZ 中晶粒受到两次搅拌针高速旋转搅拌作用,呈愈加细小等轴晶形态,两次搅拌作用相当于起到进一步细化晶粒作用。晶粒越细小,晶界面积越大,位错密度也越大,从而获得更高的材料硬度^[21]。同时,由于 OZ 区受到两次搅拌作用,不仅晶粒更加细小均匀,而且沉淀相 Al_3Mn_5 也被打碎呈细小颗粒状并弥散分布于此区域,故此区域硬度值相近。

2.2.2 接头拉伸性能

图 8 为 AZ31 镁合金 BM 和 Ds-FSW 切片接头拉伸试样的工程应力-应变曲线,以及包括极限抗拉强度和断后伸长率在內的拉伸试

验结果。可知母材的极限抗拉强度 (Ultimate tensile strength, UTS) 和断后伸长率 (Elongation, EI) 分别为 253.7 MPa 和 26.31% (其中误差棒表示母材和每个切片接头 3 个试样测试结果的总范围)。图 8 (a) 中 1~5 号切片试样的工程应力-应变曲线分别为第 2 道焊缝切片 1 和第 2 道焊缝切片 2、中间层焊缝切片 3、第 1 道焊缝切片 4、第 1 道焊缝切片 5,从上至下顺序标记。从图 8 (b) 可发现,相比 BM 而言,切片接头的 UTS 和 EI 都有明显的降低。切片接头的抗拉强度从上至下呈先递减后上升的趋势。切片接头 UTS 和 EI

的最大值出现在 5 号切片试样,即第 1 道焊缝与轴肩接触的切片拉伸试样,分别为 232.5 MPa 和 17.83%。此外,切片接头 UTS 和 EI 的最小值出现在 2 号切片试样,分别为 168.1 MPa 和 8.93%。同时,相比 2 号和 4 号切片接头,3 号切片接头在 UTS 和 EI 上都有显著提升,其值分别提升到 217.7 MPa 和 14.65%。1 号、3 号和 5 号切片接头强度系数(即接头和母材之间的 UTS 比率)分别为 82.97%、85.81% 和 91.64%。

FSW 作为一种热加工工艺,在 FSW 过程中,大量析出相完全溶解,在后续的冷却过程中只有部分甚至

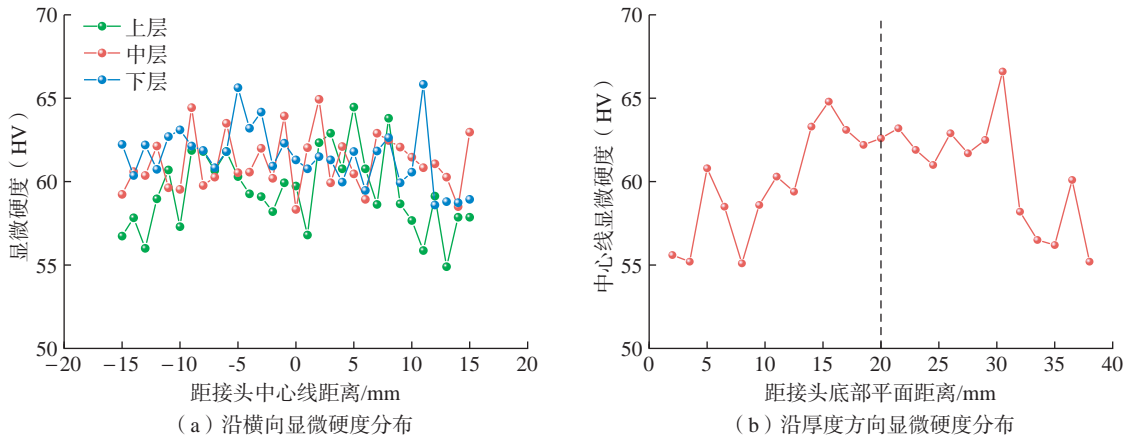


图 7 AZ31 镁合金 Ds-FSW 接头维氏硬度曲线

Fig.7 Vickers hardness curves of Ds-FSW joint in AZ31 magnesium alloy

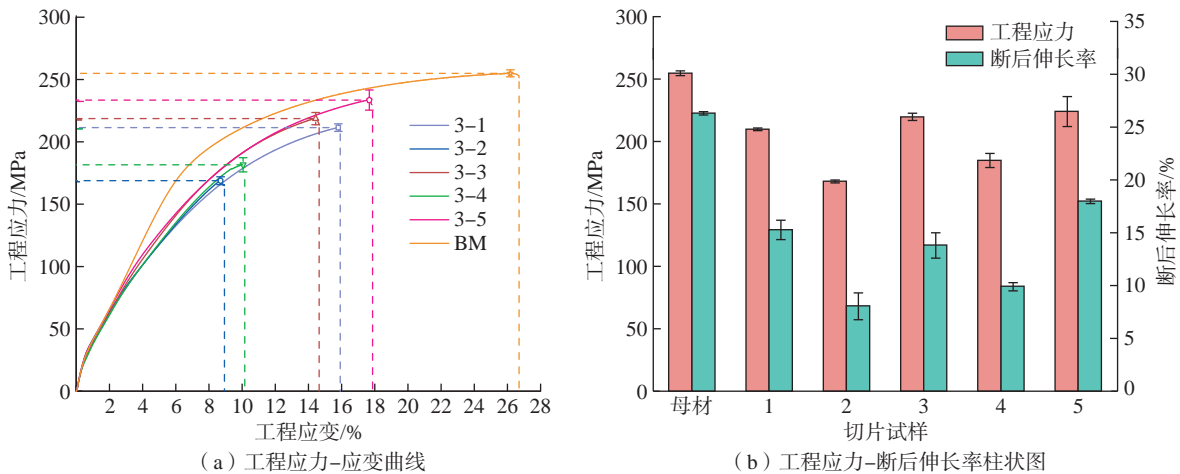


图 8 AZ31 镁合金 BM 和 Ds-FSW 切片接头拉伸试样拉伸性能

Fig.8 Tensile properties of sliced tensile samples of AZ31 magnesium alloy BM and Ds-FSW joint

没有重新再析出,因此与 BM 相比,接头的力学性能显著降低^[22]。在厚板搅拌摩擦焊接过程中,沿厚度方向存在明显的温度梯度,温度由上至下逐渐降低^[23]。从温度场的角度来分析,Ds-FSW 接头从上至下受到的温度变化为高温-低温-高温变化趋势。两道焊缝的表面切片接头(1和5号)具有相对较高的焊接温度,能更好地控制材料塑性变形和塑性流动,从而在该区域会产生比 PAZ 颗粒更细小的颗粒,如图 4(c)所示。当接头承受载荷时,这些细小的颗粒会阻碍位错并减少拉伸过程中的位错堆积,从而比 2 号和 4 号切片接头具有更高的强度和断后伸长率。此外,中间层切片接头也具备较高的抗拉强度和断后伸长率,甚至高于切片接头 1。这是因为中间层切片接头组织受到了两次 FSW 作用,晶粒呈现不完全再结晶的超细等轴晶状态,其中部分沉淀相被充分打碎并均匀分布于这一区域。更细小晶粒意味着更多晶界面,且由于晶界是位错滑移的主要障碍,因此具有较小晶粒尺寸的微观结构将具有更高的抗局部塑性变形能力^[24]。同时,弥散分布的细小沉淀相也会阻碍位错运动,从而降低接头的应力集中和裂纹扩展。尽管内部会产生一定的细微裂纹,但更大的延伸阻力可以明显改善 3 号切片接头的机械性能^[25]。

对于传统 FSW 接头来说,接头拉伸试样的断裂位置主要发生在 TMAZ、HAZ 或前进侧的 NZ 与 TMAZ 的交界处^[26-27]。此外,也会在 NZ、NZ 与 TMAZ 的界面发生断裂^[28-29],这些情况要么取决于高应力下的压缩孪生和二次孪生,要么取决于材料的非均匀变形^[13]。图 9 为厚板 AZ31 镁合金 Ds-FSW 切片接头拉伸试样断裂后的宏观形貌。可知,除中间层切片拉伸试样外,其余切片拉伸试样均在与接头中心线呈倾斜 45° 的情况下断裂,断裂位置均为接

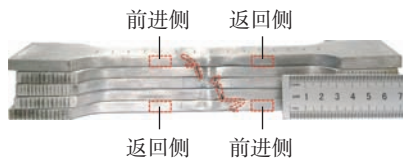


图 9 Ds-FSW 接头断裂后拉伸试样
Fig.9 Tensile samples of Ds-FSW joint after fracture

头前进侧 NZ 与 TMAZ 的交界处,这与传统 FSW 接头主要发生的断裂位置相同。中间层切片拉伸试样断裂发生在第 1 道焊缝前进侧和第 2 道焊缝返回侧 NZ 与 TMAZ 的交界处。通过测量其断裂路径到接头中心线的距离,发现其断裂位置能很好地与中间层显微硬度分布匹配上。中间层 NZ 和 TMAZ 交界处显微硬度最低值约为 57HV。

Ds-FSW 接头断口形貌如图 10 所示,可知,断口主要特征为韧窝、撕裂棱和解理平台。Ds-FSW 接头试样断口除典型韧性断裂的特征即大量韧窝分布外,由于韧性撕裂缘故,断口出现大量白色纤维状撕裂棱,同时还能看到存在阶梯状的小台阶(准解理平台),小台阶周围遍布大量撕裂棱,甚至出现块状物质脱离情况(图 10 下方红色虚线椭圆圈标记处),这里推测为剧烈搅拌作用导致的沉淀相脱离。因此,厚板 AZ31 镁合金 Ds-FSW 接头断裂机制表现为以典型韧性断裂为主,存在部分准解理断裂的混合断裂机制。

3 结论

本文对 40 mm 厚,UTS 约为 254 MPa 的 AZ31 镁合金板进行研究。使用双面搅拌摩擦焊接对厚板镁合金实现了连接。接头组织及力学性能研究如下。

(1) 40 mm 厚镁合金板材可以通过单轴肩两步式 Ds-FSW 进行连接,在旋转速度为 300 r/min,焊接速度为 80 mm/min 工艺参数下,能获得成形整洁光滑、无缺陷的焊接接头。

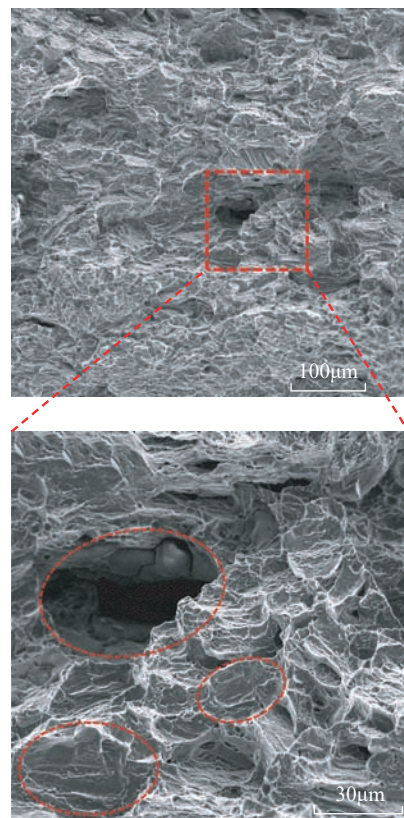


图 10 Ds-FSW 接头断口形貌
Fig.10 Fracture morphologies of Ds-FSW joint

(2) Ds-FSW 接头显微组织与传统 FSW 接头显微组织具有相同的组织分区,如 NZ、HAZ、TMAZ、BM,唯一不同的是 Ds-FSW 接头存在一个重叠区域(OZ),这是因为这一区域受到两次搅拌作用。这一新区域的硬度和强度接近于母材,归因于其细小的等轴晶粒。

(3) 相比 BM 而言,Ds-FSW 接头的 UTS 和 EI 显著降低,切片接头的 UTS 和 EI 从上至下呈现先降低后升高的趋势。1 号、3 号和 5 号切片接头能达到较高的接头强度系数(接头和母材之间的 UTS 比率),分别为 82.97%、85.81% 和 91.64%。

(4) 除中间层切片试样断裂在第 1 道焊缝前进侧和第 2 道焊缝返回侧 NZ 与 TMAZ 的交界处外,其余切片试样断裂位置均发生在前进侧 NZ 与 TMAZ 的交界处,这与传统 FSW 接头发生的主要断裂位置相

同,且Ds-FSW 接头断裂机制为典型韧性断裂和准解离断裂的混合断裂机制。

参考文献

- [1] BEGUM S, CHEN D L, XU S, et al. Strain-controlled low-cycle fatigue properties of a newly developed extruded magnesium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39(12): 3014–3026.
- [2] LIU J L, YU H J, CHEN C Z, et al. Research and development status of laser cladding on magnesium alloys: A review[J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2017, 93: 195–210.
- [3] NYBERG E A, LUO A A, SADAYAPPAN K, et al. Magnesium for future autos[J]. *Advanced Materials and Processes*, 2008, 166(10): 35–37.
- [4] SINGH K, SINGH G, SINGH H. Review on friction stir welding of magnesium alloys[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2018, 6(4): 399–416.
- [5] GAO M, ZENG X Y, TAN B, et al. Study of laser MIG hybrid welded AZ31 magnesium alloy[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009, 14(4): 274–281.
- [6] HAO K D, WANG H K, GAO M, et al. Laser welding of AZ31B magnesium alloy with beam oscillation[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(3): 3044–3053.
- [7] CHALMERS R E. The friction welding advantage[J]. *Manufacturing Engineering*, 2001, 126(5): 64–65.
- [8] THOMAS W M, NICHOLAS E D. Friction stir welding for the transportation industries[J]. *Materials & Design*, 1997, 18(4–6): 269–273.
- [9] MISHRA R S, MA Z Y. Friction stir welding and processing[J]. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2005, 50(1–2): 1–78.
- [10] RAJAKUMAR S, BALASUBRAMANIAN V, RAZALROSE A. Friction stir and pulsed current gas metal arc welding of AZ61A magnesium alloy: A comparative study[J]. *Materials & Design*, 2013, 49: 267–278.
- [11] LEE W B, LEE C Y, KIM M K, et al. Microstructures and wear property of friction stir welded AZ91 Mg/SiC particle reinforced composite[J]. *Composites Science and Technology*, 2006, 66(11–12): 1513–1520.
- [12] 张彦军, 丁成钢, 权高峰, 等. AZ31 镁合金搅拌摩擦焊接头组织和冲击性能分析[J]. *热加工工艺*, 2009, 38(3): 106–107.
- ZHANG Yanjun, DING Chenggang, QUAN Gaofeng, et al. Microstructure and impact properties of AZ31 magnesium alloy FSW joint[J]. *Hot Working Technology*, 2009, 38(3): 106–107.
- [13] WENG F, LIU Y F, CHEW Y, et al. Double-side friction stir welding of thick magnesium alloy: Microstructure and mechanical properties[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2020, 25(5): 359–368.
- [14] ZHANG Z, XIAO B L, WANG D, et al. Effect of alclad layer on material flow and defect formation in friction-stir-welded 2024 aluminum alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(6): 1717–1726.
- [15] 戈军委, 钟宇, 张林涵, 等. SiC_p/2A14 复合材料厚板 FSW 接头微观组织与力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2022, 32(8): 2251–2260.
- GE Junwei, ZHONG Yu, ZHANG Linhan, et al. Microstructure and mechanical properties of SiC_p/2A14 composite thick plate FSW joints[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2022, 32(8): 2251–2260.
- [16] CHOWDHURY S H, CHEN D L, BHOLE S D, et al. Friction stir welded AZ31 magnesium alloy: Microstructure, texture, and tensile properties[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(1): 323–336.
- [17] LASER T, NÜRNBERG M R, JANZ A, et al. The influence of manganese on the microstructure and mechanical properties of AZ31 gravity die cast alloys[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(11): 3033–3041.
- [18] XIAO L, LIU L, ZHOU Y, et al. Resistance-spot-welded AZ31 magnesium alloys: Part I. dependence of fusion zone microstructures on second-phase particles[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41(6): 1511–1522.
- [19] COMMINS L, DUMONT M, MASSE J E, et al. Friction stir welding of AZ31 magnesium alloy rolled sheets: Influence of processing parameters[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(2): 326–334.
- [20] LIU X Q, LIU H J, WANG T H, et al. Correlation between microstructures and mechanical properties of high-speed friction stir welded aluminum hollow extrusions subjected to axial forces[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(1): 102–111.
- [21] CHOWDHURY S M, CHEN D L, BHOLE S D, et al. Tensile properties and strain-hardening behavior of double-sided arc welded and friction stir welded AZ31B magnesium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(12): 2951–2961.
- [22] FAIRMAN M, AFRIN N, CHEN D L, et al. Microstructural evaluation of friction stir processed AZ31B–H24 magnesium alloy[J]. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2007, 46(4): 425–432.
- [23] MAO Y Q, KE L M, LIU F C, et al. Investigations on temperature distribution, microstructure evolution, and property variations along thickness in friction stir welded joints for thick AA7075–T6 plates[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 86(1–4): 141–154.
- [24] XU W F, LIU J H, LUAN G H, et al. Temperature evolution, microstructure and mechanical properties of friction stir welded thick 2219–O aluminum alloy joints[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(6): 1886–1893.
- [25] AFRIN N, CHEN D L, CAO X, et al. Microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 472(1–2): 179–186.
- [26] MAO Y Q, KE L M, LIU F C, et al. Effect of tool pin eccentricity on microstructure and mechanical properties in friction stir welded 7075 aluminum alloy thick plate[J]. *Materials & Design* (1980–2015), 2014, 62: 334–343.
- [27] PAN F S, XU A L, DENG D A, et al. Effects of friction stir welding on microstructure and mechanical properties of magnesium alloy Mg–5Al–3Sn[J]. *Materials & Design*, 2016, 110: 266–274.
- [28] YANG J, XIAO B L, WANG D, et al. Effects of heat input on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Mg–3Al–1Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(3): 708–714.
- [29] YANG J, WANG D, XIAO B L, et al. Effects of rotation rates on microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of friction stir-welded (FSW) AZ31 magnesium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(1): 517–530.

(下转第 53 页)

引文格式: 焦俊科, 徐纪豪, 井成虎, 等. 碳纤维增强热塑性复合材料/钛合金激光焊接模拟仿真研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 45-53.

JIAO Junke, XU Jihao, JING Chenghu, et al. Numerical simulation of laser welding of carbon fiber reinforced thermoplastic composites and titanium alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 45-53.

碳纤维增强热塑性复合材料 / 钛合金激光 焊接模拟仿真研究*

焦俊科^{1,2}, 徐纪豪¹, 井成虎¹, 曾 堃³, 孙圣元¹, 茹浩磊², 张文武², 王 斌²

(1. 扬州大学, 扬州 225009;

2. 中国科学院宁波材料技术与工程研究所, 宁波 315201;

3. 扬州市邗江扬子汽车内饰件有限公司, 扬州 225009)

[摘要] 为研究碳纤维增强热塑性复合材料(CFRTP)与钛合金激光高速旋转焊接接头形成机理,探索工艺参数对接头质量的影响规律,建立了CFRTP/钛合金激光高速旋转焊接数学模型,利用有限元方法对焊接接头温度分布进行理论计算,分析了激光功率、焊接速度和光斑半径等工艺参数对接头熔宽和熔深的影响规律,并将理论计算结果与试验结果进行了对比分析。结果表明,利用有限元模拟仿真能够较好地预测CFRTP/钛合金接头的温度场分布;通过对温度场求解结果的数值分析,可以实现CFRTP/钛合金激光焊接过程中接头熔深、熔宽的预测;理论计算结果与试验结果基本吻合,表明模拟仿真能够为CFRTP/钛合金高质量激光焊接提供理论支持。

关键词: 碳纤维热塑性复合材料(CFRTP); 钛合金; 激光焊接; 温度场; 有限元模拟

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.045



焦俊科

教授, 博士, 研究方向为激光先进制造技术。

* 基金项目: 深圳市基础研究重点项目(JCYJ20200109144604020、JCYJ20200109144608205); 扬州市邗江科技计划(HJZ2021003); 宁波市2025重大科技专项(2022Z013)。

碳纤维增强热塑性复合材料(Carbon fiber reinforced thermoplastic composites, CFRTP)具有轻质、高强度、耐腐蚀、抗疲劳等优良性能,在航空航天领域应用广泛^[1]。钛合金作为一种轻质金属材料,具备优良的力学性能,也是航空航天领域不可或缺的结构材料^[2]。随着CFRTP与钛合金异质结构在航空航天零部件制造上应用的不断增加,二者之间的高质量连接成为提升异质结构性能的关键。激光焊接技术具有速度快、变形小、易于实现自动化等优点,在CFRTP与钛合金高质量连接上具有较大潜力^[3-5]。

CFRTP/金属激光焊接的基本原理是高能量密度激光束照射金属表面,金属吸收激光能量并将产

生的热量传递至连接界面,加热熔融CFRTP树脂基体,熔融树脂在CFRTP/金属界面上充分流动,在分子力和化学键的作用下与金属材料结合,形成CFRTP/金属接头。目前,国内外学者针对CFRTP与金属材料的激光焊接技术开展了系列工艺研究。Jung等^[6-8]开展了CFRTP与铝合金、不锈钢以及镀锌钢的激光直连试验,通过对结合面连接机理的研究发现,CFRTP与金属材料的结合机制主要包括机械互锁、化学键合和物理结合。Heckert等^[9]通过在铝合金表面制备宏观、微观、纳米级微结构,进一步研究了机械互锁机制对接头强度的影响规律。Huang等^[10]利用X射线光电子能谱法(XPS)在CFRTP与钛合金的接头周围检测到

了 Ti-C 和 Ti-O 键,表明化学键合是提升接头强度的重要因素。Li 等^[11]针对 CFRTP 和铝合金激光焊接后的界面形貌进行了研究,结果发现,焊接过程中产生的气泡会导致 CFRTP 与铝合金之间存在部分未熔合区域,但适当尺寸的气泡有利于提高铝合金与 CFRTP 界面区的接触面积。

CFRTP 与金属激光焊接过程中,接头温度是影响焊接质量的关键。直接检测接头内部温度场的分布十分困难,而理论仿真则是获得接头温度分布的有效手段,国内外学者在这方面进行了一些探索性研究。Lambiase 等^[12-13]采用试验测量与有限元模拟相结合的方法进行了聚碳酸酯与 AISI304 不锈钢激光焊接温度场的研究,通过将不同工艺参数下的试验测量结果与温度场的有限元模拟结果进行比较,得到了良好的对应关系,证明了仿真模拟的可行性,并在后续研究中基于温度场的仿真模拟实现了焊接工艺参数的优化。Rodríguez-Vidal 等^[14]建立了双相钢与 PA6GF30 激光连接的有限元模型,对树脂材料的熔化与热解温度进行了预测,为获得高质量接头提供合适的工艺参数范围。Tan 等^[15]建立了 CFRTP 与钛合金激光焊接的有限元模型,研究了激光扫描速度对 CFRTP 和钛合金连接过程的影响,结果表明,随着扫描速度的增大,CFRTP 的熔化温度范围先增大后减小,所建立的数值模型还进一步解释了 CFRTP/钛合金接头抗剪力产生波动的原因。Wang 等^[16]对连续激光传输焊接的仿真方法进行了优化,将响应面法(RSM)和遗传算法(GA)技术与有限元热模型相结合,用较少的试验时间提高了模型预测的准确性,并通过一系列试验对所建立的三维轴对称热模型进行验证,提出了一种基于统计技术 RSM 的

数学模型,建立了输入变量和输出变量之间的关系。此外, Hussein 等^[17]还建立了聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA)和 304 不锈钢激光焊接有限元模型,研究了接头在焊接过程中以及焊接后的温度场变化,探索了激光功率、脉冲时间、脉冲重复频率和扫描速度等工艺参数对温度场分布的影响。Liu 等^[18]针对传统激光热传导焊接有限元模型精度低的问题,建立了激光热传导焊接的热接触模型,对焊缝温度轮廓进行了预测和分析,结果发现,热接触模型与真实模型更为一致。Ai 等^[19]通过建立聚对苯二甲酸乙二醇酯(PET)和钛合金 Ti6Al4V 的激光热传导焊接三维瞬态数值模型,实现了对不同激光功率和焊接速度下温度场、熔池和液体流动的模拟仿真。

从以上分析研究可以看出,通过理论仿真技术能够预测激光焊接过程中接头的温度场分布,为实现 CFRTP/金属的高质量焊接提供理论支撑和工艺指导。当前仿真研究主要集中在焊接温度场的仿真上,对于 CFRTP 表面焊缝熔深、熔宽的研究是缺失的,而 CFRTP 熔宽熔深直接影响到接头的连接强度,相对于温度场,熔深熔宽更能直接反映接头的性能。基于此,为深入研究 CFRTP/钛合金激光焊接过程中的热效应以及接头的形成机理,进一步明晰不同工艺参数对接头焊接质量的影响规

律,本文建立了 CFRTP/钛合金激光高速旋转焊接温度场的数学模型,利用有限元法开展温度场的计算分析,并以接头熔化宽度和熔化深度作为衡量焊接质量的物理量,研究激光功率、焊接速度、光斑尺寸对接头温度分布、熔深、熔宽的影响规律。通过 CFRTP/钛合金激光高速旋转焊接试验对仿真模拟结果进行验证,相关工作将为 CFRTP/钛合金工艺参数的优化,实现二者高质量的焊接奠定理论基础。

1 CFRTP/钛合金激光焊接有限元模型

1.1 有限元模型的建立

本文采用激光高速旋转焊接技术进行 CFRTP 与钛合金的热传导焊接。前期研究发现,高速旋转激光束可以有效减小激光加热对钛合金的热损伤^[20]。同时,为避免焊接过程中熔融树脂不足引起界面间隙的产生,在搭接面间添加了 80 μm 厚的聚酰胺(PA)树脂层^[21]。如图 1(a)所示,钛合金表面在激光照射下吸收能量,产生的热量再以热传导的方式传递至搭接界面使添加树脂以及 CFRTP 表层树脂熔化,熔融树脂在压力的作用下相互扩散,并与金属表面充分接触,待冷却凝固后形成牢固接头。可以看出,激光束的旋转焊接路径为周期性圆周运动(图 1(b)),该路径拟合公式可表

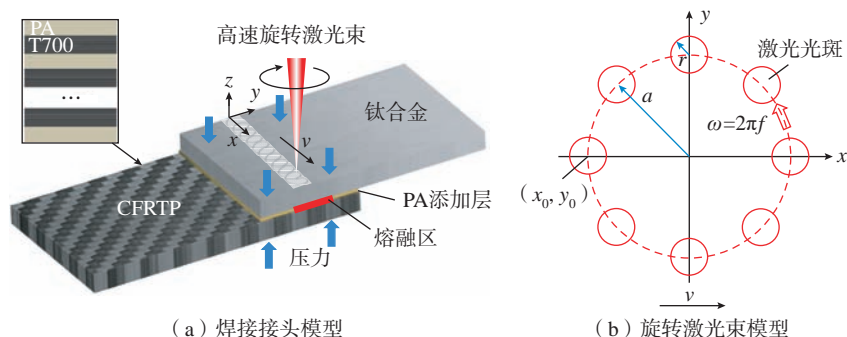


图 1 CFRTP/钛合金激光旋转焊接示意图

Fig.1 Schematic diagram of CFRTP/titanium alloy laser rotary welding

示为

$$\begin{cases} x(t) = x_0 + vt + a \cos(2\pi ft + \varphi_0) + a \\ y(t) = y_0 + a \sin(2\pi ft + \varphi_0) \end{cases} \quad (1)$$

式中, t 为时间; v 为焊接速度; a 为激光束振幅; f 为激光束旋转频率; φ_0 为旋转激光束的初始相位角; x_0 为焊接主方向初始坐标; y_0 为垂直于焊接主方向的初始坐标, 这里取初始坐标为坐标原点。基于前期的研究, 将激光束振幅 a 设为 1 mm, 扫描圆的间距 d 设为 0.2 mm, 初始相位角取 π , 其中焊接速度 v 定义为激光束相对于 X 轴的正向移动速度, 与激光束的旋转频率 f 和扫描圆间距 d 之间的关系满足式 (2)^[20]。

$$v = f \times d \quad (2)$$

在激光热源模型方面, 由于钛合金对激光束的吸收系数小, 可以把激光热源近似处理为高斯分布的面热源模型^[22]。因此, CFRTTP/钛合金激光高速旋转焊接的传热数学模型如式 (3) 所示。

$$\begin{cases} q(x, y, z, t) = \frac{(1-R)P}{\pi r^2} \times \\ \exp \left\{ -\frac{[x + a \cos(2\pi ft) - vt - a]^2 + [y + a \sin(2\pi ft)]^2}{r^2} \right\} \\ T(x, y, z, 0) = T_0 \quad t = 0 \\ -k \frac{\partial T}{\partial n} = q(x, y, z, t) \quad z = 0 \\ -k \frac{\partial T}{\partial n} = h_c(T - T_0) \quad \text{其他面} \end{cases} \quad (3)$$

式中, q 为热流密度; P 为激光输出功率; r 为激光束的有效半径; k 为导热系数; n 为表面法相矢量; R 为钛合金对激光的反射率, 利用马克笔对钛合金表面进行黑化处理, 将其反射率降低到 20% 左右; 焊接初始温度 $T_0 = 25^\circ\text{C}$; 对流换热系数 $h_c = 20 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})$ 。

使用有限元软件 ANSYS 进行温度场的仿真计算, 有限元模型采用 Solid70 热分析单元。钛合金与 CFRTTP 尺寸均为 $50 \text{ mm} \times 25 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$, 搭接区域面积为 $25 \text{ mm} \times$

20 mm 。其中, CFRTTP 由 PA 树脂层和碳纤维层交替组成 (图 1 (a)), 每层厚度约为 $200 \mu\text{m}$ 。为提高计算效率, 只对搭接区域模型进行建模以及网格划分, 同时, 为兼顾计算精度, 对焊缝区域的网格进行加密, 网格分布如图 2 所示。

1.2 材料的热物理性能

焊接件选用 TC4 钛合金, CFRTTP 材料以聚酰胺 PA 为基体, 连续纤维 T700 为增强材料, 经热压工艺成型, 其中 PA 树脂含量约占 50%, CFRTTP 的热物理参数如表 1 所示^[20], 本文假设 CFRTTP 材料各向同性。TC4 钛合金的热物理性能随温度变化, 如图 3 所示。

1.3 有限元模拟参数选择

CFRTTP/钛合金激光焊接过程中, 影响接头温度场分布的主要因素包括激光功率、焊接速度、光斑半径等参数。本文采用单因素变量法研究这 3 个工艺参数对接头温度

场的影响, 试验参数设计如表 2 所示。基于 CFRTTP/钛合金激光高速旋转焊接的有限元模型对表 2 中不同焊接参数组合下的温度场分布进行求解, 并对求解结果进行数值分析。

2 模拟仿真结果分析

为了深入研究 CFRTTP/钛合金激光旋转焊接过程中接头的温度变化规律, 探究接头在焊接过程中的形成机理, 选择 1 组参数 (参数 3: $P = 110 \text{ W}$, $v = 6 \text{ mm/s}$, $r = 0.6 \text{ mm}$) 开展仿真模拟, 对接头的熔深、熔宽进行数值分析。

2.1 CFRTTP/钛合金激光旋转焊接温度场分析

激光直接作用在 TC4 钛合金表面, 会使金属表面的温度快速上升熔化, 形成熔池。如果热输入控制不当, 会导致焊缝产生气孔和较大的热影响区, 使 TC4 钛合金力学性能降低。

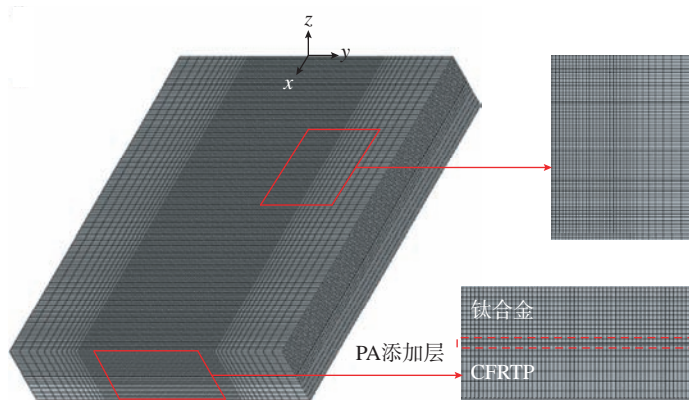


图 2 有限元网格模型

Fig.2 Finite element mesh model

表 1 PA 与 T700 的热物理性能参数^[20]

Table 1 Thermophysical parameters of PA and T700^[20]

材料	导热系数 $K/(\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1})$	比热容 $C/(\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1})$	密度 $\rho/(\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	熔点/ $^\circ\text{C}$	分解温度/ $^\circ\text{C}$
PA	0.25	2500	1150	253	330
T700	6.5	712	1760	3000	—

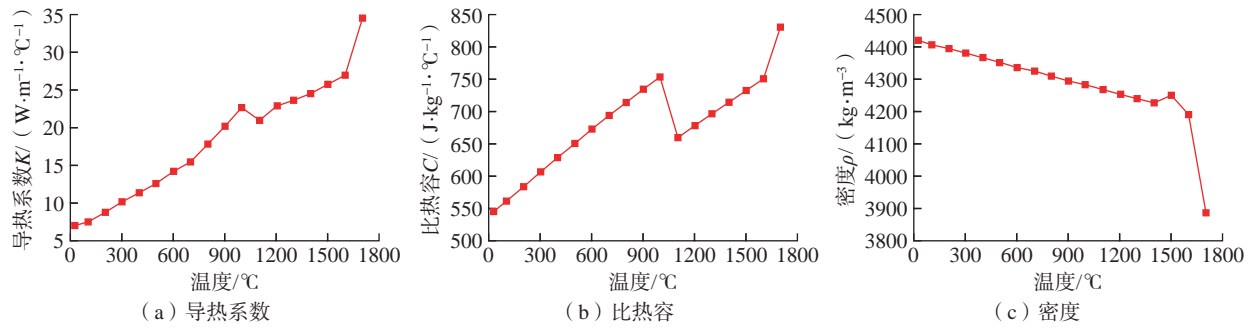


图3 TC4热物理参数随温度的变化

Fig.3 Variation of TC4 thermophysical parameters with temperature

表2 CFRTP/钛合金激光焊接仿真参数

Table 2 Simulation parameters of CFRTP/titanium alloy laser welding

序号	激光功率 P/W	焊接速度 $v/(mm \cdot s^{-1})$	光斑半径 r/mm
1	70	6	0.6
2	90	6	0.6
3	110	6	0.6
4	130	6	0.6
5	150	6	0.6
6	110	3	0.6
7	110	4.5	0.6
8	110	7.5	0.6
9	110	9	0.6
10	110	6	0.1
11	110	6	1.1
12	110	6	1.6
13	110	6	2.1

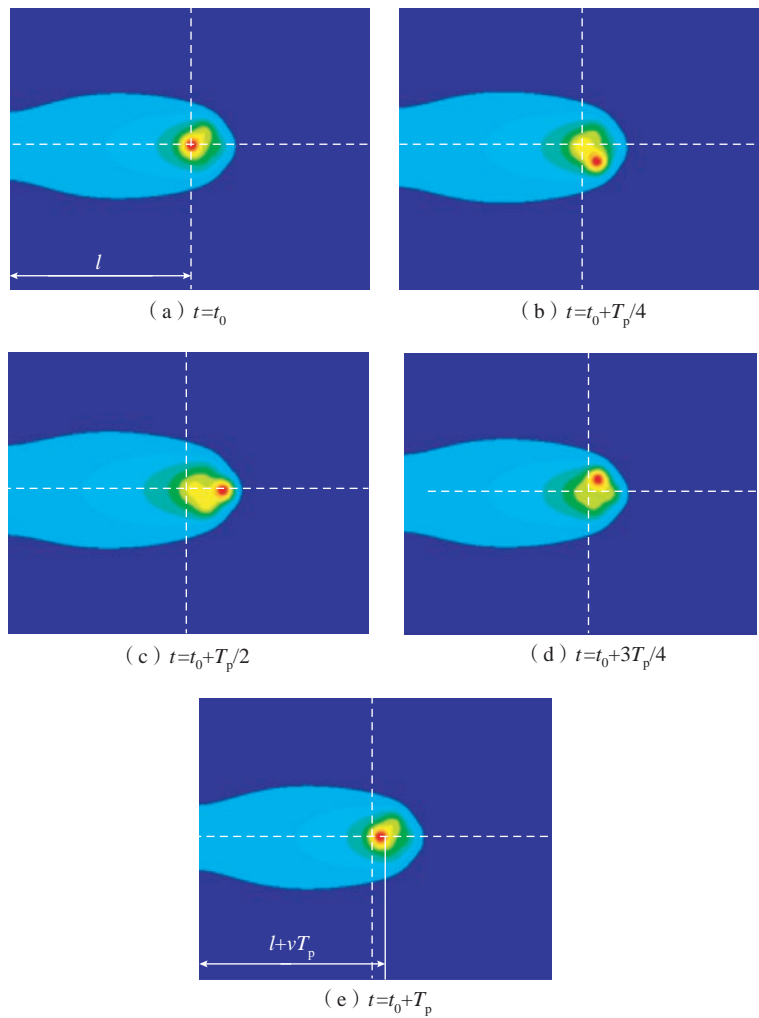
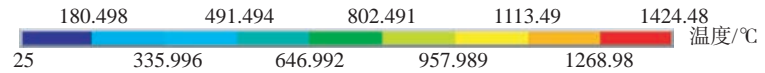


图4 激光旋转焊接1个周期内的温度云图

Fig.4 Temperature nephogram of laser rotary welding in one cycle

本文所选择的激光高速旋转焊接技术可以减小局部加热的时间,使温度场的分布更为均匀,从而降低激光热损伤。图4给出了激光束的1个旋转周期 T_p 内钛合金表面的温度分布(其中 $T_p=1/f$, 1个周期内的焊缝长度可表示为 $v \times T_p$; l 为某一个周期开始时,激光位置距离焊接起始位置的距离)。可以看出,该周期内钛合金表面的最高温度约为 $1424.48\text{ }^\circ\text{C}$, TC4 处于微熔状态。

为进一步研究焊接过程中钛合金表面的温度变化规律,沿焊缝方向

每隔 5 mm 选取了5个节点: a 、 b 、 c 、 d 、 e (图5(a)),各点温度随时间的变化关系如图5(b)所示。可以看

出,随旋转热源的直线移动,钛合金表面各点的温度以非等幅振荡的形式逐渐升高或下降,并在同一点上出

现了两个温度峰,且第2个温度峰值明显高于第1个温度峰值,这主要是由于激光旋转焊接过程中螺旋式前进的热源会两次照射同一节点,如图5(a)所示,当旋转热源靠近节点时,节点温度以非等幅振荡的形式逐渐升高,待热源第1次到达节点,会出现第1个温度峰值。热源继续前移,节点温度以非等幅振荡的形式逐渐下降,待热源第2次到达节点,便会出现第2个温度峰值。由于焊接过程中的热累积效应,第2个温度峰值也是该节点的最高温度值。

为进一步明晰接头的连接机理,在连接界面处CFRTP表面选取5个节点*f*、*g*、*h*、*i*、*j*(图5(a))观察其温度变化。由图5(c)可以看出,各节点的温度变化趋势与钛合金表面基本相同,但其升温过程较钛合金表面存在一定滞后,这是由于热量在钛合金内部传递所导致的时间延迟。对比*c*点和*h*点的温度变化曲线可以看出,滞后时间约为0.4 s(图5(d))。另外,CFRTP表面各节点的温度变化没有出现两个明显的温度峰,这是由于激光旋转速度较快,热量在钛合金内部传递时逐步匀化,当传递到CFRTP层时,基本上均匀分布。可以看出,在整个焊接过程中,CFRTP表面所选节点的最高温度都高于PA树脂的熔点,说明添加层树脂以及CFRTP表层树脂能够熔化,CFRTP可与钛合金表面结合形成焊接接头。

CFRTP/钛合金界面熔化宽度和深度是衡量接头力学性能的关键物理量^[20],通过数值仿真计算的方法可以实现二者的预测。图6(a)给出了激光束运动到*x*=12.5 mm时的接头温度场分布云图,由于CFRTP表面的温度变化存在滞后性,在计算接头的熔宽和熔深时,处于热源正下方的位置并不是该时刻下接头的最大熔宽和熔深,应取热源稍偏后的位置进行计算,即路径1和路径2所在

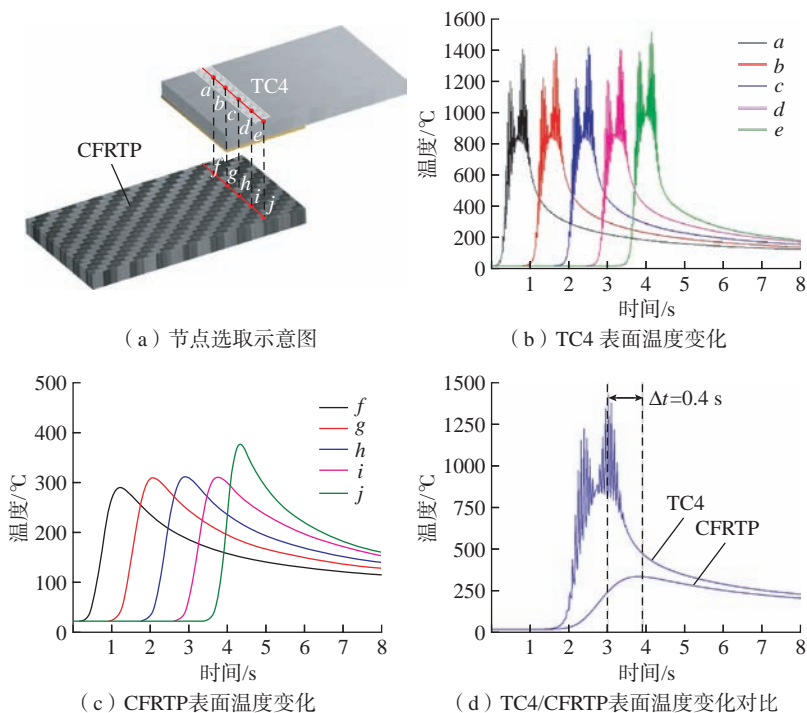
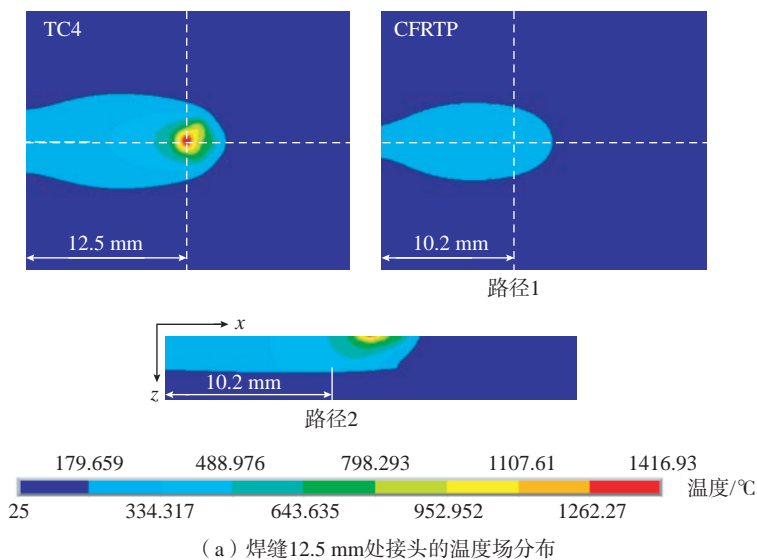
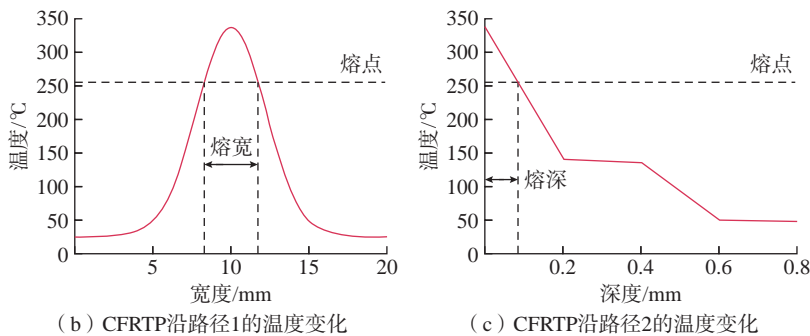


图5 CFRTP/钛合金激光旋转焊接的有限元分析

Fig.5 Finite element analysis of CFRTP/titanium alloy laser rotary welding



(a) 焊缝12.5 mm处接头的温度场分布



(b) CFRTP沿路径1的温度变化

(c) CFRTP沿路径2的温度变化

图6 接头熔深和熔宽的计算

Fig.6 Calculation of joint melting depth and width

位置。根据 PA 树脂的熔点,将高于 253 °C 的区域定义为接头的熔宽和熔深,如图 6 (b) 和(c) 所示,该时刻下 CFRTP 表面最高温度约为 338 °C,接头最大熔宽约为 3.5 mm,最大熔深约为 0.085 mm。

2.2 激光功率、焊接速度、光斑直径对接头熔深、熔宽的影响规律

研究不同工艺参数对接头熔深、熔宽的影响规律,对实现焊接接头强度的预测具有重要意义^[21]。从上述分析可以看出,通过 CFRTP/ 钛合金激光焊接温度场的仿真,可以实现接头熔化深度和宽度的预测。决定熔宽、熔深大小的直接因素是界面处的熔融树脂量,而熔融树脂量的多少则受到激光热输入量的直接影响。热输入量较小时,树脂熔化量过少,CFRTP 不能与钛合金充分结合,影响接头的焊接强度。热输入量较大时,树脂熔化充分,有助于接头强度的提升,但过大的热输入量会导致结合区域温度过高,引起 PA 树脂热解,产生气孔缺陷,对接头强度产生负面影响。因此,在焊接过程中要对激光热输入量进行合理调控,以实现 CFRTP/ 钛合金高质量的连接。

激光功率是影响激光热输入的重要参量,在其他焊接参数不变的条件下,激光功率的大小将影响热输入量的多少,进而影响接头的熔宽和熔深。图 7 (a) 给出了焊接速度为

6 mm/s, 光斑半径为 0.6 mm 时,不同激光功率下接头熔宽和熔深的变化趋势。可以看出,激光功率越大,CFRTP 表面的热输入量越高,接头的熔化宽度和熔化深度越大。数值分析结果表明,当激光功率为 70 W 时,CFRTP 表面的最高温度约为 232 °C,低于 PA 树脂熔点,表层树脂未能熔化,CFRTP 不能与 TC4 有效结合;当激光功率为 90 W、110 W、130 W、150 W 时,CFRTP 表面最高温度分别为 285 °C、338 °C、388 °C、437 °C,高于 PA 树脂熔点,表层树脂可以熔化,CFRTP 能够与钛合金有效结合形成焊接接头。

焊接速度决定了焊件表面受激光辐射作用的时间,是影响激光热输入量的另一重要参量。当激光功率为 110 W,光斑半径为 0.6 mm 时,不同焊接速度下接头的计算熔宽和熔深如图 7 (b) 所示。随着焊接速度的增大,接头的熔化宽度和熔化深度逐渐减小,这是由于焊接速度较快时激光辐射作用时间短,钛合金所能吸收的激光能量变少,CFRTP 表面的热输入量随之减小。数值分析结果表明,当焊接速度为 9 mm/s 时,热输入量过小,CFRTP 表层树脂未能熔化,无法与钛合金有效结合;当焊接速度为 7.5 mm/s、6 mm/s、4.5 mm/s、3 mm/s 时,CFRTP 表层树脂可以熔化,能够与钛合金有效结合。

光斑半径对激光的热输入量也有一定影响,增大光斑半径会降低激光束的能量密度,能量密度过小会导致热量深度方向的传递能力减弱,大部分热量集中在钛合金上,而到达 CFRTP 表面的热量显著降低,进而影响到 CFRTP 表面树脂的熔化,使熔深、熔宽变小。由图 7 (c) 可以看出,当焊接速度为 6 mm/s,激光功率为 110 W,光斑半径分别为 0.1 mm、0.6 mm、1.1 mm、1.6 mm、2.1 mm 的情况下,CFRTP 表面的热输入量随光斑半径的增大逐渐降低,同时接头的熔化宽度和熔化深度减小。数值分析结果表明,光斑半径为 0.9 mm 时,CFRTP 表面温度最低约为 269 °C,高于 PA 树脂熔化温度;光斑半径为 0.1 mm 时,CFRTP 表面温度最高约为 347 °C,在此光斑半径范围内,CFRTP 均可与钛合金有效结合形成焊接接头。由此可见,光斑半径较激光功率、焊接速度对 CFRTP 表面热输入量的影响相对较小,而增大光斑半径有利于减小激光束对金属表面的热损伤,提升接头的焊接质量。因此,在焊接过程中可以通过增大光斑半径实现对热输入的调控,进而减小接头热损伤。

3 仿真模拟结果的试验验证

CFRTP 与钛合金的激光高速旋转焊接试验基于自主搭建的光

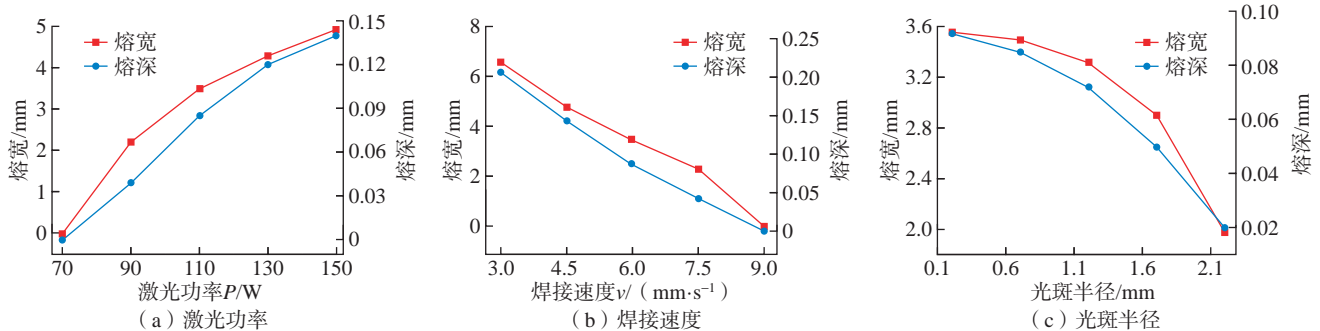


图 7 工艺参数对 CFRTP/ 钛合金焊接接头熔深和熔宽的影响

Fig.7 CFRTP/titanium alloy joint melting depth and width with different process parameters

纤激光焊接系统开展,如图8(a)所示,该系统集成了MAX MFSQ-150/1500W单模连续光纤激光器(波长1080 nm,连续模式最大功率150 W)、Zbtk ZB2D20B1064高速扫描振镜、计算机控制系统、保护气系统以及自行设计的气动工装夹具等。焊接路径以及激光束的旋转速度、振幅、频率等由高速扫描振镜控制,焊接过程中气动夹具的压力设置为0.3 MPa。另外,为了防止钛合金表面氧化,采用侧吹高纯度氩气的方式对焊缝进行保护,氩气流量约为10 L/min,焊接后的接头试样如图8(b)所示。

根据有限元模拟结果,选取5组比较好的焊接工艺参数(表3)开展试验,试验编号与表2中的参数序号对应关系如表3所示。为了更加准确地验证理论仿真结果,选取易于测量的接头熔宽作为仿真结果与试验结果比较的物理量。图9(a)给出了CFRTP/钛合金激光焊接接头破坏后的连接界面情况。可以看出,CFRTP基体被撕裂,大量碳纤维和PA树脂黏附在TC4表面上,说明CFRTP与TC4之间形成了高强度的焊接接头。从断裂面可以看出,在CFRTP面上有明显的熔化痕迹,而这个痕迹的宽度则是CFRTP面的熔化宽度。测量该宽度,与理论计算值进行比较。为减小测量误差,每组参数下的熔宽进行3次试验,取熔宽测量结果的平均值作为最终实测熔宽值。图9(b)给出了5组焊接参数下CFRTP熔宽的试验与模拟的对比结果。可以看出,二者基本吻合,误差在13.15%以内,说明该有限元模型可以较好地实现焊接过程中温度场的预测,以及接头熔宽和熔深的数值模拟。误差产生的主要原因是在仿真模型中未考虑CFRTP与钛合金搭接面之间的间隙和空气对界面传热的影响,以及CFRTP材料的各项异性等。

4 结论

为研究碳纤维增强热塑性复合材料(CFRTP)与钛合金激光高速旋转焊接接头的形成机理,探索不同焊

接参数对接头质量的影响规律,建立了CFRTP/钛合金激光焊接热传导的三维有限元模型,并利用有限元方法对焊接过程中的温度场分布进行模拟仿真,分析了激光功率、焊接速

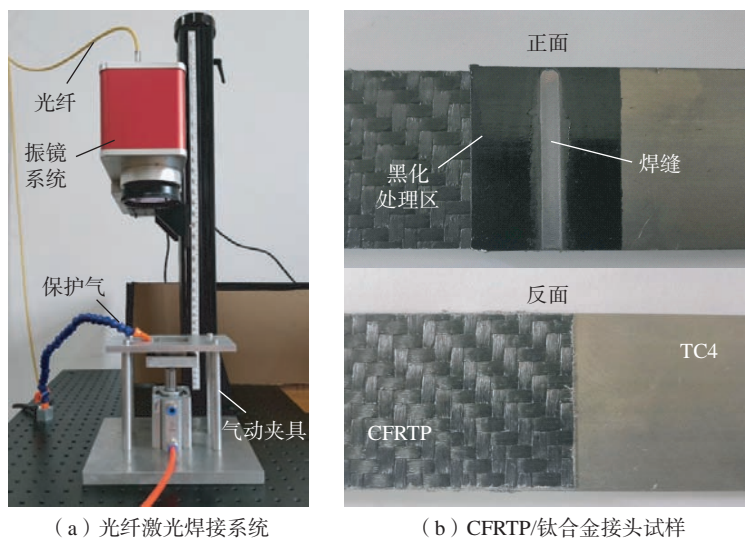


图8 激光焊接系统与CFRTP/钛合金接头试样
Fig.8 Laser welding system and CFRTP/titanium alloy joint sample

表3 试验焊接参数配置

Table 3 Experimental welding parameter configuration

试验编号	激光功率 P/W	焊接速度 $v/(mm \cdot s^{-1})$	光斑半径 r/mm	表2对应的序号
1	110	6.0	0.6	3
2	130	6.0	0.6	4
3	110	4.5	0.6	7
4	150	6.0	0.6	5
5	110	3.0	0.6	6

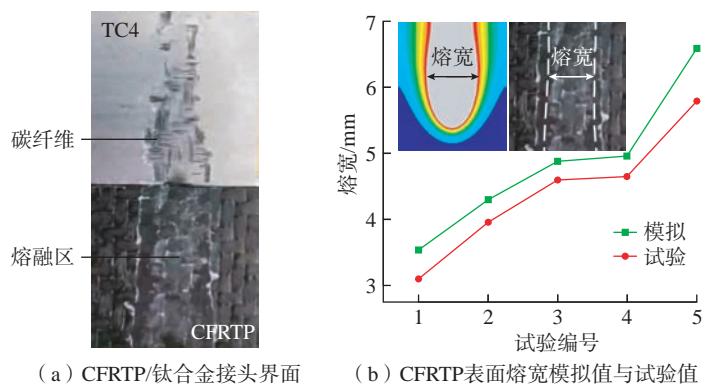


图9 模拟结果与试验结果对比
Fig.9 Comparison between simulated and experimental results

度和光斑半径等参数对接头熔化宽度和熔化深度的影响规律,得到以下结论。

(1)建立的CFRTP/钛合金激光旋转焊接的有限元模型,可以实现焊接接头温度场的模拟仿真。由于激光束对TC4进行周期性的旋转加热,因此在TC4表面的焊缝中心线上各点存在两个温度峰,且各点温度以非等幅振荡的形式随时间平稳变化。CFRTP表面温度变化较钛合金存在滞后性,钛合金表面温度达到最大值后,CFRTP表面温度需要滞后约0.4 s才可达到最大值,这是由于热量在钛合金内部传输延时所导致的。

(2)激光功率、焊接速度以及光斑大小是影响接头温度场分布的重要参数,随激光功率的增大,CFRTP表面的热输入量增加,接头的熔宽和熔深随之增大;随焊接速度、光斑半径的增大,CFRTP表面的热输入量减少,接头的熔宽和熔深减小。

(3)CFRTP表面熔化宽度的有限元模拟结果与试验测量结果基本吻合,表明利用该有限元模型对温度场进行研究是可靠的,可以在一定程度上反映接头的焊接质量,为CFRTP/钛合金工艺参数的优化提供理论支撑。

参考文献

[1] 张琦,张师军.碳纤维增强热塑性复合材料的研究进展[J].石油化工,2020,49(12):1153-1164.

ZHANG Qi, ZHANG Shijun. Research development on carbon fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Petrochemical Technology, 2020, 49(12): 1153-1164.

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

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

[3] AL-LAMI A, HILMER P, SINAPIUS M. Eco-efficiency assessment of manufacturing carbon fiber reinforced polymers (CFRP) in aerospace industry[J]. Aerospace Science and Technology, 2018, 79: 669-678.

[4] ZHANG D W, ZHANG Q, FAN X G, et al. Review on joining process of carbon fiber-reinforced polymer and metal: Methods and joining process[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(12): 3686-3696.

[5] 檀财旺,苏健晖,冯紫微,等.金属与塑料激光连接的研究现状与展望[J].机械工程学报,2020,56(6):85-94.

TAN Caiwang, SU Jianhui, FENG Ziwei, et al. Research status and development on laser joining of metal to plastic[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(6): 85-94.

[6] JUNG K W, KAWAHITO Y, TAKAHASHI M, et al. Laser direct joining of carbon fiber reinforced plastic to aluminum alloy[J]. Journal of Laser Applications, 2013, 25(3): 032003.

[7] JUNG K W, KAWAHITO Y, KATAYAMA S. Laser direct joining of carbon fibre reinforced plastic to stainless steel[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2011, 16(8): 676-680.

[8] JUNG K W, KAWAHITO Y, TAKAHASHI M, et al. Laser direct joining of carbon fiber reinforced plastic to zinc-coated steel[J]. Materials & Design, 2013, 47: 179-188.

[9] HECKERT A, ZAEH M F. Laser surface pre-treatment of aluminium for hybrid joints with glass fibre reinforced thermoplastics[J]. Physics Procedia, 2014, 56: 1171-1181.

[10] HUANG C, WANG X, WU Y W, et al. Experimental study of laser direct joining of metal and carbon fiber reinforced nylon[J]. Key Engineering Materials, 2014, 620: 42-48.

[11] LI Y, BU H C, YANG H Y, et al. Effect of laser heat input on the interface morphology during laser joining of CFRTP and 6061 aluminum alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 50: 366-379.

[12] LAMBIASE F, GENNA S, KANT R. A procedure for calibration and validation of FE modelling of laser-assisted metal to polymer direct joining[J]. Optics & Laser Technology, 2018, 98: 363-372.

[13] LAMBIASE F, GENNA S, KANT R. Optimization of laser-assisted joining through an integrated experimental-simulation approach[J]. The International Journal of

Advanced Manufacturing Technology, 2018, 97(5-8): 2655-2666.

[14] RODRÍGUEZ-VIDAL E, LAMBARRI J, SORIANO C, et al. A combined experimental and numerical approach to the laser joining of hybrid polymer-metal parts[J]. Physics Procedia, 2014, 56: 835-844.

[15] TAN C W, SU J H, ZHU B H, et al. Effect of scanning speed on laser joining of carbon fiber reinforced PEEK to titanium alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 129: 106273.

[16] WANG X, CHEN H, LIU H X, et al. Simulation and optimization of continuous laser transmission welding between PET and titanium through FEM, RSM, GA and experiments[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2013, 51(11): 1245-1254.

[17] HUSSEIN F I, SALLOOMI K N, AKMAN E, et al. Finite element thermal analysis for PMMA/st.304 laser direct joining[J]. Optics & Laser Technology, 2017, 87: 64-71.

[18] LIU H X, LIU W, MENG D D, et al. Simulation and experimental study of laser transmission welding considering the influence of interfacial contact status[J]. Materials & Design, 2016, 92: 246-260.

[19] AI Y W, ZHENG K, SHIN Y C, et al. Analysis of weld geometry and liquid flow in laser transmission welding between polyethylene terephthalate (PET) and Ti6Al4V based on numerical simulation[J]. Optics & Laser Technology, 2018, 103: 99-108.

[20] JIAO J K, YE Y Y, JIA S H, et al. CFRTP-Al alloy laser assisted joining with a high speed rotational welding technology[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 127: 106187.

[21] JIAO J K, ZOU Q, YE Y Y, et al. Carbon fiber reinforced thermoplastic composites and TC4 alloy laser assisted joining with the metal surface laser plastic-covered method[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 213: 108738.

[22] JIAO J K, WANG Q, WANG F Y, et al. Numerical and experimental investigation on joining CFRTP and stainless steel using fiber lasers[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 240: 362-369.

通讯作者: 茹浩磊,高级工程师,研究方向为激光加工技术与装备。

Numerical Simulation of Laser Welding of Carbon Fiber Reinforced Thermoplastic Composites and Titanium Alloy

JIAO Junke^{1,2}, XU Jihao¹, JING Chenghu¹, ZENG Kun³, SUN Shengyuan¹, RU Haolei²,
ZHANG Wenwu², WANG Bin²

(1. Yangzhou University, Yangzhou 225009, China;

2. Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China;

3. Yangzhou Hanjiang Yangzi Automobile Interior Decoration Co., Ltd., Yangzhou 225009, China)

[ABSTRACT] In order to study the formation mechanism of laser high-speed rotating welded joint of carbon fiber reinforced thermoplastic composites (CFRTP) and titanium alloy, and explore the influence of process parameters on the joint quality, a mathematical model of laser high-speed rotating welding of CFRTP/titanium alloy was established. The temperature distribution was calculated with finite element method, and the influence of laser power, welding speed and spot size on the weld width and penetration was analyzed. The theoretical calculation results were compared with the experimental results. The results showed that the finite element simulation can predict the temperature field distribution of CFRTP/titanium alloy joints. Through the numerical analysis, the weld penetration and weld width of CFRTP/titanium alloy during laser welding can be predicted. The theoretical calculation results are basically consistent with the experimental results, which means that the simulation can provide theoretical support for high quality laser welding of CFRTP/titanium alloy.

Keywords: Carbon fiber reinforced thermoplastic composites (CFRTP); Titanium alloy; Laser welding; Temperature field; Finite element simulation

(责编 古京)

(上接第 44 页)

Microstructure and Mechanical Properties Investigation of AZ31 Thick Plate Magnesium Alloy Double-Shield Friction Stir Welding Joint

CHEN Yuhua¹, ZHONG Yu¹, XIE Jilin¹, ZHANG Timing¹, WANG Shanlin¹, GE Junwei²

(1. Jiangxi Key Laboratory of Forming and Joining Technology for Aerospace Components,
Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

2. Guizhou Aerospace Tianma Electromechanical Technology Co., Ltd., Zunyi 563000, China)

[ABSTRACT] Single shoulder friction stir welding was used to achieve a 40 mm thick AZ31 magnesium alloy double-sided butt welding, the microstructure and mechanical properties of the joint were analyzed. The joint can be divided into five zones: base material (BM) zone, heat affected zone (HAZ), thermal-mechanical affected zone (TMAZ), nugget zone (NZ) and overlapped zone (OZ), of which the OZ is unique to Ds-FSW joints. The existence of ultra-fine grains and diffusely distributed precipitated phase Al_3Mn_5 in the OZ significantly increases the ultimate tensile strength (UTS) and elongation (EI) in this zone, respectively 217.7 MPa and 14.65%, resulting in a high joint efficiency ratio of about 85.81% of the base material. The joints are mainly fractured at the junction of NZ and TMAZ on the advancing side, and their fracture mechanism is a mixture of ductile fracture and quasi-cleavage fracture.

Keywords: Friction stir welding (FSW); Magnesium alloy; Microstructure; Grain refinement; Mechanical properties

(责编 古京)

引文格式: 岳玉梅, 韩松, 郭芮秀, 等. 基于 RBFNN-ACO 的铝合金搅拌摩擦搭接焊工艺参数优化[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 54-61.

YUE Yumei, HAN Song, GUO Ruixiu, et al. Process parameters optimization of aluminum alloy friction stir lap welding by RBFNN-ACO[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 54-61.

基于 RBFNN-ACO 的铝合金搅拌摩擦搭接焊工艺参数优化*

岳玉梅, 韩松, 郭芮秀, 姬书得

(沈阳航空航天大学, 沈阳 110136)

[摘要] 采用尖部半螺纹搅拌针进行 6151 铝合金搅拌摩擦搭接焊试验, 并基于径向基神经网络与蚁群算法相结合的方法优化工艺参数, 达到改善搭接界面结构特征, 进而实现最大化接头承载能力的目的。研究表明, 当转速、焊速和下压量分别为 1504 r/min、207 mm/min 和 0.12 mm 时接头的拉剪载荷最大达 5.06 kN/mm, 比优化前的最大拉剪载荷提高了 6.08%。径向基神经网络与蚁群优化算法相结合的智能方法为优化焊接工艺参数, 进一步提高铝合金搅拌摩擦搭接接头强度提供了一种有效途径。

关键词: 搅拌摩擦搭接焊(FSLW); 尖部半螺纹搅拌针; 径向基神经网络(RBFNN); 蚁群优化算法(ACO); 参数优化
DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.054



岳玉梅

教授, 博士, 主要从事搅拌摩擦焊/加工研究。

铝合金是实现结构轻量化的重要金属材料, 在航空航天、轨道交通等领域中广泛应用^[1-2]。采用熔化焊连接铝合金时, 接头易出现热裂

纹与气孔等缺陷, 降低结构件的服役性能^[3-4]。作为一种固相焊工艺, 搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)能有效避免上述缺陷^[5], 且具有高强度、小变形、无污染等优点, 在铝合金连接方面具有巨大优势。其中, 搅拌摩擦搭接焊(Friction stir lap welding, FSLW)适用于连接铝合金搭接结构, 是目前国内外学者的研究热点^[6]。

在 FSLW 过程中, 搭接界面在搅拌针的强搅拌作用下发生迁移, 在前进侧和后退侧分别形成钩状缺陷与冷搭接。钩状缺陷与冷搭接的高度决定了接头的有效搭接厚度(Effective sheet thickness, EST)。EST 是影响 FSLW 接头拉剪性能的关键因素^[7-8]。Liu^[7]和 Aldanondo^[8]等分别研究了 Al-Zn 与 Al-Cu 系高强铝合金 FSLW 工艺, 研究结果均表明其他工艺参数不变的条件下, 钩状

缺陷的高度随转速的增加而提高。Xu 等^[9]指出, 钩状缺陷高度随着焊速的减小呈现先提高后降低的趋势, 冷搭接高度随焊接速度的减小而提高。Li 等^[10]研究表明冷搭接高度随转速的增加呈先提高后降低的趋势。事实上, 焊接工艺参数(焊速、转速等)影响着焊接过程的热输入与材料流动行为, 进而影响钩状缺陷与冷搭接的高度。优化工艺参数可获得钩状缺陷与冷搭接高度较小的接头, 增大接头的 EST, 从而达到提高接头拉剪性能的目的。

响应面法、田口法和正交法等方法常用的优化焊接工艺参数方法^[11-13]。然而, 这些方法在多因素、多层次的 FSLW 工艺条件下难以获得最优的工艺参数组合。神经网络具有较强的适应性、容错能力和自组织能力以及较快的运算速度, 在解决复杂的多维度、非线性问题方面

* 基金项目: 国家自然科学基金(52074184)。

具有优势^[14-15]。文献[16-17]表明,神经网络与智能优化算法相结合可实现FSW焊接工艺参数组合的匹配优化,进而获得高强度的接头。Gupta等^[16]采用了ANN-GA模型预测和优化AA5083-O/AA6063-T6 FSW的焊接工艺参数,最佳工艺参数组合下的接头抗拉强度达到168 MPa。Guo等^[17]采用BP神经网络和GA算法相结合的方法,对不同工艺参数组合下Al-Mg-Si系铝合金FSLW接头的拉剪载荷进行优化,优化后接头拉剪载荷比优化前的最大载荷提高了6.9%。

本文以6151铝合金为研究对象,采用自行设计的尖部半螺纹搅拌针进行不同工艺参数组合下的FSLW试验;利用蚁群算法(Ant colony algorithm, ACO)优化的径向基神经网络(Radial basis function neural network, RBFNN)和多种群蚁群算法(Multi-population ant colony algorithm, M-PACO)协同优化工艺参数组合,以获得高拉剪性能的FSLW接头。

1 试验过程

试验所用材料为轧制态6151铝合金,材料化学成分如表1所示。焊接过程如图1所示,待焊试件尺寸为150 mm×120 mm×2 mm,搭接区域宽度为50 mm。试验前,用砂纸打磨待焊板材表面以去除氧化层。试验使用FSW-3LM-4012宽幅小型搅拌摩擦焊机,焊接方向沿着搭接区域的中心线进行。焊接用的搅拌头形貌结构如图1所示,焊接时搅拌头逆时针转动且倾角为2.5°。转焊比是影响接头力学性能的重要因素^[18],Guo等^[17]在BP-GA优化FSLW工艺参数中的转焊比范围为5~16。由于试验所用铝合金与文献[17]相同,本文适当扩大了文献[17]中的转焊比范围,选取范围为4~16,焊接工艺参数如表2所示。

焊后采用试剂(4 g KMnO₄+2 g H₂O₂+100 mL H₂O)配合25%的HNO₃腐蚀金相样件。使用THV-1MD数显自动转塔显微硬度计测试接头显微硬度,加载载荷为200 g,加载时间为15 s。采用Instron-8801电伺服万能拉伸试验机以前进侧受力的方式进行拉剪测试,拉伸速率为2 mm/min。采用Olympus-GX51光学显微镜观察接头的界面特征和断裂路径。每个工艺参数组合下制备3个拉伸试件,取单位厚度拉剪载荷(表2)的均值表征接头的拉剪性能^[19]。

2 预测和优化

2.1 RBFNN建模与优化

为获得焊接工艺参数与接头性能之间的关系,本文建立以转速、焊速和下压量为输入,拉剪载荷为输出的RBFNN预测模型。同时为提高RBFNN模型的预测精度,采用ACO算法对RBFNN网络参数(测试样本序号、初始输出权值、初始中心扩展速度、中心学习系数、扩展速度学习系数和输出权值学习系数)进行优化。

2.1.1 适应度函数

初始化网络参数,将表2中27组数据导入适应度函数空间,由ACO种群随机抽取3组数据作为测试样本,剩余24组作为训练样本,达到更新训练样本从而优化网络节点参数的目的;其余待优化参数在指定范围(表3)内均由ACO种群指定生成。

将训练样本和测试样本进行数据归一化处理。根据训练样本确定网络模型的输入个数为3,隐含层神经元个数为24,输出个数为1。设置训练次数为5000,均方误差目标值为10⁻³,当网络训练均方误差低于目标值或达到训练次数时,完成网络训练任务。在训练循环中,网络的输出可由式(1)计算。

$$y_i = \sum_{j=1}^h w_{ij} \cdot \exp\left(-\frac{1}{\sigma^2} \|\mathbf{x}_p - C_i\|^2\right) \quad (1)$$

式中, $\mathbf{x}_p = [x_1^p \ x_2^p \ \dots \ x_M^p]^T$ 为第 p 个输入样本, $p=1,2,3,\dots,P$,且 P 为样本总数; $\|\mathbf{x}_p - C_i\|^2$ 为欧氏范数; C_i 为网络隐含层节点的坐标; w_{ij} 为隐含层第 i 个神经元与输出层第 j 个神经元的连接权值, $i=1,2,3,\dots,h$,

表1 6151铝合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 6151 aluminum alloy (mass fraction) %

Si	Mg	Fe	Cr	Ti	Zn	Cu	Mn	Al
1	0.95	0.51	0.12	0.03	0.06	0.21	0.09	余量

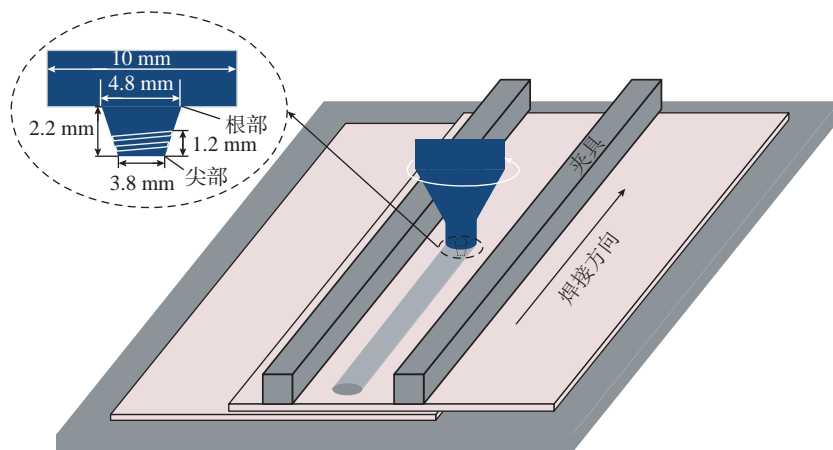


图1 FSLW工艺原理图

Fig.1 Principle diagram of FSLW process

h 为隐含层节点数; y_j 为与输入样本对应网络的第 j 个输出节点的实际输出; σ 为网络的扩展速度。在训练循环中,网络中心、扩展速度和输出权值不断更新,使得网络朝着更高精度的方向逐渐收敛,上述参数可由式(2)计算。

$$\begin{cases} C = x_p + A \cdot (x_p - C_i) \cdot \frac{(x_i - y_i) \cdot y_i}{\sigma^4} \\ \sigma_{(n)} = \sigma_{(n-1)} + B \cdot \|x_p - C_i\|^2 \cdot \frac{(x_i - y_i) \cdot y_i}{\sigma^4} \\ w_{ij(n)} = w_{ij(n-1)} + D \cdot (x_i - y_i) \cdot y_i \end{cases} \quad (2)$$

式中, A 为中心学习系数; n 为训练次数; B 为扩展速度学习系数; D 为输出权值学习系数; x_i 为训练样本的实际输出。训练结束后,对网络的预测性能进行测试;将测试样本中的转速、焊速和下压量导入网络,之后将输出值进行反归一化处理得到预测的拉剪载荷,并计算网络的预测误差。3个预测误差中的最大值作为评价 RBFNN 性能的一项指标。

2.1.2 ACO 算法

根据待优化目标的数值范围生成随机种群并计算该种群的适应度;经过对比,得到最优个体;根据最优个体的位置和当前个体的位置计算个体转移概率;根据不同的转移概率,采用不同的方式进行个体转移。可由式(3)计算蚂蚁转移概率及不同转移方法的个体位置。

$$\begin{cases} P_i = \frac{t_b - t_i}{t_b} \\ k_j = (a + (b - a))(c - 0.5)d \\ \quad (P_i > P_0) \\ k_j = k_i + (2c - 1) \frac{1}{e} \quad (P_i < P_0) \end{cases} \quad (3)$$

式中, P_i 为蚂蚁的转移概率; P_0 为设定的转移概率; t_b 为当前种群最佳蚂蚁个体适应度; t_i 为当前蚂蚁个体适应度; k_i 为更新前的蚂蚁个体; k_j 为更新后的蚂蚁个体; a 和 b 为搜索边

表 2 焊接工艺参数样本

Table 2 Samples of welding process parameter

序号	转速 / (r · min ⁻¹)	焊速 / (mm · min ⁻¹)	下压量 /mm	拉剪载荷 / (kN · mm ⁻¹)
1	1200	100	0.05	4.67
2	1200	100	0.1	4.4
3	1200	100	0.15	3.88
4	1200	200	0.05	4.02
5	1200	200	0.1	4.62
6	1200	200	0.15	4.73
7	1200	300	0.05	4.09
8	1200	300	0.1	4.41
9	1200	300	0.15	4.42
10	1400	100	0.05	4.61
11	1400	100	0.1	4.15
12	1400	100	0.15	3.83
13	1400	200	0.05	4.49
14	1400	200	0.1	4.69
15	1400	200	0.15	4.77
16	1400	300	0.05	4.25
17	1400	300	0.1	4.44
18	1400	300	0.15	4.55
19	1600	100	0.05	4.21
20	1600	100	0.1	4.12
21	1600	100	0.15	3.69
22	1600	200	0.05	4.53
23	1600	200	0.1	4.29
24	1600	200	0.15	4.29
25	1600	300	0.05	4.38
26	1600	300	0.1	4.51
27	1600	300	0.15	4.58

表 3 优化参数

Table 3 Optimized parameters

优化参数	搜索边界条件	长度
测试样本序号	1~9	1
初始输出权值	-2~2	24
初始中心扩展速度	-3~3	24
中心学习系数	10 ⁻⁵ ~10 ⁻²	1
扩展速度学习系数	10 ⁻⁵ ~10 ⁻²	1
输出权值学习系数	10 ⁻⁵ ~10 ⁻²	1

界的下界和上界(表 3); c 为一个从 0 到 1 的随机数; d 为常数; e 为当前蚂蚁的移动次数。根据不同优化目标的取值范围和计算原则对这些参数进行调整。种群每转移一次后,重新计算个体的适应度,并与转移前的个体进行对比,优存劣汰,直到转移过程结束得到最佳网络。当种群整体每转移一次后,重新计算种群适应度,可由式(4)计算。

$$t_i(t+1) = Q \cdot F(X) - (1-\rho) \cdot t_i(t) \quad (4)$$

式中, $t_i(t+1)$ 为当蚂蚁 i 移动次数为 $t+1$ 时的个体适应度; Q 为常数, 默认值为 1; $F(X)$ 为当前蚂蚁个体的适应度; ρ 为挥发因子; $t_i(t)$ 为蚂蚁 i 移动次数为 t 时的个体适应度。采用元胞数组对种群变化进行记录, 同时应用保存函数和编号命名程序记录保存神经网络对应运行次数的数据。本网络采用训练均方误差和预测误差综合评价 RBFNN 预测精度。RBFNN 的建立与优化流程如图 2 所示。

随着网络训练的进行, 均方误差逐渐收敛, 并在第 4715 次训练时达到预先设定的精度 6.1×10^{-4} (图 3

(a)), 达到训练条件, 模型构建完成。经过 ACO 算法的优化, RBFNN 的最大相对预测误差达到 0.83% (图 3 (b)), 网络预测精度得到提高。

2.2 参数寻优

为获得更高性能的 FSLW 接头, 本文利用 M-PACO 算法的全局搜索能力结合优化的 RBFNN 进行 FSLW 参数寻优。M-PACO 算法在 ACO 算法的基础上增加了种群数量并应用了两种搜索方案(图 4), 具有更强的全局搜索能力。方案 1 采用区域分块集中搜索策略, 均匀分割转速和焊速的变化区间, 并分别与下压量组成 4 个搜索区域进行区域集中重点搜索; 方案 2 采用整体多种群并行搜索策略, 实现对整个空间的全覆

盖搜索。

首先进行初始化设置, 根据表 4 中各方案的边界条件随机生成 4 个种群, 单种群个体数量为 200, 挥发因子为 1, 个体转移概率为 0.3, 蚂蚁转移次数为 50; 设定元胞数组, 用于记录种群的变化情况。

M-PACO 算法初始化完成后, 利用上述得到的最佳 RBFNN 参数建立 M-PACO 的适应度函数并计算种群个体的适应度, 此时适应度函数的输入数据和评判指标分别为工艺参数(转速、焊速和下压量)和拉剪载荷。个体适应度可由式(5)计算。

$$F(\mathbf{x}) = \sum_{p=1}^p w_p \varphi \left(\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i - y_i)^2} \right) \quad (5)$$

式中, \mathbf{x} 为输入向量; y 为中心点; w_p 为权值; φ 为径向基函数。种群适应度计算完成后, 计算个体转移概率并进行差异转移(式(3)); 转移完成后进行个体适应度计算(式(4)), 将当前个体与当前种群最优个体进行对比, 优存劣汰; 在有限的蚂蚁转移次数内, 完成对工艺参数的搜索优化, 具体流程如图 4 所示。

在种群的每个转移过程中, 必须根据已建立的边界条件重新定义种群的位置信息, 以免某些个体脱离搜索空间。种群个体的位置坐标由转速、焊速和下压量组成。种群个体的分布直接影响 M-PACO 的全局搜索能力, 因此调控种群个体的分布具有重要意义。为了提高局部搜索能力

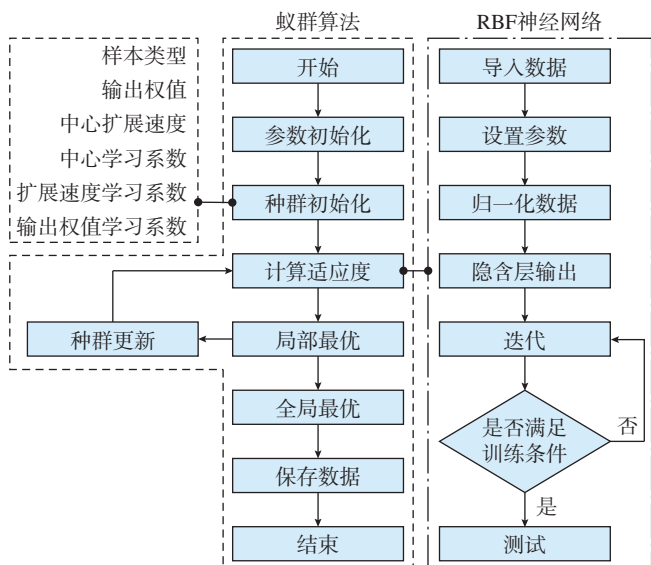


图 2 ACO 优化 RBFNN 流程图

Fig.2 Flow chart of ACO optimized RBFNN

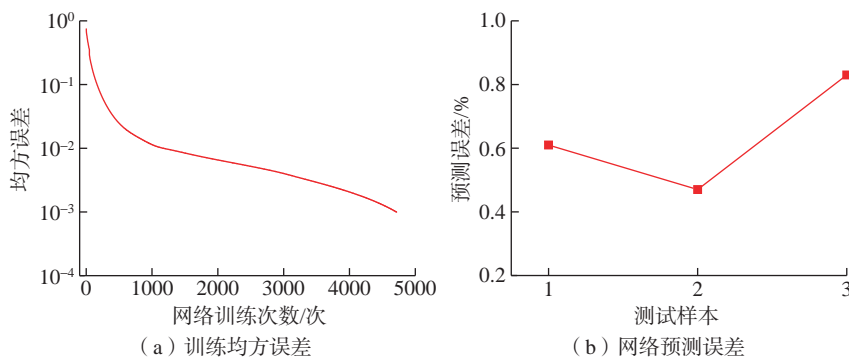


图 3 经 ACO 优化 RBFNN 的误差曲线

Fig.3 Error curves of RBFNN optimized by ACO

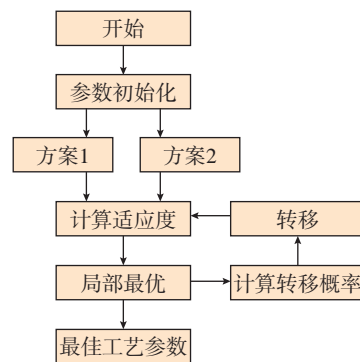


图 4 M-PACO 流程图

Fig.4 Flow chart of M-PACO

和挖掘局部优异个体,方案1采用区域分块集中搜索策略(图5(a)),4个种群的个体弥散分布在各自区域。为了提高全局搜索能力,方案2采用的整体多种群并行搜索策略,4个种群的个体均匀分散在三维空间各处(图5(b))。分析图5可知,两个方案中个体分布情况均满足试验要求。

基于有限的蚂蚁转移次数,采用两种方案优化工艺参数。如图6所示,方案2中第4种群在整个搜索过程中一直处于局部最优状态,此种群的搜索行为失败;其他种群的适应度值均以不同的速度增长,直到得到当前种群最优。经过比对,方案2中第3种群出现全局最优个体,此个体为最终优化结果,其适应度值为5.12 kN/mm。优化后的转速为1504 r/min,焊速为207 mm/min,下压量为0.12 mm,预测值为5.12 kN/mm。采用寻优得到的工艺参数组合进行FSLW试验,所得接头的拉剪载荷为

5.06 kN/mm,试验值与预测值的相对误差为1.17%,进一步证明了ACO优化后RBFNN预测结果的准确性。

3 结果与讨论

3.1 接头横截面

采用优化后的工艺参数组合(转速1504 r/min、焊速207 mm/min、下压量0.12 mm)进行验证试验,得到的FSLW接头横截面如图7所示。根据组织形貌的不同,接头横截面分为搅拌区(Stir zone, SZ)、热机影响区(Thermo-mechanically affected zone, TMAZ)、热影响区(Heat affected zone, HAZ)及母材(Base metal, BM)。搅拌针螺纹槽结构有效提升了搅拌针附近的材料流动速度,且显著影响了接头中沿板厚方向的材料流动^[20]。利用常规全螺纹搅拌针进行铝合金FSLW时,螺纹槽驱动与之接触的材料加速流动, SZ轮廓主要取决于轴肩与搅拌针外轮廓的材料流动,呈上

大下小的“碗”形^[6]。不同于常规全螺纹搅拌针,尖部半螺纹搅拌针只有尖部区域因螺纹槽的存在可加速材料流动,使与尖部区域接触的材料经历比根部区域更高的材料流动速度,促使图7中的SZ呈现中间宽度小的“沙漏”形。在FSLW过程中,搅拌针扎入下板,接头上板材料向下流动并在搅拌针尖端聚集,进而形成的材料集中区会挤压搅拌针尖端的外围材料使其向上流动。向上流动的材料对搭接界面产生向上的挤压作用,因此SZ两侧搭接界面向上弯曲,进而在前进侧形成钩状缺陷;同时塑性流动的铝合金在搅拌针的驱动下不断挤压原始搭接界面,使得搭接界面发生变形并向SZ延伸,最终在接头后退侧形成延伸至SZ的冷搭接^[9]。由于SZ两侧搭接界面所形成的钩状缺陷和冷搭接向上弯曲,导致前进侧的EST(简称为EST_A)与后退侧的EST(简称为EST_R)均小于

表4 搜索参数范围

Table 4 Searching parameter range

参数名称	方案1-1	方案1-2	方案1-3	方案1-4	方案2-1	方案2-2	方案2-3	方案2-4
转速 / (r·min ⁻¹)	1200~1400	1200~1400	1400~1600	1400~1600	1200~1600	1200~1600	1200~1600	1200~1600
焊速 / (mm·min ⁻¹)	100~200	200~300	100~200	200~300	100~300	100~300	100~300	100~300
下压量/mm	0.05~0.15	0.05~0.15	0.05~0.15	0.05~0.15	0.05~0.15	0.05~0.15	0.05~0.15	0.05~0.15

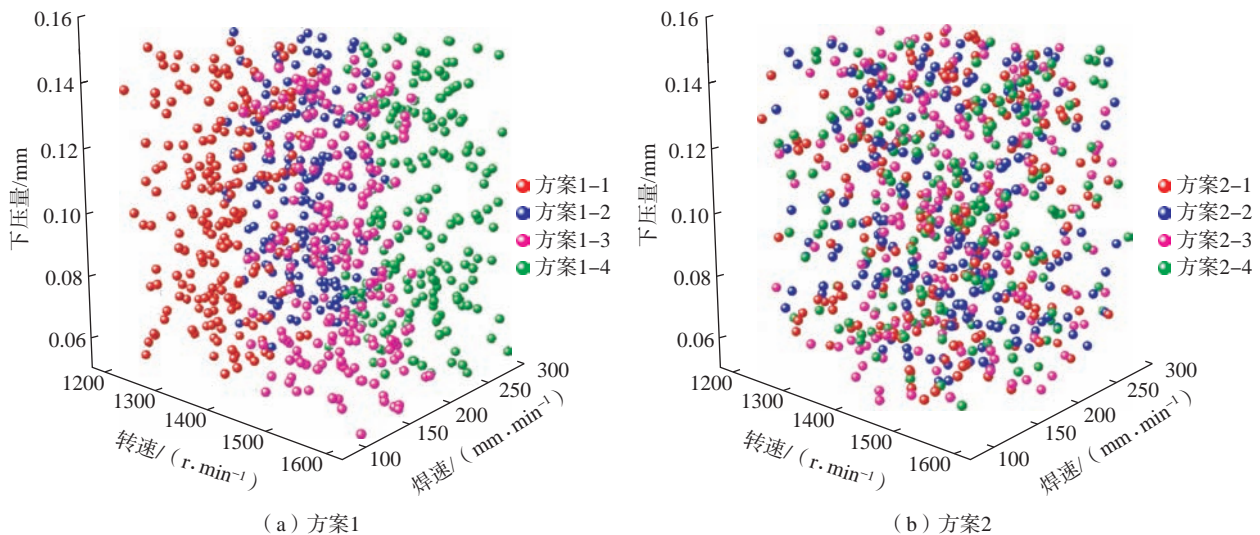


图5 种群空间分布图

Fig.5 Population spatial distribution map

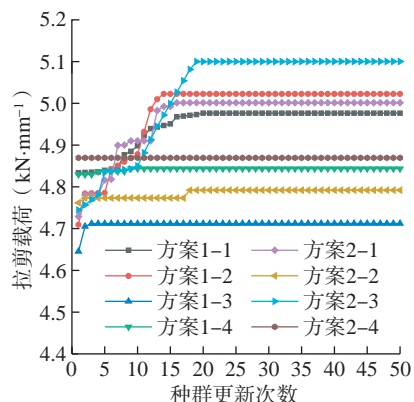


图6 种群最优个体更新曲线

Fig.6 Optimal individual updated curve

上板厚度。

图8为两组不同工艺参数组合下FSLW接头的EST。其中,转速1400 r/min、焊速200 mm/min、下压量0.15 mm参数组合是优化前接头最大载荷的焊接参数(表2)。对比常规全螺纹搅拌针,尖部螺纹驱动与之接触的材料主要沿水平方向流动,有效减小了材料集中区对搭接界面向上的挤压效果,有利于提高EST^[21]。图7中钩状缺陷与冷搭接向上弯曲的高度较小,EST提高。转速1504 r/min、焊速207 mm/min、下压量0.12 mm参数下接头中的EST_A与EST_R分别为1.33 mm和1.53 mm。如前所述,工艺参数是影响钩状缺陷与冷搭接向上弯曲程度的重要因素。与优化后接头相比,转速1400 r/min、焊速200 mm/min、下压量0.15 mm参数下接头的下压量较大,材料集中区对界面的挤压作用更大,致使EST_A与EST_R均较小,其值分别为1.29 mm和1.45 mm。参数优化后,EST提高,利于获得高承载能力的铝合金FSLW接头。

3.2 接头的力学性能

对于转速1504 r/min、焊速207 mm/min、下压量0.12 mm与转速1400 r/min、焊速200 mm/min、下压量0.15 mm两种参数组合,接头的断裂模式一致,其断裂路径如图9所示。在拉剪载荷作用下,裂纹在前进侧钩

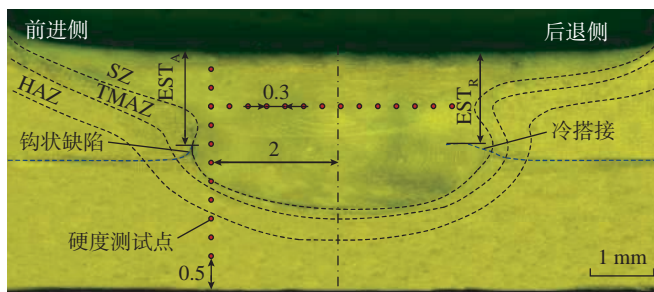


图7 转速1504 r/min、焊速207 mm/min、下压量0.12 mm参数下的接头横截面

Fig.7 Joint cross section under the parameters of 1504 r/min rotating speed, 207 mm/min welding speed and 0.12 mm plunge depth

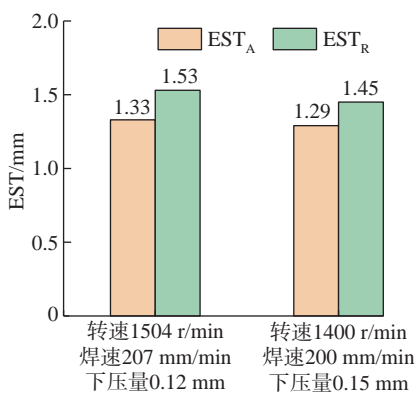


图8 不同参数下接头的EST

Fig.8 EST values of joint under different parameters



图9 转速1504 r/min、焊速207 mm/min、下压量0.12 mm参数下的接头断裂路径

Fig.9 Joint fracture path under the parameters of 1504 r/min rotating speed, 207 mm/min welding speed and 0.12 mm plunge depth

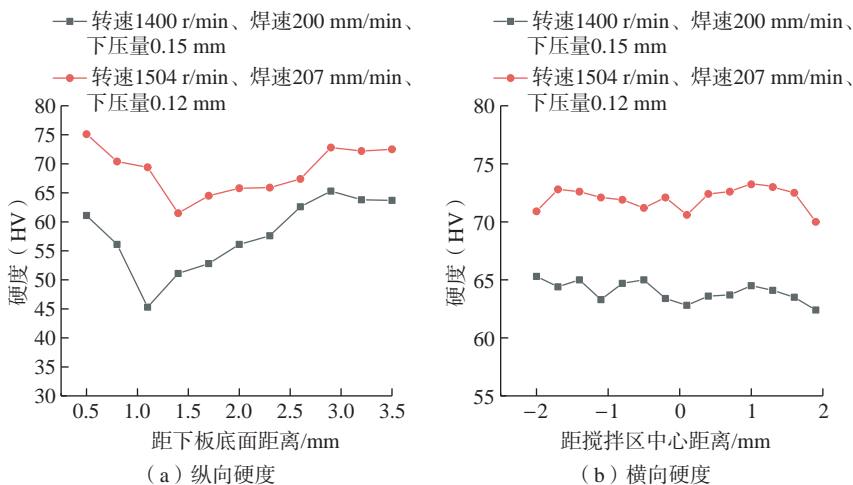


图10 不同参数组合下接头的显微硬度

Fig.10 Microhardness values of joint under different parameters combinations

状缺陷尖端扩展并向上扩展,呈现典型的拉伸断裂特征。由于接头最终在SZ失效,本文的硬度测量点主要位于SZ(图7)。

根据接头的断裂模式和断裂路径可知,显微硬度是影响接头拉

剪性能的又一重要因素。在转速1504 r/min、焊速207 mm/min、下压量0.12 mm和转速1400 r/min、焊速200 mm/min、下压量0.15 mm参数组合下,接头硬度分布如图10所示。6151铝合金是热处理强化型铝

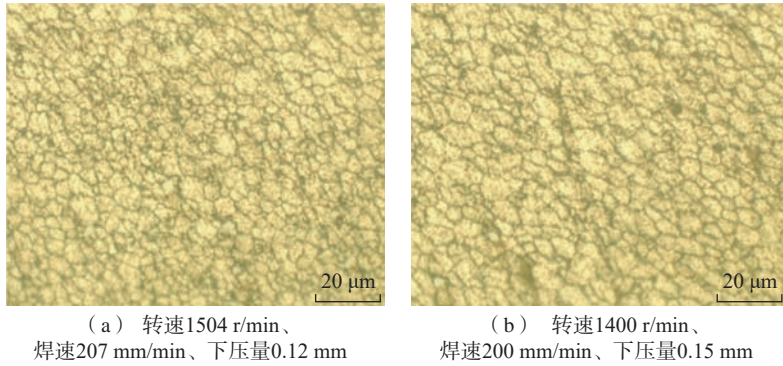


图 11 不同参数组合下 SZ 的显微组织

Fig.11 Microstructures of SZ under different parameters combinations

合金,由于焊接热输入影响,HAZ与TMAZ因晶粒粗化和强化相溶解成为硬度薄弱区域,而发生动态再结晶的SZ因晶粒细化使得硬度高于HAZ与TMAZ^[22]。因此,接头测量的显微硬度最低点出现在下板HAZ(图10(a))。同时,由图10和11可知,SZ内沿水平方向的硬度差异不大,且SZ上半部的硬度值大于下半部。然而,当接头承受拉伸载荷时,裂纹却向显微硬度更高的上板SZ扩展,这主要与接头是前进侧受力且钩状缺陷向上弯曲有关。与转速1400 r/min、焊速200 mm/min、下压量0.15 mm组合相比,转速1504 r/min、焊速207 mm/min、下压量0.12 mm组合的转速相近但下压量减小,使接头热输入减少^[23],HAZ晶粒粗化程度变小且强化相的溶解量变少。因此,优化后接头HAZ获得更高的显微硬度。对于FSLW工艺,SZ内的晶粒尺寸主要受材料流动速度以及温度两个因素的影响^[22]。较高的材料流动速度以及较低的焊接温度均利于获得更小直径的晶粒。与转速1400 r/min、焊速200 mm/min、下压量0.15 mm相比,参数优化后接头的转速高且温度低,进而获得小晶粒尺寸的SZ,如图11所示。相比转速1400 r/min、焊速200 mm/min、下压量0.15 mm参数下接头,参数优化后的转速1504 r/min、焊速207 mm/min、下压

量0.12 mm接头通过较高的显微硬度和EST提高了接头拉剪性能,其拉剪载荷达到5.06 kN/mm,较优化前的最大拉剪载荷提高了6.08%。

4 结论

采用尖部半螺纹搅拌针进行6151铝合金FSLW试验,利用ACO优化后的RBFNN建立焊接工艺参数与拉剪载荷之间的关系,并进一步协同M-PACO进行工艺参数优化以提高接头的拉剪性能,主要结论如下。

(1)采用ACO优化后的RBFNN与优化前相比,相对预测精度从95.5%提高至99.17%,且收敛速度更快。

(2)基于RBFNN与M-PACO的协同获得的最优工艺参数为转速1504 r/min、焊速207 mm/min和下压量0.12 mm,且基于RBFNN-ACO的预测接头强度与实测接头强度误差仅为1.17%。

(3)与优化前最大强度的接头相比,基于优化工艺参数所得的接头具有更大的EST与硬度更高的SZ,进而拉剪载荷从4.77 kN/mm提高至5.06 kN/mm。

参考文献

[1] 李登常,岳玉梅,姬书得,等.无匙孔搅拌摩擦焊材料流动行为的研究[J].航空制造技术,2021,64(10):41-46,63.
LI Dengchang, YUE Yumei, JI Shude, et al.

Study of materials flow on non-keyhole friction stir welding[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(10): 41-46, 63.

[2] 李继忠,董春林,赵华夏,等.钛合金搅拌摩擦焊工艺参数对组织性能的影响[J].航空制造技术,2015,58(17):100-103.

LI Jizhong, DONG Chunlin, ZHAO Huaxia, et al. Effect of processing parameter on microstructure and mechanical property of friction stir welded titanium alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(17): 100-103.

[3] 朱海,孙朝伟,孙金睿,等.2024铝合金搅拌摩擦焊工艺参数对焊接质量的影响研究[J].热加工工艺,2019,48(23):159-162.

ZHU Hai, SUN Chaowei, SUN Jinrui, et al. Study on the influence of friction stir welding process parameters of 2024 aluminum alloy on welding quality[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(23): 159-162.

[4] 王宇,朱天军,叶晓凤,等.6061铝合金搅拌摩擦焊工艺寻优[J].电焊机,2014,44(12):86-89.

WANG Yu, ZHU Tianjun, YE Xiaofeng, et al. The optimization of friction stir welding process for 6061 aluminum alloy[J]. Electric Welding Machine, 2014, 44(12): 86-89.

[5] 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.

[6] 郭晓娟,李光,李丛卿,等.搅拌摩擦搭接焊界面成形机制及影响因素[J].航空制造技术,2009,52(12):62-65.

GUO Xiaojuan, LI Guang, LI Congqing, et al. Joint interface forming and influential factor of friction stir overlap welding[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2009, 52(12): 62-65.

[7] LIU H J, ZHAO Y Q, HU Y Y, et al. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir lap welding joint of alclad 7B04-T74 aluminum alloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 78(9-12): 1415-1425.

[8] ALDANONDO E, VIVAS J, áLVAREZ P, et al. Effect of tool geometry and welding parameters on friction stir welded

- lap joint formation with AA2099-T83 and AA2060-T8E30 aluminium alloys[J]. *Metals*, 2020, 10(7): 872–884.
- [9] XU Z W, LI Z W, LÜ Z, et al. Effect of welding speed on joint features and lap shear properties of stationary shoulder FSLWed alclad 2024 Al alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(3): 1358–1364.
- [10] LI Z W, YUE Y M, JI S D, et al. Joint features and mechanical properties of friction stir lap welded alclad 2024 aluminum alloy assisted by external stationary shoulder[J]. *Materials & Design*, 2016, 90: 238–247.
- [11] BOZKURT Y. The optimization of friction stir welding process parameters to achieve maximum tensile strength in polyethylene sheets[J]. *Materials & Design*, 2012, 35: 440–445.
- [12] AHMADI H, MOSTAFA ARAB N B, GHASEMI F A. Optimization of process parameters for friction stir lap welding of carbon fibre reinforced thermoplastic composites by Taguchi method[J]. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2014, 28(1): 279–284.
- [13] ZHAO Y D, LUO Y L, ZHANG Z P, et al. Fractal dimension characterization of joint surface morphology on dissimilar friction stir lap welding of Al/Mg[J]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2019, 12(23): 3941.
- [14] SHOJAEEFARD M H, AKBARI M, ASADI P. Multi objective optimization of friction stir welding parameters using FEM and neural network[J]. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2014, 15(11): 2351–2356.
- [15] CHOUDHURY B, CHANDRASEKARAN M. Electron beam welding of aerospace alloy (Inconel 825): A comparative study of RSM and ANN modeling to predict weld bead area[J]. *Optik*, 2020, 219: 165206.
- [16] GUPTA S K, PANDEY K N, KUMAR R. Artificial intelligence-based modelling and multi-objective optimization of friction stir welding of dissimilar AA5083-O and AA6063-T6 aluminium alloys[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 2018, 232(4): 333–342.
- [17] GUO R X, HU W, SONG Q, et al. Improving the tensile shear load of Al-Mg-Si alloy FSLW joint by BPNN-GA[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2021, 74(6): 1521–1528.
- [18] 刘志强, 武永亮, 冯存义, 等. 铝合金搅拌摩擦焊在铁路货车上的应用实践[J]. *轨道交通装备与技术*, 2021(3): 11–15.
- LIU Zhiqiang, WU Yongliang, FENG Cunyi, et al. Application of aluminum FSW in manufacture of railway freight car[J]. *Rail Transportation Equipment and Technology*, 2021(3): 11–15.
- [19] YAZDANIAN S, CHEN Z W, LITTLEFAIR G. Effects of friction stir lap welding parameters on weld features on advancing side and fracture strength of AA6060-T5 welds[J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47(3): 1251–1261.
- [20] 姬书得, 孟庆国, 史清宇, 等. 搅拌针形状影响搅拌摩擦焊过程金属塑性流动规律的数值模拟[J]. *焊接学报*, 2013, 34(2): 93–96, 117.
- JI Shude, MENG Qingguo, SHI Qingyu, et al. Numerical simulation of metal plastic flow in friction stir welding affected by pin shape[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2013, 34(2): 93–96, 117.
- [21] JI S D, LI Z W, ZHOU Z L, et al. Effect of thread and rotating speed on material flow behavior and mechanical properties of friction stir lap welding joints[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(10): 5085–5096.
- [22] FADAEIFARD F, MATORI K A, TOOZANDEHJANI M, et al. Influence of rotational speed on mechanical properties of friction stir lap welded 6061-T6 Al alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(4): 1004–1011.
- [23] 王金辉, 李积元. 搅拌摩擦焊工艺参数对 6061-T6 铝合金焊缝质量的影响[J]. *青海大学学报*, 2018, 36(4): 36–40.
- WANG Jinhui, LI Jiyan. The influence of friction stir welding parameters on welding quality of 6061-T6 aluminum alloy[J]. *Journal of Qinghai University*, 2018, 36(4): 36–40.

Process Parameters Optimization of Aluminum Alloy Friction Stir Lap Welding by RBFNN-ACO

YUE Yumei, HAN Song, GUO Ruixiu, JI Shude
(Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

[ABSTRACT] Friction stir lap welding of 6151 aluminum alloy was carried out by using the tip-half-thread pin, and the process parameters were optimized by combining radial basis function neural network (RBFNN) and ant colony optimization (ACO) algorithm, to improve the characteristics of lap interface and maximize the bearing capacity of the joint. The result showed when the rotational velocity, welding speed and plunge depth were 1504 r/min, 207 mm/min and 0.12 mm, respectively, the highest tensile shear load of the joint reached 5.06 kN/mm, which was increased by 6.08% than the highest tensile shear load before optimization. The RBFNN combining with ACO provides an effective way to optimize the welding processing parameters and further enhance the strength of aluminum friction stir lap welding joint.

Keywords: Friction stir lap welding (FSLW); Tip-half-thread tool pin; Radial basis function neural network (RBFNN); Ant colony optimization algorithm; Parameters optimization

(责编 古索)

引文格式: 罗云, 胡胜鹏, 李子寒, 等. 面向航空航天金属多孔夹层结构钎焊研究现状及发展趋势[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 62-70.

LUO Yun, HU Shengpeng, LI Zihan, et al. Research status and development trend of brazing metal porous sandwich structure toward aerospace[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 62-70.

面向航空航天金属多孔夹层结构钎焊研究 现状及发展趋势*

罗云¹, 胡胜鹏^{1,2,3}, 李子寒³, 刘亚洲^{1,3}, 宋晓国^{1,2,3}, 曹健¹

(1. 哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001;

2. 山东船舶技术研究院, 威海 264209;

3. 哈尔滨工业大学(威海)山东省特种焊接技术重点实验室, 威海 264209)

[摘要] 金属多孔夹层结构具有质轻、比强度、比刚度高、耐高温、耐腐蚀、消音、隔热等优异性能, 在航空航天领域高端装备的应用受到越来越多的关注。钎焊法是实现金属多孔夹层结构芯体与面板连接的首选方法。然而夹芯与面板大面积钎焊过程中易产生钎料对薄壁母材溶蚀、焊合率低、焊接变形大、界面易形成连续脆性反应产物等缺陷, 因此金属多孔夹层大面积钎焊仍有较大难度, 迫切需要开展金属多孔夹层钎焊基础研究。国内外学者针对连接界面微区反应产物的种类和分布调控、薄壁母材的溶解预测、薄壁夹芯的焊接热变形控制等难题, 研究了钎焊界面组织调控新方法、钎焊工艺-钎角形态-接头组织-接头力学性能的整体对应关系, 阐明接头的组织演化规律, 优化接头的力学性能, 具有重要的科学意义及工程应用价值。本文从金属多孔夹层结构钎焊接头界面微区调控、基于力学性能优化的钎焊接头微观形态设计、钎焊过程对结构力学性能的影响及焊后强化方法和液态钎料对母材的溶解预测模型等国内外研究进展进行综述。

关键词: 航空航天; 金属多孔夹层结构; 钎焊; 界面微区调控; 薄壁母材的溶解预测; 钎焊接头微观形态设计

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.062



罗云

博士研究生, 研究方向为异质多孔夹层结构钎焊及其应用。

* 基金项目: 国家自然科学基金(51905125、52175307)。

金属多孔夹层结构具有高的比强度、承载能力和良好的抗冲击性能, 以及吸能、耐热、消音等特殊性能, 已广泛应用于航空航天等领域。金属多孔夹层结构主要用于超高速飞行器的热防护系统、航空发动机整流罩及低压涡轮用静子扇形封严件等^[1-3]。夹层结构通常由多孔芯体连接到两个外面板组成, 可根据服役环境选择不同的材料制备。金属多孔夹层结构的材料主要以铝合金、钛合金及镍基高温合金为主。金属多孔夹层结构的钎焊研究从 20 世纪 70 年代兴起, 研发机构以欧美的航天院所、飞机制造企业及军工企业为主, 包括 NASA、洛克希德·马丁、波音等。芯体形式以蜂窝结构为主^[4-5]。

目前, 金属多孔夹层结构的研究主要集中在面向更轻质高效的新型夹层结构设计^[6-7], 而夹层结构的制造研究相对滞后。金属多孔夹层结构的制造可分为芯体制造及芯体与面板连接两方面, 其中夹芯与面板的高质量连接是实现金属多孔夹层结构应用的重要保证。目前芯体与面板的连接以胶接法为主^[8-10], 胶接法虽然成本低、操作简便, 但其无法满足金属多孔夹层结构在极端条件的安全服役。由于钎焊过程采用整体加热, 引起的焊件热应力和变形程度较小, 可以实现多条焊缝的一次性成形, 具有较高稳定性, 钎焊法制备金属多孔夹层结构受到越来越多的关注^[11]。采用钎焊法实现芯体与面板

的连接,能够充分发挥金属多孔夹层结构轻量化与多功能化的优势,如能够满足在高承载和高温下安全服役。随着服役环境的日益严苛,钎焊法制备金属夹层结构在高端装备中的应用需求逐渐增加。

在钎焊法制造金属夹层结构的研究中,通过分析薄壁芯体(芯体壁板厚度一般 $<100\ \mu\text{m}$)与面板的接头形式可知,蜂窝夹层结构及其衍化的类蜂窝型夹层结构等,其芯体与面板的接触形式为T型线接触,如图1(a)所示;而波纹板夹层结构等^[12],其芯体与面板的接触形式为搭接触,如图1(b)所示。图2^[13]为金属多孔夹层结构钎焊典型缺陷宏观形貌。结合图1和2可知,在芯体与面板的钎焊过程中,存在钎缝数量多、芯体壁薄、复杂结构导致的传热不均匀等特点,这些特点给金属夹层结构的高可靠钎焊制造带来了较大挑战:(1)液态钎料对薄壁芯体的溶解量难预测,易形成溶蚀或芯体与面板脱连等缺陷;(2)液态钎料在母材表面的润湿行为受母材成分影响较大,易形成钎料漫流现象,与非连接处面板反应生成连续的金属间化合物层,导致面板凹陷变形,降低面板材料的力学性能;(3)界面反应生成的脆性相种类和数量较多,严重降低接头承载性能及可靠性;(4)大面积金属多孔夹层结构高温钎焊过程中,热应力大和芯体变形量大,导致焊合率低和结构力学性能降低。

本文将从金属多孔夹层结构钎焊界面反应微区调控、基于力学性能优化的接头微观形态设计、钎焊过程对金属多孔夹层结构力学性能影响及焊后金属多孔夹层结构强化机制和液态钎料对母材的溶解预测模型4个层面对国内外研究进行综述。

1 金属多孔夹层结构钎焊接头界面微区调控

在钎焊过程中,钎料中元素向母

材扩散,母材向钎料中溶解,钎缝中复杂的化学反应使得界面产物的种类、数量及分布难以预测及控制,特别是当二者间物理化学性质差异悬殊时,易造成接头残余应力大,并且界面易生成连续脆性反应产物,严重降低接头承载性能及可靠性^[14-15]。因此揭示界面反应及连接机理,调控连接界面微区反应产物的种类和分布,探讨缓解钎焊接头应力的方法具有重要意义。

由于同质多孔夹层结构的钎焊过程选用的钎料通常与母材为同一种类材料,因此通过结合相图分析可预测界面产物的种类,并优化钎焊工艺调控界面产物的形成,获得具有较高强度的接头,钎焊工艺的窗口较大。如岳喜山等^[16]采用Ti-Zr-Ni-Cu钎料实现了TC4钛合金蜂窝夹层结构钎焊,研究了钎焊温度和保温时间对TC4钛合金蜂窝夹层结构接头组织及力学性能的影响,结果表明,当钎焊温度为 $860\ \text{C}$ 时,由于钎料与

母材反应不充分,结构平拉强度仅为 $4.7\ \text{MPa}$;当钎焊温度超过TC4的相变温度,导致母材晶粒粗化,结构平拉强度降低;当保温时间较短时,对接头界面组织的影响类似于钎焊温度,在钎焊规范为 $930\ \text{C}/12\ \text{min}$ 下,接头界面组织为完全的 $\alpha+\beta$ 魏氏组织,并避免了母材溶蚀缺陷形成及相变,获得最高平拉强度为 $15.6\ \text{MPa}$ 。静永娟等^[17]采用Ti-Zr-Ni-Cu钎料,在钎焊规范为 $930\ \text{C}/15\ \text{min}$ 下,实现了TC1钛合金蜂窝夹层结构的钎焊,界面组织为Ti基固溶体和均匀分布在其内部的细小 $\text{TiNi}_2(\text{Cu}, \text{Zr})$ 化合物,因此获得的接头强度为 $17.5\ \text{MPa}$ 。由于钎焊过程中,钎料中的Cu元素和Ni元素由钎料向母材扩散,使得靠近钎料侧母材的 β 相变温度降低,导致该处母材形成粗大的魏氏体组织,这使得靠近钎料侧的芯体成为结构的薄弱区。以上结果表明,钎焊工艺的选择除了要考虑获得力学性能较好的界面组织,还需要考

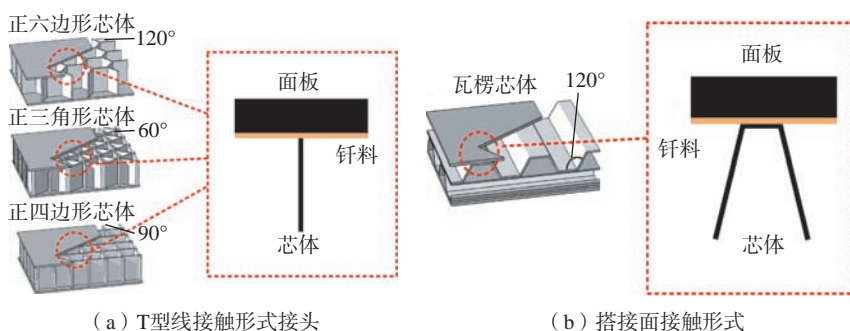


图1 典型金属多孔夹层结构示意图^[12]

Fig.1 Schematic of typical metal porous sandwich structures^[12]

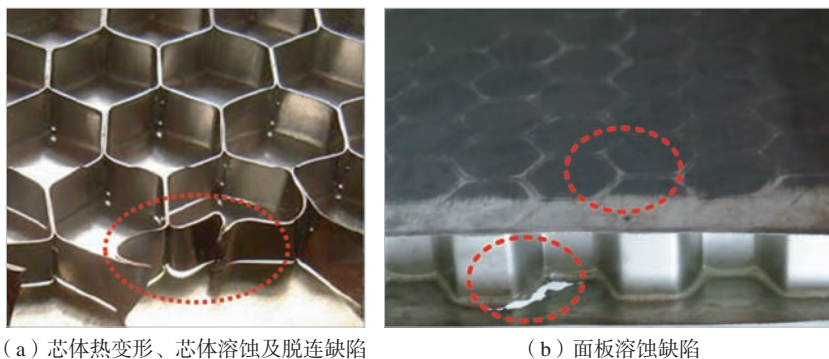


图2 典型金属多孔夹层结构钎焊缺陷^[13]

Fig.2 Typical brazing defects of metal porous sandwich structure^[13]

考虑避免母材显微组织发生不利于力学性能的转变。

在异质多孔夹层结构钎焊过程中,由于母材之间物理化学性质差异较大,并且现有大多数商业钎料是为了实现同种材料高质量钎焊而研发。从现有的研究中可知,采用这些商用钎料进行异种材料钎焊,界面形成的脆性相种类和数量较多,界面组织调控难度大,接头力学性能相对于同种材料钎焊接头较低^[18-22]。此外,考虑到多孔夹层结构的芯体壁薄等特点,异质多孔夹层结构的钎焊研究具有更大的挑战性。

Luo 等^[23]采用 BNi-2 非晶钎料真空钎焊 TiAl/GH3536 异质蜂窝夹层结构研究钎焊温度、保温时间及钎料厚度对钎焊接头组织演化、母材溶解量及接头力学性能的影响,结果表明,随着钎焊温度升高,钎料对芯体的溶解程度增加,钎料沿着芯体的爬升高度降低,当钎焊温度升高至 1160℃,溶蚀缺陷形成,芯体与钎缝界面形成颈缩状,有效承载面积急剧减少,芯体中形成的较低熔点 Ni+Ni₃B 共晶组织(1093℃)加剧了芯体的溶解程度。保温时间和钎料厚度的影响与钎焊温度类似,但钎焊温度对母材溶解量的影响更大。溶蚀缺陷的尺寸、形态及形成条件表明,与同质多孔夹层结构相比^[24],异质多孔夹层结构钎焊接头中缺陷的形成对钎焊工艺更敏感。当钎焊规范为 1080℃/5 min 时,结构平拉强度达到最大值 20 MPa。在与块体 TiAl/BNi-2/Ni 搭接钎焊接头界面组织对比后发现,传统块体钎焊过程中,镍合金母材侧会形成连续粗大的 Cr-B 化合物层(图 3(a)中 III 区),该层是接头的薄弱区^[25]。但在蜂窝夹层结构的钎焊研究中,GH3536 芯体侧 Cr-B 化合物则是呈现细小并弥散分布在镍固溶体中类似复合材料的微观组织(图 3(b)^[23]),接头的薄弱区转移至 TiAl 面板侧连续的 Ti-Al-Ni 金属间化合

物层,这表明钎焊结构形式的变化对界面反应与连接机理有显著的影响,可以通过设计钎焊接头结构形式来调控界面反应。

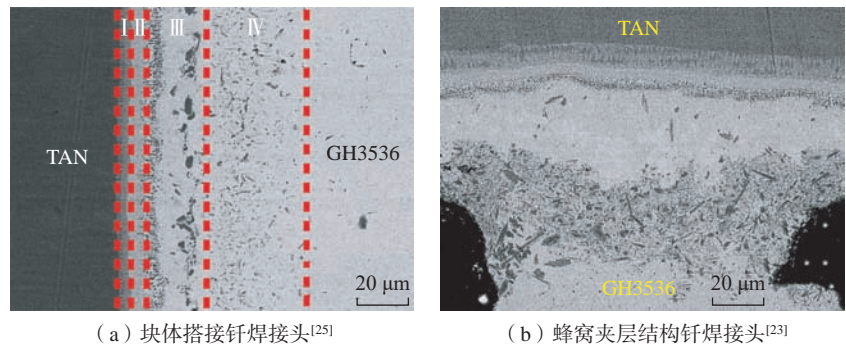
Han 等^[26]采用 BNi-5 钎料和 1150℃/3 min 的钎焊规范,分别钎焊 IN718 薄壁结构和传统 IN718 块体结构,研究发现,两种结构钎焊接头中变温凝固区(ASZ)都含有连续共晶结构,但其分布存在一定差异,如图 4 所示。由于薄壁结构的特点使得钎焊接头具有较大的等效钎缝宽度,导致钎角处形成大块岛状的共晶组织。

Han 等^[27]采用含有 IN718 颗粒增强相的 BNi-5 钎料真空钎焊 IN718 薄壁结构,钎焊规范为 1150℃/3 min,研究表明,当 IN718 颗粒增强相含量增加,钎角处镍固溶体含量增加并且共晶组织分散程度增加,如图 5 所示,添加的增强相颗粒作为形核质点有利于 (Cr, Nb, Ti)₆(Ni, Fe)₁₆Si₇ 相形成,随后围绕该相形成的二次固溶体分散了大块岛状共晶组织。

2 基于力学性能优化的钎焊接头微观形态设计

Shi 等^[28]采用环氧树脂作为黏结剂实现了 C/C 复合材料面板与铝合金蜂窝芯之间的连接,并通过在环氧树脂中添加不同含量短碳纤维调控环氧树脂“圆角”(类似钎角)的尺寸,随着添加的碳纤维含量增多,环氧树脂与母材的接触面积增大,提高了多孔夹层结构的抗拉强度。该研究表明,环氧树脂“圆角”的尺寸对接头强度有显著作用,相似的结论也能在研究中得到印证。因此,对于实现金属多孔夹层结构的高可靠钎焊,开展基于力学性能优化的钎焊接头微观形态设计研究具有重要的意义。

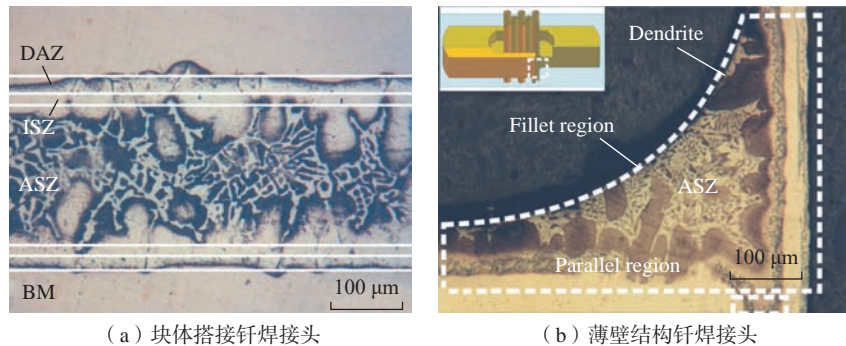
Kozlova 等^[29]通过理论推导与试验验证相结合,证明了块体材料钎焊过程中钎角的形态与液态钎料在母材表面的本征润湿角 θ^* 有关。如图 6^[30]和 7^[29]所示,当 $45^\circ < \theta^* \leq 90^\circ$



(a) 块体搭接钎焊接头^[25] (b) 蜂窝夹层结构钎焊接头^[23]

图 3 TiAl/BNi-2/GH3536 钎焊接头界面组织对比^[23,25]

Fig.3 Microstructure characteristic region in typical brazed joint^[23,25]



(a) 块体搭接钎焊接头 (b) 薄壁结构钎焊接头

图 4 钎焊接头界面组织对比^[26]

Fig.4 Microstructure characteristic region in typical brazed joint^[26]

时,接头界面无缺陷且钎料主要留在钎缝中,液态钎料沿着 A 材料爬升高度较小,该研究认为这是由于施加给液态钎料的外部压力 P_{ext} 远小于毛细作用力,并且液态钎料在 A 材料侧面爬升前沿液面的角度近似等于其仅在 A 材料上的平衡润湿角 θ_A 。

弯曲液面处的压力极限值 P_c^* 为

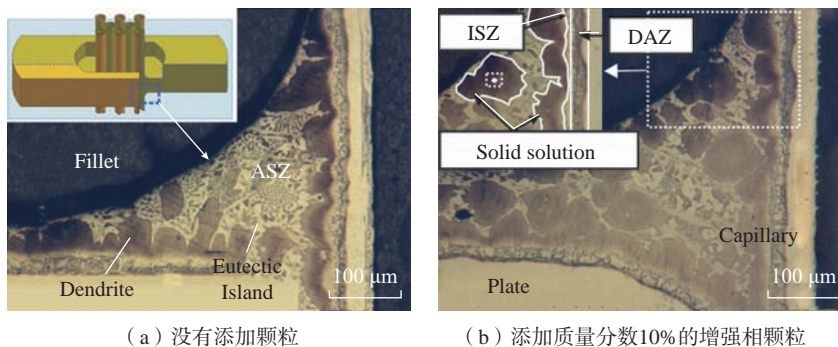
$$P_c^* = \frac{\sigma_{LV}(\sin\theta_A - \cos\theta_B)}{e_0} \quad (1)$$

式中, θ_B 为液态钎料在 B 材料上的平衡润湿角; σ_{LV} 为液体表面能; e_0 为钎缝宽度。

如图 6 (b)^[30] 和 8^[29] 所示,当 $\theta^* < 45^\circ$ 时,由于外部压力和毛细作用力在同一方向上, P_c^* 是负值,钎缝成形良好,并于钎缝外侧形成了半月形钎角。

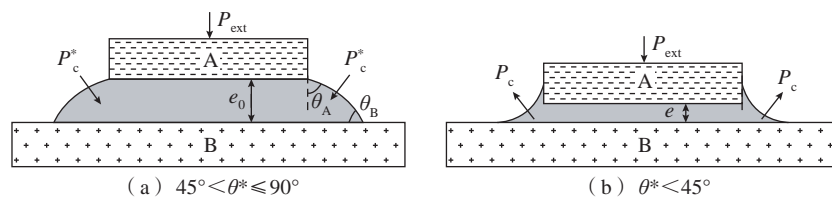
Wang 等^[31] 以 4343 铝合金箔带作为钎料钎焊 3003 铝合金蜂窝夹层结构,研究了钎焊温度和保温时间对钎焊接头微观形貌的影响,如图 9 所示^[31],当钎焊温度升高,芯体的溶解程度增加,并且芯体热变形程度增大,延长保温时间的影响与升高钎焊温度类似;在钎焊规范 600 °C /15 min 下,结构达到最高平拉强度 5 MPa,断裂位于钎料润湿芯体的三相线前沿;当钎焊规范为 620 °C /15 min 时,由于钎料对芯体过量溶解,芯体壁厚明显减薄,并且钎料沿着芯体爬升高度降低,减薄的芯体失去钎角的保护,成为结构的薄弱区;当钎料对芯体溶解程度较大并且接头处没有形成良好的钎角,如图 9 (b)^[31] 所示,接头强度会急剧降低。研究表明,可以通过钎焊工艺调控金属多孔夹层结构钎焊接头的微观形态。

Jiang 等^[32] 采用有限元模拟和试验相结合,研究钎角对不锈钢板翅结构抗拉强度的影响。图 10^[32] 为有限元模拟接头在承受拉伸载荷条件下的应力分布影响,可知,随着钎料爬升高度的增加,分布在钎角的应力



(a) 没有添加颗粒 (b) 添加质量分数10%的增强相颗粒

图 5 IN718 薄壁结构钎焊接头界面组织^[27]
Fig.5 Microstructure of brazed IN718 walled structure^[27]



(a) $45^\circ < \theta^* \leq 90^\circ$ (b) $\theta^* < 45^\circ$

图 6 钎料在母材表面本征润湿角对钎角形状的影响^[30]
Fig.6 Effect of intrinsic contact angle θ^* on topology of brazing fillet^[30]

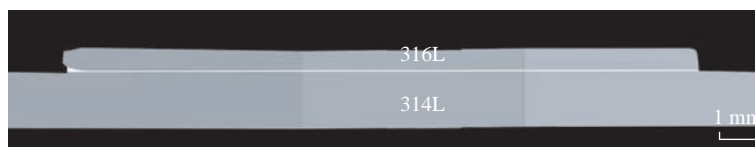


图 7 316L/Ag-Cu/304L 夹层钎焊结构微观形貌($T = 800\text{ }^\circ\text{C}$, 20 min)^[29]

Fig.7 Micromorphology of 316L/Ag-Cu/304L sandwich brazing structure ($T = 800\text{ }^\circ\text{C}$, 20 min)^[29]

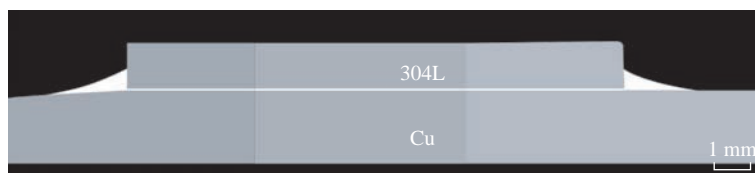
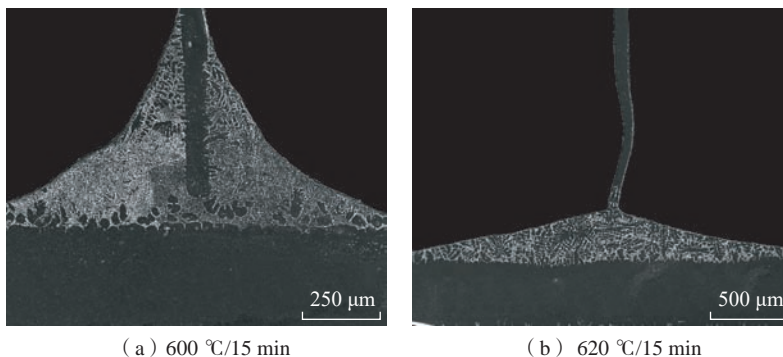


图 8 304L/Ag-Cu/Cu 夹层钎焊结构微观形貌($T = 860\text{ }^\circ\text{C}$, 20 min)^[29]

Fig.8 Micromorphology of 304L/Ag-Cu/Cu sandwich brazing structure ($T = 860\text{ }^\circ\text{C}$, 20 min)^[29]



(a) 600 °C/15 min (b) 620 °C/15 min

图 9 钎焊工艺参数对接头微观形态的影响^[31]
Fig.9 Microstructures of joints under different process parameters^[31]

降低。该研究通过改变钎料厚度调控钎料沿着芯体表面爬升的高度,试验结果表明,随着钎料厚度增加,钎

料爬升高度增加,夹层结构抗拉强度呈现先增大后减小的趋势,强度降低的原因是接头中间会形成许多脆性

相和裂纹,导致结构力学性能迅速恶化;当钎料厚度为 140 μm 时,接头达到最大抗拉强度,该研究认为这是良好的接头界面组织与接头微观形态协同作用的结果^[32]。

Busbahr 等^[33]采用 Mo-Ni 钎料在 H₂ 和 N₂ 气氛中加热至 1350 °C 实现了 Mo 和 Mo-Re 钎焊,如图 11 所示,当钎料凝固后形成的钎角形貌为典型平衡自由表面,即熔融钎料建立了具有最小势能的平衡形貌。Sekulic^[34]和 Zellmer^[35]等建立了钎角形状预测模型,需满足式(2)和式(3)。

$$\min(E_p) = \min(E_s + E_g + E_w) \quad (2)$$

$$\int_V dV = V_{\text{joint}} \quad (3)$$

式中, E_p 为总势能; E_s 为熔融金属表面自由能; E_g 为重力势能; E_w 为润湿表面张力能(熔融金属-固态母材); V_{joint} 为实际应用中具体接头的大小。预测钎角形状模型需要钎角体积、质量及其外形和力学性能等参数,这些参数可以通过特定的钎焊试验获得。

Sekulic 等^[36]采用 Al-Si 钎料在 N₂ 气氛保护下钎焊铝合金热交换器,钎焊规范为 605 °C / 2 min,接头形式为翅片-管式。由于钎料中部分 Si 会扩散至母材中,因此只有一部分熔融钎料在表面张力驱动下能够到达接头界面。在知道该部分钎料数量的前提下,将对钎角尺寸进行预测和模拟。根据质量守恒定律,可知钎焊接头处钎料的质量为

$$m_{\text{joint}} = m_{\text{clad}} - m_{\text{residue}} = m_{\text{clad}} - (m_{\text{depleted}} + m_{\text{solid solution}} + \Sigma m_i) \quad (4)$$

式中, m_{clad} 为焊前钎料厚度; m_{residue} 为当加热至钎焊温度后未熔化的残余固态金属的质量,包括了由于硅扩散进母材导致的硅元素损耗质量 m_{depleted} ; $m_{\text{solid solution}}$ 为钎料熔化后原位形成的固溶体质量; Σm_i 为由于流动金属的黏性而留在原位的金属质量。

图 12 为钎角尺寸及形状的模拟结果,其中 L 为参与表面张力驱动流动的假定钎料长度。该研究为金属多孔夹层结构钎焊接头微观形态设计提供了理论基础。

Zhao 等^[37]还基于 AA3003/AA4343 铝合金钎焊试验,建立了非接头界面处母材表面残留钎料厚度的预测模型;在模拟钎料的扩散控制熔化行为时,将钎料基体假设为具有特定晶体尺寸,并且达到钎焊温度前钎料中硅的含量与焊前相同,钎焊过程中硅含量的变化遵循菲克扩散定律;在设定相应的初始条件和边界条件后,采用相应的硅元素扩散微分方程对模拟进行简化。图 13^[37]为非接头处面板待焊面残留钎料厚度试验值与预测值对比。该研究为金属多孔夹层结构钎焊接头的钎角尺寸预测模型进行了补充。

3 钎焊过程对结构力学性能的影响及焊后强化方法

高温钎焊过程会导致母材晶粒长大,结构强度会有一定幅度的降低,因此钎焊工艺对母材微观组织及力学性能的影响应该被考虑。此外,金属多孔夹层结构的焊后热变形程度对结构力学性能有明显影响。因此焊后多孔夹层结构强化研究非常重要。

由于制造的金属蜂窝夹层结构、芯体及其衍化的类蜂窝芯体通过点焊进行制造,因此双壁板处存在间隙,如图 14 所示^[23]。钎焊过程中液态钎料可以通过毛细作用填充间隙,焊后芯体的平压强度会得到提升,以抵消高温处理对芯体材料力学性能造成的不利影响。Luo 等^[23]采用 BNi-2 钎料钎焊 TiAl/GH3536 异质蜂窝夹层结构,由于选用的钎料熔化后具有良好的流动性,填充了蜂窝芯双壁厚处的间隙,并且硼化物在芯体中的析出形成了析出强化效应,提升了芯体的平压强度,最终所获得的夹层结构的平压强度高于具有相同等

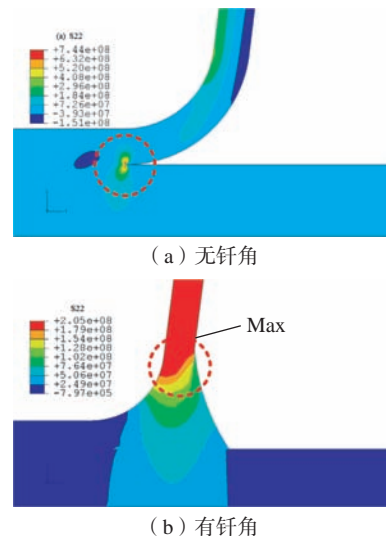


图 10 波纹板夹层结构钎焊接头有限元模拟应力分布^[32]

Fig.10 Finite element modeling of stress distribution for brazed joint of plate-fin structure^[32]

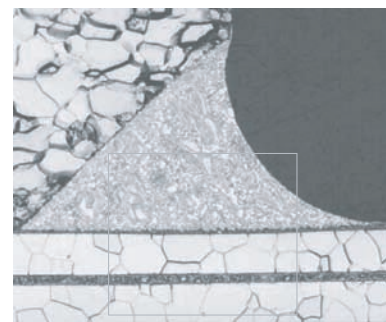


图 11 Mo/Mo-Ni/Mo-Re 钎焊接头钎角形貌^[33]

Fig.11 Fillet topology of Mo/Mo-Ni/Mo-Re brazed joint^[33]

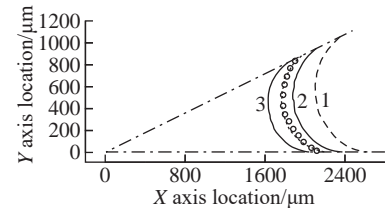
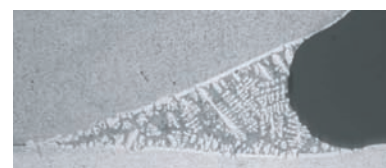


图 12 实际接头轮廓与预测形态比较^[36]

Fig.12 Comparison between an actual joint profile and predicted topology^[36]

效密度的其他拓扑结构芯体平压强度,与钎焊前相比强度提升了95%,为60 MPa。

Eustathopoulos^[38]和 Washburn^[39]等研究了液态钎料沿着两块平行板从底部向顶部间隙浸润的物理模型,如式(5)所示。

$$y^2 = h \frac{\sigma_{LV} \cos \theta}{3\eta} t \quad (5)$$

式中, θ 为液态钎料在母材表面的本征润湿角; η 是动态黏度; σ_{LV} 为液体表面能; h 为两块平行板之间的间距。根据该模型可知浸润距离 y 与时间 t 之间的函数关系。当液态钎料在浸润过程中能够与母材发生反应,则钎焊中浸润过程将由界面反应控制,此时平均浸润速率等同于钎料在母材表面的润湿速率,只有几 $\mu\text{m/s}$ 。该研究可为金属多孔夹层结构钎焊过程中钎料对芯体结构间隙填充效率提供理论依据。

Yang 等^[40]利用固溶时效方法提升钎焊 6063 铝合金点阵夹层结构的压缩强度,研究表明,在固溶规范 $510^\circ\text{C}/30\text{min}$ 、时效规范 $180^\circ\text{C}/8\text{h}$ 条件下,结构压缩强度提升了约200%。Zhang 等^[24]采用 BNi-2 钎料在 1050°C 真空下钎焊镍基合金蜂窝夹层结构,然后在马弗炉中进行时效处理,研究了时效参数对钎焊接头界面组织演化规律和力学性能影响。图 15^[24]为时效参数在 900°C 分别保温 10 h、20 h 和 30 h 条件下的结构

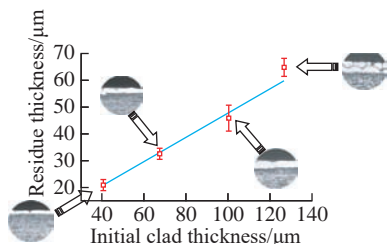


图 13 残留物厚度试验值与预测值的比较^[37]
Fig.13 Comparison of modeled and experimental thickness data for formation of residue^[37]

应力-应变关系曲线,结构的平拉强度和平均压强度都是随着时效时间延长而下降。随着时效时间延长,结构的平拉强度和平均压强度降低幅度分别超过22%和55%。该研究通过对钎焊接头界面组织分析发现,随着时效时间延长,金属间化合物和共晶组织减少,固溶体增多。时效过后结构性能下降的原因可能是材料在高温时发生氧化。

Chen 等^[41]通过有限元方法分别研究了钎焊温度、装配载荷和中间层对钎焊不锈钢板-翅结构残余热应力及热变形的影响,研究表明,面板与芯体的接头存在较高的残余热应力,钎焊过程中由于施加了装配载荷,芯体容易产生热变形,随着钎焊温度的升高,芯体热变形程度增加。如图 16 所示^[41],由于装配载荷施加在夹层结构上面板处,该处结构热变形程度最大。选用具有更高屈服强度的中间层,接头产生的残余应

力更高。该研究表明,可以采用有限元模拟方法对金属多孔夹层结构尺寸参数进行优化,在满足服役性能的前提下,尽可能降低结构在钎焊过程中形成的热应力及热变形。

综上可知,目前研究主要是通过焊后热处理工艺及钎料与母材的反应,产生析出强化效应,提升母材强度。此外,采用熔化后具有良好流动性的钎料有效填充芯体双壁厚间隙,可以提升金属多孔夹层结构的力学性能。在焊后结构热变形的研究中,关于通过试验方法精确测量芯体变形程度的研究较少,主要通过有限元模拟进行钎焊工艺参数对多孔夹层结构残余热应力及热变形分布的影响。

4 液态钎料对母材的溶解预测模型

高温下熔融钎料对薄壁母材的溶解量会影响钎焊接头界面组织演

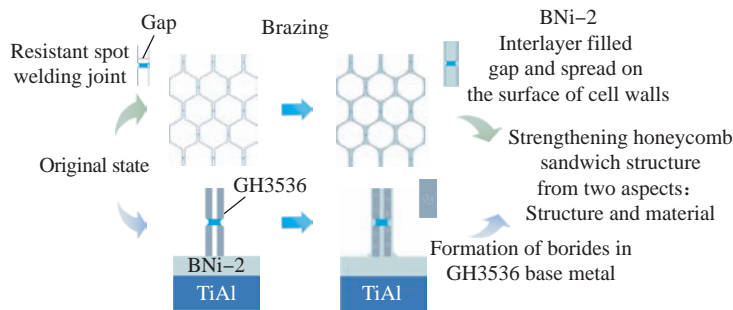


图 14 TiAl/GH3536 蜂窝夹层结构焊后强化机制示意图^[23]
Fig.14 Schematic diagram of strengthening mechanism of TiAl/GH3536 honeycomb sandwich structure^[23]

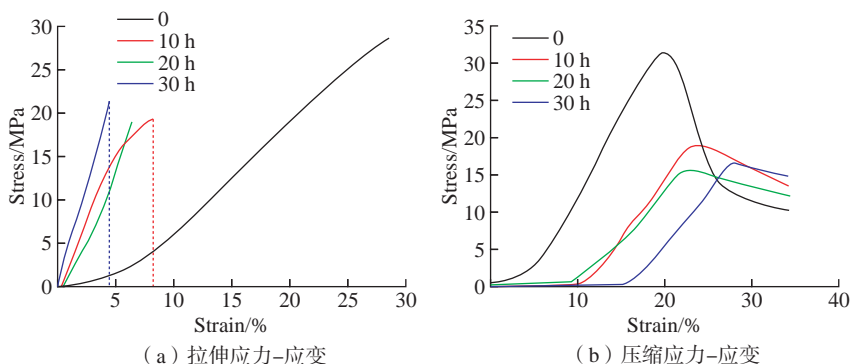


图 15 不同时效时长下镍合金蜂窝夹层结构拉伸应力-应变和压缩应力-应变曲线^[24]
Fig.15 Tensile stress versus strain and compressive stress versus strain curves of honeycomb sandwich structure at different aging time^[24]

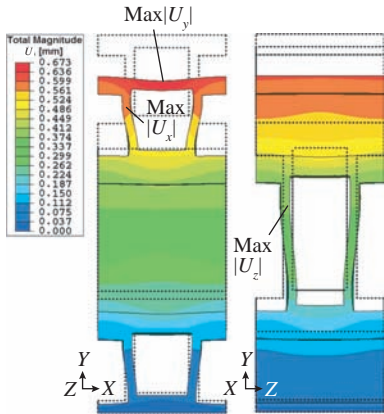


图 16 不锈钢板-翅结构热变形有限元模型^[41]
Fig.16 Finite element modelling of thermal deformation for brazed steel plate-fin structure^[41]

化、钎角形态及缺陷的形成,是影响金属多孔夹层结构力学性能的重要因素之一,因此开展钎料对母材溶解量的定量研究对于金属多孔夹层结构的钎焊工艺选择具有重要意义。

Lashko 等^[42] 推导出定量评估母材在钎料中溶解质量的理论模型。该模型的使用需要获取钎焊过程中精确的固/液界面接触面积、熔融钎料的有效体积等参数,这些参数难以获取,这使得该模型的使用受到限制,并且对于金属多孔夹层结构钎焊质量优化,钎料对母材的溶解厚度预测值比溶解质量具有最为直接的指导意义。

Zhang 等^[43] 基于以上研究推导了用于定量评估母材在钎料中溶解厚度的理论模型,如式(6)所示。

$$W_d = C_L \cdot \frac{\rho_L}{\rho_m} \cdot W_B \left[1 - e^{-\frac{\alpha t}{W_B}} \right] \quad (6)$$

式中, C_L 、 α 分别为溶解度和溶解系数; ρ_L 为熔融钎料密度; ρ_m 为母材密度; W_B 为中间层厚度; t 为保温时间; W_d 为母材溶解厚度。Zhang 等^[43] 设计了不同钎焊规范下的 BNi-2 钎料真空钎焊不锈钢试验,获取母材溶解厚度,与模型预测值对比,结果表明,所建立模型的预测值与试验值吻合。该研究关于母材在钎料中溶解度和溶解系数两个重要参数如何获取,以及

将钎焊过程中钎料密度约等于母材密度的处理方式原因并未详细解释。

Li 等^[44] 基于第一性原理推导出了母材在钎料中溶解厚度模型,如式(7)~(9)所示,该模型没有涉及溶解度和溶解度系数的概念,并设计了 AgCuTi 钎料真空钎焊 TiAl 与 42CrMo 钢的试验,获取溶解数据验证了所建立的半经验模型有效性,研究成果为建立钎料对薄壁芯体溶解厚度的预测模型提供了理论基础。

$$W_d = \frac{n_s w_b}{\rho_s - n_s} \left[1 - \exp\left(-K \frac{\rho_s - n_s}{\rho_s w_b} t\right) \right] \quad (7)$$

$$\ln K(T) = \ln A - \frac{E_a}{R} \frac{1}{T} \quad (T_{\min} \leq T \leq T_{\max}) \quad (8)$$

$$n_s(T) = aT - b \quad (T_{\min} \leq T \leq T_{\max}) \quad (9)$$

式中, W_d 为母材溶解厚度; n_s 为母材在熔融钎料中的饱和浓度; K 为母材在熔融钎料中的溶解速率系数; W_b 为钎缝初始宽度; ρ_s 为母材密度; t 为保温时间; T 为钎焊温度; a 和 b 为常数系数; A 为常数; E_a 为激活能; R 为气体常数。

5 结论

金属多孔夹层结构作为兼具形状-性能-功能一体化的材料广泛应用于航空航天领域。突破金属多孔夹层结构的高可靠钎焊是拓宽其工程应用的关键环节。目前金属多孔夹层结构的钎焊研究主要从界面反应微区调控、基于力学性能优化的钎焊接头微观形态设计、钎焊过程对结构的影响及金属多孔夹层结构焊后强化、液态钎料对母材的溶解预测模型建立 4 个层面开展。然而关于金属多孔夹层结构钎焊质量评价体系的建立不够完善,中间层设计准则不明确,接头内应力的准确测量仍然是一个难题。今后可从以下 5 个方面开展金属多孔夹层结构的钎焊研究。

(1) 优化设计新钎料体系,缓解

接头热失配,阐明微量元素对钎料与母材界面结合的影响机理,基于反应产物设计提高接头的高温服役性能,达到低温连接、高温使用的目的,揭示界面微观组织与接头力学性能的对应关系,建立对应体系的界面反应模型。

(2) 采用工业 CT 或超声波检测技术对金属多孔夹层结构钎焊接头焊合率进行评价。

(3) 揭示钎焊工艺-钎焊接头微观形态-母材溶解量-残余应力-力学性能的整体对应关系。

(4) 利用同步辐射技术测量接头内的应力分布,研究芯体结构形态对面板与芯体接头界面组织与残余应力的影响。

(5) 结合金属多孔夹层结构应用背景,建立系统的接头综合力学性能测试与质量评价标准,如金属多孔夹层结构室温及高温的抗弯曲、压缩、抗冲击、疲劳及模态试验。

参考文献

- [1] PALMER G, KONTINOS D, SHERMAN B. Surface heating effects of X-33 vehicle thermal-protection-system panel bowing[J]. Journal of Spacecraft and Rockets, 1999, 36(6): 836-841.
- [2] MYERS D E. Parametric weight comparison of advanced metallic, ceramic tile, and ceramic blanket thermal protection systems[M]. Hampton: National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, 2000.
- [3] BEHRENS B, MÜLLER M. Technologies for thermal protection systems applied on reusable launcher[J]. Acta Astronautica, 2004, 55(3-9): 529-536.
- [4] LE V T, HA N S, GOO N S. Advanced sandwich structures for thermal protection systems in hypersonic vehicles: A review[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 226: 109301.
- [5] QI C, JIANG F, YANG S. Advanced honeycomb designs for improving mechanical properties: A review[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 227: 109393.
- [6] LI Z D, SHEN L M, WEI K, et al. Compressive behaviors of fractal-like

honeycombs with different array configurations under low velocity impact loading[J]. *Thin-Walled Structures*, 2021, 163: 107759.

[7] ZHANG Q C, YANG X H, LI P, et al. Bioinspired engineering of honeycomb structure-using nature to inspire human innovation[J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 74: 332–400.

[8] HE X D, KONG X H. Tensile mechanical properties of metal honeycomb sandwich structure with interface connection defects[C]//*Behavior and Mechanics of Multifunctional Materials and Composites 2010*. SPIE, 2010.

[9] VAN DEN AKKER B P H, DONADON M V, LOENDERSLOOT R, et al. The influence of hygrothermal aging on the fatigue behavior and residual strength of post-buckled Co-bonded stiffened panels subjected to compressive loading[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2020, 194: 108023.

[10] XU S Q, BEYNON J H, RUAN D, et al. Experimental study of the out-of-plane dynamic compression of hexagonal honeycombs[J]. *Composite Structures*, 2012, 94(8): 2326–2336.

[11] WANG W T, FAN M Y, LI J L, et al. Interfacial microstructure evolution and shear strength of titanium sandwich structures fabricated by brazing[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(3): 774–780.

[12] WADLEY H N. Multifunctional periodic cellular metals[J]. *Philosophical Transactions Series A, Mathematical, Physical, and Engineering Sciences*, 2006, 364(1838): 31–68.

[13] 孔祥皓. 含缺陷金属蜂窝夹层结构的力学性能分析与失效评估研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2010.

KONG Xianghao. Study for mechanics properties and failure assessment of metal honeycomb sandwich with defects[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010.

[14] RUIZ-VARGAS J, SIREDEY-SCHWALLER N, BOCHER P, et al. First melting stages during isothermal brazing of Ni/BNi-2 couples[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213(12): 2074–2080.

[15] RUIZ-VARGAS J, SIREDEY-SCHWALLER N, GEY N, et al. Microstructure development during isothermal brazing of Ni/BNi-2 couples[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213(1): 20–29.

[16] 岳喜山, 欧阳小龙, 侯金保, 等. 钛合金蜂窝壁板结构钎焊工艺[J]. *航空制造技术*, 2009, 52(10): 96–98, 105.

YUE Xishan, OUYANG Xiaolong, HOU Jinbao, et al. Brazing process of titanium alloy honeycomb sandwich panel structure[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2009, 52(10): 96–98, 105.

[17] 静永娟, 李晓红, 岳喜山. TC1 钛合金蜂窝夹层结构的钎焊工艺研究与分析[J]. *航空制造技术*, 2012, 55(13): 137–139, 152.

JING Yongjuan, LI Xiaohong, YUE Xishan. Research and analysis of processing parameter for brazing honeycomb sandwich construction in titanium alloy[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2012, 55(13): 137–139, 152.

[18] KOKABI D, KAFLOU A. TiAl/IN718 dissimilar brazing with TiZrNiCuCo high-entropy filler metal: Phase characterization and fractography[J]. *Welding in the World*, 2021, 65(6): 1189–1198.

[19] JIANG C Y, LI X Q, WAN B, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of TiAl/GH536 joints vacuum brazed with Ti–Zr–Cu–Ni filler metal[J]. *Intermetallics*, 2022, 142: 107468.

[20] REN H S, FENG H L, REN X Y, et al. Joining of TiAl-based alloy and a Ni-based superalloy with a NiCoFeCuSiB high entropy filler metal[J]. *Welding in the World*, 2022, 66(3): 557–565.

[21] 尚泳来, 任海水, 熊华平, 等. γ -TiAl 合金自身及其与高温合金的钎焊技术研究进展与趋势[J]. *焊接*, 2018(12): 12–20, 65.

SHANG Yonglai, REN Haishui, XIONG Huaping, et al. Research progress and trend on brazing technology of γ -TiAl alloy[J]. *Welding & Joining*, 2018(12): 12–20, 65.

[22] KOKABI D, KAFLOU A, GHOLAMIPOUR R, et al. Microstructural Evaluation during dissimilar transient liquid phase bonding of TiAl/Ni-based superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 825: 153999.

[23] LUO Y, SONG X G, HU S P, et al. Evaluation of mechanical properties and vacuum brazing for TiAl/GH3536 hetero-honeycomb sandwich ultrathin-walled structure[J]. *Welding in the World*, 2022, 66(10): 1999–2015.

[24] ZHANG Q M, HE X D, LI Y. Microstructure evolution and mechanical properties of a nickel-based honeycomb sandwich aged at 900 °C [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 530: 202–207.

[25] 胡胜鹏, 李文强, 付伟, 等. BNi-2 非晶钎料钎焊高钒 TiAl 合金与 GH3536 合金接头组织与性能[J]. *航空学报*, 2021, 42(3): 423846.

HU Shengpeng, LI Wenqiang, FU Wei, et al. Interfacial microstructure and mechanical

properties of high Nb containing TiAl alloy and GH3536 superalloy brazed using amorphous BNi-2filler[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2021, 42(3): 423846.

[26] HAN W P, WAN M, TAN J F, et al. Study on mechanical properties and microstructure development of Inconel 718 ultrathin-walled capillary-and-plate brazed structure using BNi-5 filler metal[J]. *Welding in the World*, 2022, 66(3): 541–555.

[27] HAN W P, WAN M, ZHAO R, et al. Vacuum brazing of the ultrathin-walled structure using particulate-reinforced composite filler metal: Microstructural evolution and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 805: 638–647.

[28] SHI S S, SUN Z, HU X Z, et al. Carbon-fiber and aluminum-honeycomb sandwich composites with and without kevlar-fiber interfacial toughening[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, 67: 102–110.

[29] KOZLOVA O, VOYTOVYCH R, DEVISMES M F, et al. Wetting and brazing of stainless steels by copper-silver eutectic[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 495(1–2): 96–101.

[30] SEKULIC D P. *Advances in brazing: Science, technology and applications*[M]. Amsterdam: Elsevier, 2013.

[31] WANG S Y, XU Y X, ZHANG X G, et al. Design and fabrication of aluminum honeycomb sandwich structures by atmosphere protect brazing: Microstructural evolution and mechanical behavior[J]. *Materialia*, 2022, 22: 101423.

[32] JIANG W C, GONG J M, TU S T. A study of the effect of filler metal thickness on tensile strength for a stainless steel plate-fin structure by experiment and finite element method[J]. *Materials & Design (1980–2015)*, 2010, 31(5): 2387–2396.

[33] BUSBAHER D, LIU W, SEKULIC D P. P1–26: High temperature brazing using nano-particles doped filler metal for dispenser cathode applications[C]//2010 IEEE International Vacuum Electronics Conference. Monterey: IEEE, 2010.

[34] SEKULIC D P. Molten aluminum equilibrium membrane formed during controlled atmosphere brazing[J]. *International Journal of Engineering Science*, 2001, 39(2): 229–241.

[35] ZELLMER B P, NIGRO N, SEKULIC D P. Numerical modelling and experimental verification of the formation of 2D and 3D brazed joints[J]. *Modelling &*

Simulation in Materials Science & Engineering, 2001, 9(5): 339–355.

[36] SEKULIC D P G F, ZHAO H, et al. Prediction of the fillet mass and topology of aluminum brazed joints[J]. Welding Journal, 2004, 83(3): 102–110.

[37] ZHAO H, SEKULIC D P. Diffusion-controlled melting and re-solidification of metal micro layers on a reactive substrate[J]. Heat and Mass Transfer, 2006, 42(6): 464–469.

[38] EUSTATHOPOULOS N, NICHOLAS M G. Wettability at high temperatures[M]. Amsterdam: Elsevier, 1999.

[39] WASHBURN E W. The dynamics of

capillary flow[J]. Physical Review, 1921, 17(3): 273–283.

[40] YANG W, XIONG J, FENG L J, et al. Fabrication and mechanical properties of three-dimensional enhanced lattice truss sandwich structures[J]. Journal of Sandwich Structures & Materials, 2020, 22(5): 1594–1611.

[41] CHEN H, GONG J M, TU S T, et al. Study of parameter effects on residual stresses and thermal deformation of brazed plate-fin structure using finite element method[J]. Journal of Pressure Vessel Technology, 2008, 130(4): 041202.

[42] LASHKO N F L S. Contact

metallurgical processes in soldering metals[M]. Moscow: Metallurgy Press, 1977.

[43] ZHANG X P, SHI Y W. A dissolution model of base metal in liquid brazing filler metal during high temperature brazing[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(7): 1003–1006.

[44] LI Y L, LIU W, HE P, et al. Dissolution of TiAl alloy during high temperature brazing[J]. Journal of Materials Science, 2013, 48(15): 5247–5252.

通讯作者: 宋晓国, 教授, 博士生导师, 研究方向为先进材料及异种材料连接技术及应用。

Research Status and Development Trend of Brazing Metal Porous Sandwich Structure Toward Aerospace

LUO Yun¹, HU Shengpeng^{1,2,3}, LI Zihan³, LIU Yazhou^{1,3}, SONG Xiaoguo^{1,2,3}, CAO Jian¹

(1. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

2. Shandong Institute of Shipbuilding Technology, Weihai 264209, China;

3. Shandong Provincial Key Laboratory of Special Welding Technology, Harbin Institute of Technology (Weihai), Weihai 264209, China)

[ABSTRACT] Porous metal sandwich structure has light weight, high specific strength and stiffness, high temperature and corrosion resistance, sound dissipation, heat insulation and other excellent properties. The application of high-end equipment in the aerospace field is receiving more and more attention. Brazing is the preferred method to realize the joining between core and face sheets of porous metal sandwich structure. However, the process of large area brazing of core and face sheets is prone to defects such as melting of brazing filler to thin-walled base metals, low brazing rate, large brazing deformation and formation of continuous brittle reaction products at the interface, so large area brazing of porous metal sandwich structure is still difficult, and basic research on brazing of porous metal sandwich structure is urgently needed. Scholars at home and abroad pay attention to the adjusting of joining interface micro-reaction products for the type and distribution, dissolution prediction of thin-walled base metals, welding heat deformation control of thin-walled core and other challenges. The study about new methods of brazing interface microstructure control, brazing process–morphology of brazing fillet–microstructure of brazed joint–the mechanical properties of the joint was conducted to clarify the microstructure evolution of the brazed joint and optimize the mechanical properties of the joint. It has important scientific significance and the value of application. The progress of domestic and international research is reviewed in terms of the interface micro-zone control of the brazed joint of the metal porous sandwich structure, the micro-morphological design of the brazed joint based on the optimization of mechanical properties, the effect of the brazing process on the mechanical properties of the structure, and the predictive model for dissolution of base metals in molten brazing filler metal, respectively.

Keywords: Aerospace; Metal porous sandwich structure; Brazing; Interface micro-zone control; Predictive model for dissolution of base metals in molten brazing filler metal; Micro-morphological design of brazed joint based on optimization of mechanical properties

(责编 古索)

引文格式: 马核, 李菊, 王月, 等. 异态 TC17 钛合金线性摩擦焊接头微观组织与断裂韧性研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 71-77.

MA He, LI Ju, WANG Yue, et al. Study on microstructure and fracture toughness of linear friction welded joint of bimodal and basket-weave TC17 titanium alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 71-77.

异态 TC17 钛合金线性摩擦焊接头微观组织与断裂韧性研究*

马核¹, 李菊^{2,3}, 王月¹, 李晓红^{2,3}, 张田仓^{2,3}, 张彦华¹

(1. 北京航空航天大学, 北京 100191;

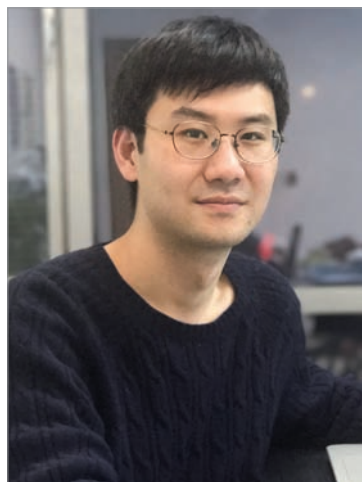
2. 中国航空制造技术研究院航空焊接与连接技术航空科技重点实验室, 北京 100024;

3. 北京市摩擦焊接工艺与装备工程中心, 北京 100024)

[摘要] 根据钛合金双性能整体叶盘制造的需要, 研究了异态(双态组织与网篮组织) TC17 钛合金线性摩擦焊接头的微观组织与断裂韧性。结果表明, 接头焊合区(WZ)为剧烈破碎的含亚稳定相细晶组织, 热力影响区(TMAZ)为热塑性变形组织, 且部分初生 α_p 相发生了溶解。焊态接头WZ与TMAZ的断裂韧性与母材相比有较大幅度降低, 产生了明显的脆性倾向, 而焊后退火热处理可使接头中的亚稳定相分解并形成平衡态 $\alpha+\beta$ 组织, 可在一定程度上缓解接头的脆性倾向。

关键词: 钛合金; 线性摩擦焊(LFW); 微观组织; 断裂韧性; 断裂机制

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.071



马核
博士研究生, 研究方向为焊接结构完整性。

钛合金整体叶盘是先进航空发动机压气机系统的典型轻质高效结构^[1-2]。航空发动机压气机整体叶盘工作时, 叶片和盘承受的温度条件和应力条件有着显著差异。为实现力学性能的最优化配置, 叶片宜选用 $\alpha+\beta$ 区锻造的高周性能更优秀的钛合金(双态组织钛合金), 轮毂宜采用 β 区锻造的低周性能较好的钛合金(网篮组织或片层组织钛合金)^[3]。

研究发现, 采用线性摩擦焊技术连接两种不同性能的钛合金材料成为获得“双性能”整体叶盘的有效手段^[4-5]。线性摩擦焊(Liner friction welding, LFW)技术是一种高效固相连接技术^[6-7]。通常, 钛合金线性摩擦焊接头表现出微观组织区域变异性特征, 焊缝中心的微观组织细小, 热力影响区的材料发生了明显塑

性变形^[8-11]。钛合金线性摩擦焊微观组织的特征导致了钛合金线性摩擦焊接头力学特征也呈现出区域变异性特征。Ji^[12]、Li^[13]和Tao^[14]等测量了双性能钛合金线性摩擦焊接头断裂韧性, 研究表明, 接头是钛合金线性摩擦焊结构断裂韧性的薄弱环节。

断裂韧性是钛合金整体叶盘工程应用中关注的重点, 提高双性能钛合金线性摩擦焊接头断裂韧性对于钛合金整体叶盘可靠性具有重要意义。微观组织的改变是钛合金线性摩擦焊接头断裂韧性产生变异性的根本原因。深入研究裂纹在不同微观组织中的扩展机制是改善钛合金线性摩擦焊接头断裂韧性的基础。

本研究将针对TC17(双态组织)/TC17(网篮组织)钛合金线性

*基金项目: 国家科技重大专项(2017-VII-0005-0098)。

摩擦焊接头,开展焊接态及热处理态接头微观组织、断裂韧性、断裂机制研究,为航空发动机双性能钛合金整体叶盘线性摩擦焊工艺优化提供依据。

1 材料与试验

1.1 材料与焊接

本研究所用材料为 TC17 (双态组织)与 TC17 (网篮组织)钛合金(以下分别简称 TC17(双态)与 TC17(网篮))。TC17 钛合金是一种富 β 稳定元素的 $\alpha+\beta$ 型(过渡型)两相钛合金,其化学成分如表 1 所示。TC17(双态)钛合金为在两相区进行常规锻造的 TC17 钛合金,室温下为双态组织(由等轴 α_p 相与片层 α_p 相交错分布构成),如图 1 (a)所示。TC17 (网篮)为在近 β 区锻造的 TC17 钛合金,室温条件下可见粗大 β_{MA} 晶粒, β_{MA} 晶粒内分布网篮 α_p 相结构,如图 1 (b)所示。网篮 α_p 相通常具有较高的断裂韧性和低周性能。

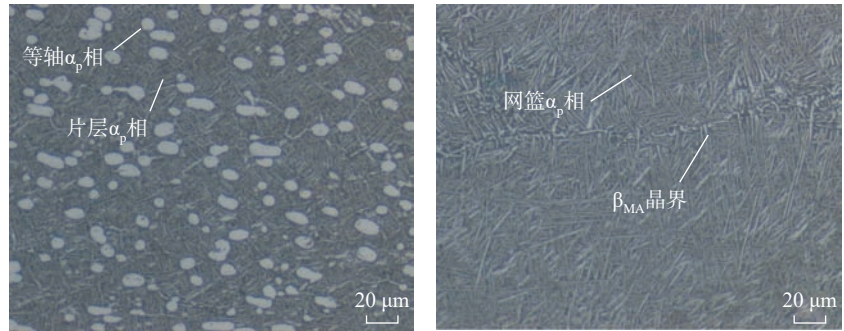
线性摩擦焊试验在优选工艺参数条件下进行,被焊试件尺寸为 130 mm \times 75 mm \times 20 mm,名义摩擦面尺寸为 75 mm \times 20 mm,振动方向沿 75 mm 方向进行。焊接后对部分焊接试样进行真空退火热处理,退火工艺为 655 $^{\circ}\text{C}$ /3 h。

TC17 (双态)/TC17 (网篮)钛合金线性摩擦焊接头宏观组织结构如图 2 所示。接头组织存在明显不均匀与不对称性,接头可分为焊合区(WZ)及 WZ 两侧热力影响区(TMAZ),其硬度分布如图 3 所示。焊态接头硬度低于两侧母材(BM),WZ 硬度最低。自 WZ 至两侧 TMAZ,硬度随距焊缝中心距离增加而增加。自 TMAZ 至 BM,硬度在 TMAZ 与 BM 交界处出现了局部显著下降,随后逐步增加。655 $^{\circ}\text{C}$ /3 h 焊后退火热处理使接头硬度高于两侧母材,TC17 (双态)侧 TMAZ 硬度与 WZ 类似,而 TC17 (网篮)侧

表 1 TC17 钛合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of TC17 titanium alloy (mass fraction) %

Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Ti
4.5~5.5	1.6~2.4	1.6~2.4	3.5~4.5	3.5~4.5	余量



(a) TC17 (双态)母材 (b) TC17 (网篮)母材

图 1 TC17 (双态)与 TC17 (网篮)钛合金室温微观组织

Fig.1 Microstructure of TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) titanium alloys at room temperature

TMAZ 硬度略低于 WZ 与 TC17 (双态)侧 TMAZ。

1.2 断裂韧性试验

焊接试验完成后进行微观组织与断裂韧性试验,试验取样位置如图 4 所示。断裂韧性试验依照 GB/T 21143—2007 进行,试验采用三点弯曲试样,试样尺寸如图 5 所示,试样宽度 W 为 18 mm,厚度 B 为 9 mm,疲劳预制裂纹长度为 3 mm,跨距 S 为 72 mm。由于接头不同区域微观组织与力学性能存在显著差异,因此,本试验将针对 TC17 (双态)与 TC17 (网篮)BM,焊态与 655 $^{\circ}\text{C}$ /3 h 退火态接头 WZ、TC17(双态)TMAZ、TC17 (网篮)TMAZ 分别进行断裂韧性试验,各区域试样分别取 3 个,接头各区试样预制裂纹位于各区中心。断裂韧性试验在室温环境下进行,压断过程中记录试样所受载荷 P 与试样裂纹嘴张开位移 V ,即 $P-V$ 曲线。

断裂韧性试验记录的 TC17 (双态)/TC17 (网篮)母材、焊态与 655 $^{\circ}\text{C}$ /3 h 退火态接头各区域试样典型 $P-V$ 曲线分别如图 6~8 所示。结果表明,TC17 (网篮)BM 试样所能承

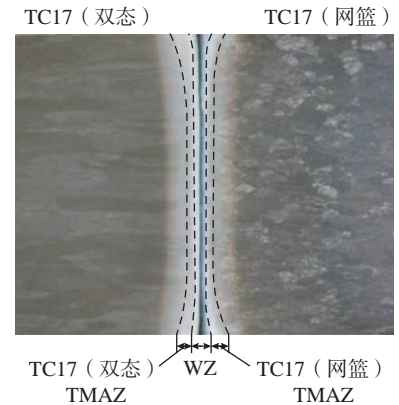


图 2 TC17 (双态)/TC17 (网篮)钛合金线性摩擦焊接头宏观形貌

Fig.2 Macro-scopic morphology of TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint

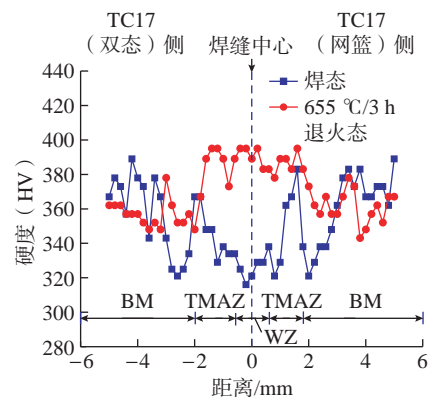


图 3 TC17 (双态)/TC17 (网篮)钛合金线性摩擦焊接头硬度分布

Fig.3 Microhardness distribution of TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint

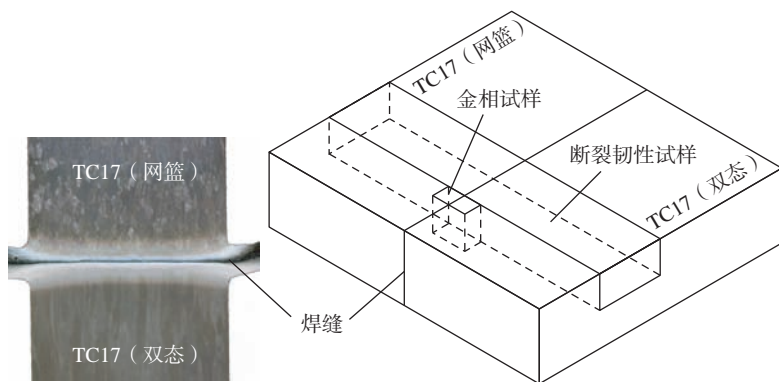


图4 TC17(双态)/TC17(篮网)钛合金线性摩擦焊接头微观组织与断裂韧性试样取样示意图
Fig.4 Schematic diagram of sampling to microstructure and fracture toughness specimens in TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint

受的载荷略高于TC17(双态)BM试样,两种母材试样的 $P-V$ 曲线呈现一定的延性特征。焊态接头试样所能承受的最大载荷明显低于两种母材试样,其中TC17(双态)侧TMAZ试样最大载荷点略高于WZ试样,而TC17(篮网)侧TMAZ试样明显高于TC17(双态)侧TMAZ与WZ试样。焊态接头各试样 $P-V$ 曲线呈现明显的脆性特征。经 $655\text{ }^{\circ}\text{C}/3\text{ h}$ 退火后,接头试样 $P-V$ 曲线最大载荷仍低于两侧母材,而WZ试样的最大载荷已高于TMAZ试样,接头各区仍具有脆性特征,但较焊态有所改善。上述试验结果表明异态TC17线性摩擦焊接头断裂性能具有变异性,后文将对这一现象进行深入分析。

2 分析与讨论

2.1 接头微观组织特征

材料的断裂韧性与其微观组织结构联系密切。在TC17(双态)/TC17(篮网)钛合金线性摩擦焊过程中,接头材料经历了瞬时升温、瞬时剧烈塑性变形、瞬时焊接过程,导致接头材料的微观组织结构与母材相比发生剧烈变化,焊态接头组织宏观形貌如图9所示。接头WZ材料在焊接过程中发生剧烈流动与内摩擦产热,使得这一区域内的材料在焊接过程中转变为热黏塑性状态,热黏塑性材料在摩擦运动下破碎为

细小组织。摩擦热量经WZ传导至TMAZ时有所减少,导致TMAZ材料未达到热黏塑性状态但可达到高温软化状态。因此,在摩擦压力与摩擦运动作用下,TMAZ材料将发生塑性偏折与拉长,并可观测到金属失稳塑性变形后留下的变形流线。

焊态接头各区微观组织形貌如图10所示。TC17(双态)侧TMAZ内等轴 α_p 相发生明显塑性拉长,片层 α_p 相随接近WZ而逐渐溶解并生成亚稳定 β_m 相。TC17(篮网)侧TMAZ内篮网 α_p 相呈现出溶解、拉长现象,同时生成大量亚稳定 β_m 相。母材原始组织在WZ内已完全消失。WZ内形成了超细等轴 β_m 晶粒,且无明显 α 相存在。由钛合金固相相变理论可知,接头中的亚稳定相在退火热处理过程中要向平衡组织转变,尽管亚稳定相的分解过程十分复杂,但其最终产物均为平衡状态的 $\alpha+\beta$ 组织。 $655\text{ }^{\circ}\text{C}/3\text{ h}$ 退火态接头各区微观组织形貌如图11所示,TC17(双态)侧TMAZ、WZ、TC17(篮网)侧TMAZ内均生成了大量细小、致密篮网 α 相。此外,TC17(双态)侧TMAZ内可观测到少量残余 α_p 相,WZ内可观测到数量较多的块状聚集 α 相。

2.2 接头断裂韧性与断口形貌

对于高强度钛合金而言,含裂纹结构在起裂后将迅速失稳断裂。结

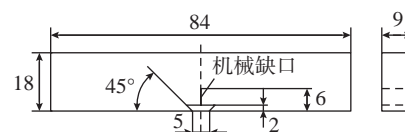


图5 TC17(双态)/TC17(篮网)钛合金线性摩擦焊接头断裂韧性试样尺寸(mm)
Fig.5 Geometry size of TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint fracture toughness specimen (mm)

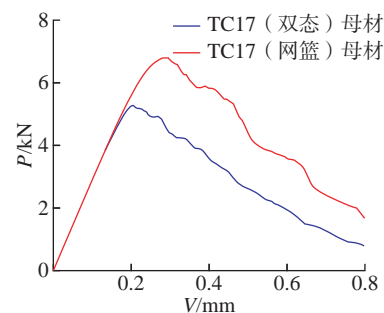


图6 TC17(双态)/TC17(篮网)母材断裂韧性试样典型 $P-V$ 曲线

Fig.6 Force-crack mouth opening displacement curves of TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) BMs fracture toughness specimens

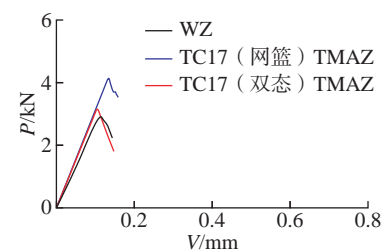


图7 焊态TC17(双态)/TC17(篮网)钛合金线性摩擦焊接头各区域断裂韧性试样典型 $P-V$ 曲线

Fig.7 Force-crack mouth opening displacement curves of as welded TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint fracture toughness specimens

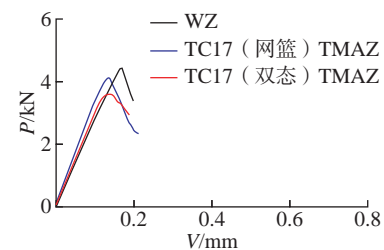


图8 $655\text{ }^{\circ}\text{C}/3\text{ h}$ 退火态TC17(双态)/TC17(篮网)钛合金线性摩擦焊接头各区域断裂韧性试样典型 $P-V$ 曲线

Fig.8 Force-crack mouth opening displacement curves of $655\text{ }^{\circ}\text{C}/3\text{ h}$ annealed TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint fracture toughness specimens

构承受 I 型载荷,当达到临界值时裂纹将失稳扩展并引发结构断裂,材料在平面应变状态下的断裂韧性为 $K_{IC}^{[15-16]}$ 。通过试验所得 $P-V$ 曲线可求得断裂韧性参量 K_{IC} 。TC17(双态)/TC17(网篮)钛合金线性摩擦焊接头 K_{IC} 分布如图 12 所示,由此可见,TC17(双态)/TC17(网篮)钛合金线性摩擦焊接头区断裂韧性呈现“凹陷”特征,即自母材至焊缝中心,断裂韧性不断下降,并在焊缝中心下降至最低值。经 $655\text{ }^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ 退火热处理后,接头断裂韧性呈“W”形分布,WZ 断裂韧性接近 TC17(双态)

母材而 TMAZ 断裂韧性低于 WZ,表明退火热处理对 WZ 断裂韧性改善作用最大。

实际上,线性摩擦焊接头的形成伴随着被焊母材原始微观组织的剧烈变化,原始母材中的组织在 WZ 内已完全消失,而形成细小亚稳定 β_m 晶粒,导致 WZ 材料断裂韧性下降明显。TMAZ 材料与母材相比发生部分塑性变形,同样导致了材料的断裂韧性具有较大幅度下降。而焊后退火热处理通过消除残余应力与改善微观组织结构在一定程度上改善了接头断裂韧性,但未能完全消除焊接

过程中微观组织剧烈变化对断裂韧性的影响。

接头的断裂韧性反映了接头各区域材料抵抗裂纹起裂及扩展的阻力,而试样的断口形貌则可反映材料在断裂时的断裂机制。焊态 TC17(双态)/TC17(网篮)钛合金线性摩擦焊接头各区断裂韧性试样断口形貌如图 13 所示。接头各试样断口中均可观测到大量撕裂棱与解理台阶,表明接头各样失效模式属于准脆性断裂。 $655\text{ }^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ 退火态接头各区域断裂韧性试样断口形貌如图 14 所示。接头各试样断口存在台阶状撕裂棱及少数细小初窝,表明退火态接头各区试样失效模式属于韧脆混合断裂。

综合各试样 $P-V$ 曲线、断裂韧性 K_{IC} 、断口形貌可知,焊态 TC17(双态)/TC17(网篮)钛合金线性摩擦焊接头 WZ 与 TMAZ 的断裂韧性与两种母材相比有较大幅度降低,且 WZ 与 TMAZ 试样断口表现出准脆性断裂特征,产生了明显的脆性倾

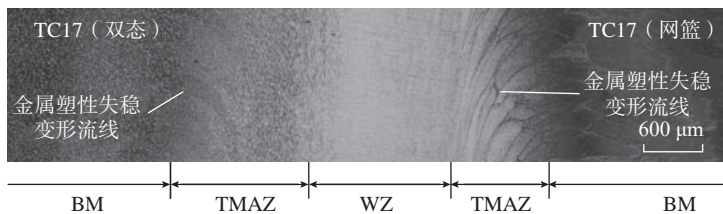


图 9 TC17(双态)/TC17(网篮)钛合金线性摩擦焊接头微观组织梯度分布
Fig.9 Microstructure gradient distribution of TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint

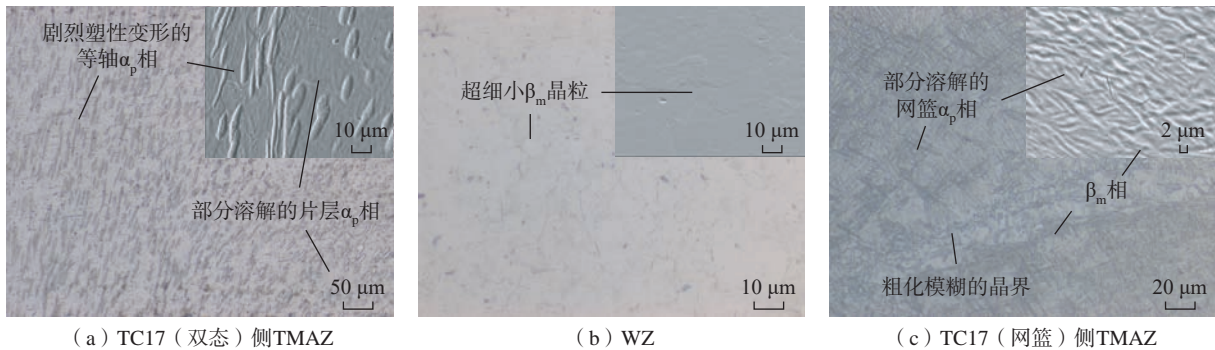


图 10 焊态 TC17(双态)/TC17(网篮)钛合金线性摩擦焊接头各区微观组织
Fig.10 Microstructure of as welded TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint

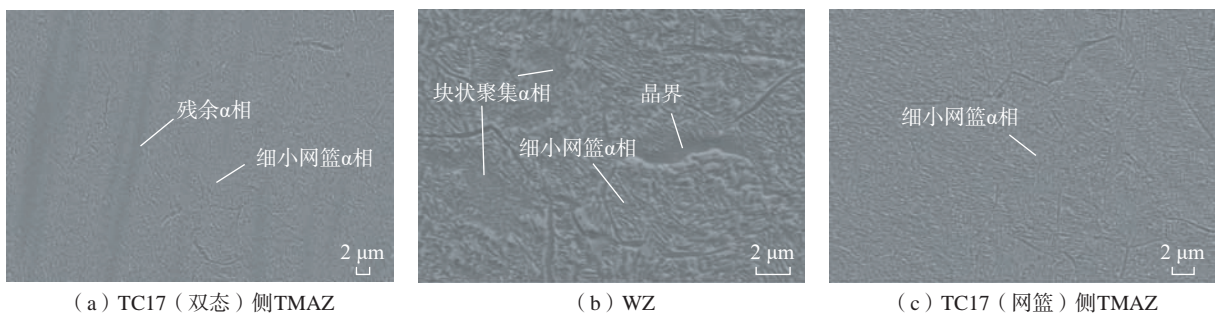


图 11 $655\text{ }^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ 退火态 TC17(双态)/TC17(网篮)钛合金线性摩擦焊接头各区微观组织
Fig.11 Microstructure of $655\text{ }^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ annealed TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint

向。655 °C /3 h 退火热处理使接头中的亚稳定相分解并形成平衡态 $\alpha+\beta$ 相,提高了 WZ 与 TMAZ 的断裂韧性,且 WZ 与 TMAZ 各试样断口表现出韧脆混合断裂特征,表明 655 °C /3 h 退火热处理可在一定程度上

缓解接头的脆性倾向。

2.3 接头断裂机制分析

在断裂韧性试验中,随着载荷的增加,裂纹起裂后失稳扩展。裂纹尖端微观组织将影响裂纹的扩展,从而影响材料的断裂韧性。裂纹在两种母材中的微扩展模型如图 15 所示,一般而言,钛合金中的 α 相强度、硬度高于 β 相。在 TC17 (双态)BM 内,裂纹扩展至等轴 α_p 相时将发生偏转并绕过等轴 α_p 相。当裂纹扩展至片层 α_p 相时,裂纹将绕过较为粗大的片层 α_p 相,同时穿过较为细小的片层 α_p 相。裂纹频繁的偏折或穿过 α_p 相将消耗较多的能量,导致 TC17 (双态)BM 断裂韧性较高。在 TC17 (网篮)BM 内,裂纹在扩展过程中将不断绕过或穿过交错分布的网篮 α_p 相,这一过程消耗的能量高于 TC17 (双态)

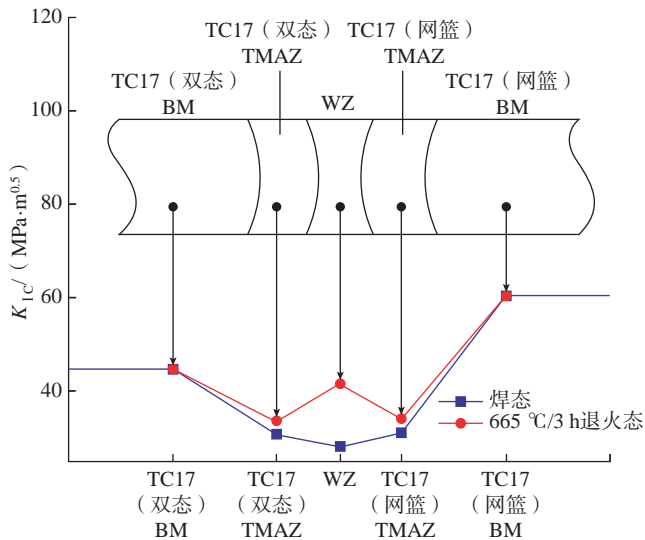


图 12 TC17 (双态)/TC17 (网篮) 钛合金线性摩擦焊接头断裂韧性 K_{1C} 分布
Fig.12 K_{1C} distribution of TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint

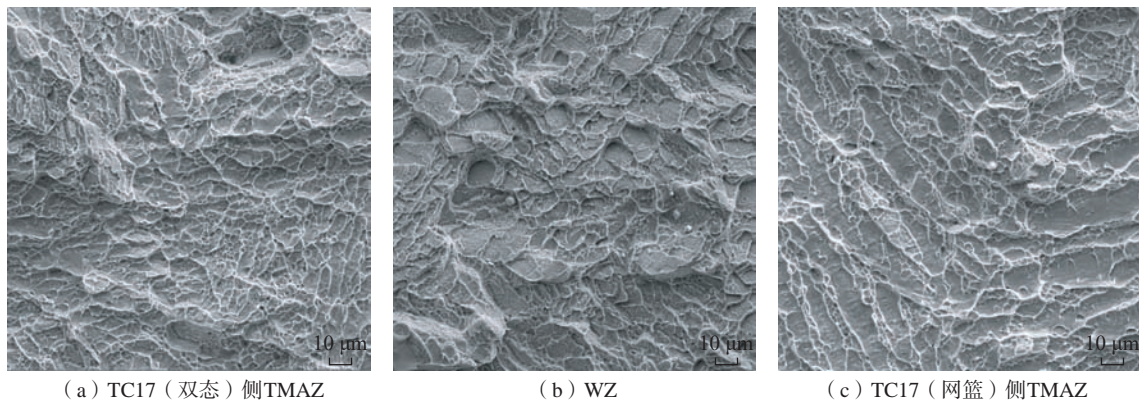


图 13 焊态 TC17 (双态)/TC17 (网篮) 钛合金线性摩擦焊接头各区断裂试样断口形貌
Fig.13 Fracture morphology of as welded TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint

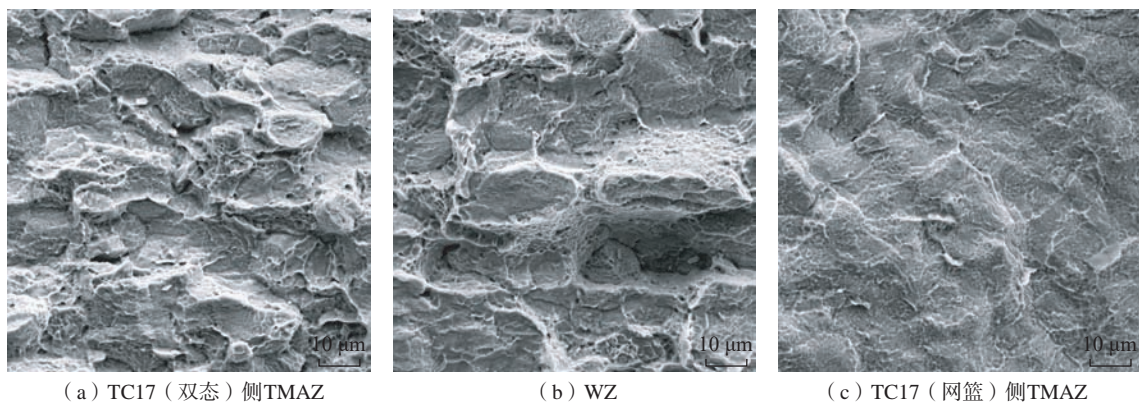


图 14 655 °C/3h 退火态 TC17 (双态)/TC17 (网篮) 钛合金线性摩擦焊接头各区断裂试样断口形貌
Fig.14 Fracture morphology of 655 °C/3 h annealed TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave) LFW joint

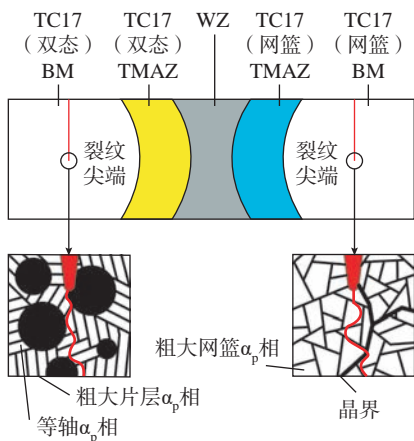


图15 TC17 (双态)/TC17 (网篮)母材
裂纹微扩展模型
Fig.15 Crack propagation model of
TC17 (bimodal)/TC17 (basket-weave)
BMs

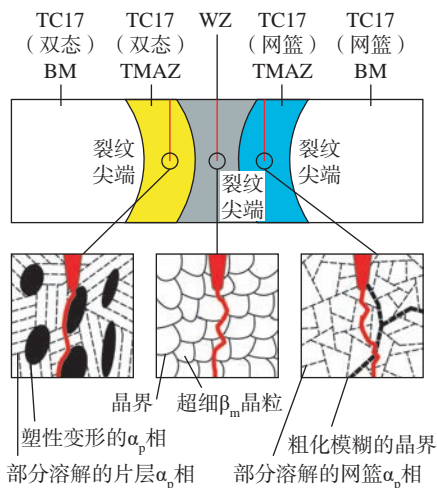


图16 焊态TC17 (双态)/TC17 (网篮)
钛合金线性摩擦焊接头裂纹微扩展模型
Fig.16 Crack propagation model of as
welded TC17 (bimodal)/TC17
(basket-weave) LFW joint

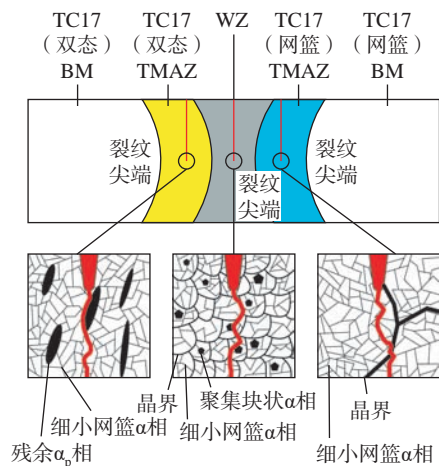


图17 655 °C / 3 h 退火态TC17 (双态)/
TC17 (网篮)钛合金线性摩擦焊接头裂纹
微扩展模型
Fig.17 Crack propagation model of
655 °C / 3 h annealed TC17 (bimodal)/
TC17 (basket-weave) LFW joint

BM, 导致 TC17 (网篮)BM 断裂韧性高于 TC17 (双态)母材。

裂纹在焊态接头中的微扩展模型如图 16 所示, TC17 (双态)侧 TMAZ 内的部分片层 α_p 相与 TC17 (网篮)侧 TMAZ 内的部分网篮 α_p 相出现了部分溶解与消失, 裂纹在 TMAZ 扩展中的阻力小于各自对应的母材, 导致其断裂韧性低于各自对应的母材。WZ 内原始微观组织已完全消失, 形成超细等轴 β_m 晶粒, 亚稳定 β_m 相硬度、强度低于 α 相, 裂纹扩展时所受到的阻力明显小于 BM 及 TMAZ, 导致 WZ 的断裂韧性下降明显。

经 655 °C / 3 h 退火热处理后, 接头微观组织发生较大变化, 从而影响了接头的断裂韧性。裂纹在退火态接头中的微扩展模型如图 17 所示。TMAZ 内生成了大量致密细小网篮 α 相, 尽管网篮 α 相阻碍裂纹扩展的能力较强, 但裂纹穿过或绕过细小网篮 α 相所需的能量仍小于原始粗大片层 α_p 相或网篮 α_p 相, 因此导致 TMAZ 断裂韧性较焊态有所提高, 但仍低于各自母材。而 WZ 内同时生成大量致密细小网篮 α 相与块状聚集 α 相,

裂纹在遇到块状聚集 α 相时将发生偏折, 增加了裂纹扩展阻力, 从而导致 WZ 的断裂韧性提升较为明显。

3 结论

(1) 焊态 TC17 (双态)/TC17 (网篮) 钛合金线性摩擦焊接头中 WZ 为剧烈破碎的亚稳定 β_m 相细晶组织, TMAZ 为热塑性变形组织, 且 TC17 (双态) 侧 TMAZ 内的部分初生片层 α_p 相与 TC17 (网篮) 侧 TMAZ 内的部分初生网篮 α_p 相发生了溶解。经 655 °C / 3 h 退火热处理后, 接头中的亚稳定相分解并形成平衡态 $\alpha+\beta$ 组织, TMAZ 内形成大量细小、致密网篮组织, 且 TC17 (双态) 侧 TMAZ 内可观测到少量残余相, WZ 内生成大量细小致密网篮与块状聚集 α 相组织。

(2) 接头 WZ 与 TMAZ 的断裂韧性与两种母材相比有较大幅度降低, 产生了明显的脆性倾向。焊后 655 °C / 3 h 退火热处理可使接头中的亚稳定相分解并形成平衡态 $\alpha+\beta$ 组织, 可在一定程度上提高接头断裂韧性, 从而缓解接头的脆性倾向。

(3) TC17 (双态) 中粗大片层 α_p

相与 TC17 (网篮) 中粗大网篮 α_p 相对裂纹扩展的阻碍作用均较高。焊态接头 TC17 (双态) 侧 TMAZ 内的部分溶解的片层组织与 TC17 (网篮) 侧 TMAZ 内的部分溶解的网篮组织对裂纹扩展的阻力与母材相比下降明显, WZ 中细小亚稳定晶粒对裂纹扩展的阻碍作用最低。655 °C / 3 h 退火态接头 TMAZ 内细小网篮组织对裂纹扩展的阻碍作用较焊态组织有所提高, WZ 内细小网篮与块状聚集 α 相组织对裂纹扩展阻碍作用较焊态组织有明显提升。

参考文献

- [1] 罗皎, 李森泉. 高性能整体叶盘制造技术研究进展[J]. 精密成形工程, 2015, 7(6): 1-7, 24.
- [2] LUO Jiao, LI Miaoquan. A review on the manufacturing technology of high property blisk[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2015, 7(6): 1-7, 24.
- [3] 姚希珍, 胡泽. 钛合金整体叶盘线性摩擦焊接技术综述[J]. 航空制造技术, 2011, 54(16): 43-47.
- [4] YAO Xizhen, HU Ze. Linear friction welding technology for titanium alloy disc[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2011, 54(16): 43-47.

- [3] 李菊, 张田仓, 郭德伦. 热处理对 TC17($\alpha+\beta$)/TC17(β) 线性摩擦焊接接头组织及力学性能的影响 [J]. 焊接学报, 2018, 39(5): 97–100, 120.
- LI Ju, ZHANG Tiancang, GUO Delun. Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC17($\alpha+\beta$)/TC17(β) linear friction welding joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(5): 97–100, 120.
- [4] 张田仓, 韦依, 周梦慰, 等. 线性摩擦焊在整体叶盘制造中的应用 [J]. 航空制造技术, 2004, 47(11): 56–58.
- ZHANG Tiancang, WEI Yi, ZHOU Mengwei, et al. Application of linear friction welding in blisk manufacturing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2004, 47(11): 56–58.
- [5] MCANDREW A R, COLEGROVE P A, BÜHR C, et al. A literature review of Ti–6Al–4V linear friction welding[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 225–257.
- [6] VAIRIS A, PAPAFAEIROPOULOS G, TSAINIS A M. A comparison between friction stir welding, linear friction welding and rotary friction welding[J]. Advances in Manufacturing, 2016, 4(4): 296–304.
- [7] 李晓红. 先进焊接技术在航空制造中的应用 [J]. 航空制造技术, 2008, 51(13): 26–29.
- LI Xiaohong. Application of advanced welding technique in the aviation industry[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2008, 51(13): 26–29.
- [8] MCANDREW A R, COLEGROVE P A, ADDISON A C, et al. Modelling the influence of the process inputs on the removal of surface contaminants from Ti–6Al–4V linear friction welds[J]. Materials & Design, 2015, 66: 183–195.
- [9] DALGAARD E, WANJARA P, GHOLIPOUR J, et al. Linear friction welding of a near- β titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2012, 60(2): 770–780.
- [10] 周军, 梁武, 张春波, 等. TC17 钛合金线性摩擦焊接接头组织及力学性能分析 [J]. 焊接学报, 2020, 41(5): 36–41, 99.
- ZHOU Jun, LIANG Wu, ZHANG Chunbo, et al. Microstructure and mechanical properties of linear friction welding joint of TC17 titanium alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(5): 36–41, 99.
- [11] 季亚娟, 张田仓, 张连锋, 等. TC17 钛合金线性摩擦焊接接头组织及性能 [J]. 焊接学报, 2019, 40(9): 156–160, 168.
- JI Yajuan, ZHANG Tiancang, ZHANG Lianfeng, et al. Structure and mechanical property of TC17 linear friction welding joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(9): 156–160, 168.
- [12] JI Y P, WU S J. Study on microstructure and mechanical behavior of dissimilar Ti17 friction welds[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 596: 32–40.
- [13] LI X H, HE J C, JI Y J, et al. Study of the microstructure and fracture toughness of TC17 titanium alloy linear friction welding joint[J]. Metals, 2019, 9(4): 430.
- [14] TAO B H, LI Q, ZHANG Y H, et al. Effects of post-weld heat treatment on fracture toughness of linear friction welded joint for dissimilar titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 634: 141–146.
- [15] 张彦华. 焊接力学与结构完整性原理 [M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2007.
- ZHANG Yanhua. Principles of welding mechanics and structural integrity[M]. Beijing: Beijing University of Aeronautics & Astronautics Press, 2007.
- [16] LAWN B. Fracture of brittle solids[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1993.

通讯作者: 张彦华, 教授, 博士生导师, 研究方向为焊接结构完整性。

Study on Microstructure and Fracture Toughness of Linear Friction Welded Joint of Bimodal and Basket-Weave TC17 Titanium Alloys

MA He¹, LI Ju^{2,3}, WANG Yue¹, LI Xiaohong^{2,3}, ZHANG Tiancang^{2,3}, ZHANG Yanhua¹

(1. Beihang University, Beijing 100191, China;

2. Aeronautical Key Laboratory for Welding and Joining Technologies, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China;

3. Beijing Friction Welding Technology and Equipment Engineering Center, Beijing 100024, China)

[ABSTRACT] The microstructure and fracture toughness of a bimodal and basket-weave TC17 titanium alloys linear friction welded joint were investigated to meet the manufacturing demands of titanium alloy dual-performance blisk. Metallographic examination reveals that fine-grains with metastable phases are formed in the welding zone (WZ), thermoplastic deformed microstructures with partially dissolved primary α_p phases are formed in the thermo-mechanical affected zone (TMAZ). Fracture toughness examination shows that the fracture toughness of the WZ and TMAZ is significantly lower than that of the base metals, resulting in an obvious brittle tendency of the joint. However, the post-weld annealing heat treatment can decompose the metastable phases into the equilibrium $\alpha+\beta$ phases in the joint, which can alleviate the brittle tendency of the joint to a certain extent.

Keywords: Titanium alloy; Linear friction welding (LFW); Microstructure; Fracture toughness; Fracture mechanism

(责编 古东)

引文格式: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.

铝 / 钢异种金属电磁脉冲焊研究新进展*

张丽萍^{1,2}, 谢吉林³, 余曦², 文金鹏², 尹立孟², 陈玉华³, 张鹤鹤², 张龙²

(1. 北京航空航天大学, 北京 100191;

2. 重庆科技学院, 重庆 401331;

3. 南昌航空大学江西省航空构件成形与连接重点实验室, 南昌 330063)

[摘要] 铝/钢异种金属焊接结构具有比强度高、耐蚀性好、综合力学性能优异等特点,在航空航天、核电能源、轨道交通、电子电器等行业应用广泛。但由于铝/钢异种金属在物理、化学、冶金等方面的性能差异显著,导致二者的优质连接面临极大的挑战。电磁脉冲焊接技术是一种固相焊接方法,能够有效克服异种金属由于性能差异带来的焊接问题,目前被广泛应用于铝/钢等异种金属的焊接。本研究简述了铝/钢异种金属焊接中存在的问题,电磁脉冲焊接技术的焊接原理和工艺参数。从工艺研究、设备优化、接头性能、界面形貌与结合机理、数值模拟和多种焊接方法复合方面对电磁脉冲焊接技术新进展进行了分析,对今后技术发展提出了相应的建议。

关键词: 铝/钢; 异种金属焊接; 电磁脉冲焊(EMPW); 工艺参数; 研究进展

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.078



张丽萍

工程师, 博士研究生, 主要研究方向为异种材料先进连接技术。

* 基金项目: 国家自然科学基金(51865035、52105355、52175288); 重庆市自然科学基金面上(cstc2021jcyj-msxmX0337); 江西省科技合作专项(20212BDH81007)。

随着我国航空航天制造技术的发展,新型飞机、火箭对整体式、高精度、轻量化的要求进一步增加^[1-2]。轻量化设计分为结构轻量化和材料轻量化。材料轻量化主要采用强度高、耐蚀性好、耐热性高的轻质铝、镁、钛等合金及复合材料等代替传统钢材。目前我国航天器、大飞机结构重量的55%~85%是轻合金材料,如发动机结构部件、机翼骨架、起落架、机身支撑结构等^[2-4]。材料轻量化已成为航空航天领域先进制造技术的重要发展方向,但仍有很多关键部件采用先进高强钢进行制备,如飞行器起落架、储存流体介质的压力容器、燃料储箱、气瓶、铝/钢传动轴类装配等^[3-5]。因此需要满足铝合金等轻质材料与传统金属材料,即钢及其合金的连接^[6-8]。实现铝/钢等异种金属材料的良好连接对提高产品轻量化、

实现工业化生产具有重要意义,但铝/钢性能差异大^[9],焊接性极差,传统焊接方法很难实现优质连接。电磁脉冲焊接技术(Electromagnetic pulse welding, EMPW)是在电磁成形基础上发展起来的一种新型特种连接技术,集成了高速电磁成形和固相连接技术的优点,尤其适用于异种金属材料冶金连接^[10-11]。本文简述了铝/钢异种材料焊接技术的发展、原理与工艺,重点介绍了铝/钢电磁脉冲焊接研究的新进展。

1 铝 / 钢焊接相关研究

1.1 铝 / 钢异种金属焊接中存在的主要问题

铝/钢两种金属的物理和化学性能相差非常大^[9,12-13]。图1^[14]为铝/钢二元合金相图。可以看到,钢的熔点在1500℃以上,铝的熔点在

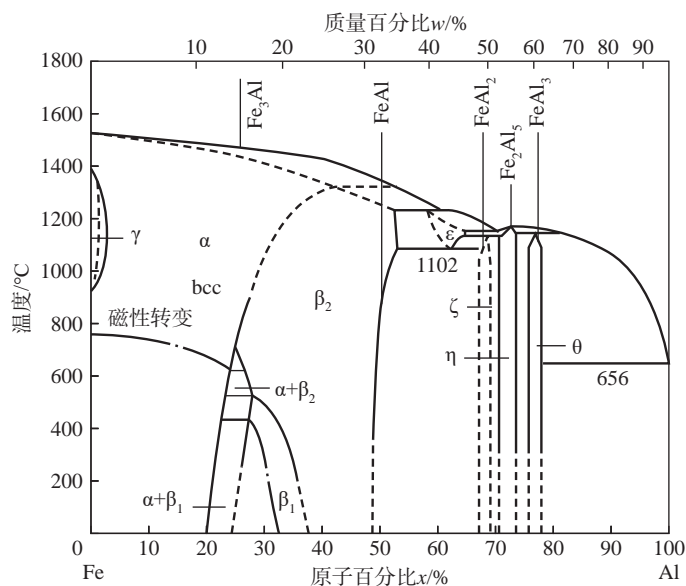


图1 铝/钢二元合金相图^[14]
Fig.1 Binary Al/Fe phase diagram^[14]

660℃左右,熔点相差近840℃,当铝完全熔化时钢还尚未熔化;钢在固态铝中的溶解度非常小,室温下钢基本不溶于铝,当温度介于225~600℃时,固溶极限仅为0.01%~0.022%,二者还会形成一系列的脆而硬的金属间化合物,如FeAl、FeAl₂、FeAl₃、Fe₂Al₅、Fe₂Al₇及Fe₄Al₁₃等。这些脆而硬的金属间化合物会严重降低铝/钢接头的力学性能。同时,钢密度约7.8 g/cm³,铝密度约2.7 g/cm³。铝液由于密度的差异浮于钢液上,导致凝固后接头成分不均匀。此外,钢的导热系数为80 W/(m·K),铝的导热系数237 W/(m·K),焊接过程中二者的膨胀量以及焊后冷却过程中的收缩量差异较大,引起焊接接头变形大,残余应力大,进而易导致接头产生裂纹。同时,高温下铝极易氧化,形成熔点高达2073℃的Al₂O₃氧化膜,阻碍液态铝/钢结合,在焊缝处产生夹杂。因此铝与钢异种金属的焊接性极差。

1.2 铝/钢异种金属常见焊接方法

根据上述分析,铝与钢异种金属的焊接性极差。如何克服铝/钢焊接技术难题,更好利用铝合金质轻而钢材强度大的性能特点一直是焊接

领域的研究热点。近年来,很多学者采用多种方法对铝和钢等异种金属间的连接工艺进行研究,本节对常用的铝/钢异种金属焊接方法进行简要的介绍。

1.2.1 熔焊

铝与钢异种金属熔化焊时易产生金属间化合物,导致焊接接头的力学性能恶化,因此传统的电弧熔化焊很难实现铝与钢异种金属的优质连接。近年来,以激光、电子束等高能束焊接技术为代表的先进焊接技术在铝/钢异种金属的焊接中得到了较多应用,但同样存在金属间化合物的控制难题。

1.2.2 钎焊

钎焊是利用比铝/钢熔点温度低的钎料,将钎料和铝/钢同时加热到超过钎料熔点但低于铝熔点的温度,利用钎料熔化润湿母材填充铝/钢间隙进行连接的一种焊接方法。钎焊的优点是热输入小,焊后变形小,但接头力学性能较低^[15]。

1.2.3 熔钎焊

由于铝/钢的熔点不同,一般钢材是不熔化的,采用熔钎焊使铝/钢焊接接头兼备熔焊和钎焊的特点。将热源置于低熔点的铝一侧,通过熔

化铝润湿高熔点钢发生扩散反应实现连接。铝和钢两种金属材料熔点相差较大,而铝与钎料熔点相差不大,所以焊接过程在铝侧主要是熔焊,在钢侧主要是钎焊。熔钎焊目前主要有电弧熔钎焊、激光熔钎焊、电子束熔钎焊、复合熔钎焊等方法。相比其他焊接方法,熔钎焊可以减少焊缝中钢的熔化量,抑制铝/钢金属间化合物的形成,从而在一定范围内提高接头性能^[15]。

1.2.4 压力焊

压力焊是通过施加压力,使焊件结合面之间发生塑性变形,实现焊件原子间扩散连接的一种方法。目前常用的压力焊有爆炸焊^[10-11]、电阻焊^[13]、扩散焊^[16]、摩擦焊^[12-13,15]、电磁脉冲焊等。以爆炸焊、电磁脉冲焊为代表的压力焊接技术具有焊接效率高、焊接热输入小等优势,在控制异种金属焊接界面脆性相形成、防止焊接接头冶金缺陷产生等方面具有显著优势。

综上,传统熔化焊无法避免铝/钢焊接金属间化合物的问题,钎焊接头力学性能较低,熔钎焊是介于钎焊与熔化焊之间的一种焊接工艺,接头性能提高范围有限。压力焊属于固相焊接的范畴,在控制接头冶金缺陷方面优势明显。特别是近年来快速发展的电磁脉冲焊接技术,由于焊接速度快、能量易精确控制、焊接热输入小、无热影响区、材料不熔化等特点,能够大幅减少金属间化合物、消除因金属熔化产生的应力、显著提高接头强度和耐蚀性能等优点,易于实现机械化和自动化,是目前铝/钢焊接工艺研究的热点之一。

2 电磁脉冲焊原理及工艺参数

2.1 电磁脉冲焊原理

目前,电磁脉冲焊接主要有板件焊接和管件焊接两种类型^[7,17],其基本工作原理如图2所示。交流电通过变压器升压、整流、输出直流电对电容器组进行充电,至一定电压时接

通放电电路,产生高频衰减振荡电流,电流经过线圈产生强磁场,使靠近线圈一侧金属外表面产生涡流。该涡流磁场与原脉冲磁场方向相反,在相斥电磁力作用下,靠近线圈一侧的飞板高速撞击基板,使两种不同的金属紧密结合在一起,实现永久连接^[18-19]。

2.2 电磁脉冲焊接系统及焊接等效电路

电磁脉冲焊接系统主要由脉冲发生器、控制柜(指示灯、指示面板、电源柜)、工作站和远程操作面板等组成^[20],其焊接及控制系统等效电路图分别如图3和4所示。碰撞能量控制着焊接材料的可焊接厚度范围,决定碰撞能量大小的关键部件包括电容组、控制系统、高速开关、成形线圈。电容组为电能的储备部件,要求能在0.1 μs内将储备电能释放出去,形成极速衰减交变电流。控制系统可加设检测装置,测得实际放电波形并得到放电时间、频率等数据。

2.3 电磁脉冲焊主要工艺参数

电磁脉冲焊接技术涉及电磁学、动力学、材料学等多学科交叉,其工艺过程涉及电场、磁场、温度场和结构场等的多场耦合,各场之间相互影响,最终对焊接接头的综合性能产生影响,其关系如图5所示。由于电磁脉冲焊接过程仅在微秒级时间范围内,很难进行其结构场力学、温度场测量与监控,目前多辅以数值模拟及计算分析。焊接相关参数包括设备参数、工艺参数和工件参数,不同类别所含主要参数如图6所示。为获得良好的冶金结合,必须合理选择焊接参数。设备和工件材料确定后,决定电磁脉冲焊接接头质量的主要为焊接工艺参数。目前国内生产的电磁脉冲焊接设备可提供、供调节的焊接工艺参数较少,一般仅为焊接电压、工作间隙,而实际上电流、频率、磁压、空气间隙、冲击速度和冲击角

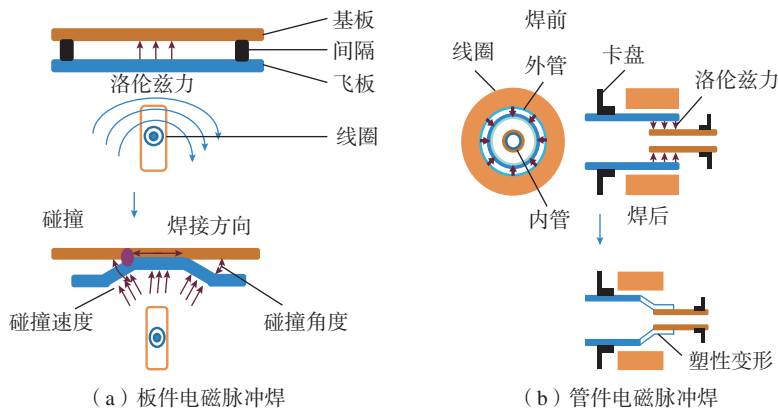


图2 电磁脉冲焊原理示意图

Fig.2 Schematic illustrations of electromagnetic pulse welding

等均对接头综合性能产生影响^[21-24]。

如图4所示,输入电流 I 和放电电压 U 便于输入和控制,工件间隙 d 便于精确测量,相关研究文献较为普遍。焊接电流 I 决定了磁场大小,最终决定了焊接磁压力^[24]。电流 I 值越高,用于加速工件的磁场和磁力就越高,在一定范围内,随着 I 值的提高,焊接接头强度增加;但 I 值过高,导致焊接接头严重变形,无法实现良好焊接;适合的放电电压 U 对于获得良好的接头质量非常重要。随着电压的升高电磁力明显增大^[25]。其他参数不变的情况下,在一定范围内增大放电电压可以增加工件的碰撞动能,提高焊接接头强度。但放电电压过高会导致过渡层增厚,降低焊接接头的可靠性;工件间隙是待焊两工件间保持的距离,存在最佳范围,过小或过大都无法在碰撞时达到最大速度。

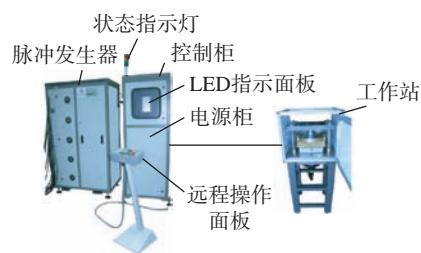


图3 电磁脉冲焊接系统

Fig.3 EMPW system

电磁脉冲焊接一般发生在10~20 μs,焊接频率 f 、磁压 P (4)、碰撞速度 v 、碰撞角度 α 、碰撞温度 T 等工艺参数难以实测或跟踪,目前通常是根据电磁脉冲相关理论及数值模拟进行计算。其中频率 f 对焊接接头的影响十分复杂^[23]。感应电流穿透工件的深度取决于工件材料的电导率和放电脉冲的频率 f ,而频率 f 的获得与工件材质与工件尺寸均有内在相关性,同时频率 f 影响碰撞速度及焊后飞板(图4)的几何形状^[18];

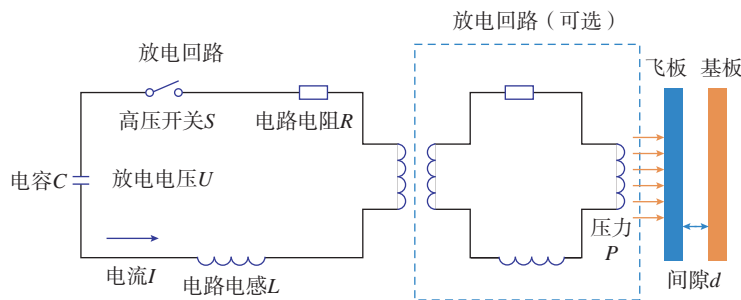


图4 电磁脉冲焊等效电路图

Fig.4 Equivalent circuit diagram of EMPW system

磁压 P 使飞板 / 外管以一定速度加速, 撞击基板以获得冶金结合。不同飞板导电性不同, 获得的磁压力也不同, 只有适合的磁压力才能成功实现焊接^[26]; 碰撞速度 v 和碰撞角度 α 示意如图 7 所示, 高速碰撞在工件的界面处引起塑性变形并起到去除两工件接触表面污染物或氧化物层的作用。当碰撞速度超过声速时, 可获得高质量的焊接^[21]; 较小碰撞角度可获得较高焊缝质量, 在一定范围内碰撞角度随着加速距离的增加而增加, 可获得高质量焊接接头^[23], 目前研究中碰撞角度大多选择 $5^\circ \sim 25^\circ$ 之间^[21, 27]。由于上述参数难以直观测量, 主要依靠大量重复性试验, 借鉴其他焊接方法计算、电磁学基础理论计算及不同手段的模拟研究推测, 缺乏可靠的理论指导与高效的在线监控。

3 铝 / 钢异种金属电磁脉冲焊研究新进展

目前, 国外已将电磁脉冲焊接技术应用在核能工程、汽车制造、航空制造等多个领域^[28]。我国的电磁脉冲焊接技术研究起源于 20 世纪 80 年代, 高等院校和科研机构相继开展了相应研究, 但其工业化应用进展相对较慢。本节归纳分析了近几年国内外铝 / 钢电磁脉冲焊接技术在焊接工艺、焊接设备、焊接界面形貌与结合机理、接头综合力学性能、数值模拟与仿真及多种焊接方法复合等方面的研究新进展。

3.1 工艺研究

影响电磁脉冲焊接接头的因素很多, 包括设备、工艺和材料本身的固有属性。近年来, 上述问题均取得了不同程度的研究进展。

在工艺方面, Geng 等^[29] 采用不同电磁脉冲焊工艺得到铝合金 AA5182 与高强度低合金钢 HC340LA 焊接接头, 揭示了放电能量对焊接接头中间层组织演化的影响。结果

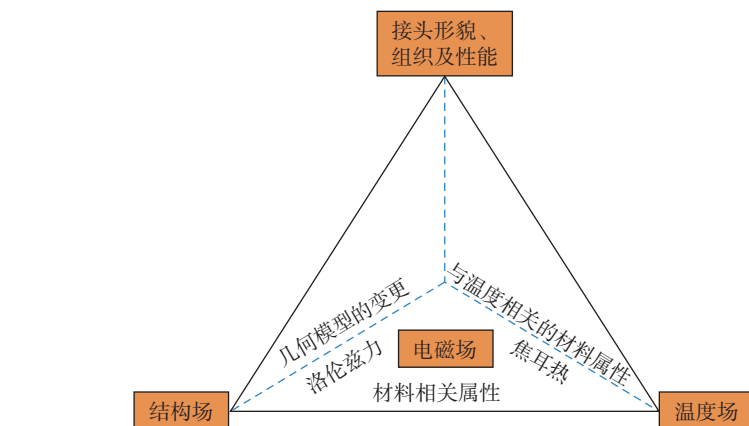


图 5 电磁脉冲焊接过程中各物理场之间的关系
Fig.5 Relationships among physical fields in EMPW

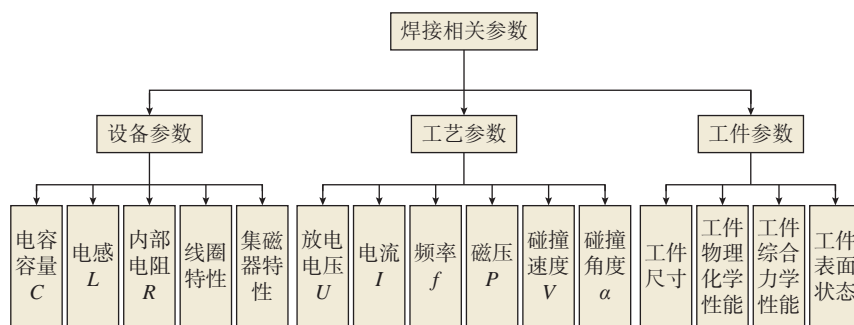


图 6 电磁脉冲焊接相关参数
Fig.6 Relevant parameters of EMPW

表明, 在较高的放电能量下中间层中存在金属间化合物 FeAl_2 和超细晶粒, 原子尺度扩散为铝 / 钢电磁脉冲焊接接头的主要焊接机理。Dang 等^[30] 系统研究了焊后热处理工艺 (PWHT) 对铝 / 钢管磁脉冲焊接接头组织和力学性能的影响。结果表明, PWHT 有效改善了较厚的过渡层 (厚度 $>10 \mu\text{m}$) 中化学成分分布, 原始厚度变化不大, 而原始厚度较薄的过渡层 (厚度 $\leq 10 \mu\text{m}$) 厚度则随温度显著增加; 在 250°C 以下, 过渡层中的微孔、裂纹有不同程度的修复, 当温度超过 250°C 时, 裂纹沿轴向扩展; PWHT 温度 $\leq 250^\circ\text{C}$ 时, 组织和力学性能得到较好的改善。Avettand-Fènoël 等^[31] 应用磁脉冲焊接制备了纯铝与镀锌或无镀层 DP450 钢之间板材接头, 发现对于铝 / 无涂层钢接头, 界面含有 $2.5 \mu\text{m}$

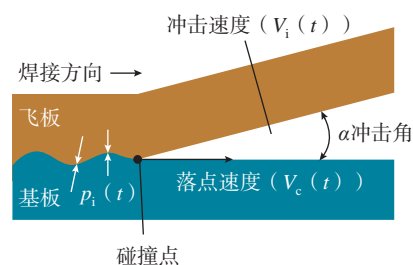


图 7 碰撞速度和碰撞角度对电磁脉冲焊接接头的影响
Fig.7 Impact of speed and angle on EMPW joint

厚的 FeAl_3 金属间化合物; 铝 / 镀锌钢接头界面存在约 10nm 厚 (Al) Zn 固溶体和 (Al+Zn) 双相层; 有无涂层两类焊缝都表现出较好力学性能。Cui 等^[32] 利用电磁脉冲焊制备了 3A21 铝合金和 20# 钢管接头, 研究了铝 / 钢焊接接头中 20# 钢管的临界可焊厚度。结果表明, 内管的临界厚度随放电电压升高而增

加。为测量焊接碰撞速度,研究人员进行了多次改进, Barker 等^[33]设计了 VISAR (Velocity interferometer system for any reflector) 系统进行测量,该系统价格昂贵,数据收集困难。研究人员采用激光多普勒 PDV (Photon Doppler velocimetry) 对瞬时速度进行测量,取得了一些成果^[7]。Lee 等^[34]采用 16 探针光子多普勒测速仪 PDV 进行优化,实现了电磁脉冲焊接速度的原位分析。无论是高速相机或 PDV 测量设备,价格都比较昂贵,限制了其应用。

综上所述,采用电磁脉冲焊接技术针对性地开展铝/钢工艺研究已经取得了一定进展,对输入电流、放电电压、工件间隙等参数研究比较深入,但对于如磁压力、碰撞角度、碰撞速度工艺参数较难开展深入研究。与其他学科交叉融合,如采用柔性传感器植入测定磁压,通过控制垫片位置计算初始碰撞角度,可获得相应工艺参数,并从中总结经验和规律,弥补在线监控能力的不足。此外,对系列材料焊接工艺窗口构建、接头组织性能预测、电热辅助下可焊接材料厚度范围、焊后热处理等方面相关文献报道较少,可深入开展研究。

3.2 设备研究

设备参数包括电容容量、电感、内部电阻、线圈特性、集磁器特性等多种影响因素,对焊接接头的综合性能也起着至关重要的作用。

Deng 等^[35]提出了一种基于双磁场的电磁脉冲设备及焊接方法。通过背景线圈的辅助来提高焊接区域的磁场强度,进而提高工件的碰撞速度,其双磁场示意如图 8 所示。试验结果表明,背景场的辅助作用可以提高工件碰撞的速度和增加焊接区域。集磁器作为提高焊接效果的有效辅助工作,很多学者对此热点问题开展了研究^[36-39]。陈树君等^[37]研究了集磁器开口间隙对铝/钢电磁脉冲焊接接头连接效果的影响规律,其

开口度示意如图 9 所示。结果表明,集磁器开口间隙减弱了其附近位置外管所受的磁场力,导致在焊接过程中开口间隙附近外管的变形速度小于其他位置,并用 Ansoft Maxwell 模拟和验证了试验结果。Yan 等^[39]研发新型多缝集磁器以提高电磁脉冲焊接的均匀性,并采用数值模拟和试验研究进行验证。结果表明,采用多缝集磁器的电磁脉冲焊接系统可以显著提高 5052 铝/20# 钢焊缝的均匀性。

目前,电磁脉冲焊接设备研究主要以线圈、集磁器为创新重点,如线圈的形状结构、材质、寿命,集磁器的作用、形状等研究取得了一些成果,但对于扩展焊接接头形式相关的改进和试验鲜有报道。目前焊接接头形式以搭接为主,其他结构连接难以实现;国内自主研发设备输入能量较低,国外 80 kJ 以上的电磁脉冲焊接设备对中国禁售^[40]。自主研发设备可焊材料厚度范围受限等问题均制约了其工业化应用发展,应围绕提高铝/钢异种连接尺寸范围,扩展焊

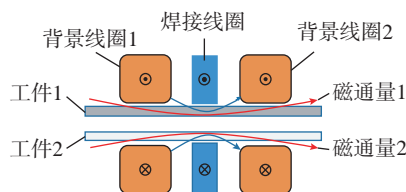


图 8 基于双磁场的电磁脉冲焊接原理^[35]
Fig.8 Principle of EMPW based on double magnetic fields^[35]

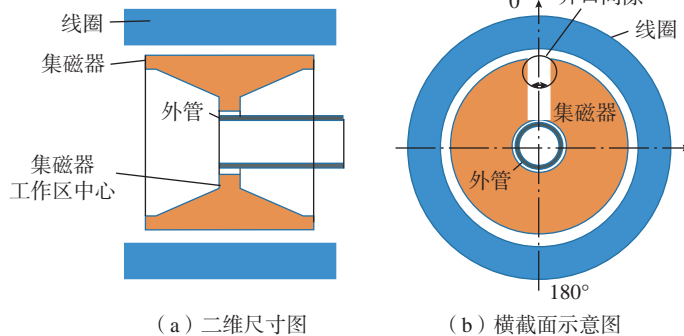


图 9 集磁器开口度示意图^[37]
Fig.9 Schematic diagram of fieldshaper gap opening^[37]

接头结构形式等方面,进一步扩展电磁脉冲焊接技术的应用。如根据电磁脉冲焊接原理和动量守恒定律,改变受力飞板/基板的形状与尺寸,使驱动装置在磁场运动中持续加速,实现板/管(棒)连接或对接接头连接;结合金属射流机理,优化飞板结构以改变焊接环形状与面积;依靠学科交叉研发可靠的低成本焊接过程跟踪监控辅助设备,有助于加快国内电磁脉冲焊接的工业化进程。

3.3 界面形貌与结合机理

铝/钢异种金属间性能差异大,传统焊接时易在界面处产生金属间化合物。目前电磁脉冲焊接界面的形成机理主要包括机械混合 (Mechanical mixing) 效应及金属薄层的快速熔化-凝固机理两种观点^[41-42]。电磁脉冲焊接过程速度快、温度低,因此接头界面是否形成冶金结合和化合物 (IMC) 一直是该领域的研究热点。Fan 等^[43]通过 TEM 技术观察了 1060Al/20# 钢磁脉冲焊接界面的结构特征,如图 10 (a) 所示。结果表明,结合界面仅是一条宽度约 10 nm、原子呈无序结构排列的边界层,钢侧为纳米级长条状的 Fe 晶粒,Al 侧的三角晶界附近发生了无序化反应,生成与 Al 晶粒基体成分一致的非晶相,过渡区复合界面为过渡区熔化后再凝固所形成的固溶体。Li 等^[44]制备 6061 铝合金/AISI1045 冷轧钢棒电磁脉冲焊接接头,如图 10 (b) 所示,在界面处发现金属间化合

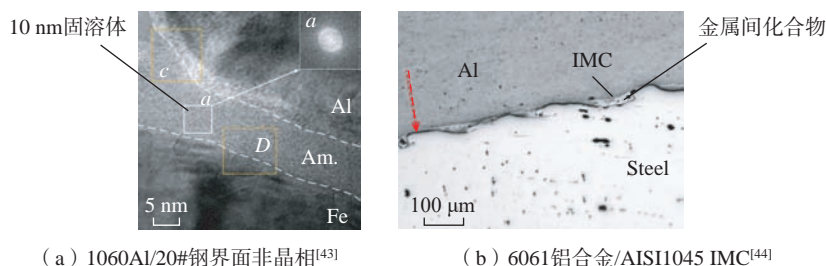


图 10 铝/钢电磁脉冲界面微观形貌

Fig.10 Interface micromorphology of Al/Fe electromagnetic pulse welding

物(IMC),在铝/钢界面附近观察到非晶、高位错密度的细长超细晶粒和超细等轴晶粒,证明界面处铝侧发生了熔化及重结晶。Wang等^[45]研究了6061铝合金/Q355钢电磁脉冲焊接界面微观结构及形成机理,将界面处定义为从中心到外部未焊接区、焊接影响区、次级焊接区、主要焊接区、碰撞影响区5个区域。主要焊接区主焊缝区具有形成扩散或冶金结合的特征。通过TEM检测分析,铝/钢界面形成了非晶、超细晶与Fe超细颗粒的混合组织,未发现IMC结构特征。

铝/钢电磁脉冲焊界面形貌和结合机理一直备受关注,采用先进检测方法观察界面形貌特征,分析其结合机制以及组织结构等研究比较广泛,并形成了一定共识,对于界面处是否熔化和形成金属间化合物,以及形成机理和形成条件仍有争议,有待进一步深入研究。此外,根据电磁脉冲焊原理,焊后铝/钢界面将储存较大残余应力,不同服役条件下界面是否转变,如IMC的衍生及其演变规律等界面相关问题,有待进一步研究。

3.4 接头综合性能

近年来,研究人员在电磁脉冲焊接接头的综合力学性能、疲劳性能、腐蚀性能、界面缺陷等方面开展了初步研究。Fan等^[46]对1060Al/20#钢电磁脉冲焊接界面的力学性能进行了分析,建立了力学性能与界面形貌的关联机制,发现焊管的变形协调性对管接界面结合强度分布有重要

影响,对于界面相对结合强度(对比铝母材剪切强度)达到100%,轴向长度可占到焊接区域长度的50%。铝/钢电磁脉冲焊接接头常伴随空隙、裂纹等缺陷,对界面性能产生影响。Sapanathan等^[47]研究了界面上孔隙的成核和生长,发现孔隙的成核和生长主要由空化现象引起。疲劳失效是航空航天部件失效的主要原因之一,Geng等^[48]研究了AA5052/HC420LA电磁脉冲焊接接头的抗疲劳性能,发现低应力振幅($S_a \leq 20$ MPa)下焊缝处比母材具有更好的抗疲劳性能,在高应力振幅($S_a \geq 26.7$ MPa)下界面发生疲劳失效。

焊接头的综合力学性能一直是异种材料焊接的研究重点,相关研究具有一定的针对性。开展不同服役条件下接头综合性能的变化规律,如高温、低温、应力、疲劳环境下接头的性能,使其接头性能更适于工况使用环境,促进其工业化应用。

3.5 数值模拟与仿真

电磁脉冲焊接涉电磁场、结构场以及温度场等多场耦合作用,理论方程复杂、高度非线性、成形速度快、运用数值解析法和试验研究具有相当大的困难,需结合模拟耦合进行分析。目前电磁脉冲焊模拟所采用的软件包括Ansys、MSC Dytran、Abaqus、Ansoft、Ansys-Ls-dyna、Comsol、Ansoft-Maxwell、Maxwell Circuit Editor等,模拟内容包括结构场、应力场、温度场、碰撞角度、碰撞过程等。李光耀等^[49]结合Ls-dyna

有限元与边界元对铝/钢合金板件磁脉冲焊接进行仿真模拟,发现飞板的感应电流和电磁力出现了双波峰现象,并且感应电流在飞板的搭接区域形成了两个相连的矩形回路。结果与数值模拟相吻合较好,验证了数值模型的可靠性。目前,模拟研究多数局限于焊接过程某一方面的研究,少数实现了结构场和温度场的耦合分析,建模时多以二维方式以减少计算量。对于电磁场及磁场力的理论分析、磁场力理论推导和成形工艺缺陷、温度场等均需要进行数值模拟分析,并用以指导电磁脉冲焊接系统的设计和焊接机理的分析。范志松^[50]模拟了不同碰撞速度下1060铝和20#钢电磁脉冲焊接接头温度,发现不同碰撞速度下温度曲线形状相似,温度范围介于720~1170 K;涡流和界面材料塑性变形共同作用,界面温度瞬时达到接近Al母材的 T_m 点。而Bellmann等^[51]对EN AW-6060铝/C45钢电磁脉冲焊接管接头界面温度模拟,发现焊接中钢表面瞬时温度可至约2750℃,远超Fe的熔点1535℃,两组模拟差异极大。

综上所述,由于电磁脉冲焊接方法的特殊性,数值模拟仿真已经成为其研究的有效方法和手段。通过多场耦合模拟,开展焊接过程中电磁场、结构场、应力场、温度场等综合研究,如界面固溶体/IMC的形核与长大、焊接过程中界面温度场的精确模拟与仿真,并通过工艺试验验证其科学性,能够有效加快研发进程,对电磁脉冲焊技术的发展起到快速推动作用。

3.6 多种焊接方法复合研究

针对电磁脉冲焊薄壁管件应用局限,陈树君等^[52]提出了脉冲电流电阻加热与电磁脉冲复合焊接方法,采用电磁脉冲电源提供脉冲电流,使被焊外管表面产生感应电流,在脉冲磁场作用下高速撞击被焊内管;同时,在被焊外管与内管接触时,采用脉冲电源提供一个可控脉冲电流,利

用管件间的电阻热来加热被焊管件,在电阻热及洛伦兹力的作用下,内外管达到冶金结合。Strizhakov等^[53]提出采用真空预热电磁脉冲焊以提高接头质量,在真空条件下对整个焊接装置进行预热激活待焊表面,并进行了L63/M01和L63/AMg6异种材料焊接试验。此外,还有研究采用电磁脉冲成形和钎焊结合的复合焊接方法并应用于异种金属焊接中^[54]。

电磁脉冲焊接在现有基础和连接理论研究基础上,开展多种焊接方法复合,已经成为研究和发展的重点方向。多种焊接方法复合使用对铝/钢异种金属焊接工艺创新和应用具有一定指导意义。

4 结论

电磁脉冲焊接作为一种较新的固相焊接技术,相较于大多数传统焊接有着明显的优势,特别是在异种材料的焊接领域。电磁脉冲技术在很多国家都受到重视,近年来,大量关于电磁脉冲焊接的研究集中在国外,而国内主要以高校及科研院所研究为主,并未大批量进入市场化应用,在以下方面还需进行深入研究,以实现该工艺的推广应用。

(1) 开展铝/钢电磁脉冲基础理论及工艺控制的深入研究。电磁脉冲焊接涉及电磁学、动力学、材料学等多学科交叉,焊接过程复杂,界面结合机理仍存争议,因此铝/钢电磁脉冲焊接相关基础理论研究、高强度铝/钢系列焊接工艺窗口构建、接头工艺与综合性能内在关系等有待持续深入开展研究。

(2) 加快高效国产化电磁脉冲焊接设备及辅助装置研发。目前国内缺乏大功率的电磁脉冲焊接设备,导致可焊接材料尺寸范围受限。实现高效电磁脉冲焊接设备国产化,同时研发相应辅助工装,扩展焊接接头形式,提高焊接范围,进一步扩大其应用范围。

(3) 实现焊接过程在线跟踪监控。电磁脉冲焊接具备绿色环保、高效、重复性好、易于自动化生产等突出优势。应以企业需求为导向,降低设备及生产成本,实现焊接生产过程在线跟踪监控,加强其在航空航天、能源化工、汽车制造等领域的推广应用和产业化生产。

参考文献

[1] 于海平,范志松,李春峰.电磁成形技术在轻量化结构件成形与连接中的应用[J].锻造与冲压,2015(12):16-19.

[2] 罗继业,金英.民机制造环节的重量控制和减重措施研究[J].民用飞机设计与研究,2016(4):24-28,60.

[3] ANTHONY L, VELOCEI J R. Venture rife with marketing pitfalls[J]. Aviation Week and Space Technology, 1993, 139(19): 59-61.

[4] 薛承博,孙黎,姜煜霞.电子束焊接技术发展及其在航空航天领域的应用[J].科技展望,2015,25(5):122.

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

[6] KAPIL A, SHARMA A. Magnetic pulse welding: An efficient and environmentally friendly multi-material joining technique[J]. Journal of Cleaner Production, 2015, 100: 35-58.

[7] PSYK V, RISCH D, KINSEY B L, et al. Electromagnetic forming: A review[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(5): 787-829.

[8] 崔晓辉,周向龙,杜志浩,等.电磁脉冲成形技术新进展及其在飞机蒙皮件制造中的应用[J].航空制造技术,2020,63(3):22-32.

[9] 杨鹏,孟正华,黄尚宇,等.异种金属电磁脉冲焊接研究进展[J].热加工工艺,2015,44(3):5-9.

[10] 尹立孟,张丽萍,苏子龙,等.电磁制造技术在航空航天领域的应用[J].电焊机,2020,50(9):202-206.

[11] WANG H M, WANG Y L. High-velocity impact welding process: A review[J]. Metals, 2019, 9(2): 144.

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

[13] 张丽娜,刘敏,蒋继英,等.铝及铝合金与钢的连接技术研究现状[J].航天制造技术,2013(2):5-9.

[14] 史春元,于启湛.异种金属的焊接[M].北京:机械工业出版社,2012.

[15] SHI Chunyuan, YU Qizhan. Welding of dissimilar metals[M]. Beijing: China Machine Press, 2012.

[16] ISMAIL A, BAHANAN W, BIN

- HUSSAIN P, et al. Diffusion bonding of Al-Fe enhanced by gallium[J]. Processes, 2020, 8(7): 1-9.
- [17] 宋艳芳, 张宏阁. 电磁脉冲焊接技术研究现状及发展趋势[J]. 热加工工艺, 2015, 44(11): 13-17.
- SONG Yanfang, ZHANG Hongge. Research status and development trends of electromagnetic pulse welding technique[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(11): 13-17.
- [18] LUEG-ALTHOFF J, BELLMANN J, GIES S, et al. Influence of the flyer kinetics on magnetic pulse welding of tubes[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 262: 189-203.
- [19] RAOELISON R, RACHIK M, BUIRON N, et al. Determination of the welding conditions and weldability window in magnetic pulse welding[C]// 5th International Conference on High Speed Forming, Dortmund, 2012.
- [20] 苏子龙, 徐永庚, 高雷, 等. 电磁脉冲焊接技术研究现状及发展趋势[J]. 焊接技术, 2020, 49(7): 1-7.
- SU Zilong, XU Yonggeng, GAO Lei, et al. Research status and development trend of electromagnetic pulse welding technology[J]. Welding Technology, 2020, 49(7): 1-7.
- [21] SCHUMACHER E, REBENS DORF A, BÖHM S. Influence of the jet velocity on the weld quality of magnetic pulse welded dissimilar sheet joints of aluminum and steel[J]. Materialwiss Werkstofftech, 2019, 50: 965-972.
- [22] REBENS DORF A, BÖHM S. Magnetic pulse welding—investigation on the welding of high-strength aluminum alloys and steels as well as the influence of fluctuations in the production on the welding results for thin metal sheets[J]. Welding in the World, 2018, 62(4): 855-868.
- [23] HAHN M, WEDDELING C, LUEG-ALTHOFF J, et al. Analytical approach for magnetic pulse welding of sheet connections[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 230: 131-142.
- [24] MISHRA S, SHARMA S K, KUMAR S, et al. 40 kJ magnetic pulse welding system for expansion welding of aluminium 6061 tube[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 240: 168-175.
- [25] LAI Z P, CAO Q L, HAN X T, et al. Investigation on plastic deformation behavior of sheet workpiece during radial Lorentz force augmented deep drawing process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 245: 193-206.
- [26] KHAN M R, RAJ A, HOSSAIN M M, et al. Distribution of electromagnetic field and pressure of single-turn circular coil for magnetic pulse welding using FEM[C]//Strengthening and Joining by Plastic Deformation. Publisher: Springer Singapore, 2019.
- [27] RAOELISON R, RACHIK M, BUIRON N, et al. Determination of the welding conditions and weldability window in magnetic pulse welding[C]//5th International Conference on High Speed Forming, Dortmund, 2012.
- [28] 常晶舒, 陈健, 冷冰, 等. 国内电磁脉冲焊接技术研究进展与展望[J]. 焊接, 2019(5): 13-17, 65.
- CHANG Jingshu, CHEN Jian, LENG Bing, et al. Research progress on electromagnetic pulse welding[J]. Welding & Joining, 2019(5): 13-17, 65.
- [29] GENG H H, XIA Z H, ZHANG X, et al. Microstructures and mechanical properties of the welded AA5182/HC340LA joint by magnetic pulse welding[J]. Materials Characterization, 2018, 138: 229-237.
- [30] DANG H Q, YU H P. Effect of the post-weld heat treatment temperature on the mechanical properties and microstructure of magnetic pulse welded Al/Fe tubes[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 4554-4563.
- [31] AVETTAND-FÈNOËL M N, KHALIL C, TAILLARD R, et al. Effect of steel galvanization on the microstructure and mechanical performances of planar magnetic pulse welds of aluminum and steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(7): 2721-2738.
- [32] CUI J J, SUN G Y, XU J R, et al. A study on the critical wall thickness of the inner tube for magnetic pulse welding of tubular Al-Fe parts[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 227: 138-146.
- [33] BARKER L M, HOLLENBACH R E. Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface[J]. Journal of Applied Physics, 1972, 43(11): 4669-4675.
- [34] LEE T, TABER G, VIVEK A, et al. Characterization of high-speed flyer evolution by multi-probe photon doppler velocimetry[C]// International Conference on High Speed Forming, Columbus, 2018.
- [35] DENG F X, CAO Q L, HAN X T, et al. Principle and realization of an electromagnetic pulse welding system with a dual-stage coil[J]. International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics, 2018, 57(4): 389-398.
- [36] DENG F X, CAO Q L, HAN X T, et al. Electromagnetic pulse spot welding of aluminum to stainless steel sheets with a field shaper[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 98(5-8): 1903-1911.
- [37] 陈树君, 阚纯磊, 袁涛, 等. 电磁脉冲焊接外管周向变形研究[J]. 热加工工艺, 2019, 48(9): 195-197, 203.
- CHEN Shujun, KAN Chunlei, YUAN Tao, et al. Study on circumferential deformation of outer tube during magnetic pulse welding[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(9): 195-197, 203.
- [38] 陈树君, 阚纯磊, 袁涛, 等. 电磁脉冲焊接集磁器开口对焊接接头的影响机理[J]. 天津大学学报(自然科学与工程技术版), 2018, 51(12): 1223-1229.
- CHEN Shujun, KAN Chunlei, YUAN Tao, et al. Influence of field shaper gap on joint properties during magnetic pulse welding[J]. Journal of Tianjin University (Science and Technology), 2018, 51(12): 1223-1229.
- [39] YAN Z Q, XIAO A, CUI X H, et al. Magnetic pulse welding of aluminum to steel tubes using a field-shaper with multiple seams[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 65: 214-227.
- [40] 迟露鑫, 袁世鑫, 刘超. 铝/不锈钢电磁脉冲焊接界面组织性能分析[J]. 重庆理工大学学报(自然科学), 2018, 32(1): 129-134.
- CHI Luxin, YUAN Shixin, LIU Chao. Joint interface of organization and properties analysis of electromagnetic pulse welding of aluminum and stainless steel[J]. Journal of Chongqing University of Technology (Natural Science), 2018, 32(1): 129-134.
- [41] KORE S D, IMBERT J, WORSWICK M J, et al. Electromagnetic impact welding of Mg to Al sheets[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2009, 14(6): 549-553.
- [42] RAOELISON R N, RACINE D, ZHANG Z, et al. Magnetic pulse welding: Interface of Al/Cu joint and investigation of intermetallic formation effect on the weld features[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2014, 16(4): 427-434.
- [43] FAN Z S, YU H P, LI C F. Interface and grain-boundary amorphization in the Al/Fe bimetallic system during pulsed-magnetic-driven

- impact[J]. Scripta Materialia, 2016, 110: 14–18.
- [44] LI J J, YU Q, ZHANG Z J, et al. Formation mechanism for the nanoscale amorphous interface in pulse-welded Al/Fe bimetallic systems[J]. Applied Physics Letters, 2016, 108(20): 201606.
- [45] WANG P Q, CHEN D L, YAN Y Q, et al. Hierarchical morphology and formation mechanism of collision surface of Al/steel dissimilar lap joints via electromagnetic pulse welding[J]. Metals, 2021, 11(9): 1468.
- [46] FAN Z S, YU H P, LI C F. Plastic deformation behavior of Bi-metal tubes during magnetic pulse cladding: FE analysis and experiments[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 229: 230–243.
- [47] SAPANATHAN T, RAOELISON R N, BUIRON N, et al. In situ metallic porous structure formation due to ultra high heating and cooling rates during an electromagnetic pulse welding[J]. Scripta Materialia, 2017, 128: 10–13.
- [48] GENG H H, SUN L Q, LI G Y, et al. Fatigue fracture properties of magnetic pulse welded dissimilar Al–Fe lap joints[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 121: 146–154.
- [49] 李光耀, 陈倡倡, 耿辉辉, 等. 5182Al/HC340LA 异种金属件磁脉冲焊接数值模拟与试验验证 [J]. 塑性工程学报, 2018, 25(3): 155–162.
- LI Guangyao, CHEN Lülü, GENG Huihui, et al. Numerical simulation and experimental verification of magnetic pulse welding for dissimilar metal parts 5182Al/HC340LA[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2018, 25(3): 155–162.
- [50] 范治松. Al/Fe 双金属管磁脉冲复合变形行为及界面微观结构形成机制 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- FAN Zhisong. Deformation behavior of magnetic pulse cladding of Al/Fe Bi-metal tubes and formation mechanism of the interfacial microstructure[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
- [51] BELLMANN J, LUEG-ALTHOFF J, SCHULZE S, et al. Thermal effects in dissimilar magnetic pulse welding[J]. Metals, 2019, 9(3): 348.
- [52] 陈树君, 苏珊, 蒋凡, 等. 一种管件脉冲电流电阻加热与电磁脉冲复合焊接方法: CN106346152A[P]. 2017–01–25.
- CHEN Shujun, SU San, JIANG Fan, et al. A combined welding method of pulse current resistance heating and electromagnetic pulse for pipe fittings: CN106346152A[P]. 2017–01–25.
- [53] STRIZHAKOV E, NESCOROMNIY S. Combined processes of environmentally friendly technology for magnetic-pulse welding[C]//E3S Web of Conferences. Munich, 2019.
- [54] LEI Y, HUANG S Y, LIU W, et al. Dissimilar Cu/Al tube joint by EMF-assisted brazing[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 95(9–12): 4039–4047.

通讯作者: 陈玉华, 教授, 博士生导师, 博士, 主要研究方向为先进焊接与连接技术、增材制造及修复技术等。

Development of Electromagnetic Pulse Welding of Al / Fe Dissimilar Metals

ZHANG Liping^{1,2}, XIE Jilin³, YU Xi², WEN Jinpeng², YIN Limeng², CHEN Yuhua³,
ZHANG Hehe², ZHANG Long²

(1. Beihang University, Beijing 100191, China;

2. Chongqing University of Science and Technology, Chongqing 401331, China;

3. Jiangxi Key Laboratory of Forming and Joining Technology for Aerospace Components, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

[ABSTRACT] Al/Fe dissimilar metals welding has the advantages of lightweight structure and good comprehensive performance, which has a wide application prospect in aerospace, nuclear power energy, automobile, electronic and electrical appliances and other industries. However, due to the difference of physical properties, there are still many problems in joining methods and processes of Al/Fe dissimilar metals. Electromagnetic pulse welding, a solid-state welding technology, which can effectively overcome the welding problems caused by the different properties of dissimilar metals, is widely used in welding of dissimilar metals such as Al/Fe. This paper briefly analyzes the problems existing in Al/Fe dissimilar metal welding, and the welding principle, process, characteristics of electromagnetic pulse welding technology. Then summarizes and analyzes the new progress of electromagnetic pulse welding technology from the aspects of process research, equipment optimization, joint performance, interface morphology and bonding mechanism, numerical simulation, and the combination of various welding methods, and puts forward corresponding suggestions for the future technological development.

Keywords: Al/Fe; Dissimilar metal welding; Electromagnetic pulse welding (EMPW); Process parameters; Research and development

(责编 古京)

引文格式: 李政玮, 许志武, 陈姝, 等. 超声波作用下多孔 Si_3N_4 陶瓷的快速润湿机理研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 87-91, 111.
 LI Zhengwei, XU Zhiwu, CHEN Shu, et al. Mechanism of rapid wetting porous Si_3N_4 ceramics under ultrasonication[J].
 Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 87-91, 111.

超声波作用下多孔 Si_3N_4 陶瓷的快速润湿机理研究*

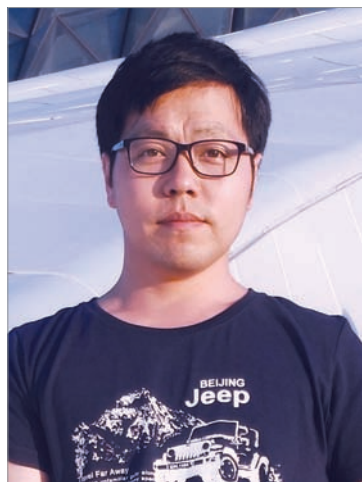
李政玮, 许志武, 陈 姝, 张睦坤, 任勃旭, 闫久春

(哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

[摘要] 为解决多孔陶瓷真空钎焊润湿时温度高、保温时间长、需真空环境和活性元素等缺点, 利用超声波辅助方法实现多孔陶瓷的快速润湿, 研究了超声功率对润湿效果的影响。结果表明, 超声波作用下 Sn9Zn 非活性钎料在 230 °C 时仅需 10 s 即可实现对多孔 Si_3N_4 陶瓷的润湿。超声功率为 333.3 W 时, 钎料可渗入陶瓷基体 25 μm ; 渗入层的宽度随超声功率的增加而增大; 超声功率为 1000 W 时, 渗入层的厚度可达 80 μm 。因焊接温度低, 冷却后渗入层内的残余应力很小, 陶瓷和钎料结合紧密、无裂纹。透射电镜的测试结果表明, 润湿界面主要富集 O 元素和 Zn 元素。本文中多孔陶瓷的快速润湿可归因于钎料内的超强声空化作用, 空化泡溃灭产生极高的温度、压力和液体流速, 使非活性钎料在极短的时间内完成对陶瓷的润湿。

关键词: 超声波; 多孔陶瓷; 润湿; 钎焊; 界面

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.087



李政玮

博士, 主要研究方向为超声波钎焊声空化理论及异种材料连接。

多孔陶瓷具有特殊的多孔结构和陶瓷本身的性能, 是一种性能优异、应用广泛的新型陶瓷材料。目前, 美国、日本和欧洲等发达国家在多孔陶瓷领域投资巨大, 我国也逐渐重视该领域的开发与应用。多孔陶瓷强度高、表面积大、抗腐蚀性和热稳定性好、热膨胀系数低、抗冲击性能好、透波性强、介电常数低^[1], 因此在很多领域应用广泛, 常被用作汽车尾气催化剂载体^[2]、陶瓷电极^[3]、导弹天线罩^[4]等。另外, 多孔陶瓷在过滤^[5]、吸音^[6]、隔热^[7], 甚至生物医学中^[8]也有应用。然而, 多孔陶瓷脆性大、加工成型困难, 想要烧制品质好的大尺寸多孔陶瓷成本昂贵。因此, 将多孔陶瓷零部件高质量地连接成复杂构件尤为重要, 对多孔陶瓷的广泛应用

意义重大。

目前, 焊接多孔陶瓷最主要的方法是真空钎焊, 尚未见公开发表的文献使用其他方法进行焊接。钎焊具有操作相对简单、连接强度高、适用性强等优点。近年来, 国内学者已经对多孔陶瓷的钎焊技术开展研究, 重点集中在开发新型钎料或对陶瓷进行表面改性等方面。Song 等^[9]在 AgCu 钎料中添加 Ti 元素并研究了其对多孔 Si_3N_4 陶瓷润湿性的影响, 结果发现 Ti 的含量可明显影响钎料对陶瓷的润湿性, 当钎料中含 7.28% 的 Ti 时, 其对陶瓷的润湿效果最好, 润湿角仅为 14.6°。Zhang 等^[10]使用 AgCuTi/Cu/AgCu 复合钎料对多孔 Si_3N_4 陶瓷与 Invar 合金进行钎焊, 发现 Cu 的加入可抑制 Fe-Ti 和 Ni-Ti 系金属间化合物的产生,

* 基金项目: 国家自然科学基金(51574099); 中国博士后科学基金资助(2022M710937)。

当 Cu 厚度为 100 μm 时接头强度最高,较使用 AgCuTi 钎料所得接头强度提高 55%。Sun 等^[11]发现 Li₂O-MgO-Al₂O₃-SiO₂ 玻璃陶瓷钎料可较好地润湿 Si₃N₄,当加热温度为 1340 °C 时,润湿角为 30° ± 2°,该研究实现了多孔和致密 Si₃N₄ 陶瓷的焊接,所得接头在 850 °C 时仍然具有较高的强度。Zhuang 等^[12]使用 Ti₂₂Si₇₈ (质量分数,%) 钎料钎焊 Si₃N₄ 多孔陶瓷,发现当陶瓷不做处理时,钎料/陶瓷界面没有明显反应层,接头强度低;将多孔陶瓷表面碳化后,陶瓷表面会形成 SiC 反应层,接头强度从 44 MPa 提高至 115 MPa。目前,国外学者对多孔陶瓷焊接方面开展的工作较少,仅有文献报道了多孔 AlN 陶瓷的焊接。Taranets 等^[13]使用 AgCuTi 钎料对致密和多孔的 AlN 陶瓷进行焊接,发现 AgCuTi 钎料可以很好地实现对致密 AlN 陶瓷的润湿,但多孔 AlN 陶瓷较难润湿,其和钎料的接触角较致密 AlN 增加 20°~30°。

然而,以上方法均无法避免真空钎焊本身的缺点如温度高(高于 800 °C)、保温时间长(一般为十几 min 或更长)、需要真空环境,且钎料中需添加活性元素等。简言之,在真空钎焊中采取的设计新钎料和陶瓷表面改性等方法并不能从根本上解决多孔陶瓷焊接中的效率低、成本高、接头强度不高等问题,严重制约着多孔陶瓷的广泛应用。所以,开发一种新的焊接多孔陶瓷的方法,实现多孔陶瓷的高效率、低耗费、高强度的焊接,对多孔陶瓷的广泛应用意义重大,有助于提升我国在多孔陶瓷领域的竞争力。本文拟从多孔陶瓷本身的特殊结构和性质出发,利用超声波钎焊特殊的物理、冶金效应,实现多孔陶瓷的低温、快速润湿。本研究可为突破多孔陶瓷焊接的瓶颈,推动多孔陶瓷的广泛应用提供有力支撑。

1 试验及方法

本文所用母材为孔隙率约 50% 的多孔 Si₃N₄ 陶瓷,由 β-Si₃N₄ 粉经热压烧结所得,烧结过程中加入少量 Y₂O₃ 作为烧结剂。试验所用陶瓷尺寸为 10 mm × 10 mm × 5 mm。润湿试验前,将陶瓷放入丙酮中超声清洗 10 min。试验用钎料为 Sn9Zn,其由纯 Sn 和 Zn 金属按照特定配比在高频加热炉中制备。使用 Sn9Zn 钎料润湿多孔 Si₃N₄ 陶瓷的原因主要有以下两点:(1) Sn9Zn 钎料熔点低,可解决真空钎焊时熔点高的难题;(2) Sn9Zn 钎料中无活性元素,成本低。润湿所用设备为 UPM-UP1010A01 自制超声波设备,其频率为 20 kHz,最大功率为 1000 W。

图 1 为试验过程示意图,首先将钎料放入特定夹具中加热至 230 °C 后使其熔化,然后将多孔陶瓷一侧浸入至熔融的钎料中,开启超声。超声时间设定为 10 s,功率分别为 333.3 W、666.7 W 和 1000 W。润湿试验后,试样经过打磨和抛光后使用蔡司扫描电子显微镜观察润湿界面的显微组织。为进一步分析润湿界面的组织特征,使用型号为 Helios NanoLab 600i 聚焦离子束减薄系统制备透射试样,然后在型号为 Tolas F200X 的透射电子显微镜上观察。试样的硬度在型号为 HVS-1000 的显微硬度计上测量,测试力为 300 g,保压时间为 10 s。

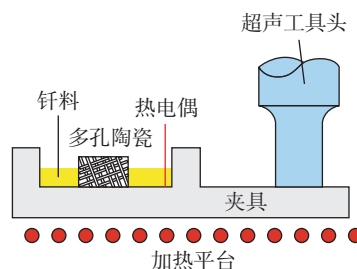


图 1 超声辅助润湿示意图
Fig.1 Schematic of ultrasonic-assisted wetting

2 结果与讨论

图 2 为多孔 Si₃N₄ 陶瓷的形貌特征。可以看出,多孔 Si₃N₄ 的陶瓷棒呈六方结构,其尺寸大小不一致;陶瓷棒不规则分布,类似于鸟巢状交织在一起。陶瓷棒之间存在着大小不一致的孔洞,孔洞尺寸为几十到几百 nm 不等。

图 3 (a) 为超声时间 10 s,功率 333.3 W 时所得润湿界面的显微组织特征。可以看出,虽然超声时间短、温度低,但 Sn9Zn 钎料仍然渗入到多孔陶瓷基体一定的深度,且渗入层的宽度比较均匀。此结果可说明超声波辅助的方法可实现多孔陶瓷材料的快速润湿,有效解决多孔陶瓷在传统真空钎焊中温度高、需活性元素且润湿难的问题。随着超声功率的增加,渗入层的宽度明显增大,如图 3 (b) 所示,当超声功率为 666.7 W 时,渗入层的宽度较图 3 (a) 明显增大;相似地,当超声功率提高至 1000 W 时,渗入层的宽度进一步增大,如图 3 (c) 所示。

图 4 (a) 为超声功率为 333.3 W 时界面的元素变化规律,此时渗入层的宽度约为 25 μm。按照此结果可计算得钎料毛细填缝的速度为 2.5 μm/s。相应的,随着超声功率的提高,渗入层的宽度逐渐增大,钎料的毛细填缝速度也逐渐增大。如图 4 (b) 和(c) 所示,当超声功率为 666.7 W 和 1000 W 时,渗入层的宽度分别为

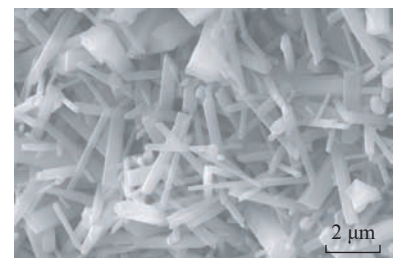
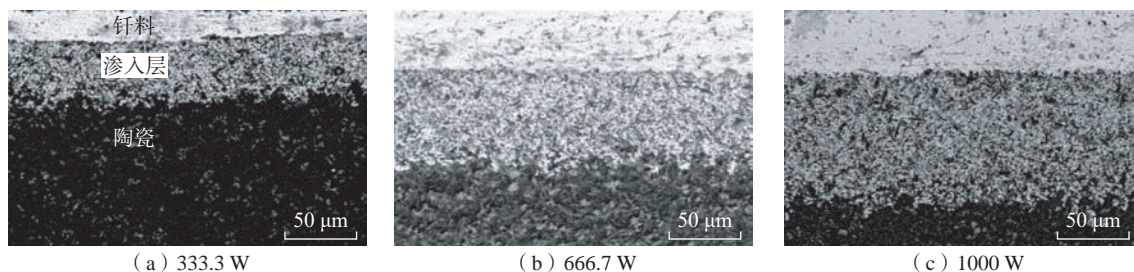
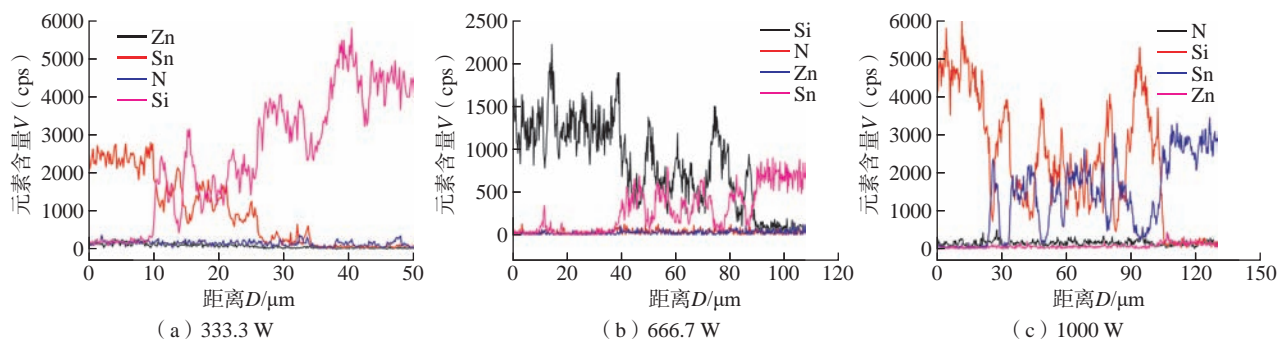


图 2 多孔 Si₃N₄ 陶瓷的显微组织特征
Fig.2 Microstructure of porous Si₃N₄ ceramics

图3 不同超声功率所得多孔 Si₃N₄ 陶瓷的润湿界面特征Fig.3 Microstructure at wetting interface of porous Si₃N₄ ceramics using different ultrasonic powers图4 不同超声功率所得多孔 Si₃N₄ 陶瓷的渗入层宽度Fig.4 Width of infiltration layer at wetting interface of porous Si₃N₄ ceramics using different ultrasonic powers

50 μm 和 80 μm, 对应毛细填缝的速度分别为 5 μm/s 和 8 μm/s。在 Zhang 等^[10]的研究中, 液态钎料在 900 °C、保温 20 min 的条件下, 钎料才渗入多孔陶瓷基体 10 μm 左右。由此可见, 超声辅助的方法可实现多孔材料的快速润湿过程, 这对突破多孔陶瓷的焊接瓶颈, 加速其广泛应用具有一定的推动作用。

为了分析超声波作用下液态金属的毛细填缝机理, 本文使用式(1)计算钎料在渗入多孔陶瓷时所需的能量势垒。

$$P = \frac{2\sigma\cos\theta}{l} \quad (1)$$

式中, σ 为 Sn9Zn 钎料的表面张力, 结合文献 [14] 可知, 在 230 °C 时 Sn9Zn 钎料的表面张力为 0.552 N/m; θ 为 Sn9Zn 钎料与多孔 Si₃N₄ 陶瓷在 230 °C 时的接触角, 将其设定为 130°^[15]; l 为多孔陶瓷的平均孔隙半径, 约为 0.3 μm。通过式(1)可知, 液态钎料渗入到 Si₃N₄ 孔隙内部需克服大小约为 2.4 MPa 的压力。由 Li 等^[16]研究可知, 当超声波作用在液态金属中

时, 其内部的声压值可达 4 MPa。因此, 液态钎料在经历超声波的作用下可轻松克服额外的能量势垒, 发生毛细填缝过程。

图 5 为渗入层内部的背散射放大形貌图(黑色和灰色区域为多孔陶瓷棒, 颜色较浅的区域为 Sn9Zn 钎料)。可以看出, 当钎料渗入到多孔陶瓷内部时, 陶瓷和钎料之间发生了紧密结合, 陶瓷/钎料界面处无裂纹产生。该现象可归因于超声波钎焊的低温焊接这一特性, 低温焊接时, 液态钎料的热膨胀较小, 相应的, 其冷却后在渗入层内部形成的残余应力也较小, 因此无裂纹产生。根据 Zhao 等^[17]研究, 由于焊后热残余应力较大, 渗入层中会产生裂纹, 这些裂纹会导致接头的最终失效。而本文使用的超声波辅助润湿的方法可消除渗入层中的裂纹, 这有利于提高多孔陶瓷接头的强度, 对其广泛应用意义重大。

为进一步研究陶瓷/金属界面的润湿状态, 使用透射电子显微镜对润湿界面的元素进行测试, 结果如图 6 所示, 此时超声功率为 1000 W。图

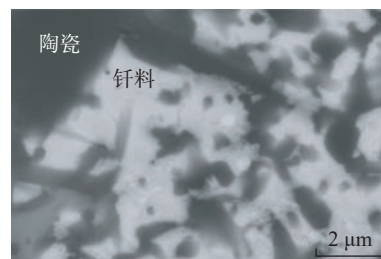


图5 渗入层的显微组织特征

Fig.5 Microstructure of infiltration layer

6 (a) 为润湿界面的元素变化规律, 可以看出, 润湿界面存在明显的 O 和 Zn 元素的聚集, 此结果可说明钎料中的 Zn 元素是润湿过程中的主要元素。图 6 (b) 为润湿界面的高分辨特征, 可以明显看出陶瓷/钎料表面的润湿层, 润湿层的厚度较为均匀, 约为 10 nm, 与图 6 (a) 所得结果相似。

图 7 为功率 1000 W 所得润湿试样不同区域的硬度值, 可以看出, 多孔陶瓷基体的硬度值约为 123.1 HV。在渗入层内部, 由于陶瓷的间隙内部塞满了钎料, 因此硬度值有所提高, 为 149.6 HV。Sn9Zn 钎料的硬度值较其他两个区域明显降低, 为 52.7 HV。另外, 本文还对润湿后

的陶瓷进行焊接,焊接时超声作用时间为 1 s,焊后对所得接头进行剪切性能测试。结果发现,当超声功率为 333.3 W 时,接头强度为 23 MPa。随着润湿超声功率的增大,接头的强度逐渐提高,当超声功率提高至 666.7 W 和 1000 W 时,接头的强度分别为 25 MPa 和 30 MPa。

由图 6 (a)可知,超声波润湿多孔陶瓷的过程中,O 元素为润湿陶瓷的主要元素之一,这和传统真空钎焊过程截然不同。事实上,该过程中的 O 元素主要来自于大气,当施加超声振动时,液态钎料可发生激烈振动,此种情况下氧元素可通过液/气界面进入到液态钎料当中。另外,当超声波作用于液态钎料时,钎料中会发生声空化现象:大量的空化泡在超声波的作用下不断地形核与溃灭。空化泡的溃灭会产生一系列特殊的现象,比如极高的温度、压力以及较高的液体流速等。此种情况下,存在于空化泡内部的氧气可直接与陶瓷发生反应,参与润湿。为验证此过程,本文使用 MATLAB 对液态钎料中的空化泡动力学进行计算,采用式(2)所示的黏性流体中的气泡动力学方程 Rayleigh-Plesset 方程进行分析。

$$R\left(\frac{d^2R}{dt^2}\right) + \frac{3}{2}\left(\frac{dR}{dt}\right)^2 = \frac{1}{\rho} \times \left[\left(P_0 + \frac{2\sigma}{R_0} \right) \left(\frac{R_0}{R} \right)^{3\gamma} - P_A - P_0 - \frac{2\sigma}{R} \right] - \frac{4\mu}{\rho R} \frac{dR}{dt} + \frac{R}{\rho c} \frac{d}{dt} \left[\left(P_0 + \frac{2\sigma}{R_0} \right) \left(\frac{R_0}{R} \right)^{3\gamma} - P_A \right] \quad (2)$$

式中, c 为超声波在液体中的传播速度; t 为时间; R 为空化泡的半径; ρ 为 Sn9Zn 钎料的密度; P_0 为钎料的静压力; σ 为钎料的表面张力; R_0 为空化泡初始半径; γ 为气体的比热,其值取决于气体种类与状态(空气的 γ 值为 1.4); μ 为钎料黏度; P_A 为驱动声压。采用四阶 Rung-Kutta 方法求其解析解。随后,计算和分析液态钎料中声空化的热、力学效应。拟采

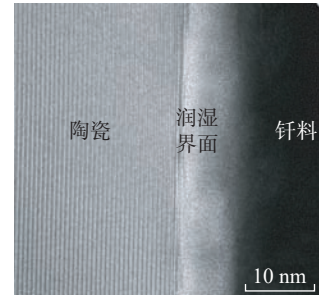
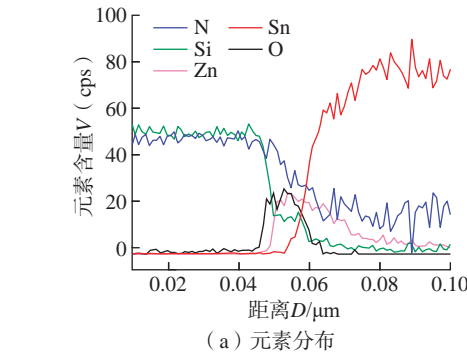


图 6 润湿界面特征

Fig.6 Microstructure at the wetting interface

用式(3)和(4)所示方程分别对空化泡溃灭时的压力和温度进行计算。

$$P_{collapse} = \left(P_0 + \frac{2\sigma}{R_0} \right) \times \left(\frac{R_0}{R} \right)^{3\gamma} - \frac{2\sigma}{R_0} - \frac{4\mu}{R} \left(\frac{dR}{dt} \right) \quad (3)$$

$$T_{collapse} = T_0 \frac{R_0^{3(\gamma-1)}}{(R^3 - a^3)^{\gamma-1}} \quad (4)$$

式中, T_0 为室温; a 是空化泡内气体的范德华半径。

假定 Sn9Zn 钎料中的空化泡的初生半径为 $5 \mu\text{m}$, Sn9Zn 钎料的密度为 6.69 g/cm^3 ,黏度为 $1.3 \times 10^{-3} \text{ Pa}\cdot\text{s}$, a 为 $2.34 \times 10^{-6} \mu\text{m}$ 。根据 Li 等^[15]研究假定多孔陶瓷微通道内 Sn9Zn 钎料的声压强度为 4 MPa,通过其计算空化泡的动力学行为。图 8 (a) 为空化泡溃灭时泡壁的温度,可以看出此时泡壁的温度可高达 4753 K;图 8 (b) 为空化泡溃灭时泡壁处的压力,此时压力值可高达 $6.4 \times 10^8 \text{ Pa}$;图 8 (c) 为空化泡溃灭时泡壁的速度,其值可高达 2313 m/s。正是由于这些极端的条件,使得 Sn9Zn 钎料在极端的时间内完成对多孔 Si_3N_4 陶瓷的润湿。

基于上述讨论,本文的润湿过程可总结如下。在超声辅助润湿过程中,处在熔化状态的液态钎料中含有一定的氧;另外,随着超声波的振动,大气中的氧元素也会通过液/气界面进入到液态钎料中。相对于 Sn 而言, Zn 更活泼,因此更容易与氧发生结合。超声作用下,陶瓷/钎料界

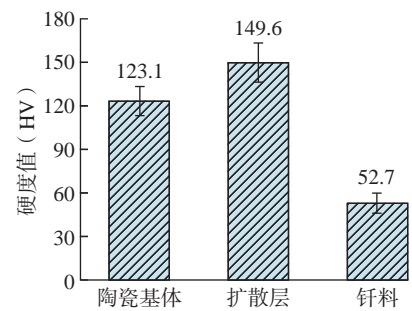


图 7 不同区域的硬度值
Fig.7 Hardness at different regions

面处容易发生空化泡的富集,空化泡一般情况下由钎料中残存的空气和部分钎料蒸汽组成,即液态钎料中的空气容易向陶瓷表面富集。如图 8 所示,空化泡溃灭时会产生高温、高压和高液体流速等特殊现象,使得陶瓷会在极短的时间内被润湿,而润湿的主要形式是 Zn 和 O 发生结合。因此,润湿后的陶瓷表面会发生明显的 Zn 和 O 的聚集现象。

3 结论

(1) 利用超声波辅助方法可在 $230 \text{ }^\circ\text{C}$ 、10 s 内完成对多孔陶瓷的润湿,当超声功率为 333.3 W 时,渗入层的宽度为 $25 \mu\text{m}$ 。超声功率的增加可明显增大渗入层的宽度,当超声功率为 1000 W 时,渗入层的宽度为 $80 \mu\text{m}$ 。渗入层中陶瓷和钎料结合紧密,无裂纹产生。

(2) 超声功率为 1000 W 时,润湿层的宽度约为 $10 \mu\text{m}$,润湿界面存在明显的 O 和 Zn 元素聚集。其中 O 元素主要来自于大气,在超声波的振动

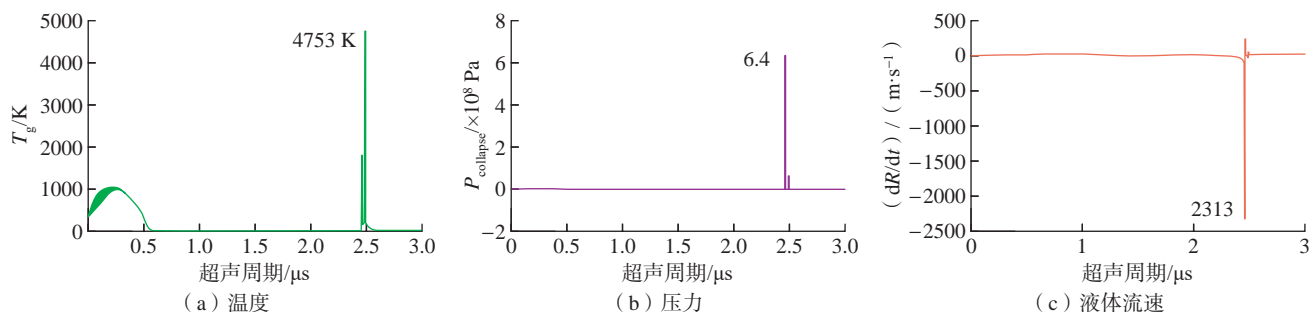


图8 空化泡溃灭效应

Fig.8 Effect of bubble collapse

下由液/气界面进入到液态钎料当中。

(3) 陶瓷基体的硬度值约为 123.1HV; 渗入层硬度值提高至 149.6HV; Sn9Zn 钎料的硬度值最低, 为 52.7HV。

(4) 空化动力学的计算结果表明, 初始半径为 $5\ \mu\text{m}$ 的空化泡溃灭时可产生 4753 K 的高温、 $6.4 \times 10^8\ \text{Pa}$ 的压力和 2313 m/s 的液体流速, 这些极端的条件使 Sn9Zn 钎料在极短的时间内完成对多孔 Si_3N_4 陶瓷的润湿。

参考文献

[1] WANG S J, JIA D C, YANG Z H, et al. Effect of BN content on microstructures, mechanical and dielectric properties of porous BN/ Si_3N_4 composite ceramics prepared by gel casting[J]. *Ceramics International*, 2013, 39(4): 4231–4237.

[2] MOENE R, MAKKEE M, MOULIJN J A. High surface area silicon carbide as catalyst support characterization and stability[J]. *Applied Catalysis A: General*, 1998, 167(2): 321–330.

[3] 屈飘, 欧阳竟, 龚志远, 等. 燃料电池多孔陶瓷电极薄层的喷墨打印制造[J]. *硅酸盐学报*, 2020, 48(10): 1613–1621.

QU Piao, OUYANG Jing, GONG Zhiyuan, et al. Fabrication of porous fuel cell electrode layers via inkjet printing[J]. *Journal of the Chinese Ceramic Society*, 2020, 48(10): 1613–1621.

[4] 武小峰, 胡由宏, 宫永辉, 等. 陶瓷导弹天线罩力热性能试验技术综述[J]. *陶瓷学报*, 2019, 40(4): 418–424.

WU Xiaofeng, HU Youhong, GONG Yonghui, et al. A review of thermal-mechanical performance test technology for ceramic missile radome[J]. *Journal of Ceramics*, 2019, 40(4): 418–424.

[5] 王旭东, 周扬, 袁怡. 烧结温度对

SiC 多孔陶瓷性能的影响[J]. *功能材料*, 2022, 53(1): 1072–1076.

WANG Xudong, ZHOU Yang, YUAN Yi. Effect of sintering temperature on properties of SiC porous ceramics[J]. *Journal of Functional Materials*, 2022, 53(1): 1072–1076.

[6] 井强山, 唐旖天, 田永尚, 等. 烧结助剂对多孔吸音陶瓷结构和性能的影响[J]. *非金属矿*, 2018, 41(5): 50–53.

JING Qiangshan, TANG Yitian, TIAN Yongshang, et al. Effects of sintering aids on structure and properties of porous sound-absorbing ceramics[J]. *Non-Metallic Mines*, 2018, 41(5): 50–53.

[7] 罗瀚. 中子屏蔽/隔热一体化硼酸铝基陶瓷材料的制备与结构设计[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2021.

LUO Han. Fabrication and structural design of aluminum borate based ceramic materials with integration of neutron shielding and thermal insulation[D]. Wuhan: Wuhan University of Science and Technology, 2021.

[8] 范亚楠, 陈俊名, 何沛霖, 等. 多孔陶瓷生物材料治疗早中期非创伤性股骨头坏死的临床研究[J]. *中华骨与关节外科杂志*, 2022, 15(2): 81–86.

FAN Yanan, CHEN Junming, HE Peilin, et al. Effect of porous ceramic biomaterials in the treatment of early and middle stage non-traumatic osteonecrosis of the femoral head[J]. *Chinese Journal of Bone and Joint Surgery*, 2022, 15(2): 81–86.

[9] SONG X G, ZHAO Y X, HU S P, et al. Wetting of AgCu–Ti filler on porous Si_3N_4 ceramic and brazing of the ceramic to TiAl alloy[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(5): 4622–4629.

[10] ZHANG J, LIU J Y, WANG T P. Microstructure and brazing mechanism of porous Si_3N_4 /Invar joint brazed with Ag–Cu–Ti/Cu/Ag–Cu multi-layered filler[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(4):

713–719.

[11] SUN L B, FANG J, LIU C F, et al. Crystallization kinetic of $\text{Li}_2\text{O–MgO–Al}_2\text{O}_3\text{–SiO}_2$ glass-ceramic and its application for joining of porous Si_3N_4 ceramic[J]. *Materials Characterization*, 2021, 172: 110889.

[12] ZHUANG Y L, LIN T S, WANG S J, et al. The effect of a carbon layer on the microstructural and mechanical properties of porous BN/ Si_3N_4 ceramic brazed with a titanium-silicon filler[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(4): 1288–1298.

[13] TARANETS N Y, JONES H. Wettability of aluminium nitride based ceramics of different porosity by two active silver based brazing alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 379(1–2): 251–257.

[14] GANCARZ T, PSTRUŚ J, GAŚSIOR W, et al. Physicochemical properties of Sn–Zn and SAC+Bi alloys[J]. *Journal of Electronic Materials*, 2013, 42(2): 288–293.

[15] LI Z W, XU Z W, HE P, et al. Microstructure and enhanced joint performance of porous Si_3N_4 ceramics in ultrasonic soldering[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 840: 142984.

[16] LI Z W, XU Z W, ZHAO D G, et al. Ultrasonic cavitation at liquid/solid interface in a thin Ga–In liquid layer with free surface[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2021, 71: 105356.

[17] ZHAO Y X, SONG X G, HU S P, et al. Interfacial microstructure and mechanical properties of porous- Si_3N_4 ceramic and TiAl alloy joints vacuum brazed with AgCu filler[J]. *Ceramics International*, 2017, 43(13): 9738–9745.

通讯作者: 许志武, 教授, 主要研究方向为超声波钎焊基础理论、新材料及异种材料连接等。

(下转第 111 页)

引文格式: 崔江梅, 陈龙, 周志杰, 等. 中间层对 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头组织性能的影响[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 92-97.

CUI Jiangmei, CHEN Long, ZHOU Zhijie, et al. Effect of interlayer on microstructure and mechanical properties for NiTi/Ti6Al4V laser welded joints[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 92-97.

中间层对 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头组织性能的影响*

崔江梅¹, 陈龙², 周志杰³, TESHOME FISSHA BIRUKE², 柯文超², 喻红梅¹, 曾志²

(1. 成都工业学院, 成都 611730;

2. 电子科技大学, 成都 611731;

3. 中国航空技术国际控股有限公司, 北京 100101)

[摘要] 为了提升 NiTi/Ti6Al4V 异种材料激光焊接接头的力学性能, 减少脆性金属间化合物的形成, 分别通过添加 Co、Zr 中间层开展 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接。研究了中间层材料对焊接接头微观组织、物相结构与力学性能的影响规律。结果表明, NiTi/Co/Ti6Al4V 和 NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头熔合区微观组织均由等轴枝晶、柱状枝晶以及部分宏观偏析区组成, Co 与 Zr 元素分别能取代 Ti₂Ni 脆性金属间化合物中 Ni 和 Ti 的位置, 从而抑制 Ti₂Ni 脆性相的生成。此外, NiTi/Co/Ti6Al4V 和 NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头均在 NiTi 边界附近出现硬度最大值, 分别为 543HV 和 467HV, 且均在 NiTi 边界处发生脆性断裂, 其中 NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头有着较大的抗拉强度 315.9 MPa 和断裂应变 1.74%。

关键词: 异种金属; 激光焊接; 中间层; 微观组织; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.092



崔江梅
讲师, 硕士, 研究方向为激光焊接技术等。

NiTi 形状记忆合金由于具有独特的形状记忆效应和超弹性特征, 在微机电系统、生物医学和航空航天等领域存在应用需求^[1]。Ti6Al4V 合金有着高强度、耐腐蚀性与生物相容性, 在轨道交通、生物医学与航空航天行业有着广泛应用^[2]。因此基于 NiTi 和 Ti6Al4V 两种合金特性的异种材料连接在航空航天装备关键部位制造中具有极大的应用潜力, 如飞机发动机涡轮燃气喷嘴采用 NiTi 和 Ti6Al4V 的焊接紧固件来减少噪音和油耗^[3]。然而, 两种材料的热、物理、化学性能差异造成其在焊接制造过程中易形成 Ti₂Ni 等脆性金属间化合物, 而这些脆性金属间化合物的生成会导致接头力学性能的恶化^[4]。

Ti6Al4V 激光焊接中添加 Cu 元素能减少 Ti₂Ni 相含量, 有效提高接头的力学性能。Oliveira 等^[6]采用激光偏移同时加入 Nb 中间层, 成功获得了熔合区无金属间化合物的 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头, 其平均抗拉强度为 300 MPa。以上研究均表明在 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接过程中添加中间层能有效抑制金属间化合物的生成, 其力学性能相较于未添加中间层的焊接接头明显提高。

由于 Co 与 Ni 具有相近的原子半径, 所以 Co 能取代 Ni 基化合物中的 Ni, 同时 Co 有着优异的耐腐蚀性以及高的抗拉强度^[7]。此外, Zr 与 Ti 为同族元素, 有着相似的电子构型, 不易与 Ti 形成金属间化合物^[8]。因此, 将 Co、Zr 作为中间层有望实现

* 基金项目: 国家自然科学基金(52175292); 四川省科技计划(2021YFG0053)。

Zoeram 等^[5]研究发现在 NiTi/

NiTi/Ti6Al4V 异种材料的可靠互连。本文研究了 Co、Zr 中间层对 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头微观组织、物相结构和力学性能的影响规律,为 NiTi/Ti6Al4V 的有效连接提供工艺指导和技术借鉴。

1 试验及方法

试验材料选用 0.5 mm 厚 NiTi (Ni 原子分数为 50.8%) 与 Ti6Al4V 板材,以及纯度 99.9% 的 0.05 mm 厚 Co 箔和 Zr 箔。母材化学成分如表 1 所示。采用武汉华工激光工程公司生产的 LWF150QC 光纤激光器进行焊接试验,其最大工作峰值功率为 1.5 kW,最小聚焦光斑 0.2~0.4 mm,波长 1070 nm。图 1 (a) 为激光焊接试验过程,焊接工艺参数分别为峰值功率 1.0 kW、脉冲频率 8 Hz、焊接速度 3.0 mm/s、离焦量 0、氩气流量 16 L/h 和总宽度 13 ms 的斜坡脉冲。图 1 (b) 为自主设计的带有屏蔽辅助夹具,用于固定工件并确保氩气集中,以减少接头氧化。如图 1 (c) 所示,

Co/Zr 中间层置于 NiTi 和 Ti6Al4V 之间。此外,为防止激光反射损坏镜片,将激光倾角设为 4°,且激光位置设为从中间层边界向 Ti6Al4V 侧偏移 0.1 mm,为熔点相对较高的母材提供更多热量。

采用电火花线切割沿垂直于焊缝方向制备微观组织表征试样与力学性能测试试样。微观组织表征试样经打磨抛光和清洗腐蚀后,采用 ZEISS Observer A1M 倒置光学显微镜进行金相组织分析,并且利用 JEOL JSM-7600F 场发射扫描电子显微镜对成分进行研究,同时采用 BRUKER D8 DISCOVER Plus 型 X 射线衍射仪确定接头中存在的物相结构。拉伸试样尺寸如图 2 (a) 所示,在 CMT-02 通用拉伸试验机上以 0.5 mm/min 拉伸速率进行室温拉伸性能试验,并采用场发射扫描电子显微镜对拉伸断裂试样进行断口形貌分析。焊接接头显微硬度通过 DHV-1000Z 数字显微维氏硬度计进行测试,如图 2 (b) 所示。

2 结果与讨论

2.1 焊接接头微观组织形貌

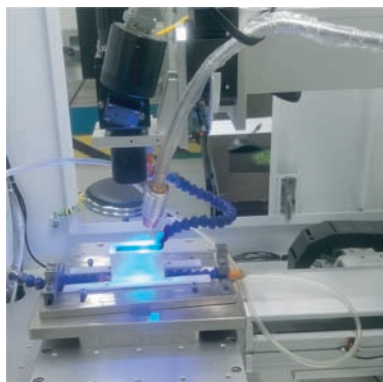
含 Co/Zr 中间层的 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头微观组织形貌如图 3 所示。两种接头整体微观组织主要由等轴枝晶、柱状枝晶以及部分宏观偏析区组成。宏观偏析区和不对称熔池的形成则归因于 NiTi 和 Ti6Al4V 母材成分与热性能差异、熔池内马兰戈尼对流效应以及激光偏移^[9-11],其中宏观偏析可以通过优化焊接工艺参数使熔合区元素分布均匀来避免产生^[12]。

由于熔合边界存在较大的温度梯度, NiTi/Co/Ti6Al4V 接头的 NiTi 和 Ti6Al4V 边界均以胞状晶形式开始凝固, NiTi 边界胞状晶突然转变为柱状枝晶,再转变为等轴枝晶,而 Ti6Al4V 边界胞状晶自然地柱状枝晶和细小等轴枝晶发生转变,如图 3 (a) 所示。NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头的 NiTi 边界以平面晶形式开始凝固,逐渐转变为胞状晶和柱状枝晶,而 Ti6Al4V 边界凝固模式由胞状晶开始逐渐向胞状枝晶转变,同时两侧边界靠近熔合区的组织呈现为等轴枝晶形态,如图 3 (b) 所示。从熔合线到焊缝中心,温度梯度 (G) 逐渐减小,同时凝固速度 (R) 增加,其比值 (G/R) 在熔合线处最大,因此在熔合

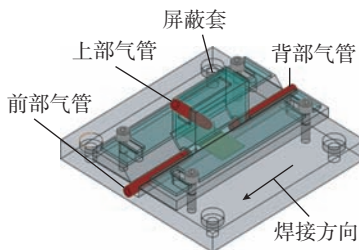
表 1 母材化学成分组成(原子分数)

Table 1 Chemical composition of base materials (Atomic fraction) %

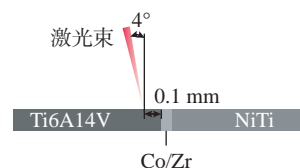
母材	成分								
	Ti	Ni	Al	V	Fe	O	C	N	H
NiTi	49.2	50.8	—	—	—	—	—	—	—
Ti6Al4V	余量	—	6.05	3.9	0.15	0.12	0.02	0.006	0.004



(a) 激光焊接试验过程



(b) 屏蔽辅助夹具



(c) NiTi/Ti6Al4V 异种连接结构设置

图 1 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接示意图

Fig.1 Schematic diagram of NiTi/Ti6Al4V laser welding

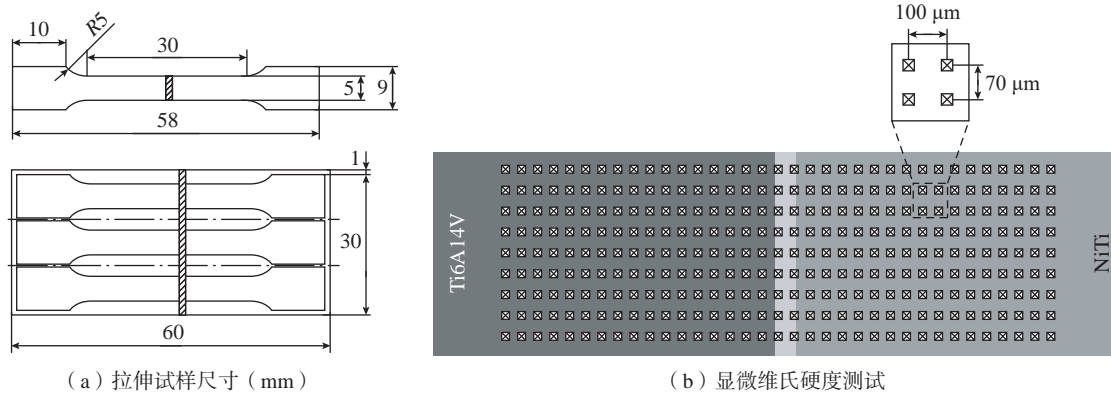


图2 力学性能测试示意图

Fig.2 Schematic diagram of mechanical properties testing

线附近凝固过程呈现为平面晶生长和胞状晶生长,当凝固前沿向焊缝中心移动时,枝晶在焊缝中心生长^[13]。

脉冲激光焊接的高冷却速率和焊缝中心的低温度梯度有利于焊缝中心等轴晶粒的形核^[10],因此在两者的共同作用下,两种接头的焊缝中心区域均经历了显著过冷,从而观察到明显的等轴枝晶组织。

2.2 焊接接头物相结构

图4为含Co/Zr中间层的NiTi/Ti6Al4V激光焊接接头点成分分析图,对应的点成分分析结果如表2所示。根据成分分析结果,结合Ni-Ti-Co三元相图^[14]可以得知Co中间层能使熔池平均成分远离Ti₂Ni相区,使熔合区初生相由Ti₂Co、Ti₂Ni、NiTi和Ti相组成,其原因是相较于Ni元素,Co元素与Ti元素有更高的化学亲和性^[7],因此Co能部分取代Ni的位置形成Ti₂Co,从而减少了Ti₂Ni脆性金属间化合物的形成。同时结合Ni-Ti-Zr三元相图^[15],可以发现由于Zr元素与Ti元素为同族元素且具有相似的化学性质^[8],Zr能取代Ti₂Ni中部分Ti的位置形成Ni(Ti,Zr)₂,因此熔合区初生相主要有Ni(Ti,Zr)₂三元相、Ti₂Ni二元相,以及Ti和Zr单相。

图5为含Co/Zr中间层的NiTi/Ti6Al4V激光焊接接头X射线衍射谱。从图5(a)中可以看出,从焊缝中心到NiTi边界,虽然Ti₂Ni和

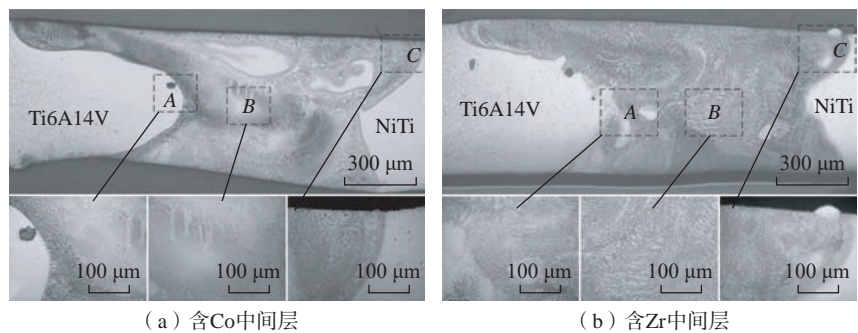


图3 含Co/Zr中间层的NiTi/Ti6Al4V激光焊接接头微观组织形貌

Fig.3 Microstructure morphology of NiTi/Ti6Al4V laser welded joints with Co/Zr interlayer

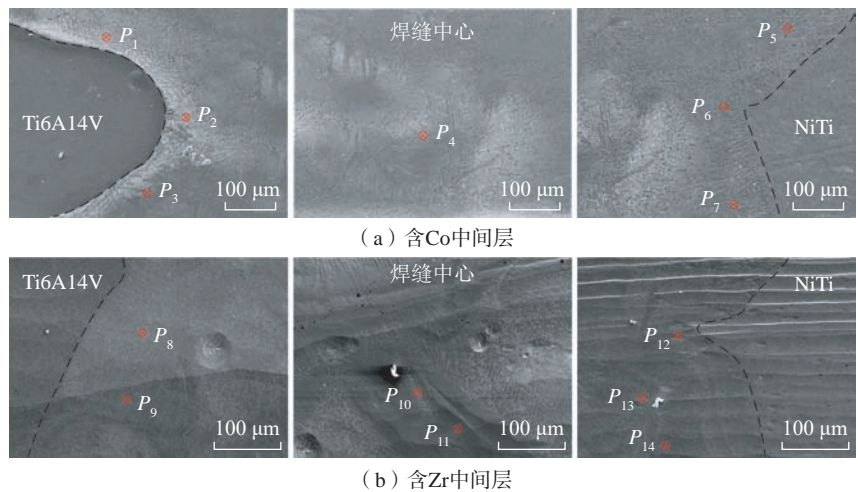


图4 含Co/Zr中间层的NiTi/Ti6Al4V激光焊接接头点成分分析

Fig.4 Point composition analysis of NiTi/Ti6Al4V laser welded joints with Co/Zr interlayer

Ti₂Co的衍射第1强峰强度降低,但其第2强峰和第3强峰强度增加,同时Ti₂Ni单衍射峰强度增加,Ti单相衍射峰强度降低,这些变化均会导致NiTi/Co/Ti6Al4V接头NiTi边界处力学性能弱化^[16]。

对比图5(b)和NiTi/Zr/Ti6Al4V

接头点成分分析结果可以发现,X射线衍射检测出了NiZr₂相结构,这是由于Zr与Ti化学性质相似且具有充分的溶解度,能够形成固溶体,同时Zr原子半径大于Ti,使晶格参数变大^[17-18],导致出现了Zr完全取代Ti₂Ni中Ti位置的情况。从焊缝中

表 2 含 Co/Zr 中间层的 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头点成分分析结果
Table 2 Results of point composition analysis of NiTi/Ti6Al4V laser welded joints with Co/Zr interlayer

点	原子分数 /%				可能的初生相
	Ti	Ni	Co	Zr	
P_1	62.4	21.3	9.2	—	Ti_2Co , Ti_2Ni , Ti
P_2	68.5	15.5	8.7	—	Ti_2Co , Ti_2Ni , Ti
P_3	63.1	20.7	9.9	—	Ti_2Co , Ti_2Ni , Ti
P_4	61.7	19.2	11.3	—	Ti_2Co , Ti_2Ni
P_5	54.8	23.4	16.4	—	Ti_2Co , Ti_2Ni , NiTi
P_6	61.6	20.9	10.8	—	Ti_2Co , Ti_2Ni
P_7	61.0	22.3	10.4	—	Ti_2Co , Ti_2Ni
P_8	66.2	16.9	—	7.2	Ti_2Ni , Ni (Ti, Zr) ₂ , Ti
P_9	74.9	7.3	—	5.5	Ti_2Ni , Ti
P_{10}	60.6	20.0	—	9.1	Ti_2Ni , Ni (Ti, Zr) ₂ , Ti
P_{11}	76.8	5.4	—	3.6	Ti_2Ni , Ti
P_{12}	61.1	18.0	—	10.6	Ti_2Ni , Ni (Ti, Zr) ₂ , Zr
P_{13}	72.2	7.7	—	5.2	Ti_2Ni , Ti
P_{14}	74.7	6.0	—	5.1	Ti_2Ni , Ti

心到 NiTi 边界, Ti 单相衍射峰强度显著降低, 而 Ti_2Ni 衍射峰强度增加, 这对 NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头 NiTi 边界处力学性能有不利影响^[16], 然而 Zr 单相和 Ni0.6Ti0.4Zr 三元相衍射峰强度的增加表明对应的相含量增加, 这些相的存在对 NiTi 边界处力学性能的弱化存在缓解作用。

2.3 焊接接头力学性能

2.3.1 显微硬度

图 6 (a) 为 NiTi/Co/Ti6Al4V 接头显微硬度分布图, 硬度平均值与最大值分别为 438HV 与 543HV; 而 NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头显微硬度平均值与最大值分别为 392HV 与 467HV, 如图 6 (b) 所示。两种接头熔合区硬度均高于两侧母材硬度, 且硬度最大值均在靠近 NiTi 边界位置被检测到, 这是由于靠近 NiTi 一侧的高硬度 Ti_2Ni 脆性金属间化合物含量相对较高。对比两种接头的硬度

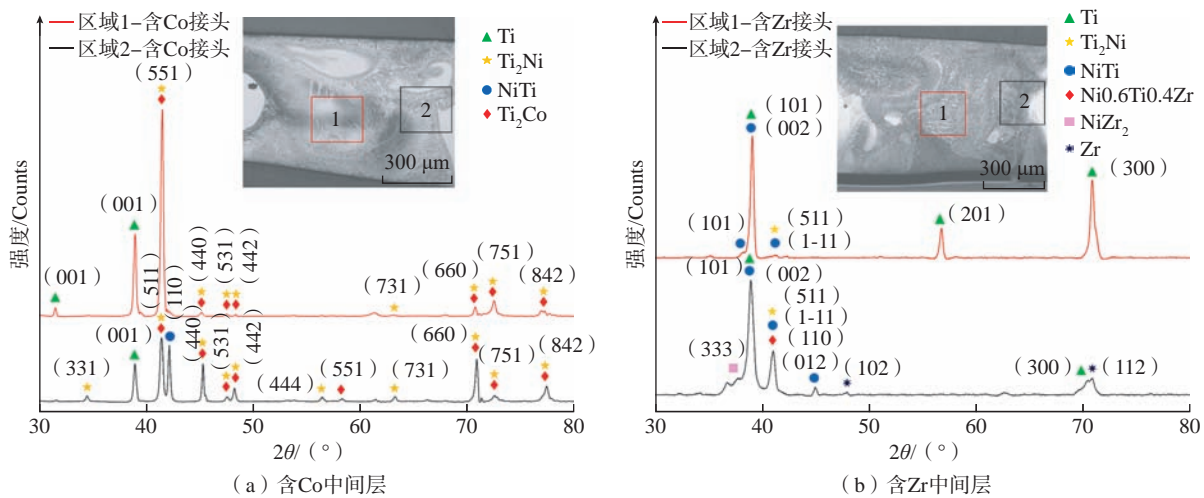


图 5 含 Co/Zr 中间层的 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头 X 射线衍射谱
Fig.5 XRD pattern of NiTi/Ti6Al4V laser welded joints with Co/Zr interlayer

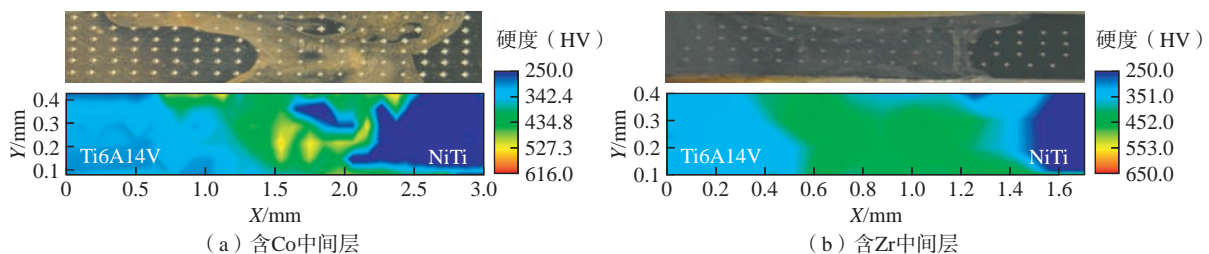


图 6 含 Co/Zr 中间层的 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头显微硬度分布
Fig.6 Microhardness distribution of NiTi/Ti6Al4V laser welded joints with Co/Zr interlayer

平均值与最大值可以得知, NiTi/Zr/Ti6Al4V 比 NiTi/Co/Ti6Al4V 有着更低的显微硬度, 结合 X 射线衍射结果可以确定相较于 Co 对 Ti₂Ni 相中 Ni 的取代, Zr 对 Ti 的取代能更显著地减少 Ti₂Ni 脆性相的生成。

此外, 熔合区中存在部分蓝色区域, 其硬度与 NiTi 母材硬度相似。由于在微观组织形貌中观察到了部分宏观偏析区, 结合 Oliveira 等^[10]的研究成果, 可以确定该蓝色区域为对流效应产生的岛状 NiTi 宏观偏析区。

2.3.2 拉伸性能

为了确定中间层对 NiTi/Ti6Al4V 接头拉伸性能的影响, 分别测试了无中间层、Co 中间层和 Zr 中间层接头的拉伸应力应变曲线, 其结果如图 7 所示。无中间层接头的极限抗拉强度和断裂应变分别为 148.1 MPa 和 0.82%, 而 Co 中间层接头的值分别为 285.1 MPa 和 1.68%, Zr 中间层接头的值分别为 315.9 MPa 和 1.74%。3 种接头均在 NiTi 边界附近断裂, 根据微观组织形貌可知焊缝中心为等轴枝晶, 其晶粒尺寸小于 NiTi 边界的柱状枝晶, 故 NiTi 边界的性能弱于焊缝中心, 同时结合 X 射线衍射和显微硬度分析可知, NiTi 边界的 Ti₂Ni 脆性金属间化合物含量比焊缝中心的含量更高, 因此焊接接头最终在 NiTi 边界附近产生失效断裂。

对比 3 种接头的极限抗拉强度和

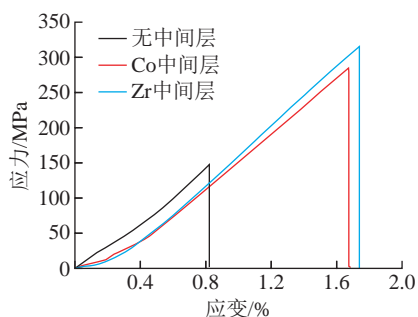


图 7 不同中间层的 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头拉伸应力应变曲线

Fig.7 Tensile stress-strain curves of NiTi/Ti6Al4V laser welded joints with different interlayers

断裂应变值可知, 含 Co 和 Zr 接头的拉伸性能均显著强于无中间层接头, 根据物相结构分析结果可以确定 Co 和 Zr 均产生固溶强化效应, 并且分别取代 Ti₂Ni 脆性相中的 Ni 和 Ti, 降低了 Ti₂Ni 相含量, 从而提高接头的力学性能^[19-20]。此外, NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头拉伸性能又优于 NiTi/Co/Ti6Al4V 接头, 结合物相结构分析结果可以得知, NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头中 Ti 单相含量较高, Ti₂Ni 相含量较低, 并且同时存在 Zr 单相和 Ni_{0.6}Ti_{0.4}Zr 三元相, 因此 NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头具有更强的力学性能, 表明 Zr 中间层能更好地改善接头的力学性能。

由于接头均失效于 NiTi 边界附近, 因此对 NiTi 侧拉伸断口进行观察, 如图 8 所示。对比两种接头的断口可以看出, 断口形貌主要呈现为解理面与部分类解理面, 其对应的断裂形式为脆性断裂, 这与拉伸试验中近似直线的应力应变关系相一致, 大量 Ti₂Ni 脆性相的存在导致了解理形貌的发展, 而类解理面的产生与较软的岛状 NiTi 区有关。此外, 在含 Zr 接头的断口形貌中还观察到了部分细小韧窝花样, 表明含 Zr 接头中较多的 Ti 单相以及 Zr 单相的存在使得接头具有一定韧性, 因此, 含 Zr 接头具有更优异的力学性能。

3 结论

(1) 含 Co/Zr 中间层的 NiTi/Ti6Al4V 接头熔合区微观组织主要存在大量等轴枝晶和柱状枝晶以及

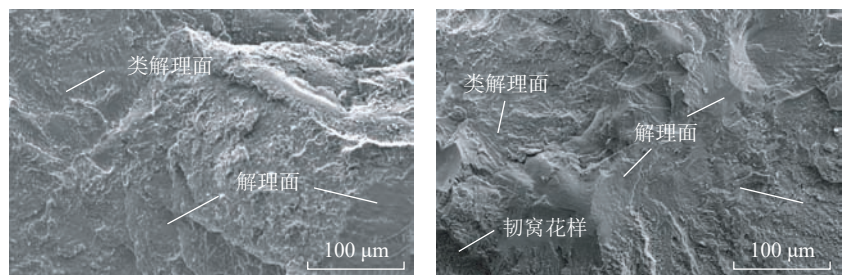
部分宏观偏析区, 其中 Co 元素取代 Ti₂Ni 中 Ni 的位置形成 Ti₂Co, Zr 元素则取代 Ti 的位置形成 Ni (Ti, Zr)₂ 和 NiZr₂, 从而减少 Ti₂Ni 脆性相的生成, 有利于提升接头力学性能。

(2) NiTi/Co/Ti6Al4V 和 NiTi/Zr/Ti6Al4V 接头熔合区硬度均高于两侧母材硬度, 且在 NiTi 边界附近出现硬度最大值分别为 543HV 和 467HV, 表明 Zr 中间层的存在比 Co 中间层更显著地降低了接头硬度。

(3) NiTi/Ti6Al4V、NiTi/Co/Ti6Al4V 和 NiTi/Zr/Ti6Al4V 3 种接头均在 NiTi 边界处发生脆性断裂, 但是添加中间层的接头有着更高的拉伸性能, 其中添加 Zr 中间层的接头具有较大的抗拉强度和断裂应变, 分别为 315.9 MPa 和 1.74%。

参考文献

- [1] ZENG Z, OLIVEIRA J P, AO S S, et al. Fabrication and characterization of a novel bionic manipulator using a laser processed NiTi shape memory alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 122: 105876.
- [2] 兰亮, 白澄岩, 高双, 等. 电子束熔化成形 Ti-6Al-4V 钛合金研究进展和应用现状[J]. 航空制造技术, 2022, 65(1/2): 20-31.
LAN Liang, BAI Chengyan, GAO Shuang, et al. Research progress and application status of Ti-6Al-4V titanium alloy fabricated via electron beam melting[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(1/2): 20-31.
- [3] OLIVEIRA J P, MIRANDA R M, BRAZ FERNANDES F M. Welding and joining of NiTi shape memory alloys: A review[J]. Progress in Materials Science, 2017, 88: 412-466.
- [4] MIRANDA R M, ASSUNÇÃO E,



(a) 含Co中间层

(b) 含Zr中间层

图 8 含 Co/Zr 中间层的 NiTi/Ti6Al4V 激光焊接接头拉伸断口形貌

Fig.8 Tensile fracture morphology of NiTi/Ti6Al4V laser welded joints with Co/Zr interlayer

- SILVA R J C, et al. Fiber laser welding of NiTi to Ti-6Al-4V[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 81(9-12): 1533-1538.
- [5] ZOERAM A S, AKBARI MOUSAVI S A A. Effect of interlayer thickness on microstructure and mechanical properties of as welded Ti6Al4V/Cu/NiTi joints[J]. Materials Letters, 2014, 133: 5-8.
- [6] OLIVEIRA J P, PANTON B, ZENG Z, et al. Laser joining of NiTi to Ti6Al4V using a niobium interlayer[J]. Acta Materialia, 2016, 105: 9-15.
- [7] LI H M, SUN D Q, CAI X L, et al. Laser welding of TiNi shape memory alloy and stainless steel using Co filler metal[J]. Optics & Laser Technology, 2013, 45: 453-460.
- [8] ZHANG L J, MA R Y, ZHANG Y B, et al. Investigation on dissimilar laser beam welding of molybdenum to zirconium via pure titanium interlayer[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 131: 106327.
- [9] 董智军, 胡明华, 罗志强. Ti-22Al-27Nb/TC4 异种合金激光焊接组织性能研究[J]. 航空制造技术, 2015, 58(3): 71-74, 81.
- DONG Zhijun, HU Minghua, LUO Zhiqiang. Microstructure and mechanical properties of laser welded Ti-22Al-27Nb/TC4 dissimilar alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(3): 71-74, 81.
- [10] OLIVEIRA J P, ZENG Z, ANDREI C, et al. Dissimilar laser welding of superelastic NiTi and CuAlMn shape memory alloys[J]. Materials & Design, 2017, 128: 166-175.
- [11] GAO X L, LIU H, LIU J, et al. Laser welding of Ti6Al4V to Cu using a niobium interlayer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 270: 293-305.
- [12] SUN Q, CHEN J Y, WANG X N, et al. Study on weld formation and segregation mechanism for dissimilar pulse laser welding of NiTi and Cu wires[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 140: 107071.
- [13] MIRSHEKARI G R, SAATCHI A, KERMANPUR A, et al. Laser welding of NiTi shape memory alloy: Comparison of the similar and dissimilar joints to AISI 304 stainless steel[J]. Optics & Laser Technology, 2013, 54: 151-158.
- [14] YUAN Y, YANG L, LI D J, et al. Diffusion multiple study of Co-Ni-Ti system at 1073 K[J]. Calphad, 2018, 63: 156-163.
- [15] YE H M C, LI J L, LO P J, et al. Phase equilibrium in the Ni-Ti-Zr system at 800 °C [J]. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2014, 35(2): 157-162.
- [16] XIE J L, CHEN Y H, YIN L M, et al. Microstructure and mechanical properties of ultrasonic spot welding TiNi/Ti6Al4V dissimilar materials using pure Al coating[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 64: 473-480.
- [17] LI Y Q, SHEN Y Y, HUNG C H, et al. Additive manufacturing of Zr-based metallic glass structures on 304 stainless steel substrates via V/Ti/Zr intermediate layers[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 729: 185-195.
- [18] MATTERN N, HAN J H, NOWAK R, et al. Experimental and thermodynamic assessment of the Gd-Ti-Zr phase diagram[J]. Calphad, 2018, 61: 237-245.
- [19] YI X Y, WANG H Z, SUN B, et al. The microstructural characteristics and high temperature mechanical properties of quaternary Ti-V-Al-Co shape memory alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 835: 155416.
- [20] LI J, YI X Y, SUN K S, et al. The effect of Zr on the transformation behaviors, microstructure and the mechanical properties of Ti-Ni-Cu shape memory alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 747: 348-353.

通讯作者: 曾志, 教授, 博士, 研究方向为激光焊接与增材制造等。

Effect of Interlayer on Microstructure and Mechanical Properties for NiTi/Ti6Al4V Laser Welded Joints

CUI Jiangmei¹, CHEN Long², ZHOU Zhijie³, TESHOME Fissha Biruke², KE Wenchao²,
YU Hongmei¹, ZENG Zhi²

(1. Chengdu Technological University, Chengdu 611730, China;

2. University of Electronic Science and Technology of China, Chengdu 611731, China;

3. AVIC International Holding Corporation, Beijing 100101, China)

[ABSTRACT] In order to reduce the formation of brittle intermetallic compounds in NiTi/Ti6Al4V dissimilar laser welding and improve the mechanical properties of welded joints, NiTi/Ti6Al4V laser welding was performed by adding Co and Zr interlayers respectively. The effect of Co/Zr interlayer on microstructure, phase structure and mechanical properties of welded joints was studied. The results show that the microstructure of the fusion zone in NiTi/Co/Ti6Al4V and NiTi/Zr/Ti6Al4V joints is composed of equiaxed dendrites, columnar dendrites and some macroscopic segregation zones. Co and Zr can respectively replace Ni and Ti in Ti₂Ni brittle intermetallic compounds, which inhibits the formation of brittle phases. In addition, the maximum hardness of NiTi/Co/Ti6Al4V and NiTi/Zr/Ti6Al4V joints is near the NiTi boundary, 543HV and 467HV respectively. Meanwhile, brittle fracture occurs at the NiTi boundary. The NiTi/Zr/Ti6Al4V joint has a large tensile strength of 315.9 MPa and fracture strain of 1.74%.

Keywords: Dissimilar metals; Laser welding; Interlayer; Microstructure; Mechanical properties

(责编 古系)

引文格式: 郭震国, 马铁军, 陈曦, 等. $Ti_2AlNb/Ti60$ 线性摩擦焊接头组织特征及力学性能[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 98-103.

GUO Zhenguo, MA Tiejun, CHEN Xi, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of linear friction welded $Ti_2AlNb/Ti60$ dissimilar joint[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 98-103.

$Ti_2AlNb/Ti60$ 线性摩擦焊接头组织特征及力学性能*

郭震国¹, 马铁军¹, 陈曦¹, 杨夏炜¹, 李文亚¹, 陶军²

(1. 西北工业大学材料学院陕西省摩擦焊接工程技术重点实验室, 西安 710072;

2. 中国航空制造技术研究院航空焊接与连接技术航空科技重点实验室, 北京 100024)

[摘要] 对 Ti_2AlNb 及 $Ti60$ 合金进行了线性摩擦焊接(LFW)试验, 利用光镜和扫描电镜对接头各区域微观组织进行了表征, 测试了接头的力学性能。结果表明, 接头两侧热力影响区(TMAZ)组织沿摩擦方向变形, Ti_2AlNb 侧 TMAZ 发生了 $\alpha_2 \rightarrow B2$ 和 $O \rightarrow B2$ 相转变, $B2$ 相体积分数相比母材显著增高, $Ti60$ 侧 TMAZ 发生了 $\beta \rightarrow$ 亚稳 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变, 析出了细小的层片状次生 α 相。接头两侧焊缝区(WZ)发生了动态再结晶, Ti_2AlNb 侧 WZ 完全转变为 $B2$ 相并在快速冷却后保留下来, $Ti60$ 侧 WZ 在高温下首先转变为高温 β 相, 焊后快冷过程中发生 $\beta \rightarrow \alpha'$ 相转变, 析出 α' 马氏体。接头界面发生了溶质元素的互扩散, 形成了宽约为 $1 \mu m$ 的元素扩散层, 界面两侧晶粒实现“共生”。在 TMAZ 组织的形变强化、沉淀强化, WZ 组织的细晶强化、沉淀强化的综合作用下, 接头拉伸强度(939 MPa)不低于 $Ti60$ 母材, 断裂模式为韧性断裂。

关键词: 线性摩擦焊; Ti_2AlNb ; $Ti60$; 微观组织; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.098



郭震国

博士研究生, 研究方向为线性摩擦焊接技术。

Ti_2AlNb 基合金具有高塑性、高断裂韧度和高裂纹扩展抗力的特征, 可以在 $650 \sim 750 \text{ }^\circ\text{C}$ 温度范围内长期服役, 且密度远低于镍基高温合金, 是航空航天领域应用前景广阔的高温轻质结构材料^[1]。 $Ti60$ 是我国自行研制的一种新型高温钛合金, 其蠕变性能好、高温强度高, 还具有优良的热稳定性和高温抗氧化性, 是高推重比航空发动机叶盘的重要候选材料^[2]。目前, Ti_2AlNb 与 $Ti60$ 被认为是未来高性能航空发动机双合金-双性能整体叶盘最有希望的材料配伍之一^[3]。

线性摩擦焊(Linear friction welding, LFW)是 20 世纪 80 年代问世的一种固相焊接技术, 扩展了旋转摩擦焊的应用范围, 可以进行非轴对称复杂截面金属构件的焊接, 由于

焊接中无凝固过程, 接头连接质量高, 是国际公认的航空发动机整体叶盘制造与维修的核心技术^[4-5]。使用 LFW 制造 $Ti_2AlNb-Ti60$ 双合金-双性能整体叶盘, 可满足新一代高推重比航空发动机整体叶盘大应力梯度和大温度梯度的服役条件^[3], 因此开展 Ti_2AlNb 和 $Ti60$ LFW 的相关基础试验研究意义重大。

目前, 西北工业大学^[6]和中国航空制造技术研究院^[7-8]已针对 Ti_2AlNb 基合金 LFW 进行了研究, 然而有关 Ti_2AlNb 和 $Ti60$ 异质接头 LFW 却鲜有报道。此外, 异种钛合金 LFW (如 $TC4/TC17$ ^[9-10]、 $TC17(\alpha+\beta)/TC17(\beta)$ ^[11]) 的研究表明, 相比同质接头, 异质接头由于母材物理及力学性能的差异, 界面更容

* 基金项目: 国家自然科学基金青年基金(52105400)。

易形成孔洞、未焊合等缺陷,进而影响接头的力学性能。本文主要针对Ti₂AlNb/Ti60异质LFW接头各微区及界面的组织特征进行了研究,并测试了接头的力学性能,为LFW制备Ti₂AlNb-Ti60双合金-双性能整体叶盘的工程应用提供试验依据。

1 试验及方法

本研究采用的Ti₂AlNb基合金的名义成分为Ti-22Al-25Nb(原子分数,%) ; Ti60的主要化学成分为5.85Al、4.14Sn、4.03Zr、0.69Nb、1.48Ta、0.37Si、Ti余量(质量分数,%)。Ti₂AlNb母材的光镜(OM)组织如图1(a)所示,可以看出,Ti₂AlNb基合金母材晶粒尺寸粗大,有的甚至超过了1000 μm。大尺寸晶粒内部的扫描电镜(SEM)组织如图1(b)所示,由B2+α₂(Ti₃Al)+O(Ti₂AlNb)三相组成,黑色的等轴状颗粒为α₂相,针条状组织为O相,基体为B2相,其中O相的强化作用大于α₂相^[8]。本研究所选Ti60合金母材的组织如图1(c)和(d)所示,可以看出Ti60母材主要由等轴α、拉长的α及β相组成,β相主要分布在α相边界。由

于Ti60为近α型钛合金,其母材α相体积分数高达98%。两种母材的力学性能如表1所示。

本研究中焊接试验所用试件尺寸为12 mm×22 mm×65 mm,焊接面积为12 mm×22 mm,线性往复运动沿22 mm长度方向。LFW焊接试验设备为西北工业大学自行研制的XMH-250型焊机,试验所用焊接工艺参数为摩擦压力70 MPa、频率25 Hz、振幅2 mm、顶锻压力70 MPa、保压时间60 s。

焊后切割尺寸为20 mm×20 mm×5 mm的金相试样,焊缝位于试样中心,如图2所示。金相试样打磨抛光后,利用Kroll试剂(0.5% HF+1.5% HNO₃+2% HCl+96% H₂O)腐蚀,随后在OLYMPUS-PMG3型光学显微镜(OM)及Zeiss GeminiSEM 500型场发射扫描电子显微镜(SEM)下对接头组织进行表征。进行电子背散射衍射测试(EBSD)前将金相试样在Struers-5型电解抛光机上进行电解抛光,抛光液配比为高氯酸:甲醇:正丁醇=6 mL:64 mL:30 mL,电压为30 V,抛光时间为40 s,温度为5℃。EBSD测试在配有Nordlys-

MaxEBSD探头的MIRA3XMU型TESCAN场发射扫描电子显微镜中完成,数据处理及分析在HKL-Channel5软件中完成。力学性能测试方面,利用SHIMADZU HMV-G20显微硬度计沿垂直于焊缝方向测试接头各微区的维氏硬度,步长为200 μm,载荷为500 g,保压时间为10 s。此外,接头按照GB/T 228.1-2010标准加工拉伸试样,拉伸试样与金相试样的相对位置如图2所示,随后在Instron 3382电子万能试验机上以1 mm/min的速度进行室温拉伸测试,测试接头的拉伸性能。拉伸试验后在扫描电镜中对拉伸试样断口进行观察,研究接头的拉伸断裂机理。

2 结果与讨论

2.1 接头组织特征

Ti₂AlNb/Ti60异质LFW接头的组织如图3所示。可以看出接头无未焊合、氧化物夹杂等缺陷,表明焊接过程氧化物自清理^[4-5]彻底。由于Ti₂AlNb为金属间化合物,Ti60为近α型钛合金,两种母材成分的巨大差异使得接头中心形成了明显的

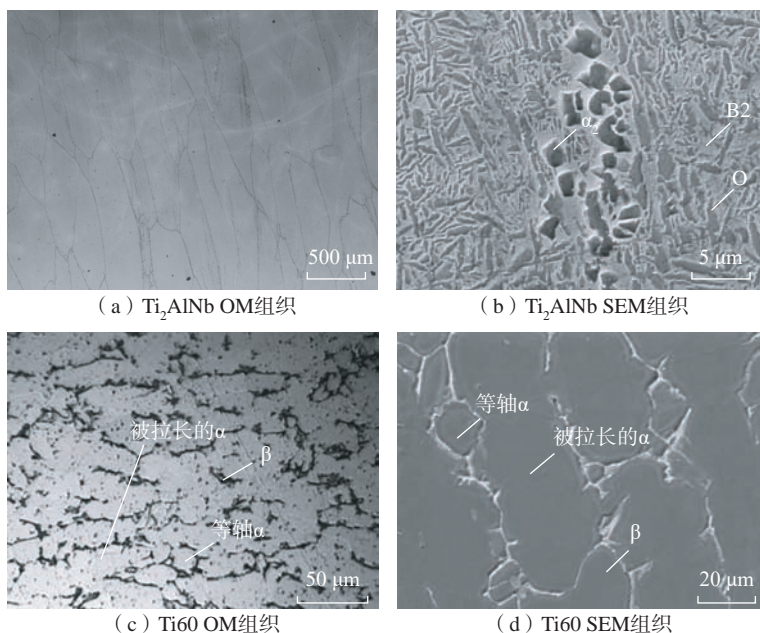


图1 母材组织

Fig.1 Microstructures of base metals

表1 母材力学性能

Table 1 Mechanical properties of base metals

母材	室温拉伸强度 / MPa	650℃拉伸强度 / MPa
Ti ₂ AlNb	1203	830
Ti60	914	529

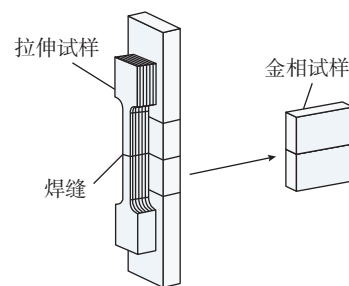


图2 金相及拉伸试样取样示意图

Fig.2 Sampling diagram of metallographic sample and tensile samples

焊接界面。依据接头不同位置的组织形态,将接头大致分为6个区域,分别为Ti₂AlNb侧母材区(BM-1)、Ti₂AlNb侧热力影响区(TMAZ-1)、Ti₂AlNb侧焊缝区(WZ-1)、Ti60侧焊缝区(WZ-2)、Ti60侧热力影响区(TMAZ-2)及Ti60侧母材区(BM-2)。TMAZ-1和TMAZ-2的组织沿平行于界面方向发生了变形,其中TMAZ-1的大尺寸晶粒被拉长变形呈弯折状(图3中箭头所指),上述组织形态是在LFW过程高温及沿界面的剪切力的共同作用下形成的。WZ-1和WZ-2的组织完全失去了原始Ti₂AlNb及Ti60的组织特征,晶粒明显细化,组织变得致密。由图3还可看出,WZ-1+TMAZ-1的宽度(1400 μm)明显大于WZ-2+TMAZ-2的宽度(1050 μm)。分析认为,Ti₂AlNb母材具有更高的高温强度(表1),这是由于其存在大尺寸晶粒。在LFW过程热塑性金属周期性的形成与挤出中^[4-5],Ti₂AlNb相比Ti60更难被挤出,因此Ti₂AlNb侧接头随飞边被带走的热量也会更少,焊接界面传入Ti₂AlNb侧接头的热量会更多,Ti₂AlNb侧接头受热力耦合作用的区域更宽。这种由于母材高温强度差异导致接头界面两侧热力耦合区域宽度不同的现象在Guo等^[12]进行的TA19-TB2异质LFW接头研究中也被发现。

2.2 接头微观组织特征

TMAZ-1中部的微观组织如图4(a)所示。可以看出,TMAZ-1内B2相的体积分数相比原始母材(图1(b))明显增高,α₂相及O相的体积分数则显著降低,其中O相基本完全分解,仅能观察到残存的轮廓。分析认为LFW过程中,TMAZ-1中部温度超过了Ti₂AlNb的O相转变温度(约630℃^[11]),发生了O→B2相转变;此外,在高温作用下,α₂相还发生了α₂→B2相转变,含量明显减少。由图4(a)可以看出,TMAZ-1内一些

等轴颗粒状α₂相沿线性摩擦方向被拉长变形,前文接头组织特征中指出,TMAZ-1内的大尺寸晶粒沿摩擦方向发生弯折变形,微观组织变形与其原因一致,均由焊接过程中的高温热及沿摩擦方向剪切力的共同作用造成。

TMAZ-2中部的微观组织如图4(b)所示。可以看出,TMAZ-2内α与β相沿线性摩擦方向也被拉长变形,呈现等轴组织钛合金LFW接头热力影响区典型的流线组织形态^[5]。对比TMAZ-1中部组织(图4(a)),TMAZ-2中部组织沿摩擦方向的变形更为剧烈,其成因是由于Ti60的高温强度低于含有大尺寸晶粒的Ti₂AlNb,高温下更容易发生变形。仔细观察被拉长的β相内部,可以看出存在许多尺寸细小的层片状组织,该层片组织为焊后冷却过程中析出的次生α相,其形成机制是焊接过程中α与β相发生了元素互扩散,β相内β稳定元素含量降低,α相稳定元素含量增高,β相转变为亚稳β相,在随后的冷却过程中又发生了亚稳β→α相转变,最终析出了次生α相,而焊后TMAZ中残留的β相与层片状次生α相则构成了β相转组织。

WZ-1中部的微观组织如图4(c)所示,相比TMAZ-1(图4(a)),WZ-1内α₂与O相完全消失,基本由B2相组成。对于Ti₂AlNb基合

金,当加热温度超过β转变温度(约1100℃)时^[11],O相和α₂相会迅速转变为非密排晶体结构的B2相。随后,当B2相的冷却速率大于120 K/s时,由于O相和α₂相是密排结构,扩散系数较小,因此B2→α₂和B2→O两种相变过程受到抑制,室温可以得到均一的B2相。分析认为,钛合金LFW接头焊缝温度约为1200℃,超过了Ti₂AlNb的β转变温度;而钛合金LFW接头焊后冷却速率高达300 K/s,因此接头WZ-1焊后基本由B2相组成。此外,由图4(c)还可以看出,WZ-1内形成了等轴细晶,尺寸远小于Ti₂AlNb母材的晶粒,表明在LFW过程强烈的热力耦合作用下,WZ-1发生了动态再结晶。而WZ-1由于相变及动态再结晶的共同作用,其SEM组织完全失去了原始母材的特征。

WZ-2中部的微观组织如图4(d)所示,可以看出WZ-2内满布针状组织。前文指出,钛合金LFW过程中焊缝温度会超过1200℃,也高于Ti60的β转变温度(1045℃^[13]),因此WZ-2内首先发生α→β相转变,形成高温β相。而在焊后冷却过程中,由于冷速过快,高温β相无法通过元素扩散析出α相,会直接切变析出α'马氏体,图4(d)中的针状组织即为α'马氏体。此外,由于Ti60的高温强度低于Ti₂AlNb,WZ-2金

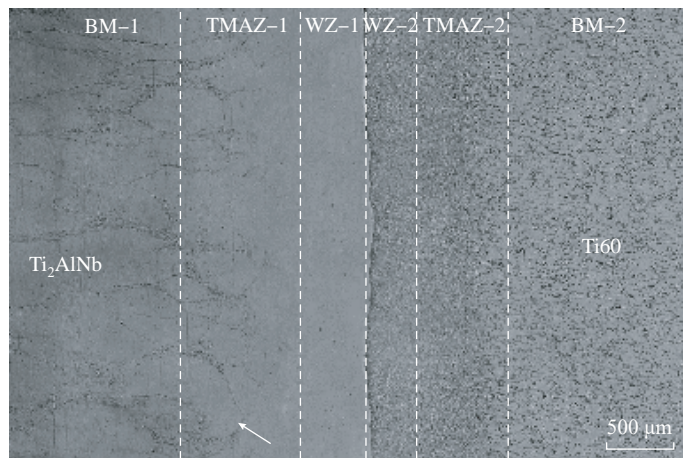


图3 Ti₂AlNb/Ti60 LFW 接头组织特征

Fig.3 Microstructural characterization of LFWed Ti₂AlNb/Ti60 joint

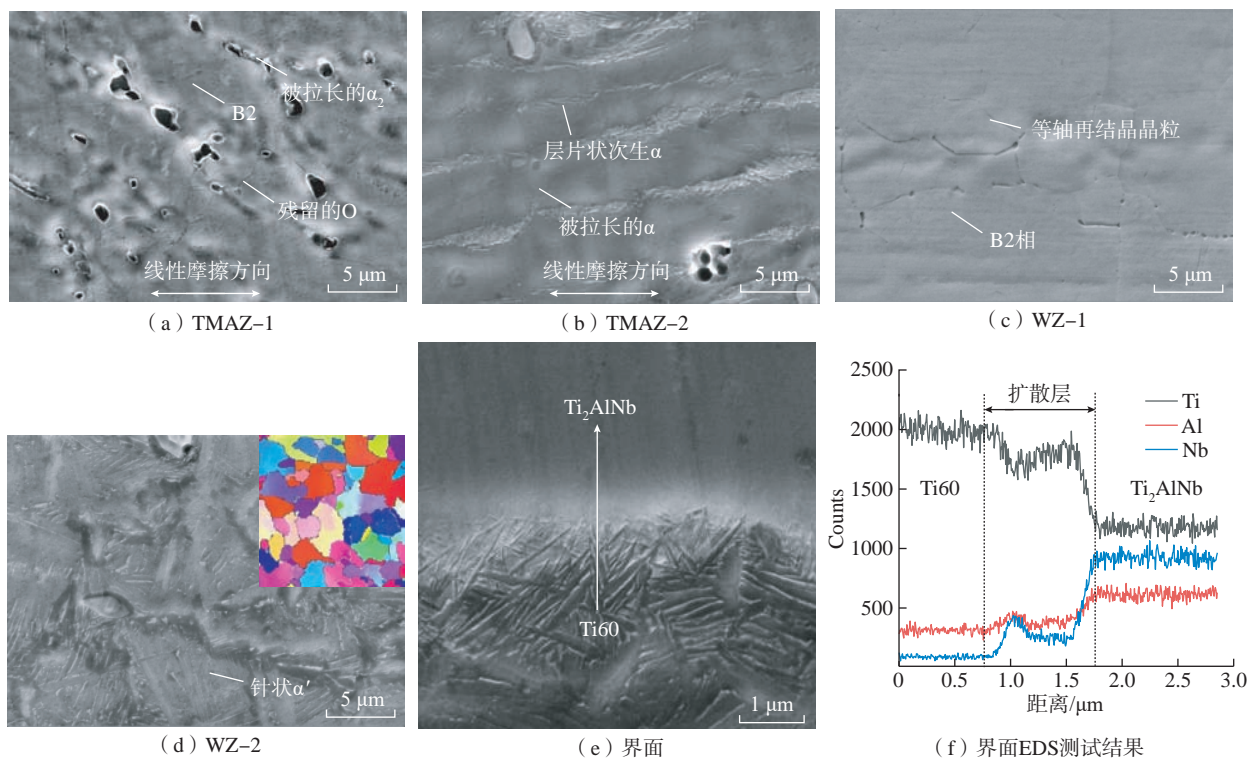


图4 接头不同区域微观组织

Fig.4 Microstructures of different zones of the joint

属在焊接过程中的塑性变形剧烈程度应大于 WZ-1 金属, WZ-2 也应发生动态再结晶。但由于 WZ-2 内析出了大量 α' 马氏体, 遮挡住了再结晶晶粒晶界。因此, 对 WZ-2 进行了 EBSD 测试, 反极图显示 WZ-2 确实发生了动态再结晶并形成了取向随机的等轴细晶(图 4 (d))。

对接头界面也进行了表征, 结果如图 4 (e) 所示。可以看到原始界面消失, Ti_2AlNb 与 Ti60 实现冶金结合。对图 4 (e) 箭头所示位置进行了 EDS 扫描, 结果如图 4 (f) 所示。接头焊接界面形成了 1 个宽度约 $1\ \mu\text{m}$ 的元素扩散层, Ti60 中的 Ti 元素向 Ti_2AlNb 中扩散, Ti_2AlNb 中的 Al 和 Nb 元素向 Ti60 中扩散。分析认为, 在 LFW 过程高温的作用下, 接头界面两侧发生了溶质元素的互扩散, 使得原始界面消失, 焊接界面两侧晶粒实现“共生”, 接头实现冶金结合, 而焊后接头界面实际为相界面, 而非晶界面。目前, 公开报道中针对 Ti_2AlNb 及 Ti60 的焊接方法主

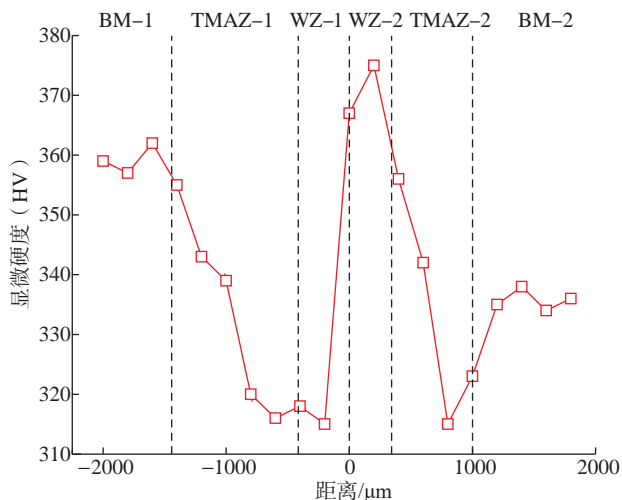


图5 接头显微硬度分布

Fig.5 Microhardness distribution of joint

要为电子束焊, 但由于电子束焊属于熔焊方法, 因此焊接界面会形成粗晶、孔洞、偏析等缺陷^[13]。相比电子束焊, 利用线性摩擦焊焊接 Ti_2AlNb 基合金及 Ti60 可避免上述缺陷, 具有明显优势。

2.3 接头力学性能

2.3.1 显微硬度

接头垂直于界面方向的显微硬

度分布如图 5 所示。可以看出, 对于 Ti_2AlNb 侧接头, 由 BM-1 至 WZ-1 显微硬度呈现逐渐降低的趋势, BM-1 的平均显微硬度为 360HV, 而 WZ-1 的显微硬度不足 320HV。前文指出, 由 BM-1 至 WZ-1, O 相的体积分数逐渐降低, 其中 WZ-1 内 O 相基本完全分解, 而 O 相为 Ti_2AlNb 基合金的主要强化相, 因此 Ti_2AlNb

侧接头显微硬度呈现逐渐降低的趋势。Ti60 侧接头的显微硬度分布呈 V 字形,由 BM-2 至 WZ-2 先降低后增高,其中显微硬度极小值位于 TMAZ-2 内,为 316HV。分析认为,由 BM-2 至 TMAZ-2 显微硬度降低是由于 TMAZ-2 内 β 相分解转变为 α 相,导致 α/β 相界数量显著减少;而显微硬度在 TMAZ-2 接近 WZ-2 的区域再次升高的原因为该区域组织变形更为剧烈(图 3),形变强化作用的加强使得显微硬度再次回升^[14];WZ-2 内发生动态再结晶并形成等轴细晶,存在细晶强化作用,此外 WZ-2 内还大面积析出针状 α' 马氏体,因此 WZ-2 的显微硬度最高,达到了 375HV。

2.3.2 拉伸性能

对接头进行了拉伸试验,图 6 为拉伸试验后试样的宏观形貌,3 个拉伸试样都断裂于距离焊接界面较远的 Ti60 母材,且断口处都出现明显的缩颈现象。拉伸性能测试结果显示,3 个拉伸试样的平均拉伸强度为 939 MPa,高于 Ti60 母材的拉伸强度(914 MPa)。前文指出,接头两侧 TMAZ 组织在焊接热力耦合过程中变形剧烈(图 4(a)和(b)),这会使得大量位错增殖,具有显著的形变强化作用,其中 TMAZ-2 的 β 相内还析出了层片状次生 α 相(图 4(b)),存在一定的沉淀强化作用;接头两侧 WZ 均发生了动态再结晶(图 4(c)和(d)),形成了等轴细晶,存在细晶强化作用,WZ-2 内还大面积析出了 α' 马氏体(图 4(d)),沉淀强化作用也非常显著;焊接界面由于元素互扩散的作用,两侧晶粒实现了“共生”。虽然焊后接头各区域不同程度地失去了原始母材的组织特征,但上述组织特征及相应的强化机制使得接头拉伸强度仍不低于 Ti60 母材。需要指出的是,虽然接头断裂于 Ti60 母材,但其拉伸强度值高于 Ti60 母材本身,这是因为接头拉伸试样在拉

伸过程中, Ti60 母材首先进入屈服阶段产生塑性变形,随着应力的进一步增大, TMAZ 及 WZ 也会进入屈服阶段发生塑性变形,这时应变将不再集中于 Ti60 母材。这种情况下若使 Ti60 母材达到断裂所需要的应变,则接头试样的外加应力应大于只含有 Ti60 母材的拉伸试样发生断裂需要的应力,因此拉伸试验中接头的拉伸强度高于只含有 Ti60 母材的拉伸试样的拉伸强度,即高于原始 Ti60 母材的强度。

此外,还对接头断口进行了 SEM 观察,结果如图 7 所示,可以看出接头拉伸试样断口满布韧窝,表明接头的断裂模式为韧性断裂。

3 结论

(1) $Ti_2AlNb/Ti60$ 线性摩擦焊接头界面两侧热力影响区组织在焊接过程高温及剪切力的共同作用下,沿平行于界面方向变形,其中 Ti_2AlNb 侧热力影响区仅在焊接加热过程中发生了 $\alpha_2 \rightarrow B2$ 和 $O \rightarrow B2$ 相转变, B2 相体积分数相比原始母材显著增高; Ti60 侧热力影响区内拉长变形的 β 相在焊接加热过程中发生 $\beta \rightarrow$ 亚稳 β 相转变,在随后的冷却过程中又发生亚稳 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变,析出了细小的层片状次生 α 相。

(2) 接头界面两侧焊缝区在焊接过程中均发生了动态再结晶形成等轴细晶,并超过了各自母材的 β 转变温度。其中, Ti_2AlNb 侧焊缝区在焊接加热过程中完全转变为 B2 相,并在冷却后完全保留下来; Ti60 侧焊缝区在加热过程中首先完全转变为高温 β 相,快速冷却过程中又发生 $\beta \rightarrow \alpha'$ 转变,析出了大量 α' 马氏体。

(3) 接头界面两侧发生了溶质元素的互扩散,形成了宽度约 $1 \mu m$ 的元素扩散层,使得原始界面消失,焊接界面两侧晶粒实现“共生”,界面实现冶金结合。此外,界面不存在电子束焊 $Ti_2AlNb/Ti60$ 接头界面常见的粗晶、孔洞等缺陷。

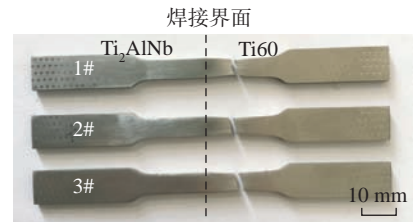


图 6 拉伸断后试样

Fig.6 View of tensile samples after test

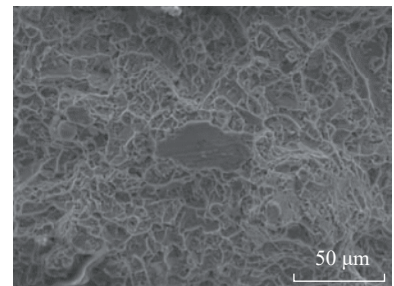


图 7 拉伸断口形貌

Fig.7 Fracture surface of tensile specimen

(4) Ti_2AlNb 侧接头母材区至焊缝区 O 相的体积分数逐渐降低,导致其显微硬度也逐渐降低; Ti60 侧接头焊缝区显微硬度最高,达到了 375HV。在热力影响区组织的形变强化、沉淀强化,焊缝区组织细晶强化、沉淀强化的综合作用下,接头拉伸强度(939 MPa)不低于 Ti60 母材,接头的断裂模式为韧性断裂。

参考文献

- [1] 刘石双,曹京霞,周毅,等. Ti_2AlNb 合金研究与展望[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3106-3126.
LIU Shishuang, CAO Jingxia, ZHOU Yi, et al. Research and prospect of Ti_2AlNb alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(11): 3106-3126.
- [2] CHENG C, YU B B, CHEN Z Y, et al. Mechanical properties of electron beam welded dissimilar joints of TC17 and Ti60 alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(10): 1859-1866.
- [3] 高伟. $Ti_2AlNb/Ti60$ 异质合金线性摩擦焊接头组织与性能研究[D]. 西安: 长安大学, 2021.
GAO Wei. Microstructure and properties of $Ti_2AlNb/Ti60$ heterogenous alloy linear friction welded joints[D]. Xi'an: Changan University, 2021.
- [4] MCANDREW A R, COLEGROVE P A, BÜHR C, et al. A literature review of

Ti-6Al-4V linear friction welding[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 225-257.

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

[6] 贺建超, 张田仓, 李菊. 热处理对 Ti₂AlNb 线性摩擦焊接头组织与硬度的影响[J]. 焊接学报, 2019, 40(4): 119-124, 166.

HE Jianchao, ZHANG Tiancang, LI Ju. Effect of heat treatment on microstructure and hardness of Ti₂AlNb linear friction welding joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(4): 119-124, 166.

[7] CHEN X, XIE F Q, MA T J, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of linear friction welded Ti₂AlNb alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 646: 490-496.

[8] 常川川, 张田仓, 李菊. Ti-22Al-27Nb 合金线性摩擦焊接头组织与显微硬度分析[J]. 焊接学报, 2019, 40(3): 140-144, 167.

CHANG Chuanchuan, ZHANG Tiancang, LI Ju. Study on microstructure and microhardness of linear friction welded joints of Ti-22Al-27Nb alloy[J]. Transactions of the China Welding

Institution, 2019, 40(3): 140-144, 167.

[9] 李睿, 周军, 张春波, 等. TC4/Ti17 异质钛合金线性摩擦焊接头组织及力学性能[J]. 机械制造文摘(焊接分册), 2021(2): 11-17.

LI Rui, ZHOU Jun, ZHANG Chunbo, et al. Microstructure and mechanical properties of TC4/Ti17 heterogeneous titanium alloy linear friction welded joints[J]. Welding Digest of Machinery Manufacturing, 2021(2): 11-17.

[10] GARCÍA J M, ESIN V A, MORGENEYER T F. Strength, fatigue strength and toughness of dissimilar Ti17-Ti64 linear friction welded joints: Effect of soft surface contamination and depletion of α precipitates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 799: 139989.

[11] 李晓红, 张彦华, 李赞, 等. 热处理温度对 TC17($\alpha+\beta$)/TC17(β) 钛合金线性摩擦焊接头组织及力学性能的影响[J]. 材料工程, 2020, 48(1): 115-120.

LI Xiaohong, ZHANG Yanhua, LI Zan, et al. Effect of heat treatment temperatures on microstructure and mechanical property of linear friction welded joints of titanium alloys TC17($\alpha+\beta$)/TC17(β)[J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 48(1): 115-120.

[12] GUO Z G, MA T J, LI W Y, et al. Intergrowth bonding mechanism and mechanical property of linear friction welded dissimilar near-alpha to near-beta titanium alloy joint[J]. Advanced Engineering Materials, 2021, 23(5): 2001479.

[13] 田宏杰, 郭鸿镇, 赵张龙, 等. 变形温度对 Ti₂AlNb/Ti60 双合金焊接接头组织性能的影响[J]. 热加工工艺, 2013, 42(1): 20-22, 26.

TIAN Hongjie, GUO Hongzhen, ZHAO Zhanglong, et al. Effects of deformation temperature on microstructure and mechanical properties of electron beam welded joint of Ti₂AlNb/Ti60 dual alloys[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(1): 20-22, 26.

[14] 郭震国, 马铁军, 李菊, 等. TC4-DT 钛合金线性摩擦焊接头组织特征及其形成机制[J]. 航空材料学报, 2022, 42(1): 68-73.

GUO Zhenguo, MA Tiejun, LI Ju, et al. Microstructure characteristics and formation mechanism of linear friction welded TC4-DT titanium alloy joint[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2022, 42(1): 68-73.

通讯作者: 马铁军, 副教授, 博士生导师, 主要研究方向为线性摩擦焊接技术。

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Linear Friction Welded Ti₂AlNb/Ti60 Dissimilar Joint

GUO Zhenguo¹, MA Tiejun¹, CHEN Xi¹, YANG Xiawei¹, LI Wenya¹, TAO Jun²

(1. Key Laboratory of Friction Welding Engineering Technology of Shaanxi Province, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Aeronautical Key Laboratory for Welding and Joining Technologies, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

[ABSTRACT] The linear friction welding (LFW) experiment of Ti₂AlNb and Ti60 alloys was conducted. The microstructure evolution of the joint was analyzed by using an optical microscope and scanning electron microscope, and the mechanical property of the joint was tested as well. The results reveal that the microstructures of thermo-mechanically affected zones (TMAZ) on both sides of the joint deform along the direction parallel to weld interface. $\alpha_2 \rightarrow B2$ and $O \rightarrow B2$ transformations occur in TMAZ of the Ti₂AlNb side joint in which the fraction of B2 phase is higher than that of base metal; $\beta \rightarrow$ metastable $\beta \rightarrow \alpha$ transformations occur in TMAZ of the Ti60 side joint, resulting in fine lamellar secondary α precipitation. Dynamic recrystallization happens in weld zones (WZ) on the two sides of the joint. During welding, the WZ of Ti₂AlNb side joint completely transformed into B2 phase and retained after rapid cooling; the WZ of Ti60 side joint is firstly transformed into high-temperature β , and then $\beta \rightarrow \alpha'$ transformation occurs during fast cooling, leading to α' martensite precipitation. In addition, interdiffusion of solute elements occurs at the weld interface, forming an element diffusion layer about 1 μm in width, and the grains on two sides of the weld interface are intergrowth. Under the coupling effects of strain strengthening and precipitation strengthening of TMAZ and fine grain strengthening and precipitation strengthening of WZ, the tensile strength (939 MPa) of the joint is not lower than that of Ti60 base metal, and the fracture mode is ductile fracture.

Keywords: Linear friction welding; Ti₂AlNb; Ti60; Microstructure; Mechanical property

(责编 古系)

引文格式: 李卓霖, 符军红, 王健, 等. 镁-铝超声辅助瞬态液相扩散连接机理研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 104-111.

LI Zhuolin, FU Junhong, WANG Jian, et al. Mechanism of Mg-Al ultrasonic-assisted transient liquid phase bonding[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 104-111.

镁-铝超声辅助瞬态液相扩散连接机理研究

李卓霖^{1,2}, 符军红^{1,2}, 王健^{1,2}, 卫首敬^{1,2}, 宋晓国^{1,2}, 卞红^{1,2}

(1. 哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001;

2. 哈尔滨工业大学(威海)山东省特种焊接技术重点实验室, 威海 264209)

[摘要] 镁-铝复合散热结构件在航空工业领域具有较好的应用前景。针对镁-铝异种材料连接中极易产生脆性 $Al_{12}Mg_{17}$ 、 Al_3Mg_2 金属间化合物的关键问题, 本试验采用超声辅助瞬态液相连接工艺 (Ultrasonic-assisted transient liquid phase bonding, U-TLP Bonding), 以纯 Zn 作为中间层, 在 $350\text{ }^\circ\text{C}$ 下实现了 Mg/Zn/Al 接头的可靠连接; 研究了超声作用时间对接头微观组织演变和力学性能的影响, 在最优工艺参数下, 接头中主要为 Mg+MgZn 共析组织, 接头平均抗剪强度达到 50.2 MPa 。

关键词: 超声; 瞬态液相连接 (TLP); 微观组织; 力学性能; 冶金机理

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.104



李卓霖

副教授, 博士, 研究方向为微纳连接、电子封装、异质材料超声表面改性及互连、电子器件可靠性等。

作为轻质高强的结构功能材料, 镁、铝合金在航空航天、汽车、3C 电子等领域具有广泛的应用市场^[1-5]。近年来, 随着我国制造业的高速发

展, 尤其是航空工业领域, 往往需要某部件同时满足多种服役性能要求, 基于轻量化与散热性能的综合考虑, 镁-铝复合结构在该领域表现出极大的应用潜力, 而焊接是制造该复合结构的关键技术^[6-8]。

相关学者分别采用熔焊、固相焊、钎焊实现了镁-铝异种材料的焊接。Liu 等^[9]对铝-镁异种材料进行钨极氩弧焊, 结果表明, 镁合金具有明显的热脆性, 在熔合区附近会形成脆性化合物。Islam 等^[10]对 A7075-T6 铝和 AZ31B 镁合金进行气体保护焊, 发现热影响区晶粒尺寸增大, 焊缝中存在脆性化合物与微孔洞。熔焊是经济实用的方法, 但是连接过程中易在焊缝熔合区形成高硬度的脆性金属间化合物, 并且焊接热循环对接头组织的危害较大, 接头力学性能较差。Dietrich 等^[11]对 6082 铝合金与 AZ31 镁合金进行扩散焊, 结果表明, 接头会依次形成连续分布

的 Al_3Mg_2 、 $Al_{12}Mg_{17}$ 化合物层, 且随保温时间的延长, 化合物层的厚度逐渐增加。Tan 等^[12]对 6061 铝合金与 NZ30K 镁合金进行搅拌摩擦焊, 发现焊接过程中接头的峰值温度高于 $450\text{ }^\circ\text{C}$, 超过了铝-镁二元体系中的共晶反应温度 ($437\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $450\text{ }^\circ\text{C}$); 接头中会不可避免地产生 Al_3Mg_2 化合物。固相焊的优点是热输入低、接头变形小, 但对于扩散焊来说, 不仅需要提供真空或者惰性气体保护环境, 还需要添加钎剂去除材料表面的氧化膜; 搅拌摩擦焊作为一种高效可靠连接方法, 广泛应用于铝、镁合金的连接, 但这种方法在复杂结构件的连接方面存在一定的局限性。钎焊可以实现复杂结构的连接, 但往往需要较长的反应时间, 王宇^[13]采用 Sn-Zn 钎料, 对 AZ31B 镁合金与 3A21 铝合金进行钎焊连接, 研究表明, 中间层的添加可以避免铝-镁化合物的产生, 镁侧界面为 Mg_2Sn 化

合物薄层,铝侧界面为连续分布的Al-Sn-Zn 固溶体层。

瞬态液相扩散连接 (Transient liquid phase bonding, TLP) 工艺是一种应用广泛的润湿扩散连接方法,源于高温真空钎焊^[14]。在 TLP 连接过程中,层间元素的快速扩散使扩散区域的成分发生显著变化,熔点提高,促使接头发生凝固^[15]。Saremi 等^[16]采用铝中间层,对 AZ31 镁合金进行 TLP 连接,结果表明,接头中存在扩散影响区、等温凝固区和共晶区 3 个区域,另外等温凝固时间越长,Al₁₂Mg₁₇ 化合物含量越少,接头强度随之升高。相关学者在 TLP 过程中引入超声场,利用超声空蚀效应去除材料表面氧化膜、加速固态母材原子的溶蚀,声流作用促进元素扩散,加速界面冶金反应,省去了传统 TLP 工艺中采用助焊剂的步骤,大幅缩短接头形成时间,使得连接工艺变得更加高效可靠^[17-19]。

本试验针对镁-铝异种材料连接中极易产生 Al₃Mg₂、Al₁₂Mg₁₇ 脆性化合物的关键性问题,采用超声辅助瞬态液相扩散连接工艺在大气环境下实现了两种材料的快速可靠连接;在最优工艺参数下,接头平均抗剪强度为 50.2 MPa。对接头微观组织及力学性能进行分析,阐明了超声作用下的接头微观组织转变与形成机理。

1 试验及方法

1.1 试验材料

试验所采用的材料为 AZ31B 镁合金和 6061-T6 铝合金,其化学成分及力学性能分别如表 1 和 2 所示。采用厚度为 30 μm 的纯 Zn 箔作为中间层。AZ31B 镁合金具有优异的力学性能和良好的吸热散热性能;6061-T6 铝合金经过固溶处理和人工时效,具有较高韧性、优良焊接性及良好抗腐蚀性。

1.2 试验方法

试验所采用的超声波焊机型号

为 Viper-20,由 Techsonic 公司生产,其超声频率 f 为固定值 20 kHz,最大输出功率值可达 3000 W;图 1 (a) 为镁-铝异种材料超声辅助瞬态液相连接试验示意图。试验前,先将被连接铝、镁合金母材加工成尺寸分别为 7 mm × 7 mm × 2 mm 和 15 mm × 10 mm × 2 mm 的薄板,依次用 #800、#1200 和 #2000 水砂纸打磨并抛光处理,以去除材料表面致密的氧化膜,最后采用超声清洗去除表面油污。将预处理后的母材与中间层材料以 Al/Zn/Mg 叠层结构装配,如图

1 (b) 所示。

试验工艺流程如图 1 (c) 所示,在 $a \sim b$ 时段,开启温控系统,使加热平台的温度提升至 350 °C;随后试样置于加热台,待被连接结构迅速升温至预设值 ($b \sim c$ 段),调节高压 N₂ 的压力为 0.4 MPa,使焊头与连接结构紧密贴合,随即产生超声振动; $c \sim d$ 段为超声加载时间;连接完成后,继续保持一定时间的压力 ($d \sim e$ 段),随后取出试样,置于空气中冷却 ($e \sim f$ 段)。图 1 (d) 为超声辅助 TLP 前后的接头宏观实物图,可以发现,连

表 1 试验母材的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of test base metal (mass fraction)

材料	Al	Zn	Mn	Cu	Mg
AZ31B	3.19	0.81	0.33	0.05	95.62
6061-T6	98.28	0.15	0.13	0.42	1.02

表 2 试验母材的力学性能

Table 2 Mechanical properties of the test base metal

材料	抗拉强度 /MPa	屈服强度 /MPa	硬度 (HV)	延伸率 /%
AZ31B	260	167	59	11
6061-T6	333	300	109	14

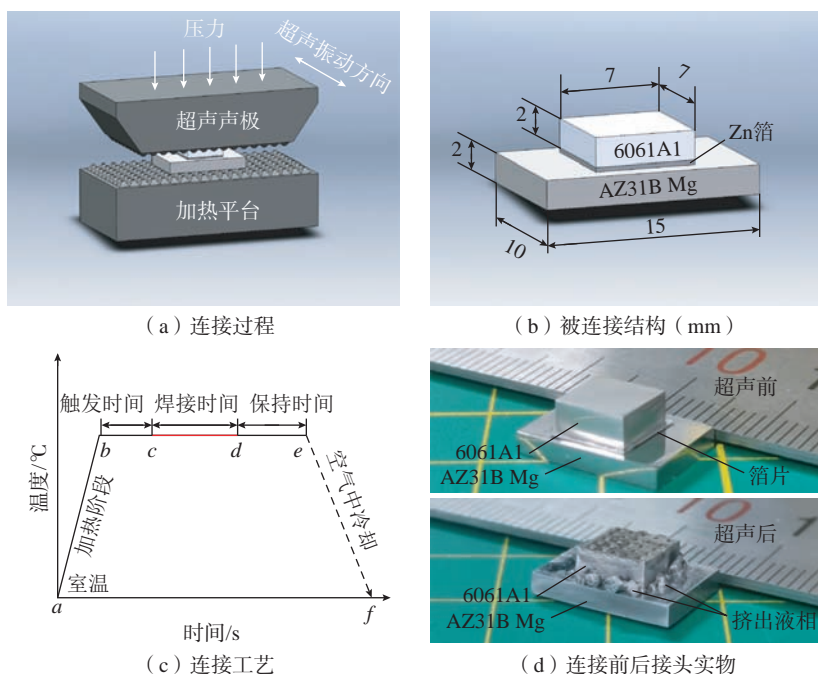


图 1 超声辅助瞬态液相连接示意图

Fig.1 Schematic diagram of ultrasonic-assisted transient liquid phase connection

接后的铝、镁合金母材界面周边存在大量的圆球状凝固组织,这是由共晶液相在压力和超声振动的持续作用下被挤出接头后凝固而形成的。

采用 Merlin Compact 型扫描电子显微镜及能谱仪对接头试样微观组织及物相成分进行分析;采用万能材料试验机对接头抗剪强度进行测试,压剪速率为 0.5 mm/min,为了避免偶然性结果出现,选取 5 个以上同一工艺参数的试样进行测试。

2 结果与讨论

2.1 Mg/Zn/Al 接头微观组织分析

对连接温度 $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、超声作用时间 $t=2\text{ s}$ 的典型接头微观组织进行分析,如图 2 (a) 所示, Mg/Zn/Al 接头明显分层,且有部分 Zn 中间层未完全反应,镁侧界面为共析组织;图 2 (b) 为图 2 (a) 中 Al 侧界面区域 I 放大,可以发现 Al 侧界面平直,Al/Zn 界面处为较薄的 $\alpha\text{-Al}$ 扩散层,其成分如表 3 中 B 点所示;图 2 (c) 为图 2 (a) 中接头中部区域 II 放大,可以发现 Mg、Zn 共析组织界面处存在连续分布的层状 MgZn_2 、 MgZn 二元金属间化合物,其成分分别如表 3 中 D、E 点所示;图 2 (d) 为图 2 (a) 中镁侧界面区域 III 放大,可以发现界面处为灰色且致密 $\text{Mg}+\text{MgZn}$ 共析组织,其成分如表 3 中 G、H 点所示。

对典型接头的元素分布进行分析,如图 3 所示,此时接头中元素的分布存在明显分层现象,由图 3 (b) 可知, Al 元素并未向接头中大量扩散;由图 3 (c) 可知,镁元素已经向接头中大量溶解,主要在 $\text{Mg}+\text{MgZn}$ 共析组织中富集; Zn 元素主要在未完全反应的纯 Zn 中间层及共析组织处富集,如图 3 (d) 所示。这说明 Zn 中间层起到了物理屏障的作用,阻隔了 Al、Mg 元素的直接冶金反应,从而避免 Al-Mg 二元金属间化

合物的产生。

连接温度 $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、超声作用时间 $t=1\sim 10\text{ s}$ 的接头微观组织如图 4 所示,首先对接头宽度进行分析,超声作用时间 $t=1\text{ s}$ 、 2 s 、 4 s 、 6 s 、 8 s 、 10 s 对应的接头宽度分别为 $30.6\text{ }\mu\text{m}$ 、 $32.4\text{ }\mu\text{m}$ 、 $33.8\text{ }\mu\text{m}$ 、 $31.3\text{ }\mu\text{m}$ 、 $30.9\text{ }\mu\text{m}$ 、 $30.2\text{ }\mu\text{m}$,发现接头宽度随着超

声作用时间的延长先增大后减小,且均大于连接前的 Zn 中间层厚度 ($30\text{ }\mu\text{m}$),说明母材向接头中的溶解总量要大于被挤出接头的液相总量。对接头微观组织进行分析,由图 4 (a) 可知,超声作用时间为 1 s 时, Al 侧界面上存在部分由于未焊合导致的孔隙与空洞,可能是由于界面处氧

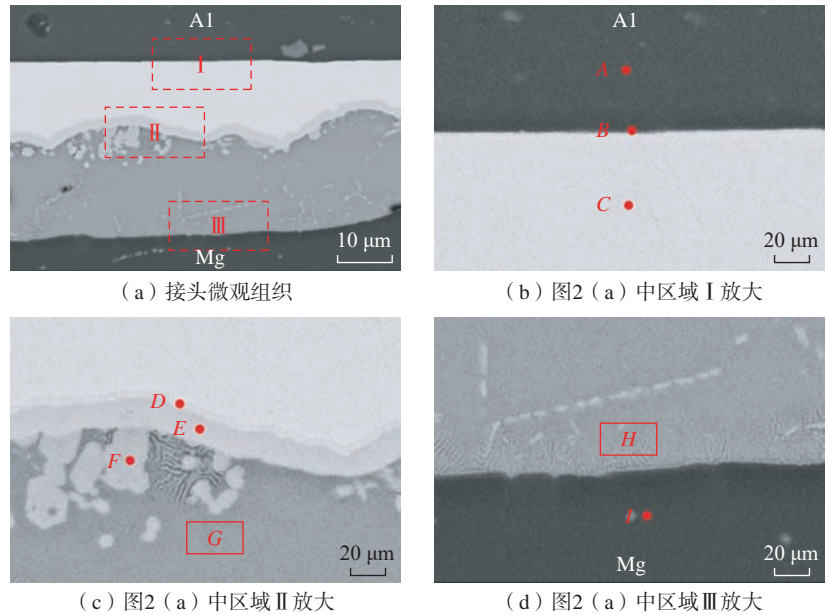


图 2 典型的 Mg/Zn/Al 接头微观组织形貌
Fig.2 Typical microstructure of Mg/Zn/Al joint

表 3 图 2 和 4 中各点点扫描结果(原子分数)

Table 3 Scanning results of each point in Fig.2 and 4 (Atomic fraction) %

点	Mg	Al	Zn	Cu	可能相
A	1.08	97.25	1.22	0.45	Al
B	1.77	93.87	3.85	0.51	$\alpha\text{-Al}$
C	—	0.52	99.18	0.30	Zn
D	24.60	0.63	74.28	0.49	MgZn_2
E	48.01	1.37	50.07	0.55	MgZn
F	50.92	0.85	47.88	0.35	MgZn
G	65.08	1.73	32.71	0.48	$\text{Mg}+\text{MgZn}$
H	67.92	1.37	30.10	0.61	$\text{Mg}+\text{MgZn}$
I	98.73	1.27	—	—	Mg
J	38.87	56.29	3.99	0.85	Al_3Mg_2
K	68.09	25.95	5.19	0.77	$(\text{Mg})+\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$
L	65.89	4.27	29.03	0.81	$\text{Mg}+\text{MgZn}$
M	91.26	3.77	4.28	0.69	$\alpha\text{-Mg}$

化膜未完全去除导致的,部分界面上生成极薄的一层 α -Al固溶体;接头中约有80%的Zn中间层未参与反应,而镁侧界面依次为连续分布的 $MgZn_2$ 、 $MgZn$ 化合物。当超声作用为2s时,如图4(b)所示,Al侧

界面连接情况良好,而Mg侧界面出现了 $Mg+MgZn$ 共析组织,表明此时界面处已经发生 $Mg-Zn$ 二元共晶反应,产生共晶液相;接头中还分布有少量的 $Mg-Zn$ 二元化合物,其在共析组织与Zn中间层界面分别呈块

状与连续层状分布。随着超声作用时间的延长,接头中的 $Mg+MgZn$ 共析组织含量逐渐增多, $Mg-Zn$ 二元化合物含量减少,当超声作用时间为6s时,如图4(d)所示,接头中主要为 $Mg+MgZn$ 共析组织,为试验中获

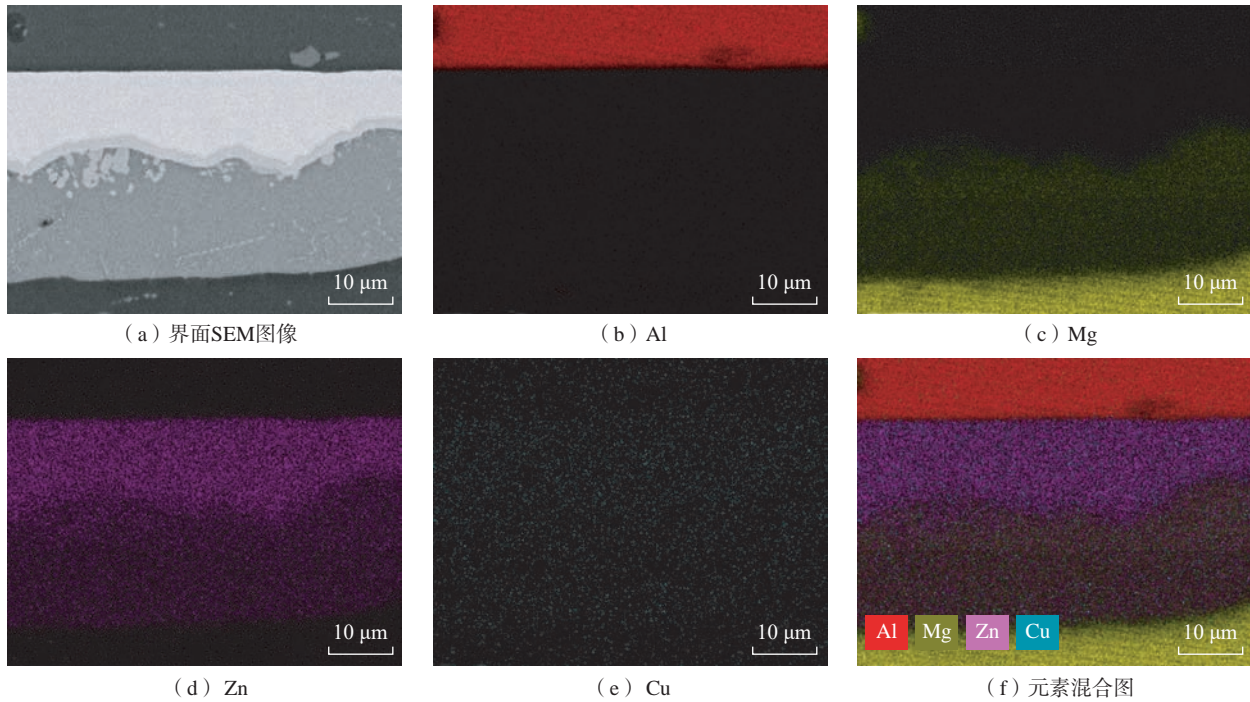


图3 典型的Mg/Zn/Al接头面扫描结果
Fig.3 Typical Mg/Zn/Al joint map scanning results

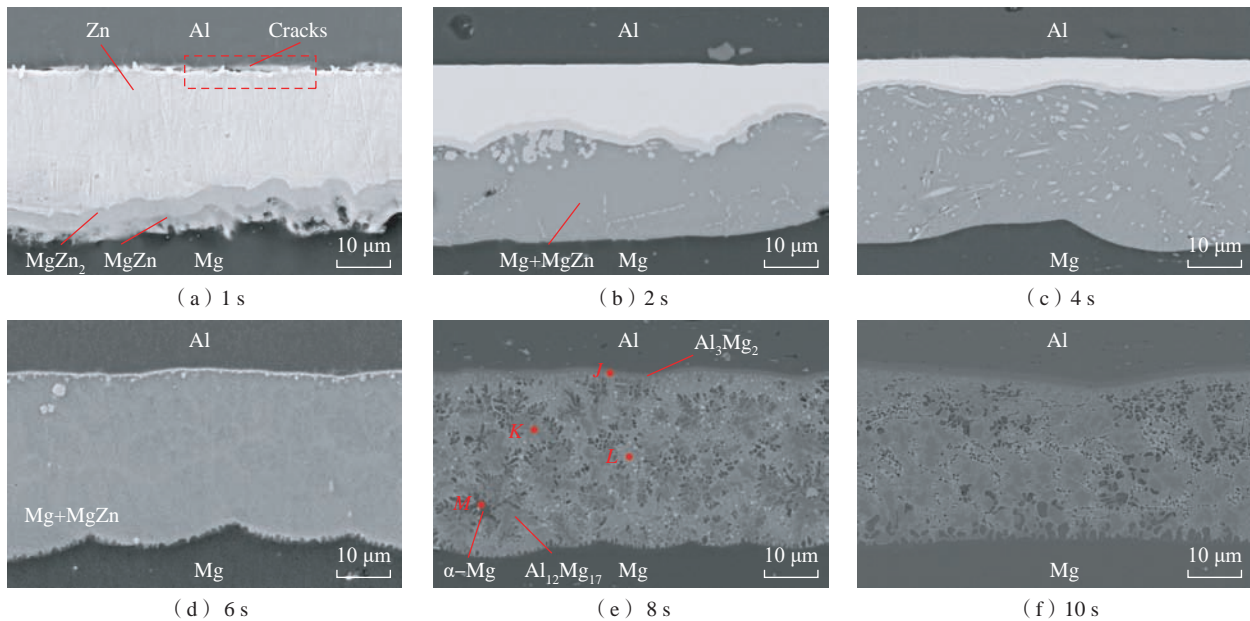


图4 350 °C时不同超声作用时间的Mg/Zn/Al接头微观组织
Fig.4 Microstructure of Mg/Zn/Al joint under different ultrasonic time at 350 °C

的最佳接头形式。

随着超声作用时间的继续增加, Al 元素向接头中扩散程度加剧, 当超声作用时间为 8 s 时, 如图 4 (e) 所示, Al 侧界面产生平均厚度约为 1.5 μm 的 Al_3Mg_2 化合物层, 其成分如表 3 中的 J 所示; 在接头中部, 花瓣状的 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 化合物从共析组织中析出, 其成分如表 3 中的 K 所示; 接头中共析组织衬度变暗, 其成分如表 3 中的 L 所示, 与 8 s 前的组织相比, Al 含量明显升高。由图 5 可知, 该时刻 Al、Mg 元素在接头中富集, 尤其是花瓣状的 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 化合物处。随着固液界面处的超声空蚀效应增强, 母材元素的溶解程度加剧, 当超声作用时间为 10 s 时, 如图 4 (f) 所示, 接头中的 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 化合物含量增多并呈现连续生长趋势, 且共析组织的含量明显减少。

2.2 Mg/Zn/Al 接头力学性能分析

对不同超声作用时间下获得的 Mg/Zn/Al 接头进行抗剪强度测试, 图 6 为典型的接头断口形貌。在接

头连接过程的初始阶段, 由于材料表面氧化膜未完全去除, Al 侧焊合率较低, 如图 6 (a) 所示, 断面整体较为光滑, 并有大面积的 Al 母材表面裸露; 待接头 Al 侧界面连接质量提高后, 如图 6 (b) 所示, 断裂主要发生在未反应完的 Zn 中间层; 当接头断裂发生于 Zn 中间层完全反应之后, 接头断裂发生于 $\text{Mg}+\text{MgZn}$ 共析组织, 如图 6 (c) 所示, 断面中存在大量的韧窝, 符合韧性断裂特征; 随着接头中 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 化合物的析出及长大, 如图 6 (d) 所示, 断面中 $\text{Mg}+\text{MgZn}$ 共析组织与片层状的 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 化合物共存, 为混合断裂模式; 随着 Al 侧界面 Al_3Mg_2 化合物层厚度的增加, 接头断裂发生于此处, 如图 6 (e) 所示, 断面较为光滑, 为脆性断裂。

图 7 为超声作用时间对接头抗剪强度的影响, 可以发现, 随着超声作用时间的延长, 接头强度先上升后下降。当超声作用时间 $t=1$ s 时, Al 侧界面连接情况较差, 接头抗剪强度最低, 平均值为 11.6 MPa; 随着超声

作用时间的延长, Al 侧界面连接质量提高, 接头强度逐渐上升, 当超声作用时间为 6 s 时, Zn 中间层被完全消耗掉, 接头中主要为 $\text{Mg}+\text{MgZn}$ 共析组织, 此时抗剪强度最高, 为 50.2 MPa; 当超声作用时间 $t \geq 8$ s 时, 接头中部 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 及 Al 侧界面 Al_3Mg_2 脆性化合物产生并连续分布, 导致接头强度逐渐下降。

2.3 Mg/Zn/Al 超声辅助 TLP 连接接头界面冶金反应机理

Mg/Zn/Al 接头形成的核心机制为界面元素的相互扩散与溶解。图 8 为不同超声作用时间的接头形成过程示意图。连接前, 接头如图 8 (a) 中叠层结构所示, 当 $0 < t < 1$ s 时, 在超声振动摩擦作用下, 固态材料表面会发生微小的塑性变形, 硬脆的氧化膜瞬间破碎并被去除, 母材与中间层裸露出新鲜的表面并完全贴合到一起, 为之后的界面元素扩散做铺垫。当 $1 \leq t < 2$ s 时, 为固相扩散阶段, 如图 8 (b) 所示, Al 侧元素扩散程度微弱, 生成一薄层的 $\alpha\text{-Al}$ 固溶体,

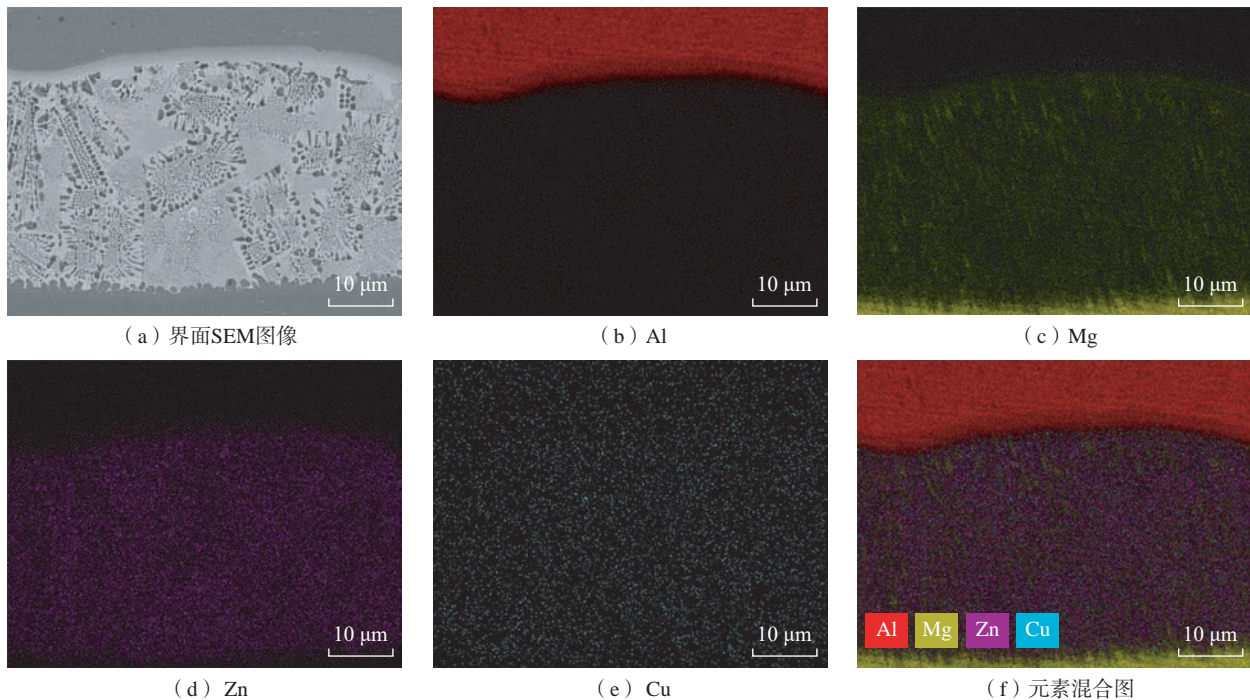


图 5 350 °C 超声时间 8 s 的 Mg/Zn/Al 接头面扫描结果

Fig.5 Scanning results of Mg/Zn/Al joint surface at 350 °C for ultrasonic time 8 s

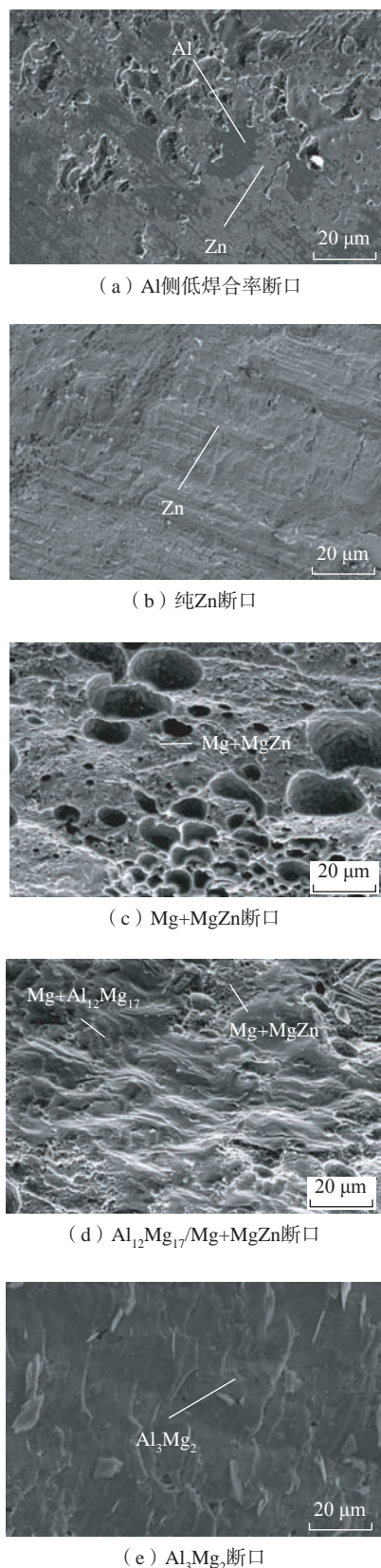
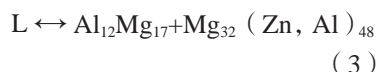


图6 超声作用下典型接头的断口形貌
Fig.6 Fracture morphologies of typical joints under ultrasonic action

Mg 侧界面依次生成 $MgZn$ 、 $MgZn_2$ 金属间化合物层。当 $2 \leq t < 4$ s 时, 为 Mg 元素主导界面冶金反应, 如图 8 (c) 所示, 在超声能场和温度场的共同作用下, Mg 侧界面开始发生 Mg-Zn 共晶反应, 产生少量共晶液相, 接头冷却时发生共析, 形成 $Mg+MgZn$ 共析组织, 分别如式(1)和(2)所示。



超声空化效应使得大量的 Mg 原子被从母材上剥离出来, 进入液相中参与反应。由于超声能场的持续作用, 界面处的空蚀现象会反复进行, 加速母材向液相中溶解, 同时声流效应可以促使液相中的元素均匀分布, 这是平衡状态下所不能实现的。随着反应的进行, 未反应的锌夹层继续向液相区扩散溶解, 当 $4 \leq t < 6$ s 时, 如图 8 (d) 所示, 大部分的 Zn 中间层被反应消耗, 共晶接头中除大量 $Mg+MgZn$ 共析组织外, 还有部分 Mg-Zn 二元化合物。当 $6 \leq t < 8$ s 时, Zn 中间层反应完全, 如图 8 (e) 所示, 接头中主要为 $Mg+MgZn$ 共析组织。随着超声作用时间的延长, Al 元素开始向接头中大量扩散, Al 侧界面开始出现连续生长的 Al_3Mg_2 化合物层, 此时为 Al 元素扩散主导的界面冶金反应, 如图 8 (f) 所示, 当 $8 \leq t < 10$ s 时接头中开始析出花瓣状的 $Al_{12}Mg_{17}$ 化合物, 认为首先发生了式(3)所示的共晶反应。



推测该反应过程可能只停留了一瞬间, 接头中 Al、Mg 元素的过饱和和使得 $Al_{12}Mg_{17}$ 化合物体积不断增大。当 $t \geq 10$ s 时, Al 侧界面处的 Al_3Mg_2 化合物层厚度不断增加, 接头中的 $Al_{12}Mg_{17}$ 化合物不断析出并呈现连续生长趋势, 而 $Mg+MgZn$ 共析组织不断减少, 接头的最终形式如图 8 (g) 所示。

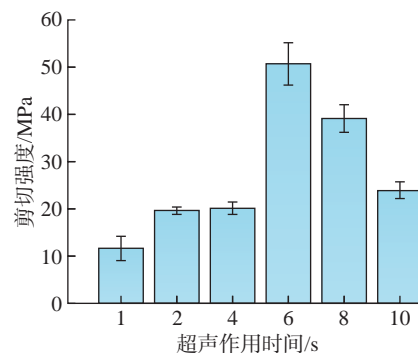


图7 超声作用时间对接头抗剪强度的影响
Fig.7 Effect of ultrasonic action time on shear strength of joints

3 结论

采用厚度为 $30 \mu m$ 的纯 Zn 中间层, 使用超声辅助瞬态液相连接工艺实现了镁-铝异种材料的高效可靠连接, 通过分析不同超声作用时间对 Mg/Zn/Al 接头微观组织及力学性能的影响, 阐明了接头形成过程中的界面冶金机理, 主要结论如下。

(1) 引入纯 Zn 中间层, 在合理的工艺参数范围内, 避免了 Al-Mg 脆性化合物的产生与连续生长。

(2) 接头微观组织方面, 主要涉及 Mg-Zn 化合物、 $Mg+MgZn$ 共析组织、Al-Mg 化合物之间的转变; 当连接温度为 $350^\circ C$, 超声作用时间为 6 s 时, 接头中主要为致密的 $Mg+MgZn$ 共析组织。

(3) 接头力学性能方面, 随着超声作用时间的延长, 接头强度先上升后下降。超声作用时间为 6 s 时, 接头抗剪强度最高, 平均为 50.2 MPa。

(4) 接头形成机制, Mg 侧的界面依靠 Mg、Zn 元素发生共晶反应产生液相, 转变为 $Mg+MgZn$ 共析组织实现连接, 而 Al 侧的界面依靠 Mg、Zn、Al 元素在一定条件下进行固态扩散反应实现连接。

参考文献

[1] GEORGANTZIA E, GKANTOU M,

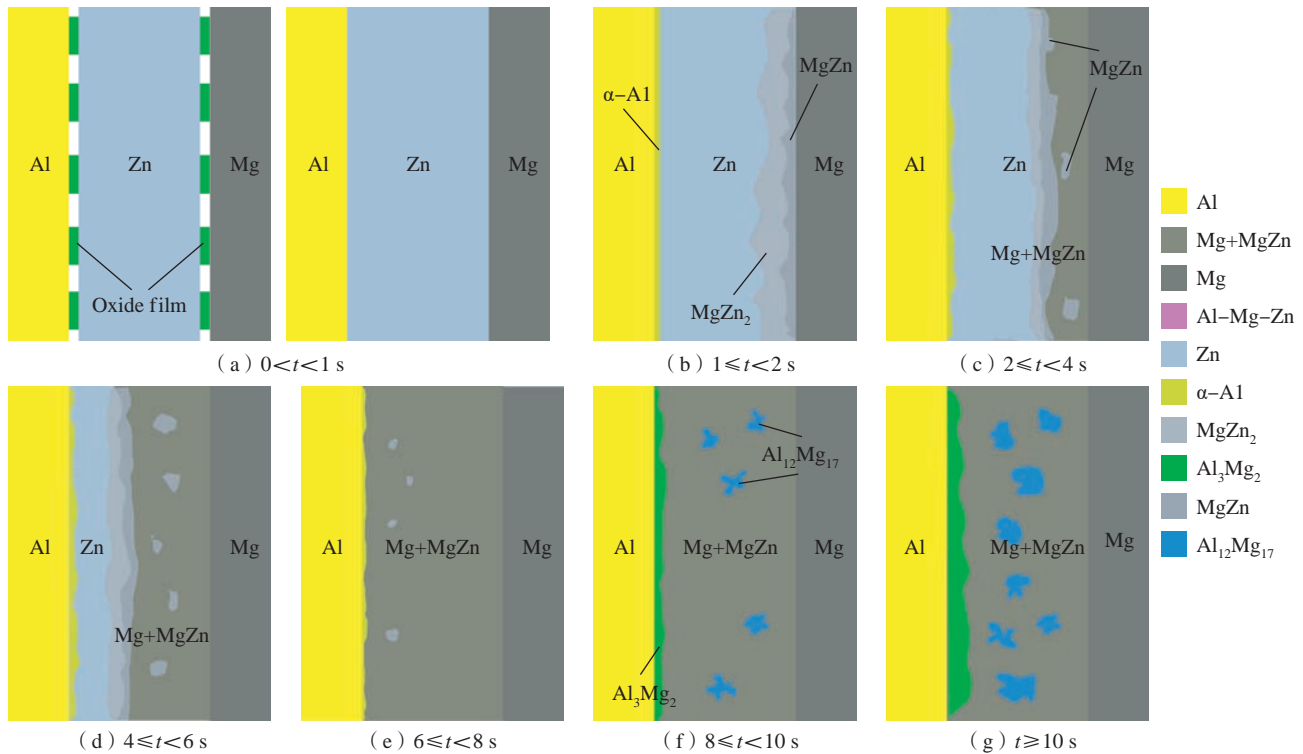


图 8 不同超声时间下 Mg/Zn/Al 接头形成示意图 ($P = 0.4 \text{ MPa}, f = 20 \text{ kHz}$)

Fig.8 Schematic diagram of Mg/Zn/Al joints formation under different ultrasonic time ($P = 0.4 \text{ MPa}, f = 20 \text{ kHz}$)

KAMARIS G S. Aluminium alloys as structural material: A review of research[J]. Engineering Structures, 2021, 227: 111372.

[2] XU T C, YANG Y, PENG X D, et al. Overview of advancement and development trend on magnesium alloy[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019, 7(3): 536-544.

[3] GUAN F, JIANG W M, WANG J L, et al. Development of high strength Mg/Al bimetal by a novel ultrasonic vibration aided compound casting process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 300: 117441.

[4] SONG J F, SHE J, CHEN D L, et al. Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(1): 1-41.

[5] PRASAD S V S, PRASAD S B, VERMA K, et al. The role and significance of magnesium in modern day research: A review[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(1): 1-61.

[6] NI Z L, YE F X. Ultrasonic spot welding of aluminum alloys: A review[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 35: 580-594.

[7] 刘黎明, 王红阳. 镁合金绿色高效

焊接技术研究进展 [J]. 航空制造技术, 2016, 59(6): 16-21.

LIU Liming, WANG Hongyang. Research on green and efficient welding technology of Mg alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(6): 16-21.

[8] 栗卓新, 张冬妮, 言奇株, 等. 异种材料激光焊接中金属间化合物形成机理及控制的研究进展 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(15): 14-23.

LI Zhuoxin, ZHANG Dongni, YAN Qizhu, et al. Research progress on formation and control of intermetallic compounds in laser welding of dissimilar materials[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 14-23.

[9] LIU P, LI Y J, GENG H R, et al. Microstructure characteristics in TIG welded joint of Mg/Al dissimilar materials[J]. Materials Letters, 2007, 61(6): 1288-1291.

[10] ISLAM M R, ISHAK M, SHAH L H, et al. Dissimilar welding of A7075-T651 and AZ31B alloys by gas metal arc plug welding method[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 88(9-12): 2773-2783.

[11] DIETRICH D, NICKEL D,

KRAUSE M, et al. Formation of intermetallic phases in diffusion-welded joints of aluminium and magnesium alloys[J]. Journal of Materials Science, 2011, 46(2): 357-364.

[12] TAN S, ZHENG F Y, CHEN J, et al. Effects of process parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir lap linear welded 6061 aluminum alloy to NZ30K magnesium alloy[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2017, 5(1): 56-63.

[13] 王宇. AZ31B 镁合金与 3A21 铝合金的钎焊工艺及机理研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.

WANG Yu. Process and mechanism research on brazing of AZ31B/3A21[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.

[14] GALE W F, BUTTS D A. Transient liquid phase bonding[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2004, 9(4): 283-300.

[15] ATIEH A M, KHAN T I. Transient liquid phase (TLP) brazing of Mg-AZ31 and Ti-6Al-4V using Ni and Cu sandwich foils[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2014, 19(4): 333-342.

[16] SAREMI S G, MIRSALEHI S E, SHAMSIPUR A. Transient liquid phase bonding of AZ31 magnesium alloy: Metallurgical

structure and mechanical properties[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 35: 140–148.

[17] CHEN X G, YAN J C, GAO F, et al. Interaction behaviors at the interface between liquid Al–Si and solid Ti–6Al–4V in ultrasonic-

assisted brazing in air[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2013, 20(1): 144–154.

[18] XIAO Y, JI H J, LI M Y, et al. Microstructure and joint properties of ultrasonically brazed Al alloy joints using a Zn–Al hypereutectic filler metal[J]. Materials &

Design, 2013, 47: 717–724.

[19] GUO W B, LENG X S, LUAN T M, et al. Ultrasonic-promoted rapid TLP bonding of fine-grained 7034 high strength aluminum alloys[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2017, 36: 354–361.

Mechanism of Mg–Al Ultrasonic-Assisted Transient Liquid Phase Bonding

LI Zhuolin^{1,2}, FU Junhong^{1,2}, WANG Jian^{1,2}, WEI Shoujing^{1,2}, SONG Xiaoguo^{1,2}, BIAN Hong^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

2. Shandong Provincial Key Laboratory of Special Welding Technology, Harbin Institute of Technology (Weihai), Weihai 264209, China)

[ABSTRACT] The Mg–Al composite heat dissipation structure has a good application prospect in the aviation industry. In view of the key problem that brittle $Al_{12}M_{17}$, Al_3Mg_2 compounds are easily generated in the connection of Mg–Al dissimilar materials, this experiment adopts the ultrasonic-assisted transient liquid phase bonding (U-TLP Bonding), and uses pure Zn as the interlayer, the reliable connection of Mg/Zn/Al joint is realized at 350 °C. The effect of ultrasonic time on the microstructure evolution and mechanical properties of the joint is studied. Under the optimal process parameters, the joint is mainly composed of Mg+MgZn eutectoid structure, and the average shear strength of the joint reaches 50.2 MPa.

Keywords: Ultrasound; Transient liquid phase bonding (TLP); Microstructure; Mechanical properties; Metallurgical mechanism

(责编 古系)

(上接第 91 页)

Mechanism of Rapid Wetting Porous Si_3N_4 Ceramics Under Ultrasonication

LI Zhengwei, XU Zhiwu, CHEN Shu, ZHANG Mukun, REN Boxu, YAN Jiuchun

(State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

[ABSTRACT] To solve the problems of high temperature, long holding time, vacuum environment and active elements when vacuum brazing porous ceramics, this work used ultrasonic assistance to realize the rapid wetting of porous ceramics, and the effect of ultrasonic power on the wetting effect was studied. The results showed that the Sn9Zn non-active solder wetted the porous ceramics within 10 s at 230 °C under ultrasonication. When the ultrasonic power was 333.3 W, the solder infiltrated the ceramic matrix by a width of 25 μm. The width of the infiltration layer increased with increasing the ultrasonic power. The width of the infiltration layer was 80 μm when the ultrasonic power was 1000 W. Due to the low temperature during the wetting process, the residual stress in the infiltration layer after cooling was low, and thus the ceramic and the solder were closely bonded without cracks. The results of transmission electron microscopy showed that the wetting interface was enriched with oxygen and zinc elements. In this work, the rapid wetting of the porous ceramics can be attributed to the intense cavitation of the solder inside the microchannel of the porous ceramics. The extremely high temperature and pressure caused by the collapse of cavitation bubbles caused the non-active solder to rapidly wet the porous ceramics.

Keywords: Ultrasonic wave; Porous ceramics; Wetting; Soldering; Interface

(责编 古系)

引文格式: 国凯, 武冲, 孙杰. 航空整体结构件数控加工变形预测及控制技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 112-127.

GUO Kai, WU Chong, SUN Jie. Research progress on NC machining distortion prediction and control technology of aeronautical monolithic components[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 112-127.

航空整体结构件数控加工变形预测及控制技术 研究进展*

国凯^{1,2}, 武冲^{1,2}, 孙杰^{1,2}

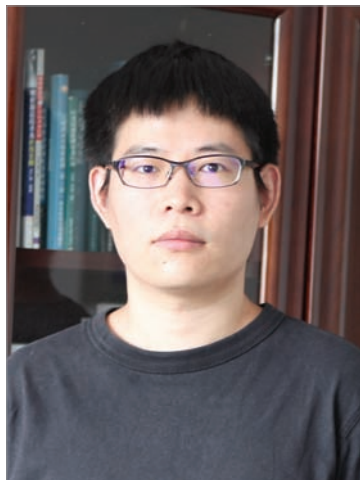
(1. 山东大学机械工程学院, 济南 250061;

2. 山东大学航空构件制造技术及装备研究中心, 济南 250061)

[摘要] 航空整体结构件数控加工过程中受多种因素的耦合作用, 导致其加工后产生不同程度的变形, 对产品的精度保障、加工效率的提升与制造成本的控制产生严重的不利影响。航空整体结构件数控加工变形是航空制造业面临的严峻挑战之一。首先对航空整体结构件数控加工变形的影响因素、内在机制和变形预测技术进行综述分析, 进而阐述航空整体结构件数控加工变形控制及变形校正技术的研究现状, 最后对航空整体结构件加工变形预测与变形控制技术的发展趋势进行了展望。

关键词: 航空整体结构件; 加工变形; 变形机制; 变形预测; 变形控制; 残余应力; 智能夹具; 数字孪生

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.112



国凯

教授, 博士生导师, 主要研究方向为机器人学、运动控制、非线性控制理论与智能装备等。

飞机主承力构件(梁、框、壁板等)整体结构化设计制造是满足现代飞机对高速、高机动性、高负载和长续航能力要求的重要策略之一, 这主要是由于采用整体化设计的航空整体结构件具有重量轻、结构效率高及可靠性强等显著优势^[1-2], 见图1。铝合金与钛合金等具有密度小、比强度高及耐腐蚀等优良性能, 长期以来一直是航空工业的重要结构材料^[3-4]。然而, 由于航空整体结构件一般尺寸较大, 材料存在去除率高、几何结构不对称、自身刚度低的问题, 制造过程中在毛坯初始残余应力^[5]、加工应力^[6]等耦合作用下, 工件在加工后普遍存在不同程度的加工变形情况^[7]。美国波音公司2001年的报告指出, 由于加工变形导致零件返工和报废的经济损失超过2.9亿美元^[8], 此外, 德国机床、汽车和动力传动行业在

1995年因热处理导致的变形造成了8.5亿欧元的经济损失^[9-10]。加工变形严重影响工件的加工效率和生产成本, 并影响装配精度和使用寿命, 这类问题已成为航空制造业面临的严峻挑战之一。

为解决航空整体结构件加工变形问题, 欧盟委员会于2005—2009年投资540万欧元专门开展了针对航空整体结构件变形研究的COMPACT项目^[11]。近年来, 我国航空制造业快速发展, 对大型轻量化高强合金整体结构件的加工效率提出了更高的要求, 《中国制造2025》规划明确提出了提升我国大型轻量化高强合金整体结构件制造能力的目标^[12]。航空整体结构件制造经历了毛坯成形、热处理、机械加工等复杂的工艺过程, 结构件毛坯内不可避免地存在各种形态的残余应力, 数控加工过程中又

* 基金项目: 国家自然科学基金(51975335); 山东省自然科学基金(ZR2020ME159)。

引入新的加工应力。随着加工进行,材料不断去除,工件刚度也不断发生变化,内应力重新分布,作为平衡,变形相应产生。航空整体结构件数控加工过程中的残余应力产生、演变与遗传机制是其加工变形形成的重要内在机制^[13-14]。为此,本文首先对航空整体结构件加工变形的影响因素及内在机制的研究现状进行综述,进而对航空整体结构件的数控加工变形预测理论和方法进行分析,在此基础上,对航空整体结构件加工变形控制方法进行归纳与总结,最后对航空整体结构件加工变形控制技术的发展趋势进行展望。

1 航空整体结构件数控加工变形产生机理分析

影响航空整体结构件加工变形的因素有很多,如图2所示,主要包括毛坯应力、加工应力、装夹条件、工件材料特性及走刀路径等。

1.1 毛坯残余应力

残余应力是指毛坯在没有外力或热梯度的情况下与周围环境保持平衡状态的内应力^[15-16]。研究发现,残余应力主要来源于塑性变形引起的机械应力,温度变化引起的热应力及相变引起的体积应力^[17]。在结构件的制造过程中,原始应力平衡随着材料去除而破坏,并且工件的刚度发生变化,内应力在新的几何结构下重新分布并获得平衡,致使工件产生相应的加工变形。^{Fan}等^[18]研究了材料内部初始残余应力引起的弹性势能演变对零件加工变形的影响。本课题组针对不同类型残余应力对7050-T7451铝合金结构件加工变形进行解耦分析,设计了三隔框零件,采用优化的工艺参数和优选的刀具进行加工,加工结束后测试工件变形,发现这一变形是由毛坯残余应力与加工应力耦合作用引起的。为去除加工表面的加工应力,采用化学铣削去除表面加工应力层,获得由毛坯

应力引起的加工变形量。研究发现毛坯内的初始残余应力是影响三隔框整体梁变形的主要因素,占构件总变形的90%,加工残余应力引起的变形约占构件总变形的10%,图3^[19]是三隔框零件化铣前后变形情况。此外,有研究指出机械加工过程仅是应力重分布过程,而应力在整个过程中并不能松弛消失^[20]。

1.2 加工应力

加工航空整体结构件时,在刀具切入和与工件摩擦过程中,加工表面受到热-力耦合作用引入加工应力^[21-22]。加工应力与切削过程中的切削力和切削热直接相关,有研究认为机械载荷倾向于引入压应力,热载荷倾向于引入拉应力^[6,17,23],如图4所

示^[17],切削力的引入导致工件产生挤压和弹性变形,同时刀具也会产生变形^[24]。切削过程中切屑的塑性变形、与前刀面的摩擦以及后刀面与已加工表面的摩擦等使得工件表层与基层出现较大的温度差。在切削力和切削热作用下导致工件应力分布不均,加剧工件加工变形。研究发现加工应力大小受到工艺参数^[25]、刀具结构与刀具状态(刚度、磨损、规格参数等)^[23,26]、切削冷却润滑状态及材料属性等多因素耦合作用影响。

Wu等^[27]针对薄壁件铣削加工中铣削力引起的加工变形,在不同的铣削条件下分别预测了径向、切向和轴向铣削力。Wang等^[28]基于能量法,综合考虑了毛坯应力和加工应力

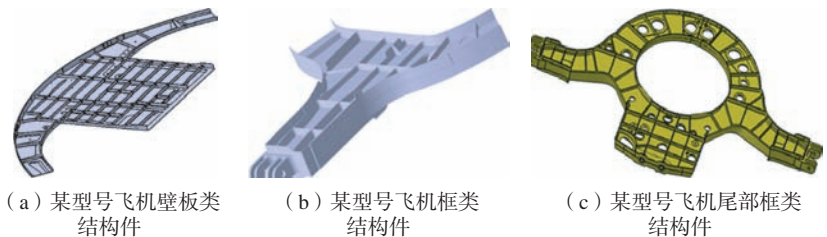


图1 航空整体结构件

Fig.1 Aeronautical monolithic components

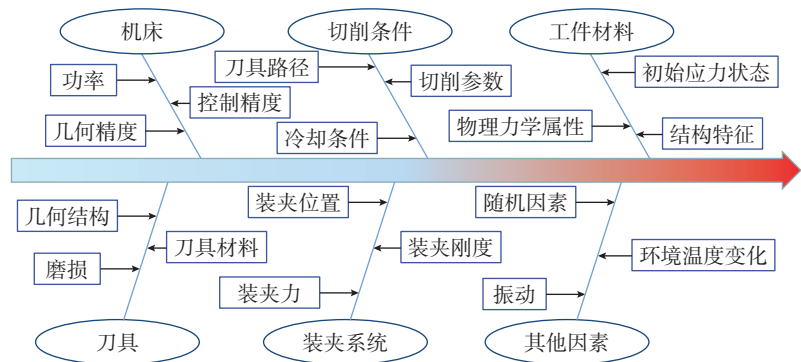
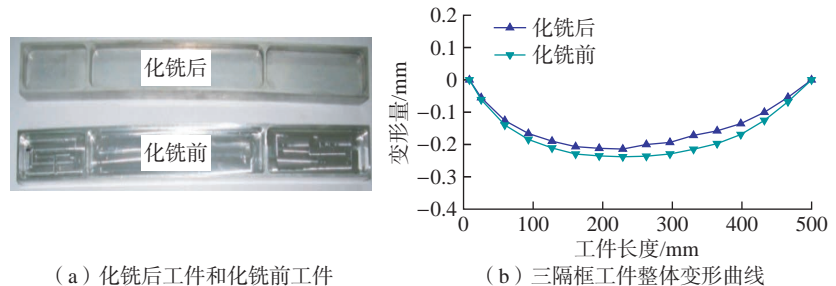


图2 加工变形影响因素

Fig.2 Influence factors of machining distortion



(a) 化铣后工件和化铣前工件

(b) 三隔框工件整体变形曲线

图3 三隔框零件化铣前后工件变形情况^[19]

Fig.3 Distortion of three-frame monolithic components before and after chemical milling^[19]

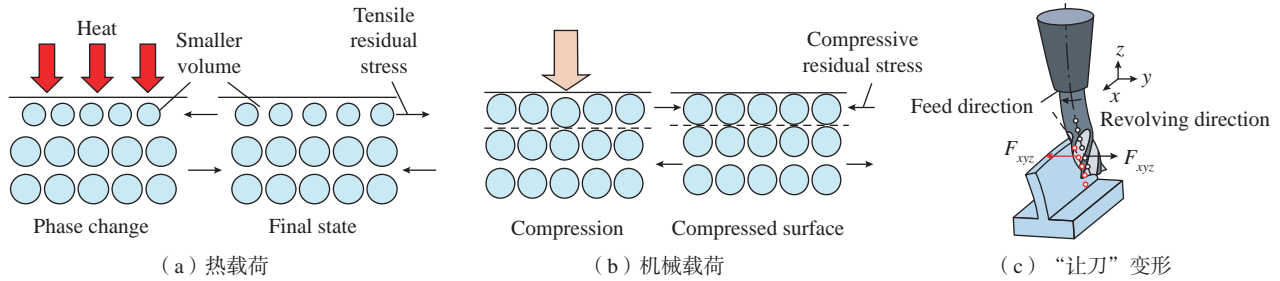


图4 热载荷与机械载荷作用方式^[17]

Fig.4 Effect of thermal and mechanical loads on residual stresses^[17]

的影响,建立了预测多隔框零件加工变形的模型。Li等^[29]基于灵敏度分析法,提出了一种用来评估初始残余应力和表面残余应力对加工变形不确定性影响的方法。Weber等^[30]通过不同的加工模式研究了加工应力对铝合金整体结构件的影响。Dai等^[31]基于径向神经网络模型引入标准化欧氏距离,建立了切削参数对薄壁半精加工铣削力影响的高精度模型,并验证了半精加工铣削力预测精度及有效性。本课题组研究了不同工艺参数、不同刀具结构对铝合金7050-T7451加工残余应力的影响规律^[32]。图5^[32]是在切削速度一定的条件下($v=942\text{ m/min}$),不同工艺参数对加工应力的影响;图6^[32]为不同刀尖圆弧半径对加工残余应力的影响,随着刀尖圆弧半径的增加,沿进给方向最大残余应力具有逐渐增加趋势。

1.3 装夹应力

工件在夹紧力作用下,将会引起结构件整体工艺系统不同区域刚度不同,而在切削力和夹紧力的耦合作用下,工件内应力将重分布,加剧工件的变形问题^[33]。Wan等^[34]针对薄壁多隔框零件,采用拉格朗日法建立夹具-工件系统的动力学方程,分析了夹具支撑点位置对加工变形的影响权重(夹紧点在同一高度和不在同一高度两种情况),如图7所示^[34],当夹具的支撑点不在同一高度时,工件的加工变形更小,研究发现当采用不同高度支撑点时,可降低装夹应力,对减小结构件加工变形效果显著,同时可对二阶或更高阶的振动频率具

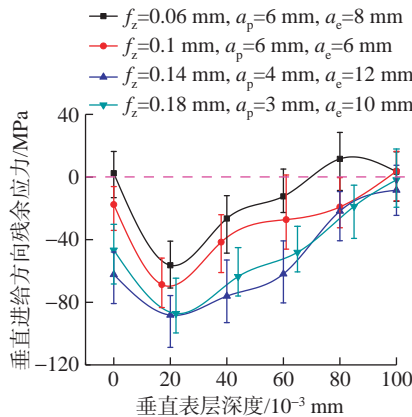


图5 工艺参数对加工应力影响^[32]

Fig.5 Effects of process parameters on machining stress^[32]

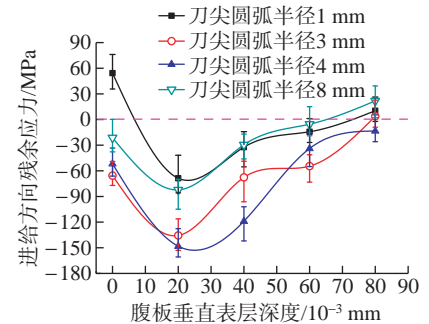


图6 不同刀尖圆弧半径对加工应力的影响^[32]

Fig.6 Effects of corner radius structure on machining stress^[32]

有抑制作用,改善加工质量。

1.4 工件材料特性与结构

航空整体结构件主要采用的材料有铝合金、钛合金以及复合材料(本文不涉及该类构件变形问题)、高强钢等。材料不同,其物理、化学性能参数也有所差异^[35],结构件在加工过程完成后,产生的变形也不尽相同^[36]。相同材料不同的结构,随着零件尺寸增大,刚性降低、自身结构复杂性与不对称性等会加剧工件的数控加工变形。

1.5 走刀路径

航空整体结构件数控加工过程中,不同的加工路径会影响结构件内部残余应力释放顺序,随着毛坯材料的铣削去除,工件刚度逐渐降低,在工件的原有毛坯残余应力与加工应力耦合作用下,将产生不同的变形^[37]。丁桂楚等^[38]从材料去除过程中的应力-刚度演变规律中,分析了加工顺序对变形的影响机制,指出优化结构件的加工顺序可降低加工变形。

1.6 其他因素

影响结构件加工变形的因素超过200个^[39]。孙福来^[40]分析了温度对大型整体结构件加工变形的影响,发现温度分布不均加剧了结构件加工变形。宋清华^[41]研究了高速铣削过程中的系统稳定性与加工表面位置精度和加工变形的耦合作用。Liu等^[42]分析了加工设备的稳定性、主轴回转误差、机床热误差及传动链误差等因素对结构件加工变形的影响机制。

综上所述,航空整体结构件加工变形影响因素众多,各影响因素之间存在复杂的耦合机制,变形机理复杂,但毛坯初始残余应力对结构件加工变形影响最为突出。航空整体结构件加工变形具有一定的普遍性,但工件结构、材料不同,加工变形形态和量值也不同,如铝合金的隔框、长梁、壁板、接头等零件,其数控加工变形形态往往存在较大的差异性,目前对变形控制多采用“一事一议”的方

式进行分析,迫切需要研究具有普遍性的理论和方法。

2 航空整体结构件数控加工变形预测

航空整体结构件的数控加工变形预测是进行科学变形控制的基础和前提,只有准确预测加工变形,才能针对变形特点采取有效的控制方法。目前对航空整体结构件数控加工变形的预测方法主要包括数值解析计算和有限元数值仿真两大类。

2.1 数值解析计算

为预测残余应力对结构件加工变形的影响,学者们提出了数值解析计算加工变形的理论和方法。主要方法有简单迭代计算、有限差分法(FDM)、响应曲面法(RSD)及Navier-Lamè方程。数值解析方法特点如表1所示。

解析模型利用建立的数学模型精确表征结构件加工变形,但是目前大多在采用简化处理后归纳为经典力学范围,只能用于平板和等截面的结构件,限制了分析方法的应用范围。

2.2 有限元仿真分析

有限元数值仿真对航空整体结构件加工变形预测是目前最有效的一种方法,常用的有限元数值计算软件包括 Forge、MSC.Marc、Abaqus、Ansys、Deform 及 CalculiX。由于航空整体结构件体积大、结构复杂,在模拟材料去除过程中存在尺度不统一、计算量大和耗时长的问题,合理的加工模拟策略与载荷施加技术是保证航空整体结构件加工变形精准预测的关键。考虑毛坯应力与加工应力的航空整体结构件加工变形预测建模过程如图8所示。

2.2.1 加工模拟策略

加工模拟策略主要分为单步、预定义材料去除区域和加工路径规划3种方式^[47-48],其加工变形的预测方法如图9所示^[48],这3种加工模拟策略的特点如表2所示。在单步仿

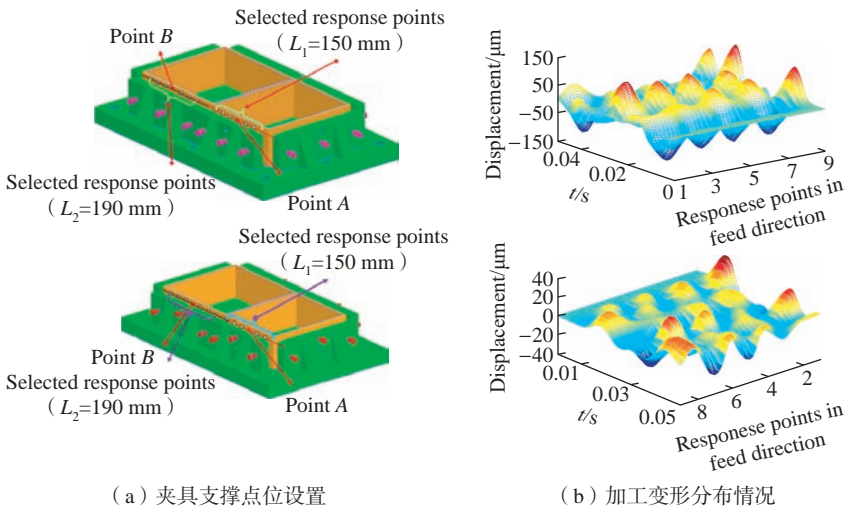


图7 装夹点位对结构件加工变形的影响^[34]

Fig.7 Influence of clamping point position on machining deformation of structural parts^[34]

表1 数值解析方法原理及特点

Table 1 Principle and characteristics of numerical analysis method

原理	特点
简单迭代计算 ^[43]	方法简单,实现二维变形预测模型,残余应力三维空间分布存在偏差
有限差分法 ^[44]	简单高效,实现了金属壁板结构的铣削变形预测,边界条件的刚度存在误差
响应曲面法 ^[45]	实现切削条件频繁变化下由加工应力引起的加工变形预测
Navier-Lamè方程 ^[46]	实现毛坯应力对加工变形影响预测,忽略了切削载荷的影响,材料假设为理想线弹性及各向同性

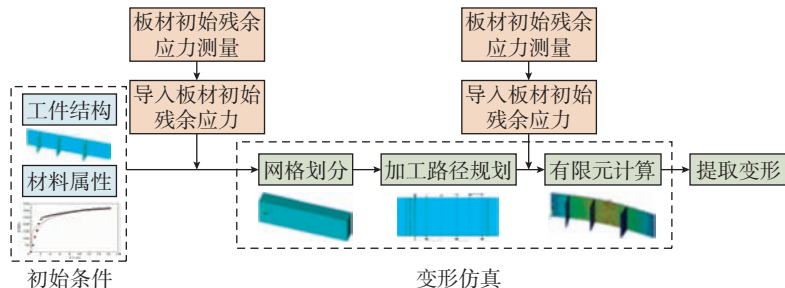


图8 考虑毛坯应力与加工应力的变形预测建模过程^[17]

Fig.8 Deformation prediction model process considering blank stress and machining stress^[17]

真方法中,将热处理后材料的塑性应变施加到毛坯之上,在1个分析步中完成多余材料去除、应力和应变重新分布的仿真技术,快速获得工件的加工变形。该方法简单、易实现,避免了网格重划分带来的误差,但是忽略了工件在加工过程中的刚度演变与应力重新分布的耦合作用,导致误差较大。多步仿真策略可有效避免上述缺陷,其实施过程为逐步将加工区

域材料去除,获得工件变形演变和应力重分布规律。前两种方法均借助“生死单元”技术,其原理是在有刀具轨迹和切削参数决定的切削区域去除单元^[49]。“生死单元”优点是技术相对成熟,计算方便,缺点是难以模拟复杂结构件的材料去除。

2.2.2 载荷施加技术

载荷施加技术主要有导入法、离散施加技术、连续施加技术、热力耦

合算法、施加应力法和等效载荷施加法。其中,前3种方法主要是对毛坯应力的施加,后2种方法为考虑加工过程对工件变形和应力的影响。

(1)导入法。通过对毛坯板材的热处理、预拉伸等过程进行有限元仿真分析获得初始应力场及应变场,然后将结果映射到新的计算模型中,由于应力场结果来源于仿真结果,可能存在较大误差。其特点为利用有限元仿真毛坯成形过程,获得初始应力及应变场^[48]。

(2)离散施加技术。通过试验手段对毛坯板材进行残余应力测试,按照“力平衡”与“力矩平衡”对毛坯应力场进行离散化,将应力分层施加到模型中,该方法施加的应力为不连续应力。其特点为采用试验手段,按照力平衡和力矩平衡离散毛坯应力场^[50]。

(3)连续施加技术。将初始残余应力通过公式拟合获得连续应力曲线,借助有限元软件的子程序功能实现初始残余应力施加。其特点为利用公式拟合初始应力场获得连续曲线^[32]。

(4)热力耦合算法。通过解析计算或经验模型获得切削过程中加工表面的热载荷与机械载荷,基于网格自适应技术建立接力计算系统,逐个“杀死”加工路径下的网格,并在表面施加热载荷和机械载荷,进行热力耦合运算。其中,接力算法是利用有限元软件 Abaqus 为核心求解器的一种仿真优化方法。成群林等^[51]利用网格动态自适应技术建立接力计算系统,生成零件毛坯对应的初始网格和零件加工刀位轨迹文件,采用网格生成器进行局部网格细化,然后自动施加边界条件和切削载荷,生成包含节点和单元定义的模型文件,启动有限元求解器对切削加工过程进行仿真计算,读取节点坐标信息,进而重划分网格模型,继续仿真计算,直到完成整个零件的模拟加工,原理如图 10 所示。该方法考虑了加工过程对工件变形及应力演变的影响。其

特点为采用解析或经验模型计算热载荷和机械载荷,基于网格自适应技术建立接力计算方法^[52]。

(5)施加应力法。在获得加工表面的应力分布后,将加工应力直接施加到模型中,通过静力计算获得工件变形^[6]。加工应力场可以通过热力耦合计算获得^[53],也可以通过简单零件的切削仿真获得^[54],或者根据特征参数下的试验拟合经验模型获得^[55]。加工应力的施加方法可以在全部材料去除后施加,也可以利用接力算法在每个网格去除后施加。其特点为通过获得加工表面应力分布后,直接将加工应力施加到模型中^[6]。

(6)等效载荷施加法。为了保证加工应力映射的准确性,提升有限元求解速度,适应复杂工件,Zhan

等^[56]提出了等效载荷施加方法,该方法不需要对表层网格进行细化,对平面和曲面都有良好的适应性。其特点为不需要网格细化,对复杂零件具有更好的适应性^[56]。

本课题组联合航空工业成都飞机工业(集团)有限公司基于 Abaqus 二次开发技术设计了加工变形仿真系统,实现了具有自主知识产权的用户自定义界面的仿真系统,如图 11 所示^[32]。

2.3 结构件铣削加工数字孪生技术

新一代信息技术与制造业的融合及应用落地,加快了智能制造的发展进程。数字孪生是以数字化方式创建物理实体的虚拟模型,借助数据模拟物理实体在现实环境中的行为,通过虚实交互反馈、数据融合分析、决策迭代优化等手段,为物理实体增加或扩

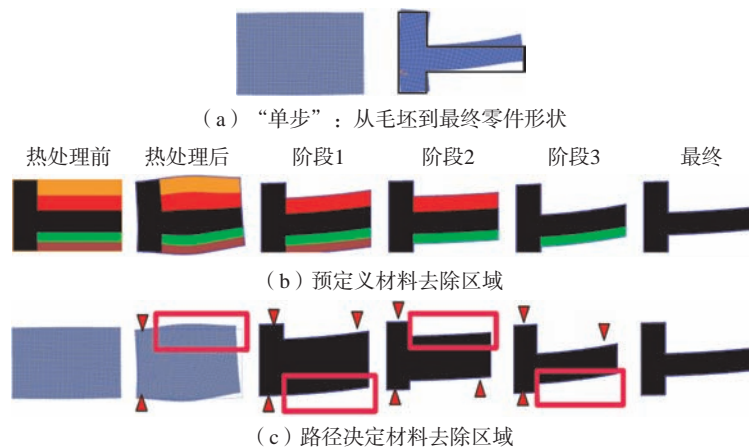


图9 加工变形有限元预测方法对比^[48]

Fig.9 Comparison of finite element prediction methods for machining deformation^[48]

表2 加工模拟策略原理的特点对比

Table 2 Principle of machining simulation strategy

原理	特点
单步 ^[47]	简单可预测,忽略了路径、刚度演变、装夹等的影响,对大变形预测精度低
预定义材料去除区域 ^[47]	实现加工过程中的变形预测,忽略了路径和装夹影响
加工路径规划 ^[48]	考虑加工路径和装夹的影响,网格重划分存在差值误差,建模复杂

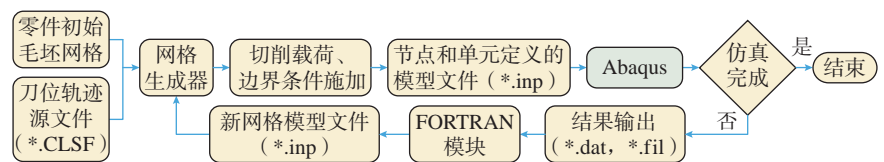


图10 接力算法原理

Fig.10 Principle of relay algorithm

展新的能力,进而实现物理世界与信息世界的互通互联及智能化操作^[57]。

通过数字孪生理论在物理空间与虚拟空间之间建立信息交互联系,对加工仿真、预测及控制技术具有革命性意义,目前数字孪生技术仍处于探索阶段。数字孪生技术在制造装备运行状态预测^[58-61]、故障监控^[62-64]方面已进行大量研究,但是目前在航空结构件加工变形预测及控制方面研究较少。整体结构件的变形测量是保证其质量的重要手段,王珉等^[65]推导了薄板纯弯曲的变形函数,建立了航空整体结构件加工变形的快速在线测量方法。Haag等^[66]开发了网络物理弯曲梁试验平台来演示数字孪生概念,如图12所示,研究了一种模块化方法来构建数字孪生模型。岳科旭等^[67]提出了一种基于真实数据驱动数字孪生体更新模型,利用数字孪生模型进行指导与决策,弥补解析模型和有限元仿真模型的能力短

缺,实现数字孪生技术对结构件加工变形预测与控制技术的探索。针对航空整体结构件加工过程虚拟仿真试验,王亚杰等^[68]利用计算机建模与动作交互等现代信息技术,建立了航空发动机复杂构件多轴加工过程虚拟仿真技术。孙丽敏等^[69]提出了钛合金航空结构件导孔的工艺流程制定、加工刀具选择、切削参数设定、定位方法及装夹方式的导孔数字化加工方法。刘醒彦等^[70]基于变形力监测数据,利用高斯过程回归建立航空整体结构件加工变形预测及控制方法,实现了航空整体结构件模拟预测及状态监控。

综上所述,航空整体结构件加工变形预测方法主要包括数值解析和有限元分析,其中有限元分析方法被广泛应用,虽然已经有大量的相关研究,也取得了许多有价值的研究成果,但是结构件切削加工的复杂性、材料本构关系的不确定性使加工变

形准确预测仍然具有很多挑战。在数据驱动方面,存在数据不充分、不精准,以及难以将物理实体数据、虚拟模型数据与服务应用数据融合等诸多问题,尚待深入研究。

3 航空整体结构件数控加工变形控制技术

国内外学者针对加工变形控制进行了广泛研究,涉及毛坯残余应力调控、加工工艺优化及装夹布局等。随着智能制造技术的发展,智能装夹为航空整体结构件变形控制提供了新的思路和方法。对于多数零件,工艺过程中的变形控制可以获得理想效果,但对某些特殊零件,由于毛坯应力状态、材料的低屈服极限以及结构的不对称性等原因,导致工艺过程中的变形控制无法获得理想的效果,必须对变形零件进行校正,因此,变形校正正是航空整体结构件变形控制不可或缺的重要手段。

3.1 加工变形调控策略

3.1.1 毛坯残余应力调控技术

结构件毛坯残余应力是影响铝合金航空整体结构件加工变形的关键因素,获得毛坯零件中残余应力分布状态,是实现毛坯残余应力调控的基础。残余应力测量方法主要有剥层法^[71]、中子衍射法^[72]、超声波法^[73]、逐层钻孔法^[74]、X射线法^[75]和裂纹柔度法^[76]。Fu等^[77]提出了基于弹性变形叠加原理的毛坯初始残余应力分段计算方法。本课题组基于裂纹柔度法开发了铝合金预拉伸板材的残余应力测试系统,实现了铝合金毛坯残余应力全流程的自动化检测,如图13所示^[78]。

降低或均匀化结构件毛坯残余应力主要是消除热处理过程中产生的淬火残余应力^[17]。机械拉伸方式是降低航空整体结构件毛坯残余应力的有效手段^[79],可以将应力幅值降低70%~80%^[80]。此外,针对铝合金残余应力的消除方法还有热处理^[81]、



图11 整体结构件加工变形预测系统^[32]

Fig.11 Prediction system for machining deformation of monolithic components^[32]

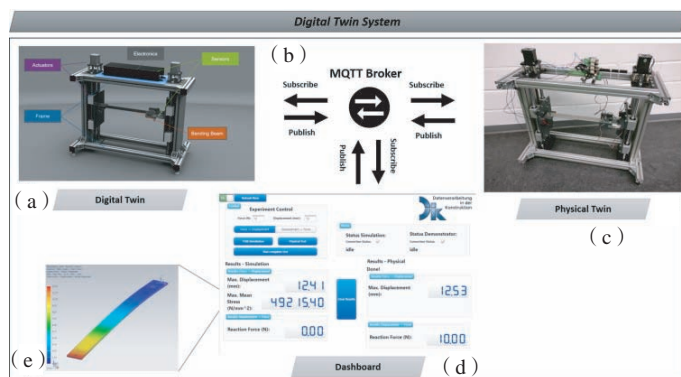


图12 弯曲梁平台数字孪生系统^[66]

Fig.12 Digital twin system for curved beam platform^[66]

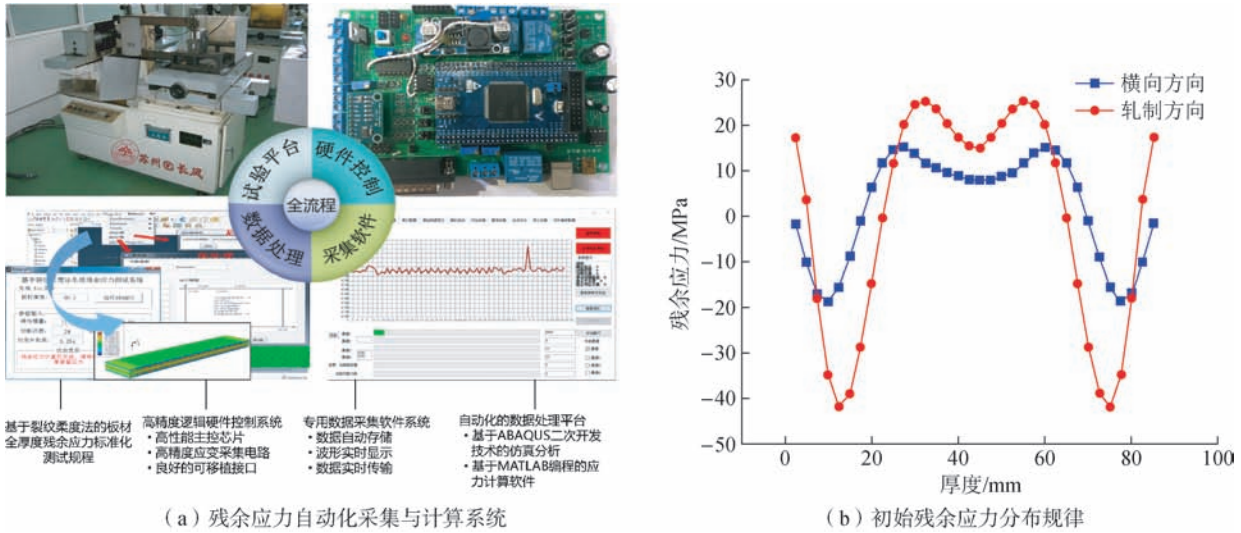


图 13 毛坯残余应力自动化采集系统^[78]

Fig.13 Automatic system acquisition of blank residual stress^[78]

振动时效^[82]和深冷处理^[83]等方式。研究学者发现采用开槽法可以将内部应力降低 50%~60%^[84]。

工件在毛坯中的位置不同,应力状态不同,导致工件的变形形态也不同。本课题组通过设计特征试件,研究不同位置试件因毛坯残余应力不同引发的变形差异性,如图 14 所示^[32],平板厚度为 0.75 mm,整体呈现出外凸变形^[32]。Ye 等^[85]采用步长递减迭代法求解最优加工位置,发现优化航空结构件加工位置可使加工变形减少 99.79%。

3.1.2 加工参数优化

加工参数主要包括铣削速度、进给量、铣削宽度及铣削深度等参量,根据加工经验及查阅切削用户手册等方法获得,然而,这些参数并不能完美适应复杂的航空整体结构件。有学者采用遗传算法,以最小加工变形为目标,以铣削速度、铣削深度、铣削宽度和每齿进给量为优化参数,建立了最优铣削参数组合^[86-87]。

本课题组针对加工工艺参数及刀具结构参数对结构件加工变形的影响关系进行了试验研究,分析了加工工艺参数-加工应力的影响机制,

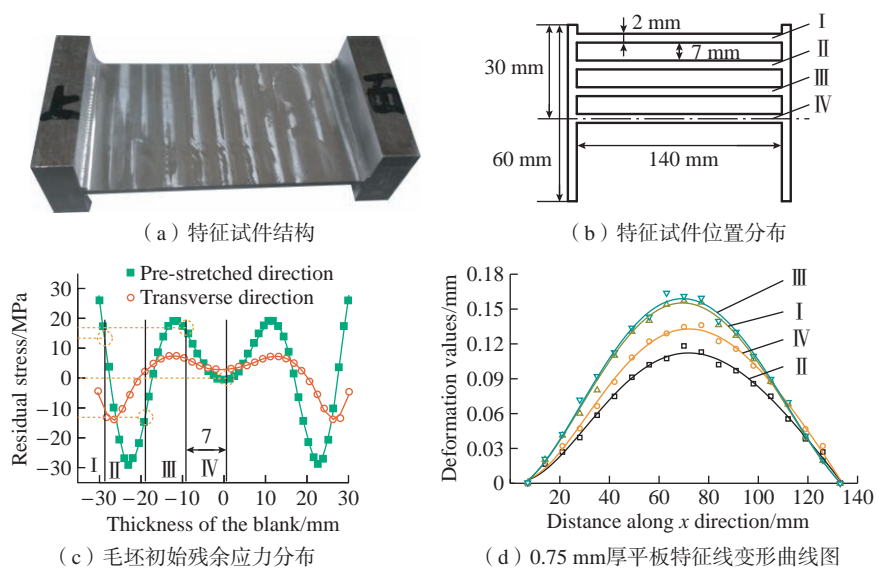


图 14 毛坯应力对不同位置工件加工变形影响^[32]

Fig.14 Effect of blank residual stress on workpiece deformation at different positions^[32]

如图 15 所示^[32],通过极差分析,发现铣削表面压应力随切削速度增加而逐渐减小,随每齿进给量的增加呈现增大趋势,而铣削深度和宽度对铣削加工应力影响不明显^[32]。

针对刀具结构参数对加工应力的影响关系,采用极差分析方法,分析了刀具圆弧半径、切削前角、切削后角、刀具直径对加工应力的影响关系,如图 16 所示^[32],发现加工应力

随着切削前角和切削后角的增大而减小,随着刀具半径增加具有变大的趋势^[32]。另外,当刀具磨损增加时,加工应力随之增大^[88]。

3.1.3 走刀路径优化

走刀路径是指刀具从对刀点开始运动,到加工程序结束所经过的路径,主要由切削路径和非切削路径组成^[89]。走刀路径和毛坯应力是互相耦合的,优化走刀路径为解决工件

的残余应力变形和弹性变形提供了较为有效的手段。此外,研究者们为了降低走刀路径对结构件加工变形的影响,建立了刀具偏差路径补偿模型^[90],三步对称铣削法^[91],以及奇偶铣削、偶奇铣削和顺序铣削^[92]工艺。马伟^[93]针对九宫格类型的腔体薄壁件研究了不同加工路径对薄壁件加工变形的影响;郭魂等^[94]分析了加工顺序对六隔框工件加工变形的影响。本课题组针对不同加工顺序对工件加工变形影响,设计了三隔框零件,分别开展了先两端后中间、顺序加工、逐层加工、先中间后两端的试验及仿真研究,如图 17 所示^[32],发现分层铣削是变形量最小的铣削方式。

3.1.4 装夹布局优化

薄壁件结构刚度低,在加工过程中受到夹具的夹紧力作用,导致工件形状精度降低。柯映林教授课题组^[95]利用 Abaqus 软件研究了支撑点位置、加载方式和装夹顺序对薄壁件加工变形的影响。路冬^[96]利用遗传算法建立了航空整体结构件最优夹紧点位置及最小夹紧点数目的确定方法。针对加工过程中刀具-夹具-工件之间的动力学问题^[97],相关学者采用有限元方法^[98]和拉格朗日法^[34]等方法建立了动力学模型,分析了航空整体结构件加工过程中的动态特性。

3.1.5 智能夹具

夹具在加工大型复杂航空整体结构件时承担着重要的作用,通常是对结构件进行定位和夹紧,当夹紧力释放时,夹紧应力等相应释放,工件尺寸和形状可能变形超过公差限度^[99]。欧盟于 2007 年启动的第七框架计划中的“INTEFIX”项目,旨在通过使用智能夹具系统提高加工性能^[100]。Nee 等^[101]最早提出了智能装夹系统及其结构与功能,利用传感器反馈和在线装夹调整实现加工过程优化,并应用系统辨识的方法建立了智能装夹系统的动态控制模型。

Möhring 等^[102]将应变片、温度传感器和加速度传感器集成到夹具系统中,如图 18 所示,实现了结构件加工过程中加工状态的智能感知。李迎光教授课题组设计了一种结构件加工过程在线监测与动态响应的柔性夹具,如图 19 所示^[103],实现了结构件加工变形的动态调控。本课题组

基于可重构设计思路,设计了一种可重构、反变形装夹单元,实现了航空整体结构件加工变形 X/Y 平动补偿、A/B 摆动补偿、Z 向移动补偿,如图 20 所示^[104]。

3.1.6 其他调控方法

为了提高航空整体结构件加工过程中的刚度,研究者们提出了辅助

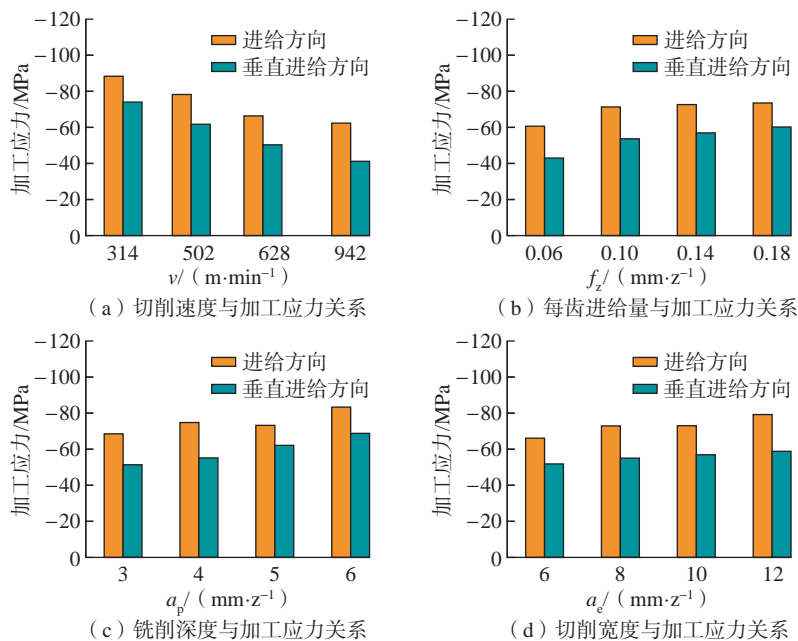


图 15 工艺参数对加工应力的影响机制^[32]

Fig.15 Influence mechanism of process parameters on machining stress^[32]

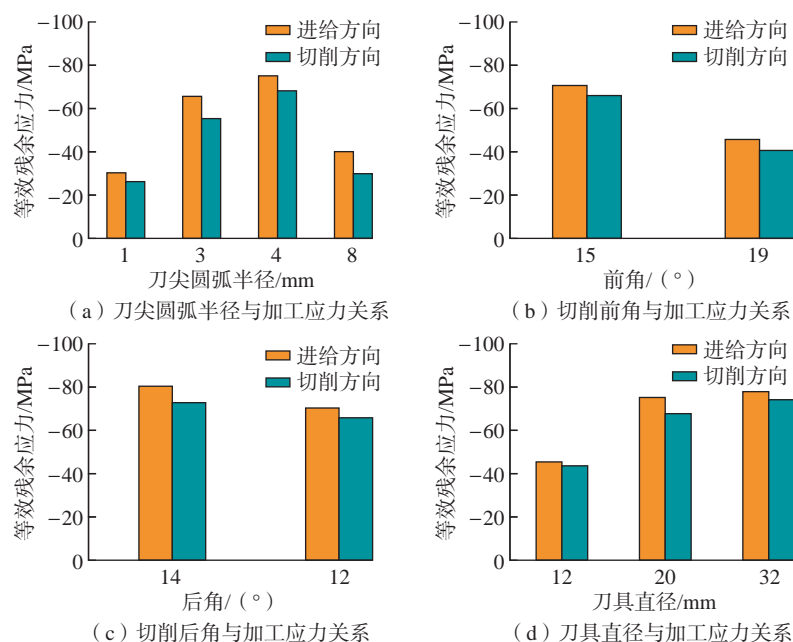


图 16 刀具结构参数对加工应力的影响^[32]

Fig.16 Influence of tool structure parameters on machining stress^[32]

支撑技术,主要包括相变材料辅助支撑、气射流辅助支撑和镜像铣削技术等。相变材料辅助支撑是将低熔点材料注入结构空腔中,提高薄壁件刚度及加工精度^[105]。为了降低加工过程中的振动,刘春^[106]采用气射流辅

助支撑技术对加工工件进行支撑,保证了工件的加工稳定性和质量,如图21所示。镜像铣削系统采用两台同步运动的加工设备组成^[107-109],机床主轴包含1个刀具和1个支撑头,其原理如图22所示^[107]。

针对加工过程中的“让刀”变形,变形补偿是降低薄壁件加工变形的有效手段。针对温度引起的加工变形问题,张阁^[110]建立了基于CATIA/CAA的航空整体结构件温度补偿系统。针对铣削力引起的工件弹性变形,Liu等^[111]基于铣削过程的动态特征,计算变形补偿量,建立误差补偿模型。

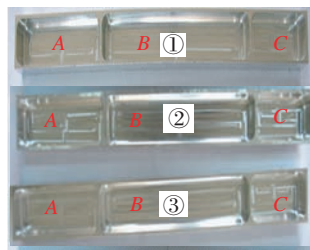
航空整体结构件加工变形控制技术对加工变形具有一定的抑制和消除作用,但是由于多因素耦合作用,仅采用单一控制方法并不能将加工变形降低至最小,因此,需要研究集成式控制技术,对于变形难以控制到公差范围内的工件进行变形校正,也需要研究相应的变形校正技术,以实现航空整体结构件加工变形的准确调控和精准校正。

3.2 加工变形校正技术

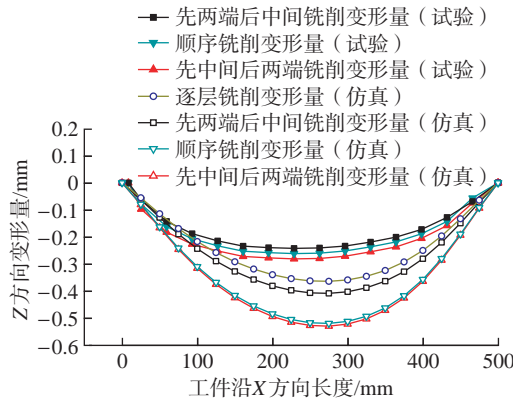
传统校正主要有机械反变形校正与加热校正。随着技术的发展,变形校正又涌现出许多新的原理和方法,主要包括激光校正、蠕变校正、喷丸校正和滚压校正等新型校正方法。

3.2.1 机械反变形校正

机械校正作为最广泛的一种校正方式,根据工作方式可以分为压力、平行辊、拉伸、拉弯和扭转等工艺。孙杰等^[112]研究了U型结构件的曲率与弯矩的关系,并结合二分法建立校正载荷优化计算模型。张洪伟等^[113]研究了压力校正的支点位置与载荷施加形式对校正效果的影响。



(a) 三隔框工件



(b) 加工顺序对加工变形的影响

图17 不同加工顺序对工件变形影响的仿真与试验结果^[32]

Fig.17 Effect of working sequence on workpiece deformation^[32]

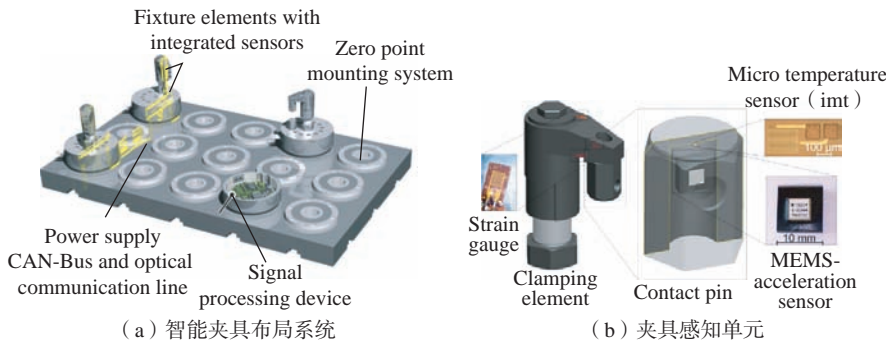


图18 智能感知夹具系统^[102]

Fig.18 Intelligent sensing fixture system^[102]

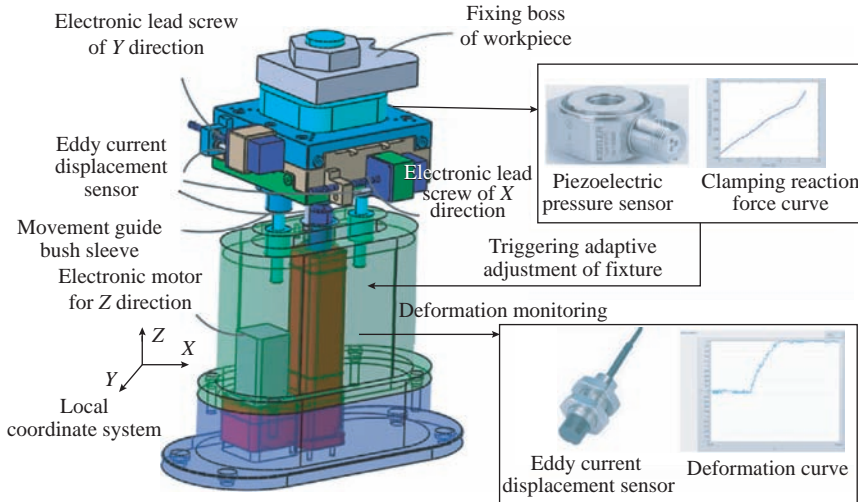


图19 智能监控柔性夹具^[103]

Fig.19 Intelligent monitoring flexible fixture^[103]

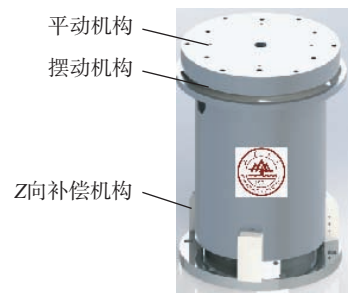


图20 可重构反变形装夹单元^[104]

Fig.20 Reconfigurable anti-distortion clamping unit^[104]

响,并利用改进二分法建立了校正载荷优化方法。王中秋等^[114]基于回弹变形原理,研究了直梁弯曲曲率与弯矩的关系,建立了压力-挠度-残余变形的映射关系,利用三点压弯实现加工变形校正。针对大型航空整体结构件校正,本课题组提出了一种多点式反弯校正原理,利用多个执行器对每一个加载点施加校正载荷,实现加工变形校正,其原理如图 23 所示。这些校正方法对工件校正的同时不可避免地引入校正应力,对工件服役性能的影响需要进一步研究。

3.2.2 加热校正

加热校正利用材料的热胀冷缩原理,在材料受热不均匀的情况下,促使材料发生塑性变形,实现材料的加工变形校正。加热校正方式主要有火焰校正^[115]、感应加热^[116]与激光校正^[117]。与机械校正方式相比,热校正不会出现“回弹”。但是,加热导致工件组织发生变化,会对结构件的服役性能产生影响。

3.2.3 蠕变校正

蠕变校正钛合金等零件的变形校正中受到关注,其基本原理是利用材料的蠕变特性,工件在一定温度下,应变随时间延长而增加,从而获得塑性变形。

3.2.4 喷丸校正

喷丸校正利用高速小球丸冲击零件变形位置,在工件表面产生较大的塑性变形,从而实现加工变形校

正^[118]。喷丸成形后,工件表面产生残余压应力,大大提高了零件的疲劳寿命和耐腐蚀性^[119]。

3.2.5 滚压校正

滚压校正是指对变形工件的凹侧加强筋、侧壁等结构件适当位置施加双侧滚压力,引起滚压区域微塑性变形和残余应力重分布,实现航空整体结构件加工变形的校正。滚压校正原理如图 24 所示。

本课题组围绕航空整体结构件滚压校正原理及应用开展了一系列的研究,王中秋^[120]搭建了二维薄壁件滚压有限元模型,建立了基于应力叠加-变形平衡思想的弯曲变形滚压校正图谱。针对滚压校正载荷预测困难问题,路来骁^[121-122]采用试验法建立 T 型结构件滚压校正载荷的理论模型,形成基于能量理论的航空整体结构件加工变形校正载荷预测方法,并利用简易滚压校正装置验证了理论推导的正确性。针对航空整体结构件滚压校正载荷优化问题,本课题组采用贝叶斯优化算法,提出了一种基于 Abaqus 软件的载荷优化离线方法,实现了航空整体结构件滚压校正载荷施加区域自动选取、载荷方向自动选择、载荷精确预测的优化方法。为保证航空整体结构件的滚压校正载荷精准施加,本课题组研制了一种位置智能感知-载荷精准施加的手持式双侧滚压校正装置,如图 25 所示,利用四隔框验证了所提出的优化

方法及装置的优越性,残余变形由 0.593 mm 降低到 0.0405 mm,变形消除率为 93.17%。

航空整体结构件加工变形控制是系统性工程,理论和技术研究大都停留在试验阶段,需要进一步考虑工程化的应用。加工变形的校正技术主要应用在典型隔框零件,针对复杂零件校正多采用简化或等效思想,缺乏有效的变形校正理论以及技术指导,还需要深入探索以实现航空整体结构件的高精度、高效校正。

4 结论

航空整体结构件变形预测与控制问题是一个复杂的系统工程,涉及材料科学、机械制造、工程力学和计算科学等多个学科和专业。加工变形仍然是困扰新一代飞机高效高精度制造的突出问题,需要从数控加工

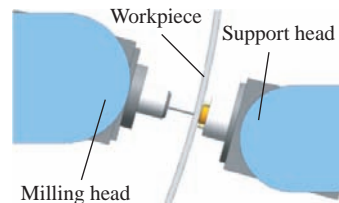


图 22 镜像铣削系统原理^[107]

Fig.22 Principle of mirror milling system^[107]



图 23 多点反弯校正

Fig.23 Multi-point anti-bending correction

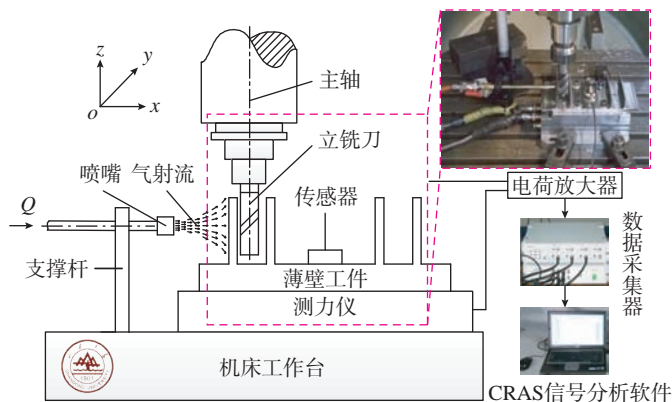


图 21 气射流辅助支撑^[106]

Fig.21 Air jet assistance support^[106]

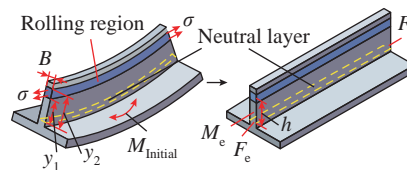


图 24 滚压校正原理

Fig.24 Principle of rolling correction

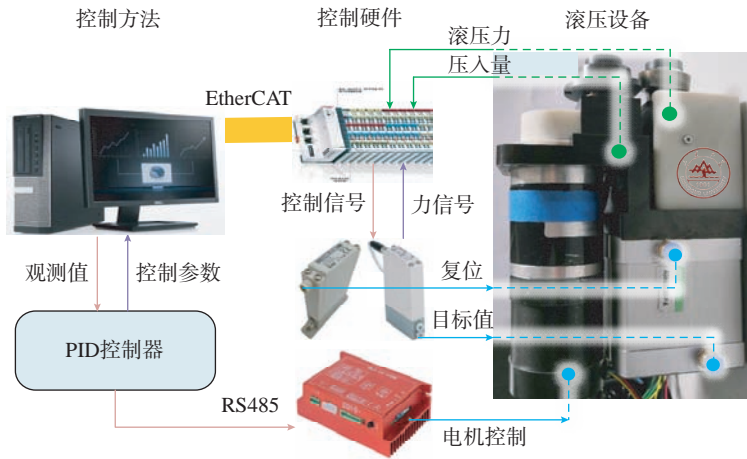


图25 双侧滚压校正装置

Fig.25 Bilateral rolling correction device

变形机理、变形预测、变形控制等多个方面继续开展系统性的深入研究。

(1) 残余应力对航空整体结构件的数控加工变形产生重要影响,主要包括毛坯初始残余应力和加工应力。要有效解决航空整体结构件的变形问题首先需从材料入手,目前生产内应力分布均匀的毛坯材料依然是行业面临的严重挑战,需要从材料组分、成形工艺及热处理等方面加大研发力度,突破毛坯制造中组织应力分布不均、一致性差的短板。此外,毛坯残余应力状态的准确获取也存在困难,影响变形预测的准确性。加工应力的引入加剧了航空整体结构件的变形,需从刀具、工艺参数等方面系统研究加工应力的控制方法。

(2) 航空整体结构件数控加工过程是残余应力产生、演变与遗传的动态过程,目前对变形影响机理与变形预测理论基础尚比较薄弱。航空整体结构件加工变形预测主要采用数值模拟方法,该方法可以综合考虑多种因素,仿真过程及结果更接近于实际加工状态,然而其基于典型截面结构件建立预测模型,难以准确预测复杂结构件加工过程中的变形情况,为了追求精度,需要花费大量的时间成本,因此需要考虑精度与效率之间的最优关系,不断探索高效、快捷、精准的计算理论和计算方法,实现航空

整体结构件数控加工变形高效、高精度预测。

(3) 装夹可对航空整体结构件数控生产效率与变形调控产生重要影响,传统的装夹方案设计对变形控制考虑较少。随着计算科学和智能技术的发展,在装夹系统中引入智能感知系统,研究同时考虑加工过程中引入刚度-应力演变的装夹技术及智能算法,为基于智能装夹的加工变形在线实时主动调控提供了可能,但该领域的研究目前还停留在实验室研究阶段,工程化应用需进一步加强。

(4) 数字孪生技术在航空整体结构件变形控制中也必将发挥重要作用,需深入研究高精度、高保真和高准确性的数值建模方法,搭建以数字孪生为基础的航空整体结构件加工变形预测及控制平台,从而保证结构件的加工质量及精度。

(5) 变形校正仍是航空整体结构件高精度制造不可或缺的重要工艺,机械校正、加热校正、喷丸校正及滚压校正等加工变形校正理论已取得了一定的研究成果,其作用机理是通过引入不同的载荷/能量,改变工件内部的应力分布状态,从而使变形的航空整体结构件形状向目标尺寸改变,但目前变形校正仍停留在以经验为主的状态,变形校正理论研究严重滞后。此外,校正载荷的预测、优

化等局限于简单结构件,且均为离线计算,针对复杂结构件则采用简化或等效思想,缺乏统一的校正载荷预测及优化理论,校正方法普适性有待进一步研究。

参考文献

[1] 赵明伟, 岳彩旭, 陈志涛, 等. 航空结构件铣削变形及其控制研究进展 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(3): 108-117.

ZHAO Mingwei, YUE Caixu, CHEN Zhitao, et al. Research progress on milling deformation and control of aviation structural parts[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(3): 108-117.

[2] 王妹淇. 航空结构件铣削残余应力预测及加工变形控制技术[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.

WANG Shuqi. Research on milling residual stress prediction and machining distortion control technology of aerospace structure parts[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020.

[3] TANG Z T, YU T, XU L Q, et al. Machining deformation prediction for frame components considering multifactor coupling effects[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 68(1-4): 187-196.

[4] ZHOU Y P, LI P F, LI M Z, et al. Application and correction of L-shaped thin-wall aluminum in flexible-bending processing[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 92(1-4): 981-988.

[5] HUANG X M, SUN J, LI J F. Effect of initial residual stress and machining-induced residual stress on the deformation of aluminium alloy plate[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2015, 61(2): 131-137.

[6] MA Y, FENG P F, ZHANG J F, et al. Prediction of surface residual stress after end milling based on cutting force and temperature[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 235: 41-48.

[7] CHEN W F, XUE J B, TANG D B, et al. Deformation prediction and error compensation in multilayer milling processes for thin-walled parts[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2009, 49(11): 859-864.

[8] BOWDEN D M, HALLEY J E.

Aluminum reliability improvement program-final report 60606[R]. Chicago: Boeing Company, 2001.

[9] CHANTZIS D, VAN-DER-VEEN S, ZETTLER J, et al. An industrial workflow to minimise part distortion for machining of large monolithic components in aerospace industry[J]. *Procedia CIRP*, 2013, 8: 281–286.

[10] THOBEN K D, LÜBBEN T, CLAUSEN B, et al. Distortion engineering: Eine systemorientierte betrachtung des bauteilverzugs[J]. *HTM-Haerterei-Technische Mitteilungen*, 2002, 57(4): 276–282.

[11] LU L X, SUN J. Investigation on distortion mechanism and correcting load calculation method for aluminum beam structure by bilateral rolling process[J]. *Procedia CIRP*, 2016, 57: 781–786.

[12] 国家制造强国建设战略咨询委员会.《中国制造 2025》重点领域技术创新绿皮书[M].北京:电子工业出版社,2016.

National Manufacturing Strategy Advisory Committee. Green paper on technology innovation in key areas of made in China 2025[M]. Beijing: Publishing House of Electronics Industry, 2016.

[13] 路来骁,徐长官,刘建华,等.初始应力状态对薄壁件双侧滚压影响规律[J].*航空学报*,2023,44(16):427415.

LU Laixiao, XU Changguan, LIU Jianhua, et al. Influence of initial stress state on bilateral rolling process of thin-walled part[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2023, 44(16): 427415.

[14] LI X Y, LI L, YANG Y F, et al. Machining deformation of single-sided component based on finishing allowance optimization[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2020, 33(9): 2434–2444.

[15] 王华敏,陶江,秦国华,等.毛坯开槽方式中零件加工变形的演变机理与控制方法[J].*工程力学*,2022,39(5):233–247.

WANG Huamin, TAO Jiang, QIN Guohua, et al. Evolution mechanism and control strategy of workpiece machining deformation in blank slotting method[J]. *Engineering Mechanics*, 2022, 39(5): 233–247.

[16] 郑耀辉,赵明月,刘娜,等.2024铝合金结构件残余应力的评估与变形预测[J].*组合机床与自动化加工技术*,2020(1):54–58.

ZHENG Yaohui, ZHAO Mingyue, LIU Na, et al. Evaluation of residual stress and deformation prediction of 2024 aluminum alloy structural parts[J]. *Modular Machine*

Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2020 (1): 54–58.

[17] LI J G, WANG S Q. Distortion caused by residual stresses in machining aeronautical aluminum alloy parts: Recent advances[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 89(1–4): 997–1012.

[18] FAN L X, LI L, YANG Y F, et al. Control of machining distortion stability in machining of monolithic aircraft parts[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 112(11–12): 3189–3199.

[19] HUANG X M, SUN J, LI J F. Finite element simulation and experimental investigation on the residual stress-related monolithic component deformation[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 77(5–8): 1035–1041.

[20] ROBINSON J S, TANNER D A, TRUMAN C E, et al. Measurement and prediction of machining induced redistribution of residual stress in the aluminium alloy 7449[J]. *Experimental Mechanics*, 2011, 51(6): 981–993.

[21] SUN J, GUO Y B. A new multi-view approach to characterize 3D chip morphology and properties in end milling titanium Ti–6Al–4V[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2008, 48(12–13): 1486–1494.

[22] ZHANG Z, YANG Y F, LI L, et al. Experimental and computational modeling of bulk residual stress for aeronautical components with distinct geometries[J]. *Advances in Mechanical Engineering*, 2021, 13(2): 1–14.

[23] MASOUDI S, AMINI S, SAEIDI E, et al. Effect of machining-induced residual stress on the distortion of thin-walled parts[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 76(1–4): 597–608.

[24] EKSIÖGLU C, KILIC Z M, ALTINTAS Y. Discrete-time prediction of chatter stability, cutting forces, and surface location errors in flexible milling systems[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2012, 134(6): 061006.

[25] DENKENA B, DE LEÓN-GARCÍA L, KÖHLER J. Influence of high performance cutting operations on the residual stresses of aluminum structural workpieces[C]// *Proceedings of 25th International Congress of the Aeronautical Sciences*. Moscow, 2006:

2558–2564.

[26] 孙杰,国凯,杨斌.钛合金航空结构件加工刀具与工艺技术研究现状[J].*航空制造技术*,2021,64(16):74–86.

SUN Jie, GUO Kai, YANG Bin. Review on cutting tool and processing technology for titanium alloy aviation components[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2021, 64(16): 74–86.

[27] WU G, LI G X, PAN W C, et al. A prediction model for the milling of thin-wall parts considering thermal-mechanical coupling and tool wear[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 107(11–12): 4645–4659.

[28] WANG S Q, HE C L, CAO Z M. Machining distortion in the milling of multi-frame components[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 68: 1158–1175.

[29] LI X Y, LI L, YANG Y F, et al. Variance-based sensitivity analysis for the influence of residual stress on machining deformation[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 68: 1072–1085.

[30] WEBER D, KIRSCH B, CHIGHIZOLA C R, et al. Analysis of machining-induced residual stresses of milled aluminum workpieces, their repeatability, and their resulting distortion[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 115(4): 1089–1110.

[31] DAI Y N, ZHENG X T, CHEN X B, et al. A prediction model of milling force for aviation 7050 aluminum alloy based on improved RBF neural network[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 110(9–10): 2493–2501.

[32] 黄晓明.铝合金航空整体结构件加工变形机理与预测研究[D].济南:山东大学,2015.

HUANG Xiaoming. Deformation mechanism and prediction of aluminum alloy monolithic component in the milling[D]. Jinan: Shandong University, 2015.

[33] 许晓宇,赵晓慈.夹紧顺序,夹具布局 and 夹紧力对装夹变形影响与同步优化分析研究[J].*图学学报*,2016,37(1):20–24.

XU Xiaoyu, ZHAO Xiaoci. Clamping sequence, fixture layout and clamping force on machining deformation and synchronous optimization analysis[J]. *Journal of Graphics*, 2016, 37(1): 20–24.

[34] WAN X J, ZHANG Y, HUANG X D. Investigation of influence of fixture layout

on dynamic response of thin-wall multi-framed work-piece in machining[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2013, 75: 87-99.

[35] 周冬生, 杨巍, 王珉, 等. 航空结构件加工变形快速评价方法[J]. *机械制造与自动化*, 2021, 50(1): 61-65.

ZHOU Dongsheng, YANG Wei, WANG Min, et al. Fast evaluation method for machining deformation of aviation structural parts[J]. *Machine Building & Automation*, 2021, 50(1): 61-65.

[36] 丁悦, 刘畅. 航空结构件铣削加工变形仿真技术研究与应用[J]. *航空制造技术*, 2019, 62(3): 81-89.

DING Yue, LIU Chang. Research and application of machining deformation simulation on aero-component[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2019, 62(3): 81-89.

[37] HAO X Z, LI Y G, NI Y, et al. A collaborative optimization method of machining sequence for deformation control of double-sided structural parts[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 110(11-12): 2941-2953.

[38] 丁桂楚. 基于刚度演变和能量法的航空整体结构件加工变形研究[D]. 天津: 天津职业技术师范大学, 2021.

DING Guichu. Research on processing deformation of aeronautical integral structural parts based on stiffness evolution and energy method[D]. Tianjin: Tianjin University of Technology and Education, 2021.

[39] BRINKSMEIER E, LÜBBEN T, FRITSCHING U, et al. Distortion minimization of disks for gear manufacture[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2011, 51(4): 331-338.

[40] 孙福来. A17050-T7451 整体结构件热膨胀变形特性分析[D]. 济南: 山东大学, 2012.

SUN Fulai. Study on the thermal deformation of aluminium 7050-T7451 aeronautical monolithic components[D]. Jinan: Shandong University, 2012.

[41] 宋清华. 高速铣削稳定性及加工精度研究[D]. 济南: 山东大学, 2009.

SONG Qinghua. High-speed milling stability and machining accuracy[D]. Jinan: Shandong University, 2009.

[42] LIU M Y, ZHANG X, SONG H, et al. Inverse finite element method for reconstruction of deformation in the gantry structure of heavy-duty machine tool using FBG

sensors[J]. *Sensors*, 2018, 18(7): 2173.

[43] 王树宏. 航空铝合金厚板初始残余应力及其对铣削变形影响的基础研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2005.

WANG Shuhong. Study on initial residual stresses and their effects on milling distortion for thick aero-aluminum-alloy plate[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2005.

[44] WU Q, LI D P, REN L, et al. Detecting milling deformation in 7075 aluminum alloy thin-walled plates using finite difference method[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 85(5-8): 1291-1302.

[45] JIANG Z L, LIU Y M, LI L, et al. A novel prediction model for thin plate deflections considering milling residual stresses[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 74(1-4): 37-45.

[46] NERVI S, SZABÓ B A, YOUNG K A. Prediction of distortion of airframe components made from aluminum plates[J]. *AIAA Journal*, 2009, 47(7): 1635-1641.

[47] MA K, GOETZ R, SRIVATSA S K. Modeling of residual stress and machining distortion in aerospace components[M]// *ASM handbook volume 22B: Metals process simulation*. Geauga: ASM International, 2010: 386-407.

[48] 路来骁. 航空梁类铝合金结构件滚压变形校正理论及方法研究[D]. 济南: 山东大学, 2018.

LU Laixiao. Investigation on the mechanism and method of rolling distortion correcting for aeronautical beam components made of aluminum alloy[D]. Jinan: Shandong University, 2018.

[49] SCHINDLER S, ZIMMERMANN M, AURICH J C, et al. Thermo-elastic deformations of the workpiece when dry turning aluminum alloys-A finite element model to predict thermal effects in the workpiece[J]. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2014, 7(3): 233-245.

[50] 郭魂. 航空多框整体结构件铣削变形机理与预测分析研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2005.

GUO Hun. Study on mechanism and prediction analysis of machining distortion for aero-multi-frame monolithic structure parts[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2005.

[51] 成群林, 柯映林, 董辉跃, 等. 航空整体结构件铣削加工变形预测研究[J]. *浙江大学学报(工学版)*, 2007, 41(5): 799-803.

CHENG Qunlin, KE Yinglin, DONG Huiyue, et al. Distortion prediction for milling process of aerospace monolithic components[J]. *Journal of Zhejiang University (Engineering Science)*, 2007, 41(5): 799-803.

[52] SUN J, GUO Y B. A comprehensive experimental study on surface integrity by end milling Ti-6Al-4V[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(8): 4036-4042.

[53] FERGANI O, LAZOGLU I, MKADDEM A, et al. Analytical modeling of residual stress and the induced deflection of a milled thin plate[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 75(1-4): 455-463.

[54] AFAZOV S M. Modelling and simulation of manufacturing process chains[J]. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2013, 6(1): 70-77.

[55] ZHANG Q, MAHFOUF M, YATES J R, et al. Model fusion via a master fuzzy system with special application to engineering materials[J]. *IFAC Proceedings Volumes*, 2011, 44(1): 11732-11737.

[56] ZHAN C H, YANG W Y. A high efficient surface-based method for predicting part distortions in machining and shot peening[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2016, 119: 125-143.

[57] 陶飞, 张贺, 戚庆林, 等. 数字孪生模型构建理论及应用[J]. *计算机集成制造系统*, 2021, 27(1): 1-15.

TAO Fei, ZHANG He, QI Qinglin, et al. Theory of digital twin modeling and its application[J]. *Computer Integrated Manufacturing Systems*, 2021, 27(1): 1-15.

[58] HE B, BAI K J. Digital twin-based sustainable intelligent manufacturing: A review[J]. *Advances in Manufacturing*, 2021, 9(1): 1-21.

[59] 李颖, 陶文坚, 陈学振. 航空结构件自动化生产线及关键技术概述[J]. *制造技术与机床*, 2021(7): 30-35.

LI Ying, TAO Wenjian, CHEN Xuezheng. Overview of the automated production line and key technology of aviation structural parts[J]. *Manufacturing Technology & Machine Tool*, 2021(7): 30-35.

[60] CHRISTIAND, KISWANTO G. Digital twin approach for tool wear monitoring of micro-milling[J]. *Procedia CIRP*, 2020, 93:

1532-1537.

[61] 王旭初, 白清顺, 王鹏, 等. 微细铣削的数字孪生建模技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2021, 64(20): 56-64.

WANG Xuchu, BAI Qingshun, WANG Peng, et al. Research progress on digital twin modeling for micro milling[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(20): 56-64.

[62] XIE Y, LIAN K L, LIU Q, et al. Digital twin for cutting tool: Modeling, application and service strategy[J]. Journal of Manufacturing Systems, 2021, 58: 305-312.

[63] QIAO Q Z, WANG J J, YE L K, et al. Digital twin for machining tool condition prediction[J]. Procedia CIRP, 2019, 81: 1388-1393.

[64] 李紫薇. 航空结构件曲面特征加工过程刀具磨损状态监测方法研究[D]. 成都: 电子科技大学, 2021.

LI Ziwei. Research on tool wear monitoring method in machining process of curved surface feature of aviation structural parts[D]. Chengdu: University of Electronic Science and Technology of China, 2021.

[65] 王珉, 唐小聪, 汤加伟, 等. 航空整体结构件加工变形的快速在线测量方法[J]. 科学技术与工程, 2021, 21(29): 12574-12581.

WANG Min, TANG Xiacong, TANG Jiawei, et al. Rapid on-line measurement method for machining deformation of aerospace monolithic components[J]. Science Technology and Engineering, 2021, 21(29): 12574-12581.

[66] HAAG S, ANDERL R. Digital twin-proof of concept[J]. Manufacturing Letters, 2018, 15: 64-66.

[67] 岳彩旭, 张俊涛, 刘献礼, 等. 薄壁件铣削过程加工变形研究进展[J]. 航空学报, 2022, 43(4): 106-131.

YUE Caixu, ZHANG Juntao, LIU Xianli, et al. Research progress on machining deformation of thin-walled parts in milling process[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2022, 43(4): 106-131.

[68] 王亚杰, 项坤, 郑耀辉, 等. 航空构件加工过程虚拟仿真实验项目建设与探索[J]. 实验室科学, 2022, 25(1): 68-70, 75.

WANG Yajie, XIANG Kun, ZHENG Yaohui, et al. Construction and exploration of virtual simulation experiment project of aviation component processing[J]. Laboratory Science, 2022, 25(1): 68-70, 75.

[69] 孙丽敏, 李亚宏, 齐东昱, 等. 钛合金航空结构件导孔数字化加工方法[J]. 工

具技术, 2021, 55(8): 92-94.

SUN Limin, LI Yahong, QI Dongyu, et al. Digital machining method of guide hole of titanium alloy aviation structural part[J]. Tool Engineering, 2021, 55(8): 92-94.

[70] 刘醒彦. 基于变形力监测数据的航空结构件加工变形预测与控制方法[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2020.

LIU Xingyan. Machining deformation prediction and control of aerospace structural parts based on deformation force monitor data[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2020.

[71] 崔金星, 韩世超, 孙建亮, 等. 中厚板减薄过程残余应力的演变行为[J]. 钢铁, 2019, 54(5): 39-46.

CUI Jinxing, HAN Shichao, SUN Jianliang, et al. Evolution characteristics of residual stresses in medium-thick plate during thinning process[J]. Iron & Steel, 2019, 54(5): 39-46.

[72] JIANG W C, WAN Y, TU S T, et al. Determination of the through-thickness residual stress in thick duplex stainless steel welded plate by wavelength-dependent neutron diffraction method[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2022, 196: 104603.

[73] LI Z H, LIU N X, LIU D K, et al. Measurement of the stress of steel members using the ultrasonic phase spectrum[J]. Structural Control and Health Monitoring, 2022, 29(9): e2994.

[74] WU J, QIANG B, LIAO X X, et al. Hole-drilling method eccentricity error correction using a convolutional neural network[J/OL]. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design, [2022-05-17]. <https://doi.org/10.1177/03093247221080013>.

[75] TAJDARY P, MORIN L, BRAHAM C, et al. A deconvolution method for the mapping of residual stresses by X-ray diffraction[J]. Experimental Mechanics, 2022, 62: 1349-1362.

[76] DONG F, YI Y P, HUANG S Q. Measuring internal residual stress in Al-Cu alloy forgings by crack compliance method with optimized parameters[J]. Journal of Central South University, 2020, 27(11): 3163-3174.

[77] FU S L, FENG P F, MA Y, et al. Initial residual stress measurement based on piecewise calculation methods for predicting machining deformation of aeronautical monolithic components[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 108(7-8): 2063-2078.

[78] 田海东. 铝合金薄壁结构件铣削变形预测与工艺参数优化[D]. 济南: 山东大学, 2020.

TIAN Haidong. Prediction of milling deformation and optimization of process parameters of aluminum alloy thin-walled structural parts[D]. Jinan: Shandong University, 2020.

[79] ZHANG S Y, WU Y X, GONG H. A modeling of residual stress in stretched aluminum alloy plate[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(11): 2463-2473.

[80] PRIME M B, HILL M R. Residual stress, stress relief, and inhomogeneity in aluminum plate[J]. Scripta Materialia, 2002, 46(1): 77-82.

[81] 王秋成, 柯映林. 航空高强度铝合金残余应力的抑制与消除[J]. 航空材料学报, 2002, 22(3): 59-62.

WANG Qiucheng, KE Yinglin. Control and relief of residual stresses in high-strength aluminum alloy parts for aerospace industry[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2002, 22(3): 59-62.

[82] GONG H, SUN Y J, LIU Y Q, et al. Effect of vibration stress relief on the shape stability of aluminum alloy 7075 thin-walled parts[J]. Metals, 2018, 9(1): 27.

[83] 康小明, 孙杰, 苏财茂, 等. 飞机整体结构件加工变形的产生和对策[J]. 中国机械工程, 2004, 15(13): 1140-1143.

KANG Xiaoming, SUN Jie, SU Caimao, et al. Sources and control of machining distortions in large integral structures[J]. China Mechanical Engineering, 2004, 15(13): 1140-1143.

[84] 林震宇, 刘庆华, 黄官平, 等. 大型铝合金机翼整体壁板加工变形控制技术[J]. 航空制造技术, 2013, 56(1/2): 146-149.

LIN Zhenyu, LIU Qinghua, HUANG Guanping, et al. Deformation control technology of integral pannel for large aluminium alloy wing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013, 56(1/2): 146-149.

[85] YE H C, QIN G H, WANG H M, et al. A machining position optimization approach to workpiece deformation control for aeronautical monolithic components[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 109(1-2): 299-313.

[86] 薛迪. 大型回转体薄壁件加工变形仿真及切削参数优化研究[D]. 长春: 吉林大学, 2018.

XUE Di. Simulation of machining deformation and optimization of cutting

parameters research for large-scale rotary thin-walled parts[D]. Changchun: Jilin University, 2018.

[87] 丛靖梅, 莫蓉, 吴宝海, 等. 薄壁件残余应力变形仿真预测与切削参数优化[J]. 机械科学与技术, 2019, 38(2): 205–210.

CONG Jingmei, MO Rong, WU Baohai, et al. Prediction of deformation induced by residual stress in milling of thin-walled part and optimization of cutting parameters[J]. Mechanical Science and Technology for Aerospace Engineering, 2019, 38(2): 205–210.

[88] YAN L, YANG W Y, JIN H P, et al. Analytical modeling of the effect of the tool flank wear width on the residual stress distribution[J]. Machining Science and Technology, 2012, 16(2): 265–286.

[89] 贺旭东, 明伟伟, 郭国强, 等. 走刀路径对多型腔薄壁件加工变形的影响[J]. 机械设计与制造, 2019(3): 106–109.

HE Xudong, MING Weiwei, GUO Guoqiang, et al. Influence of tool path on thin-wall parts' deformation[J]. Machinery Design & Manufacture, 2019(3): 106–109.

[90] HUANG N D, BI Q Z, WANG Y H, et al. 5-Axis adaptive flank milling of flexible thin-walled parts based on the on-machine measurement[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2014, 84: 1–8.

[91] WU Q, LI D P, ZHANG Y D. Detecting milling deformation in 7075 aluminum alloy aeronautical monolithic components using the quasi-symmetric machining method[J]. Metals, 2016, 6(4): 80.

[92] 黄志刚, 柯映林, 董辉跃. 框类整体结构件铣削加工顺序的有限元模型[J]. 浙江大学学报(工学版), 2005, 39(3): 368–372.

HUANG Zhigang, KE Yinglin, DONG Huiyue. Finite element model of milling process sequence for frame monolithic components[J]. Journal of Zhejiang University (Engineering Science), 2005, 39(3): 368–372.

[93] 马伟. 航空铝合金薄壁件切削过程及加工变形仿真分析[D]. 长春: 吉林大学, 2020.

MA Wei. Simulation analysis of cutting process and machining deformation of aviation aluminum alloy thin-walled parts[D]. Changchun: Jilin University, 2020.

[94] 郭魂, 左敦稳, 王焱, 等. 铣削加工顺序对航空多框结构件加工变形影响的模拟分析[J]. 机械设计与制造, 2008(7): 70–72.

GUO Hun, ZUO Dunwen, WANG Yan, et al. Analysis of the effects of milling process

sequence on aero-multi-frame components deformation[J]. Machinery Design & Manufacture, 2008(7): 70–72.

[95] 董辉跃, 柯映林. 铣削加工中薄壁件装夹方案优选的有限元模拟[J]. 浙江大学学报(工学版), 2004, 38(1): 17–21.

DONG Huiyue, KE Yinglin. Finite element simulation for optimal clamping scheme of thin-walled workpiece in milling process[J]. Journal of Zhejiang University (Engineering Science), 2004, 38(1): 17–21.

[96] 路冬. 航空整体结构件加工变形预测及装夹布局优化[D]. 济南: 山东大学, 2007.

LU Dong. Deformation prediction and fixture layout optimization of aerospace monolithic components[D]. Jinan: Shandong University, 2007.

[97] FEI J X, LIN B, XIAO J L, et al. Investigation of moving fixture on deformation suppression during milling process of thin-walled structures[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 32: 403–411.

[98] SIEBENALER S P, MELKOTE S N. Prediction of workpiece deformation in a fixture system using the finite element method[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2006, 46(1): 51–58.

[99] 王文理. 夹具在航空结构件数控加工中的重要作用[J]. 现代制造, 2020(11): 12–13.

WANG Wenli. Fixture plays an important role in the numerical control machining of aviation structural parts[J]. Maschinen Markt, 2020(11): 12–13.

[100] 郝小忠. 大型结构件浮动装夹自适应加工方法[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2018.

HAO Xiaozhong. Adaptive machining method based on floating fixtures for large-scale structural parts[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2018.

[101] NEE A C, SENTHIL KUMAR A, TAO Z J. An intelligent fixture with a dynamic clamping scheme[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2000, 214(3): 183–196.

[102] MÖHRING H C, LITWINSKI K M, GÜMMER O. Process monitoring with sensory machine tool components[J]. CIRP Annals, 2010, 59(1): 383–386.

[103] LI Y G, LIU C Q, HAO X Z, et al. Responsive fixture design using dynamic product inspection and monitoring technologies

for the precision machining of large-scale aerospace parts[J]. CIRP Annals, 2015, 64(1): 173–176.

[104] 袁田. 航空结构件可重构集群装夹及变形控制策略研究[D]. 济南: 山东大学, 2021.

YUAN Tian. Research on reconfigurable cluster clamping and distortion control strategy of aerospace structures[D]. Jinan: Shandong University, 2021.

[105] 于金, 高彦梁, 朱秀峰. 辅助支撑对航空接头薄壁件加工变形的控制[J]. 组合机床与自动化加工技术, 2015(10): 138–140.

YU Jin, GAO Yanliang, ZHU Xiufeng. Auxiliary support for the control of machining deformation of an aviation joint thin-walled parts[J]. Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2015(10): 138–140.

[106] 刘春. 气射流辅助支撑钛合金薄壁结构件铣削加工动力学特性研究[D]. 济南: 山东大学, 2018.

LIU Chun. Research on dynamics characteristics of milling titanium alloy thin-walled structure with air jet assistance[D]. Jinan: Shandong University, 2018.

[107] ZHANG S K, BI Q Z, JI Y L, et al. Real-time thickness compensation in mirror milling based on modified Smith predictor and disturbance observer[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2019, 144: 103427.

[108] 章绍昆, 毕庆贞, 王宇晗. 镜像铣削加工奇异区域刀具路径优化[J]. 航空学报, 2021, 42(10): 524591.

ZHANG Shaokun, BI Qingzhen, WANG Yuhuan. Toolpath optimization for mirror milling in singular area[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2021, 42(10): 524591.

[109] 王建山, 何天宇, 肖聚亮, 等. 镜像铣削加工过程中薄壁工件变形和振动的预测[J]. 天津大学学报(自然科学与工程技术版), 2022, 55(3): 263–272.

WANG Jianshan, HE Tianyu, XIAO Juliang, et al. Prediction of deflection and vibration of thin-walled workpiece during mirror-milling process[J]. Journal of Tianjin University (Science and Technology), 2022, 55(3): 263–272.

[110] 张阁. 航空整体结构件数控加工变形补偿与软件开发[D]. 济南: 山东大学, 2014.

ZHANG Ge. Error compensation and software development for machining aeronautical monolithic components[D]. Jinan:

Shandong University, 2014.

[111] LIU C Q, LI Y G, SHEN W M. A real time machining error compensation method based on dynamic features for cutting force induced elastic deformation in flank milling[J]. *Machining Science and Technology*, 2018, 22(5): 766–786.

[112] 孙杰, 柯映林. 隔框类航空整体结构件变形校正关键技术研究[J]. *浙江大学学报(工学版)*, 2004, 38(3): 351–356.

SUN Jie, KE Yinglin. Research on key technologies for straightening pocketed aircraft frame parts[J]. *Journal of Zhejiang University (Engineering Science)*, 2004, 38(3): 351–356.

[113] 张洪伟, 张以都, 吴琼, 等. 航空整体结构件加工变形校正技术研究[J]. *兵工学报*, 2010, 31(8): 1072–1077.

ZHANG Hongwei, ZHANG Yidu, WU Qiong, et al. Research on deformation straightening for aeronautical monolithic components[J]. *Acta Armamentarii*, 2010, 31(8): 1072–1077.

[114] 王中秋, 李剑峰, 孙杰, 等. 基于回弹曲线的航空整体结构件三点压弯校正分析[J]. *山东大学学报(工学版)*, 2009, 39(2): 78–81.

WANG Zhongqiu, LI Jianfeng, SUN Jie, et al. Three-point press straightening analysis of aircraft monolithic component based on its rebound curve[J]. *Journal of Shandong*

University (Engineering Science), 2009, 39(2): 78–81.

[115] 崔洪才. 6063 铝合金焊接收缩变形的火焰矫正[J]. *金属加工(热加工)*, 2010(14): 66–67.

CUI Hongcai. Flame correction of welding contraction deformation in 6063 aluminum alloy[J]. *MW Metal Forming*, 2010(14): 66–67.

[116] 周兆锋. TC4 钛合金热应力校形工艺研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2009.

ZHOU Zhaofeng. Research on hot sizing technology of TC4 titanium alloy[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2009.

[117] OCAÑA J L, CORREA C, GARCÍA-BELTRÁN A, et al. Laser Shock Processing of thin Al2024–T351 plates for induction of through-thickness compressive residual stresses fields[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 223: 8–15.

[118] 陈星. 超声波喷丸校形的应用研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2013.

CHEN Xing. Research of ultrasonic shot peening technology in straightening[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2013.

[119] GARIÉPY A, BRIDIER F, HOSEINI M, et al. Experimental and numerical investigation of material heterogeneity in shot peened aluminium alloy AA2024–T351[J].

Surface and Coatings Technology, 2013, 219: 15–30.

[120] 王中秋. 航空整体结构件加工变形滚压校正理论及方法研究[D]. 济南: 山东大学, 2009.

WANG Zhongqiu. Study on theory and approach for correcting aerospace monolithic component due to machining distortion using rolling method[D]. Jinan: Shandong University, 2009.

[121] LU L X, SUN J, LI Y L, et al. A theoretical model for load prediction in rolling correction process of thin-walled aeronautic parts[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 92(9–12): 4121–4131.

[122] 路来骁, 孙杰, 韩雄, 等. 基于能量理论的航空整体结构件滚压变形校正载荷预测方法[J]. *航空学报*, 2017, 38(12): 421326.

LU Laixiao, SUN Jie, HAN Xiong, et al. Load prediction method of rolling distortion correction for monolithic aeronautical components based on energy theory[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2017, 38(12): 421326.

通讯作者: 孙杰, 教授, 博士生导师, 研究方向为航空结构件变形预测与控制、智能制造技术与装备、增材制造工艺与装备, 以及高效加工与刀具技术。

Research Progress on NC Machining Distortion Prediction and Control Technology of Aeronautical Monolithic Components

GUO Kai^{1,2}, WU Chong^{1,2}, SUN Jie^{1,2}

(1. College of Mechanical Engineering, Shandong University, Jinan 250061, China;

2. Research Centre for Aeronautical Component Manufacturing Technology and Equipment, Shandong University, Jinan 250061, China)

[ABSTRACT] Due to the coupling effects of various technical process factors on numerical control (NC) machining, varying degrees of NC machining distortion is almost inevitable for most aeronautical monolithic components. This brought critical negative effects on guaranteeing product accuracy, improving machining efficiency and reducing manufacturing cost. The NC machining distortion of aeronautical monolithic component is one of most severe challenges in aviation manufacturing industry. This paper summarizes and analyzes the factors, internal mechanism and prediction technology of NC machining distortion of aeronautical monolithic components. Furthermore, the research progresses of distortion control and distorted components correction technologies were expounded. Finally, prospects for the development trends of distortion prediction and control technologies of aeronautical monolithic components is presented.

Keywords: Aeronautical monolithic components; Machining distortion; Distortion mechanism; Distortion prediction; Distortion control; Residual stress; Intelligent fixture; Digital twin

(责编 晓月)

引文格式: 杨东, 伊力扬, 陈建彬. 走刀路径对梯形框体薄壁件加工变形影响[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 128-134.

YANG Dong, YI Liyang, CHEN Jianbin. Influences of tool path on machining deformation of trapezoidal frame thin-walled parts[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 128-134.

走刀路径对梯形框体薄壁件加工变形影响*

杨东¹, 伊力扬¹, 陈建彬²

(1. 安徽大学, 合肥 230601;

2. 安徽天航机电有限公司, 芜湖 241000)

[摘要] 整体薄壁结构件被广泛应用于航空航天领域, 然而刚性差, 易发生加工变形等影响薄壁结构件的生产效率和产品合格率。针对梯形框体类薄壁结构件加工变形问题, 采用基于 Python 脚本控制的生死单元法开展加工变形仿真研究, 从走刀策略入手, 分析由内到外走刀、由外到内走刀、并行走刀、之字形走刀等走刀路径对加工变形的影响规律。试验及仿真结果表明, 由外到内走刀可以获得较小的加工变形量。此外, 在采用由外到内走刀的策略下, 相比于大端下刀, 从工件小端下刀可以使工件最大加工变形量和平均变形量减小。最后给出面向梯形框体结构件加工变形控制的优选走刀方案, 使梯形框体薄壁件加工变形得到有效改善。

关键词: 梯形框体件; 薄壁件; 加工变形; 走刀路径; 仿真分析

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.128



杨东

副教授, 博士/博士后, 研究方向为切削加工技术及理论。

整体薄壁结构件具有质量轻、承载效率高和空间结构紧凑等优点^[1-2], 被广泛应用于航空航天领域。然而此类零件通常存在结构复杂、体积大和刚性低的特点, 在加工过程易发生加工变形^[3], 直接影响产品合格率。如何减少加工变形, 一直是整体薄壁结构件加工面临的关键问题。

针对薄壁结构件加工变形问题, 国内外学者进行了大量的研究工作, 取得了一定成果。Richter-trummer^[4]和 Yang^[5]等指出毛坯件的初始残余应力是影响加工变形的主要因素。Fan 等^[6]分析了材料内部初始残余应力引起的弹性应变能的演化, 揭示了切削过程中能量演化对加工变形的影响规律。Bilkhu 等^[7]采用有限元方法分析了毛坯初始残余应力和加工残余应力对工件变形的影响。郝清龙等^[8]针对薄壁件加工中的累加变形问题, 提出反向分段加工变形

控制方法。董胜磊等^[9]开展了装夹力对加工变形影响的研究, 提出了通过修正定位平面和定位基准消除装夹力对零件变形的影响。丁悦等^[10]采用先加工两端、后加工中间的加工变形控制策略对大尺寸铝合金单面隔框进行加工, 实现了大型航空结构件的一次加工合格。此外, 走刀路径也是影响薄壁件加工变形的重要因素。王立涛等^[11]研究了走刀路径对长方形工件型腔加工变形和加工残余应力的影响, 提出从外到内走刀是最适合长方形型腔加工的走刀策略。李康^[12]分析了走刀路径对多型腔的复杂薄壁件加工变形的影响, 得出了从内到外走刀是针对多型腔复杂薄壁件加工变形问题的最优走刀策略。孙启梦等^[13]研究了走刀路径对极大径厚比薄壁件加工变形的影响, 发现采用内外表面双侧交替切削路径时的加工变形小于内外表面独立切削

*基金项目: 中国博士后科学基金(2020M671840); 安徽省自然科学基金(1908085QE230); 芜湖市重点研发项目(2021yf42)。

的变形。Gao 等^[14]开展了走刀路径对钛合金 TC4 薄壁弧形零件加工变形影响的试验研究,发现从高刚度位置开始加工并在低刚度位置结束的刀具加工路径可以有效地减小工件变形。Liu 等^[15]依据固有频率和表面刚度的不同把扁壳工件划分为不同的加工区域,给出了面向加工变形控制的优选走刀路径。Izamshah 等^[16]研究了走刀路径对非对称薄壁叶片加工变形的影响,发现对称循环式走刀可获得较小的工件变形量。以上研究表明,针对不同几何特征的被加工薄壁结构件,优选的走刀路径并不相同。

梯形结构件多应用于飞行器的整体壁板、承力隔框等。相较于正方形和长方形类等框体结构件,梯形结构件的刚性分布不均,走刀路径对其加工变形的影响尚不明确。本文以铝合金梯形框体结构件为研究对象,利用 Abaqus 软件作为仿真平台,采用基于 Python 脚本控制的生死单元法,开展加工变形仿真研究,分析不同走刀路径对其加工变形的影响规律,以期得到梯形结构件加工变形最小的走刀策略。

1 研究对象与走刀路径

1.1 梯形框体结构件

如图 1 所示,多型腔梯形薄壁件由腹板、肋板和侧壁组成,具有多个梯形型腔。本文以单一梯形型腔为研究对象,分析走刀路径对结构件加

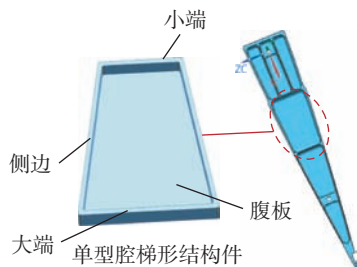


图 1 典型多型腔框体结构件及其梯形框体特征

Fig.1 Typical multicavity frame structure and its trapezoidal frame characteristics

工变形的影响。某单一梯形型腔框体件,其侧壁厚度 3 mm;腹板厚度 2 mm;工件整体高度 10 mm;小端长度 60 mm;侧边长度 100 mm;侧边斜率为 5;材料为 7050-T7451 铝合金。

1.2 走刀路径

走刀路径指针对被加工工件而进行的刀具移动轨迹设定。走刀路径会从残余应力释放顺序、铣削应力施加顺序、工件结构刚性改变顺序 3 个方面对工件加工变形产生影响,是影响工件加工变形的重要因素^[17]。在对梯形框体件进行型腔铣削粗、精加工工序时,设计以下 4 种走刀策略:由内到外走刀、由外到内走刀、之字形走刀和并行走刀。当采用由外到内走刀时,下刀位置对工件的加工变形影响也需要考虑,可分为大端下刀和小端下刀,各走刀路径示意如图 2

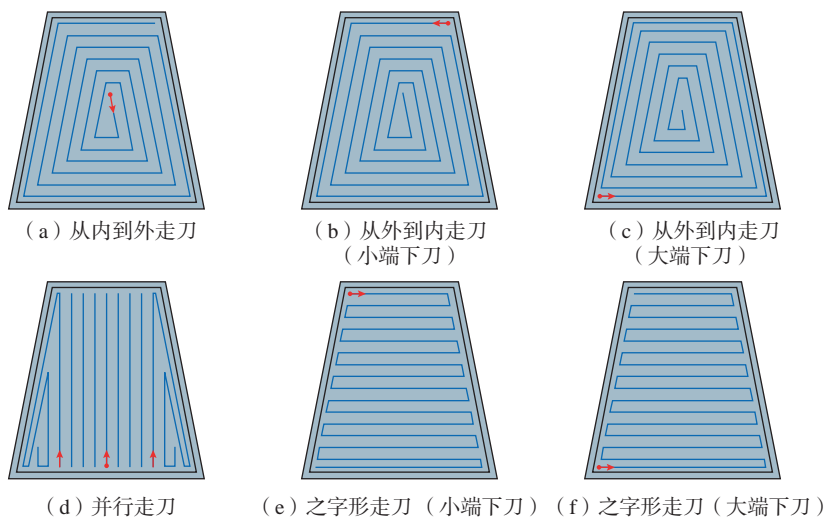


图 2 走刀路径

Fig.2 Tool path

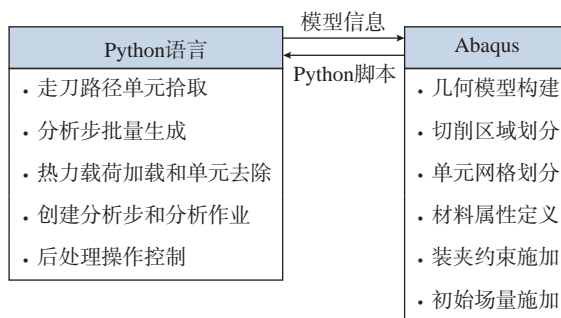


图 3 仿真方案图

Fig.3 Simulation scheme diagram

所示。

2 加工过程仿真

借助 Abaqus 有限元仿真平台,采用生死单元法模拟加工过程中工件材料的去除^[18]。生死单元法需要逐个对待消除单元进行相关参数设置,工件的待消除单元对应的仿真分析步设置、相互作用设置、载荷施加设置中对应的操作数数量级达 10^2 以上。使用 Python 脚本进行仿真参数施加和走刀路径规划可以提高效率,减少工作量。基于 Python 脚本控制的仿真方案如图 3 所示。

2.1 毛坯几何模型建立及其网格划分

建立几何模型后使用基准面对几何件进行区域划分,分为待加工区域和非加工区域。采用六面体网格

单元,单元类型为 C3D8T,单元网格尺寸为 3 mm × 3 mm × 1 mm。

2.2 材料属性施加

工件毛坯为 7050-T7451 铝合金预拉伸板材,材料物理学性能如表 1 所示^[19]。

采用 J-C 本构模型表达材料应力、应变、应变率和温度之间的相互关系^[20],可表示为

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \times \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (1)$$

式中,σ 为流动应力;ε、ε̇、ε̇₀ 分别为等效应变、等效应变率和参考应变率;A 为材料准静态条件下的屈服强度;B 为应变硬化参数;n 为硬化指数;C 为应变率强化参数;m 为热软化参数;T 为变形区材料温度;T_m 为材料熔点;T_r 为室温。7050-T7451 铝合金 J-C 本构模型参数数值如表 2 所示^[21]。

2.3 初始温度场及初始残余应力场施加

初始温度场是加工前工件在环境中的整体温度状态,设置为室温 25 ℃。毛坯件初始残余应力场是毛坯在成形过程中受热处理和预拉伸

等前处理工序后,存在于毛坯件内部维持内部力平衡的内应力场。初始残余应力场对工件铣削过程中的加工变形有很大的影响。已有研究表明,7050-T7451 毛坯预拉伸板初始残余应力场在厚度方向发生变化,在轧制方向和宽度方向呈“W”形分布,各个方向的应力数值服从“力平衡,力矩平衡原则”^[10,22]。工件轧制方向初始残余应力 σ_x 和宽度方向初始残余应力 σ_y 可由式(2)和(3)^[22] 进行计算。

$$\sigma_x = 70.74 - 71.51e^{-0.00393z^2} - \sum_{i=1}^2 90.63e^{-0.017(z-23.18 \times (-1)^i)^2} \quad (2)$$

$$\sigma_y = 2.76 - \sum_{i=1}^2 17.02e^{-0.0487(z-26.34 \times (-1)^i)^2} + \sum_{i=1}^2 4.94e^{-0.0367(z-12.01 \times (-1)^i)^2} \quad (3)$$

式中,z 为测试点与工件中心层距离。

将计算后的残余应力分 10 层施加到仿真几何件上,得到毛坯初始残余应力场云图如图 4 所示。

2.4 装夹约束施加

根据梯形框体结构特点,采用预留装夹余量的方式对工件两侧边进行装夹,即在线切割时保留 2 mm 厚

的外伸板,称为装夹板。装夹时用压板压住装夹板进行装夹固定,避免加工过程中刀具与夹具的碰撞接触,减少装夹力对加工变形结果的影响。工件装夹如图 5 所示。

2.5 走刀路径上单元抓取

单元抓取指将每个分析步要去掉的单元按照顺序设置为单元集合。由于在对模型进行网格划分后,被加工区域网格编号按一定规律分布,使用 Python 脚本可直接通过单元编号锁定指定位置上的单元。在确定走刀轨迹的前提下,每个分析步要去掉的网格单元也被确定。基于 6 mm 的径向切深、4 mm 的轴向切深和 3 mm × 3 mm × 1 mm 的网格尺寸,可得到每个分析步去除网格单元数量为 8。据此建立单元集合,完成单元抓取,如图 6 所示。使用“for 循环”语句建立 Python 脚本,建立每个分析步去除的单元集合,完成走刀路径上的单元抓取。

2.6 分析步及相互关系

生死单元法需要对每个消去步骤建立类型为热力耦合的分析步,并给每个被去除的单元集合设置“model change”相互关系,实现加工过程中待加工单元随加工过程一次去除的仿真效果。使用“for 循环”语句建立 Python 脚本,完成分析步及相互关系的设置。

2.7 载荷施加

切削热、力载荷是影响加工变形的主要因素,仿真过程需要获得在指定加工参数下铣刀加工铝合金工件时的铣削力和铣削热^[23]。铣削力和铣削热数据基于切削试验获得。试

表 1 7050-T7451 铝合金材料属性^[19]

Table 1 Material properties of 7050-T7451 aluminum alloy^[19]

密度 / (kg · m ⁻³)	热导率 / (W · m ⁻¹ · K ⁻¹)	弹性模量 / GPa	屈服强度 / MPa	抗拉强度 / MPa	比热容 / (J · kg ⁻¹ · K ⁻¹)
2830	157	70.3	455	510	860

表 2 7050-T7451 铝合金 J-C 本构模型参数^[21]

Table 2 J-C constitutive parameters of 7050-T7451^[21]

A/MPa	B/MPa	n	C	m	T _m /℃
435.7	534.624	0.504	0.019	0.97	660

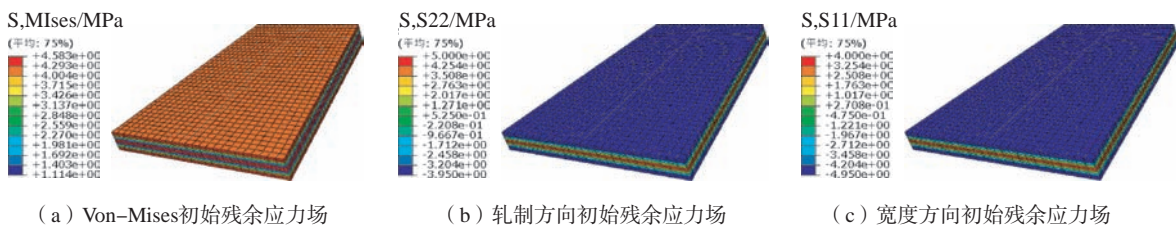


图 4 毛坯初始残余应力场

Fig.4 Initial residual stress distribution of blank

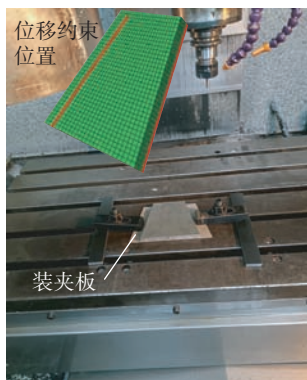


图5 装夹约束设置
Fig.5 Clamping constraint settings

验所用刀具是直径为 10 mm 的山特硬质合金整体立铣刀(型号 1P231-1000-XB; 直径 10 mm; 齿数 3; 螺旋角 45°; 刃长 19.5 mm; 总长 72 mm), 铣削方式为顺铣, 试验在数控加工中心上开展。使用 Spike 感应刀柄测量铣削力, 获得铣削力随时间变化的离散数据, 计算出平均铣削力。使用 Fluke Ti400 红外热像仪观测切削区温度, 直接测出刀具与工件接触区域的平均温度。铣削工艺参数及铣削力、热检测数据如表 3 所示。

三向铣削力以体积力的形式施加在分析步对应的单元集合上, 铣削热以表面热流通量的形式施加在分析步对应的单元集合的单元面上。使用“for 循环”语句建立 Python 脚本, 完成铣削力和铣削温度的施加。铣削过程中随着铣刀进给方向的变化, 加载在各个分析步上的铣削力载荷也发生变化。根据铣刀进给方向的不同, 采用表 4 所列公式将测得的铣削力转化为仿真环境下单元 X、Y、Z 三向体积力。

表 4 中, F_x 、 F_y 、 F_z 分别为仿真中施加的 X 轴、Y 轴和 Z 轴正方向铣削力; F_{x1} 和 F_{x2} 为仿真过程铣刀铣槽时对单元施加的 X 方向作用力; F_{y1} 、 F_{y2} 为仿真过程铣刀铣槽时对单元施加的 Y 方向作用力; F_x 、 F_y 、 F_z 分别为试验测得进给方向、铣刀径向和轴向铣削力; θ 为进给方向与仿真

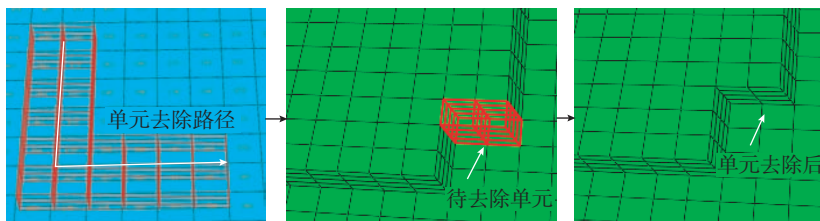


图6 走刀轨迹上的单元拾取和去除示意图
Fig.6 Elements selection and removal on the tool path

表3 切削工艺参数与铣削力、铣削温度

Table 3 Cutting process parameters and cutting force, cutting temperature

切削工艺参数				铣削力与铣削温度			
主轴转速 / ($r \cdot \min^{-1}$)	进给速度 / ($\text{mm} \cdot \min^{-1}$)	径向切深 / mm	轴向切深 / mm	进给铣削力 / N	径向铣削力 / N	轴向铣削力 / N	铣削温度 / $^{\circ}\text{C}$
11000	1800	6	4	91.79	67.40	33.67	195

表4 切削状态与切削力转换示意图

Table 4 Schematic diagram of cutting state and cutting force conversion

切削状态	材料去除示意图	切削力转换公式
铣刀沿 Y 向进给, 切除进给方向左侧材料		$\begin{aligned} F_x &= F_x \cos \theta - F_y \sin \theta \\ F_y &= F_x \sin \theta + F_y \cos \theta \\ F_z &= F_z \end{aligned} \quad (4)$
铣刀沿 Y 向进给, 切除进给方向右侧材料		$\begin{aligned} F_x &= F_x \cos \theta + F_y \sin \theta \\ F_y &= F_x \sin \theta - F_y \cos \theta \\ F_z &= F_z \end{aligned} \quad (5)$
铣刀沿 Y 向进给, 切除进给方向两侧材料		$\begin{aligned} F_{x1} &= F_x \cos \theta - F_y \sin \theta \\ F_{x2} &= F_x \cos \theta + F_y \sin \theta \\ F_y &= F_x \sin \theta \\ F_z &= F_z \end{aligned} \quad (6)$
铣刀沿 X 向进给, 切除进给方向两侧材料		$\begin{aligned} F_x &= F_x \cos \theta \\ F_{y1} &= -F_y \cos \theta \\ F_{y2} &= F_y \cos \theta \\ F_z &= F_z \end{aligned} \quad (7)$

空间 X 轴正方向夹角。

温度转化为表面热流量需满足式(8)^[24],即

$$Q = \lambda ab (T - T_r) / d \quad (8)$$

式中, Q 为表面热流量; λ 为热传导系数; a 为铣削面宽度; b 为铣削面高度; d 为被铣削单元厚度; T 为铣削温度; T_r 为室温。

3 结果与讨论

3.1 加工变形分布特征

图 7 所示为不同仿真条件下, 梯形框体结构件加工变形仿真云图。可以看出, 不同走刀路径下工件变形均集中在靠近大端区域且最大加工变形所在位置都在大端区域内。这是因为梯形框体结构件大端区域的刚性弱, 且切削加工过程中的热、力载荷作用时间长。

从图 7 中还可以看出, 不同走刀路径下工件变形分布并不相同。从外到内走刀路径下工件腹板区域变形程度更大, 而之字形走刀路径下工件侧边也发生了变形集中。由内到外切削时, 随着待去除材料体积的逐渐减小, 工件材料对大端壁板的支撑作用逐渐变弱。由于进给方向的切削力较径向和轴向切削力要大, 因此在并行走刀条件下工件大端壁板承受载荷较两侧壁要大, 导致其加工变形量大。与之相对应的, 在之字形走刀条件下, 工件两侧承受载荷相比在其他走刀路径下承受的载荷更大, 导致两侧壁靠近大端区域也发生了变形集中。相较于之字形走刀且小端下刀策略, 大端下刀条件下工件最大变形量小, 但变形区域范围变大。由外到内走刀条件下, 不同下刀位置时工件的变形分布相同。由于该走刀路径下腹板中心区域受热, 力载荷作用时间长, 使腹板中心区域产生了变形集中。

3.2 梯形框体加工变形量

根据仿真结果, 获得不同走刀条件下工件加工变形最大值和平均值

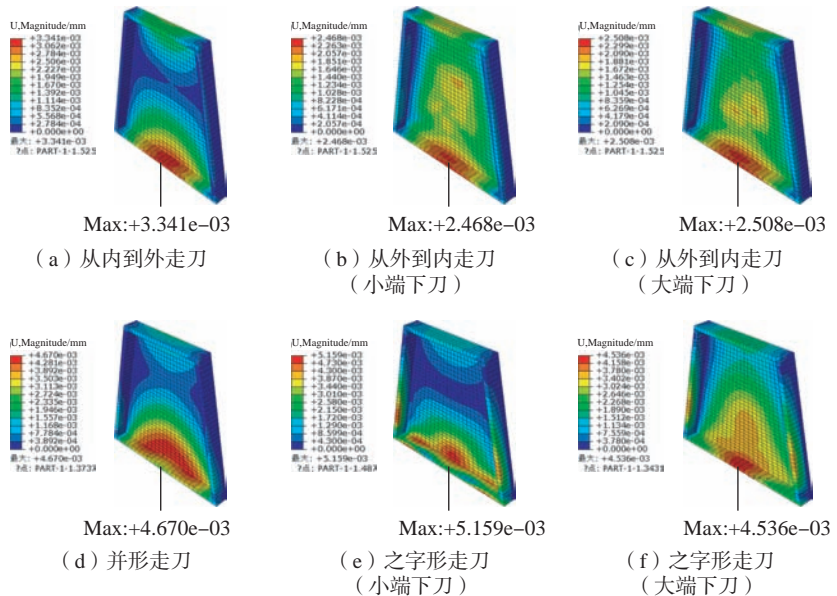


图 7 梯形框体加工变形云图

Fig.7 Deformation cloud diagram of the machined parts

表 5 不同走刀条件下工件加工变形最大值和平均值

Table 5 Maximum and average value of workpiece deformation under different cutting conditions

变形量	由内到外走刀	由外到内走刀(小端下刀)	由外到内走刀(大端下刀)	并行走刀	之字形走刀(小端下刀)	之字形走刀(大端下刀)
最大变形量 / μm	3.34	2.47	2.51	4.67	5.16	4.54
平均变形量 / μm	0.92	0.84	0.91	1.30	1.51	1.79

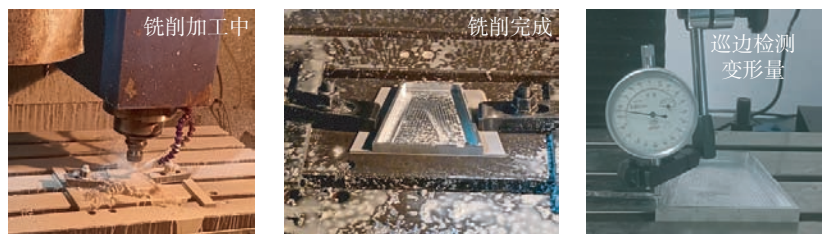


图 8 切削试验与变形检测过程

Fig.8 Cutting test and deformation detection process

如表 5 所示。可以看出, 采用之字形走刀(小端下刀)时产生的工件最大变形量最大。采用之字形走刀(大端下刀)方案时, 工件的平均变形量最大。由外到内走刀可以获得较小的工件最大变形量和平均变形量。此外, 在采用由外到内走刀的策略下, 相比较于大端下刀, 从工件小端下刀可以使工件最大加工变形量和平均变形量减小 1.6% 和 7.7%。

4 仿真结果试验验证

为验证仿真结果的准确性, 开展 7050-T7451 铝合金梯形框体结构件加工试验研究。工件几何尺寸、毛坯装夹方式与有限元仿真模型一致。所使用刀具与 7050-T7451 铝合金切削热、力载荷获取试验一致。走刀方案选择从外到内走刀、小端下刀加工方式。铣削完成后, 被加工件静置

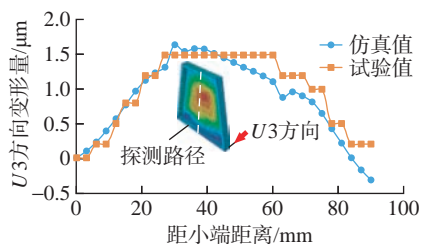


图9 试验与仿真变形量对比

Fig.9 Comparison of deformation between experiment and simulation

24 h,使用千分表(分辨率 $1\mu\text{m}$,测取数据时可读到分度值的 $1/10$ 位)对工件腹板变形量进行检测。工件加工与检测过程如图8所示,工件腹板变形量仿真与试验值对比如图9所示。

由仿真结果与实测结果对比可以看出,仿真变形量分布趋势与实测结果相同,表明所建立的切削变形有限元模型在判断和分析加工件变形量分布趋势特征时合理有效。仿真与实测加工变形量之间仍存在一定误差,误差值在 $0.5\mu\text{m}$ 以内。原因主要有:毛坯初始残余应力场依据经验公式获得,各节点应力水平与实际相比存在偏差;所构建仿真模型并未考虑切削加工残余应力对变形的影响。

5 结论

(1)采用基于Python脚本控制的生死单元法构建了梯形框体薄壁件加工变形仿真模型。试验对比验证表明,所建立的模型在判断和分析加工件变形量分布趋势特征时是合理有效的,仿真与实测加工变形量之间差值小于 $0.5\mu\text{m}$ 。

(2)不同走刀路径下梯形框体结构件变形均集中在靠近大端区域,不同走刀路径下工件最大变形量所在位置并不相同。由内到外和并行走刀条件下,最大变形发生在工件大端壁板位置。在之字形走刀条件下,最大加工变形发生在两侧壁靠近大端区域。相较于之字形走刀(小端下

刀)策略,大端下刀条件下工件最大变形量小,但变形区域范围变大。由外到内走刀(小端下刀)时,最大变形量发生在大端壁板中心位置;大端下刀时,最大变形量也发生在大端壁板中心位置。

(3)由外到内走刀可以获得较小的工件最大变形量和平均变形量。在采用由外到内走刀的策略下,相较于大端下刀,从工件小端下刀可以使工件最大加工变形量和平均变形量更小。

参考文献

- [1] 张洪州,戎斌,陈洁,等.航空铝合金整体结构件数控加工变形控制现状分析[J].航空制造技术,2012,55(12):58-61.
- [2] ZHANG Hongzhou, RONG Bin, CHEN Jie, et al. Deformation control analysis of NC machining for aircraft aluminum alloy integrated structure part[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012, 55(12): 58-61.
- [3] 赵明伟,岳彩旭,陈志涛,等.航空结构件铣削变形及其控制研究进展[J].航空制造技术,2022,65(3):108-117.
- [4] ZHAO Mingwei, YUE Caixu, CHEN Zhitao, et al. Research progress on milling deformation and control of aviation structural parts[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(3): 108-117.
- [5] 何宁,杨吟飞,李亮,等.航空结构件加工变形及其控制[J].航空制造技术,2009,52(6):32-35.
- [6] HE Ning, YANG Yinfei, LI Liang, et al. Machining deformation of aircraft structure and its control[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2009, 52(6): 32-35.
- [7] [4] RICHTER-TRUMMER V, KOCH D, WITTE A, et al. Methodology for prediction of distortion of workpieces manufactured by high speed machining based on an accurate through-the-thickness residual stress determination[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 68(9-12): 2271-2281.
- [8] YANG Y, LI M, LI K R. Comparison and analysis of main effect elements of machining distortion for aluminum alloy and titanium alloy aircraft monolithic component[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 70(9-12): 1803-1811.
- [9] FAN L X, LI L, YANG Y F, et al. Control of machining distortion stability in machining of monolithic aircraft parts[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021, 112(11-12): 3189-3199.
- [10] BILKHU R, AYVAR-SOBERANIS S. Simulation of the coupling effect of bulk and induced residual stresses on machining distortion[J]. Procedia CIRP, 2021, 101: 5-8.
- [11] 郝清龙,杨骞,苏帅,等.薄壁件反向分段加工变形控制技术研究[J].组合机床与自动化加工技术,2022(7):110-113.
- [12] HAO Qinglong, YANG Qian, SU Shuai, et al. Research on reverse segments machining method based on light curing auxiliary fixture[J]. Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2022(7): 110-113.
- [13] 董胜磊,谭红毅,杨巍.复杂整体结构件数控加工变形分析与控制[J].工具技术,2021,55(12):64-67.
- [14] DONG Shenglei, TAN Hongyi, YANG Wei. Deformation analysis and control of complex integral structural parts in NC machining[J]. Tool Engineering, 2021, 55(12): 64-67.
- [15] 丁悦,刘畅.航空结构件铣削加工变形仿真技术研究与应用[J].航空制造技术,2019,62(3):81-89.
- [16] DING Yue, LIU Chang. Research and application of machining deformation simulation on aero-component[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(3): 81-89.
- [17] 王立涛,柯映林,黄志刚,等.航空结构件铣削残余应力分布规律的研究[J].航空学报,2003(3):286-288.
- [18] WANG Litao, KE Yinglin, HUANG Zhigang, et al. Study on residual stress produced in milling of aeronautic structure[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2003(3): 286-288.
- [19] 李康.复杂薄壁件铣削加工变形与残余应力控制研究[D].上海:东华大学,2013.
- [20] LI Kang. Research on the deformations and residual stresses of complex thin-walled parts in milling machining[D]. Shanghai: Donghua University, 2013.
- [21] 孙启梦,李蓓智,周亚勤,等.极大径厚比薄壁件的加工变形仿真与试验研究[J].东华大学学报(自然科学版),2022,48(1):85-92.
- [22] SUN Qimeng, LI Beizhi, ZHOU Yaqin,

et al. Simulation and experimental research on machining deformation of thin-walled parts with large diameter to thickness ratio[J]. Journal of Donghua University (Natural Science), 2022, 48(1): 85-92.

[14] GAO Y Y, MA J W, JIA Z Y, et al. Tool path planning and machining deformation compensation in high-speed milling for difficult-to-machine material thin-walled parts with curved surface[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 84(9-12): 1757-1767.

[15] LIU Y L, WU B H, LUO M, et al. Modeling and cutting path optimization of shallow shell considering its varying dynamics during machining[J]. Procedia CIRP, 2015, 31: 521-526.

[16] IZAMSHAH R, ZULHAIRY M, KASIM M S, et al. Cutter path strategies for shoulder milling of thin deflecting walls[J]. Advanced Materials Research, 2014, 903: 175-180.

[17] 贺旭东, 明伟伟, 郭国强, 等. 走刀路径对多型腔薄壁件加工变形的影响[J]. 机械设计与制造, 2019(3): 106-109.

HE Xudong, MING Weiwei, GUO Guoqiang, et al. Influence of tool path on thin-

wall parts' deformation[J]. Machinery Design & Manufacture, 2019(3): 106-109.

[18] 王忠平, 张晓鸿, 陈静青. 基于生死单元法的铝合金薄壁型材铣削有限元模拟[J]. 轻合金加工技术, 2017, 45(4): 41-46.

WANG Zhongping, ZHANG Xiaohong, CHEN Jingqing. FEM simulation on milling of Al-alloy thin-walled sectional material based on birth-death element technique[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2017, 45(4): 41-46.

[19] 王景坡, 杨东, 范鑫, 等. 非对称隔框类航空薄壁结构件加工变形控制[J]. 工具技术, 2021, 55(7): 71-75.

WANG Jingpo, YANG Dong, FAN Xin, et al. Machining deformation control of asymmetric bulkhead aircraft thin-walled structure part[J]. Tool Engineering, 2021, 55(7): 71-75.

[20] 彭臣西, 吴运新, 易守华, 等. 基于J-C本构模型的7050铝合金二维切削仿真[J]. 制造业自动化, 2018, 40(8): 79-83.

PENG Chenxi, WU Yunxin, YI Shouhua, et al. Two-dimensional cutting simulation of 7050 aluminum alloy based on J-C constitutive model[J]. Manufacturing Automation, 2018, 40(8): 79-83.

[21] 郭瑰. 航空多框整体结构件铣削

变形机理与预测分析研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2005.

GUO Hun. Study on mechanism and prediction analysis of machining distortion for aero-multi-frame monolithic structure parts[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2005.

[22] 田海东. 铝合金薄壁结构件铣削变形预测与工艺参数优化[D]. 济南: 山东大学, 2020.

TIAN Haidong. Prediction of milling deformation and optimization of process parameters of aluminum alloy thin-walled structural parts[D]. Jinan: Shandong University, 2020.

[23] 孙杰, 柯映林. 残余应力对航空整体结构件加工变形的影响分析[J]. 机械工程学报, 2005, 41(2): 117-122.

SUN Jie, KE Yinglin. Study on macflling distortion of unitization airframe due to residual stress[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2005, 41(2): 117-122.

[24] 付秀蓉. 超薄切削塑性材料温度场的计算[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2013.

FU Xiurong. Calculation on temperature field of super-thin cutting plastic material[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2013.

Influences of Tool Path on Machining Deformation of Trapezoidal Frame Thin-Walled Parts

YANG Dong¹, YI Liyang¹, CHEN Jianbin²

(1. Anhui University, Hefei 230601, China;

2. Anhui Tianhang Mechanical & Electrical Co., Ltd., Wuhu 241000, China)

[ABSTRACT] Integral thin-walled structural parts are widely used in the aerospace field. However, the stiffness of the thin-walled parts is poor, and machining deformation is easy to occur, resulting in low production efficiency and product qualification rate. In order to control the machining deformation of the trapezoidal frame thin-walled parts, the effects of inside-out, outside-in, parallel and zigzag tool paths on machining deformation were studied by using Python scripts and element birth-death technique-based simulation method. Simulation and experimental results show that small machining deformation can be obtained by using the outside-in path. In addition, under the strategy of outside-in tool path, cutting from the small end of the workpiece can reduce the maximum machining deformation and average deformation of the workpiece. Finally, an optimized tool path strategy for machining deformation control of the trapezoidal frame thin-walled parts was recommended.

Keywords: Trapezoidal frame parts; Thin-walled parts; Machining deformation; Tool path; Simulation analysis

(责编 晓月)

引文格式: 陈明和, 谢兰生, 冯瑞, 等. 中机身蒙皮骨架变曲率截面桁条滚弯精确成形工艺研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 135-142.

CHEN Minghe, XIE Lansheng, FENG Rui, et al. Research on roll bending precision forming technology of variable curvature section of middle fuselage skin frame[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 135-142.

中机身蒙皮骨架变曲率截面桁条滚弯精确成形 工艺研究*

陈明和¹, 谢兰生¹, 冯 瑞¹, 文松涛², 罗志辉²

(1. 南京航空航天大学, 南京 210016;

2. 航空工业江西洪都航空工业集团有限责任公司, 南昌 330096)

[摘要] 为解决 C919 国产大飞机蒙皮骨架非对称截面桁条的精确成形难题, 基于 2 形及 L 形型材的 2099-T3 和 T83 铝锂合金性能测试评价, 获得材料的本构模型和回弹规律。同时提出一种分段式等曲率渐近滚弯新工艺, 结合滚弯成形理论分析计算, 建立等曲率四轴滚弯有限元模型, 并分析了两种型材的滚弯回弹及曲率半径影响因素, 模拟结果确定了非对称截面型材的合理滚弯成形工艺参数为: 型材与滚轮摩擦系数为 0.10~0.12, 型材和滚轮之间间隙为 0.2 mm, 2 形型材和 L 形型材滚弯的左右滚轮极限抬升高度分别为 43 mm 和 30 mm。最终采用分段等曲率渐近滚弯的方法, 通过 MC4P431IAS 数控滚弯机成功生产出合格的变曲率型材, 最大间隙值为 0.76 mm, 成功验证了变曲率滚弯成形方案的可行性和准确性。目前, 该研究成果已成功应用于 C919 中机身蒙皮骨架长桁的滚弯成形生产中。

关键词: C919 大飞机; 变曲率蒙皮桁条; 铝锂合金; 渐近滚弯成形; 有限元模型

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.135



陈明和

教授, 博士, 主要研究方向为板料成形 CAE 技术、集成计算材料工程 (ICME)、材料超塑性及成形/扩散连接技术、飞行器钣金精密制造及抗疲劳制造技术。

为了满足国产大飞机 C919 中机身复杂曲面蒙皮的型面精度要求, 其骨架桁条需采用非对称截面变曲率设计, 材料选用 2099 铝锂合金。2099 铝锂合金作为新一代的轻质高强合金材料, 具有密度低、弹性模量高、强度高、抗疲劳裂纹扩展能力强和耐腐蚀性等众多优点, 已成为当前航空航天领域中日益广泛应用的 结构材料之一, 也是国产 C919 大型客机后机身桁架的关键材料^[1-3]。其中以 2099 铝锂合金为材料的 2 形和 L 形变截面曲率型材是我国自主设计的机身桁架重要零件。考虑到 2 形和 L 形型材均属于变曲率非对称截面型材, 在室温条件下加工易产生回弹缺

陷, 将影响到飞机的装配精度和后期气动外形及服役性能。具体桁条型材结构如图 1 所示。我国的铝锂合金研究起步较晚, 虽然国内高校和研究院奋起直追, 取得了卓有成效的工作, 但是对于铝锂合金的大规模研制和应用与西方国家依旧存在一定差距^[4-5]。对于铝锂合金复杂的变曲率型材成形, 传统的弯曲成形理论和方法已不再适用, 故越来越多的学者开始将型材成形工艺的目光转向滚弯成形。

滚弯成形作为一种连续塑性弯曲的成形工艺, 其装备不受型材长度限制, 适用性好, 设备所需载荷小, 相比传统的拉弯工艺, 可加工出更小曲率半径, 广泛应用于航空航天领域^[6-7]。

* 基金项目: 江西洪都航空工业集团有限责任公司 C919 国产大飞机制造产学研项目。

目前国内外对滚弯成形的工艺研究较多。Cai 等^[8]计算出薄板三辊弯曲过程中直端变形的解析解,并对成形中的塑性加载和卸载理论进行分析,最终准确地计算出直端截面的塑性变形量和弯曲最终形状。Salem 等^[9]基于非对称三辊弯曲试验建立一种预测辊弯力和残余应力的解析模型,模型的计算结果与试验结果吻合较好。但传统的三辊弯曲无法精确实现非对称截面的成形控制,故近年来各国学者逐渐开展四轴滚弯工艺研究。Jia 等^[10]基于 Ansys 软件建立了冷连轧机辊系变形的非线性有限元接触模型,并采用三维弹塑性有限元法对四辊冷轧机的轧辊过程进行了模拟分析,计算出的辊缝剖面与实测值比较接近。该模型通过正确的预设定模型和带材在线控制模型,提高了成品的精度。王安恒等^[11]为控制大截面 Z 型材四轴滚弯成形缺陷,结合 Abaqus 数值模拟,对四轴滚弯成形提出了侧滚轮非对称加载和二次滚弯方式改进工艺,研究结果表明,两种工艺对型材起皱缺陷具有明显的改善作用。

目前国内外对铝锂合金滚压研究偏少^[12]。Saito 等^[13]对铝锂合金板材进行低温滚压试验,分析了材料织构演化和力学性能。张荣霞等^[14]对 T8 铝锂合金薄板固溶态进行蠕变时效成形试验研究,并建立基于滚弯预变形和蠕变时效复合成形工艺,解决了薄壁大曲率复杂型面零件的回弹缺陷问题。由于较少的理论和工艺研究导致目前国内对于复杂变截面的型材滚弯成形工艺停留在经验分析和试验为主的方法,难以成形高质量的型材,且加工效率偏低^[15]。综上所述,目前对于铝锂合金的滚压研究主要集中于材料力学性能和热处理研究,迫切需要进行室温条件下铝锂合金型材滚压成形的工艺研究。

本文面向 C919 大尺寸飞机中机身蒙皮桁架新型铝锂合金 2 形及

L 形复杂型材零件,基于 2099-T3 和 T83 铝锂合金性能测试评价,结合有限元软件 Abaqus,建立 2 形及 L 形型材的等曲率滚弯模型,并成功预测滚弯成形的回弹曲率半径,得到滚弯回弹规律。模拟结果可为四轴滚弯设计提供优化方案,最终采用分段等曲率渐近滚弯成形加工方法,通过 MC4P431IAS 新型数控型材滚弯机试验实现变曲率型材的精确成形,缩短研制周期,提出并成功实现全新的渐近滚弯生产工艺,大大推进了我国大型客机 C919 蒙皮桁架零件的国产化研制进展。

1 试验及方法

试验用原始材料分别为 2099-T3 和 2099-T83 铝锂合金,其化学成分(质量分数,%)为 Al-2.7Cu-1.8Li-0.7Zn-0.3Mn。T3 是铝锂合金通过 500 °C × 90 min 固溶处理 + 冷加工得到,而 T83 材料则是通过铝锂合金先后经历 500 °C × 90 min 固溶 + 冷加工 + 155 °C × 20 h 时效处理得到。为进一步获得两种铝锂合金材料的成形性能评价,下文将分别进行单向拉伸试验和弯曲性能测试。

室温拉伸试样按照 GB/T 228.1—2010 标准进行制备,试样尺

寸如图 2 (a) 所示。对 2 形及 L 形的长度方向进行线切割加工,2099-T3 试样厚度为 1.6 mm,2099-T83 试样厚度为 2 mm。室温拉伸试验在 UTM 5504X 电子万能试验机上进行,应变速率设置为 0.00025 s⁻¹,为减少误差,拉伸试验重复 3 次。

考虑到型材滚弯成形的实质是弯曲,故铝锂合金材料的弯曲测试试样按照 GB/T 232—2010 标准制备。试样具体尺寸如图 2 (b) 所示,材料厚度分别为 1.2 mm、1.7 mm 和 3 mm 3 种。室温弯曲试验在 RG2000—2A 微机控制电子万能试验机上进行,两支辊中心距采用 80 mm,压头直径 D=5 mm,压头下压速度设置为 5 mm/min,高度下压量分别为 10 mm、15 mm、20 mm、25 mm 和 30 mm。弯曲试验结束后,将成形后的试样放置在扫描仪上,进行试样形状扫描,保存为 .jpg 格式的图片,最后将图片导入 AutoCAD 软件中测量两直线的夹角,该夹角的补角即为铝锂合金板料回弹后的弯曲角。

2 结果与讨论

2.1 2099 铝锂合金成形性能分析及本构方程

图 3 为 2099-T3 和 T83 铝锂合

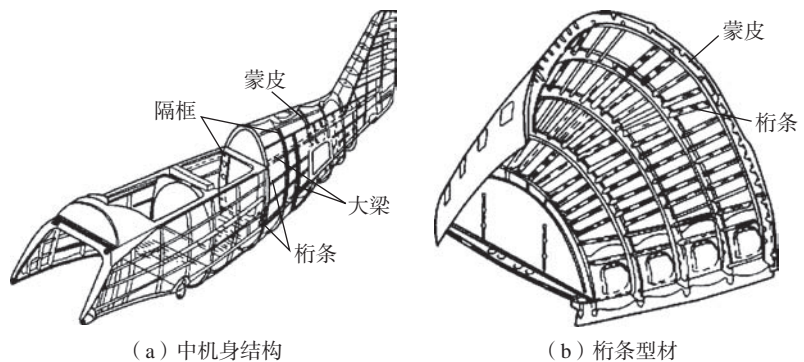


图 1 飞机中机身结构及桁条型材
Fig.1 Mid-fuselage structure and stringer profiles of aircraft

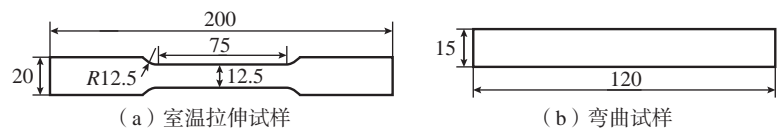


图 2 力学性能试验试样尺寸 (mm)
Fig.2 Sample size of mechanical experiment test (mm)

金室温拉伸真应力-真应变曲线,可知,在拉伸试验初期,流变应力随真应变的增大而迅速上升,达到屈服应力后增速减缓。这主要是因为,在初始阶段,加工硬化占主导地位,流动应力迅速增加。随着拉伸应变增大,出现以动态回复为主的软化行为,软化效应增强,流动应力的增速缓慢并逐渐趋于稳定,直至颈缩断裂^[16]。

根据图3流动应力数据,结合拉伸试样原始横截面面积,分别计算其弹性模量、屈服强度、抗拉强度和硬化指数等参数。由表1可知,两种铝锂合金材料的弹性模量相差较小,但T83的强度远高于T3,这主要是因为T83铝锂合金是通过固溶处理+冷加工+时效处理得到的,时效处理可以显著提高材料的强度和硬度,但同时也会导致塑性降低,但T3的延伸率略高于T83,主要原因可能是T83未达到或超过合适的峰时效阶段。可以看出,T3材料的硬化指数远高于T83,表明T3铝锂合金具有较强的应变强化能力^[17]。

进一步计算并建立两种铝锂合金材料的室温拉伸本构模型,由图3可知,铝锂合金拉伸曲线呈现弹性直线段和塑性软化两个阶段,故为精确表征铝锂合金的应力应变关系,本文采用分段式各向同性幂硬化本构方程来计算。

$$\sigma_e = E\varepsilon \quad (1)$$

$$\sigma_p = K\varepsilon^n \quad (2)$$

式中, σ_e 和 σ_p 分别为弹性阶段流动应力和塑性阶段流动应力; E 为弹性模量,表示材料弹性变形的难易程度; ε 为应变; K 为材料参数; n 为硬化指数。结合式(1)和(2)对流动应力曲线中弹性阶段和塑性阶段进行拟合,可得2099-T3和T83铝锂合金室温变形条件下本构模型分别为

$$\sigma_e = 77089\varepsilon, \varepsilon \leq 5.67 \times 10^{-3} \quad (3)$$

$$\sigma_p = 681.9532\varepsilon^{0.13537}, \varepsilon \geq 5.67 \times 10^{-3} \quad (4)$$

$$\sigma_e = 77182\varepsilon, \varepsilon \leq 7.68 \times 10^{-3} \quad (5)$$

$$\sigma_p = 737.869\varepsilon^{0.08157}, \varepsilon \geq 7.68 \times 10^{-3} \quad (6)$$

继续计算材料在回弹后的弯曲角 θ ,建立板厚 t 和高度压下量 h 和回弹后的弯曲角的线性拟合关系,具体拟合方程如图4所示。图4(a)表示在弯曲压头高度下压量为20 mm时,不同厚度2099-T83和T83铝锂合金板料弯曲试验的弯曲角。由图4中趋势可得,当材料的厚度持续增加,型材在回弹后的弯曲角同样持续上升,说明铝锂合金的厚度与弯曲回弹呈正相关关系。图4(b)则表示在两种铝锂合金板料均为1.7 mm厚度时,对弯曲压头进行不同高度下压量的弯曲角。可知,随着高度

下压量的增加,板料回弹后的弯曲角增加。在相同下压量时,2099-T3铝锂合金比T83材料的回弹后弯曲角要大,表明T3铝锂合金比T83铝锂合金的室温弯曲塑性更好。

2.2 滚弯成形理论分析

铝锂合金在滚弯成形过程中的弹塑性弯曲是一个非常复杂的过程,故分别进行滚弯成形理论半径和型材应力应变中性层的计算,为后续的有限元仿真模拟提供理论和数据支撑。

(1) 滚弯成形理论半径计算。

考虑到四轴滚弯成形装备的复杂性,可参考三轴滚弯型材的理论半径求解方法^[18],具体示意如图5所示,计算并推导出上滚轮在 O_1C 方

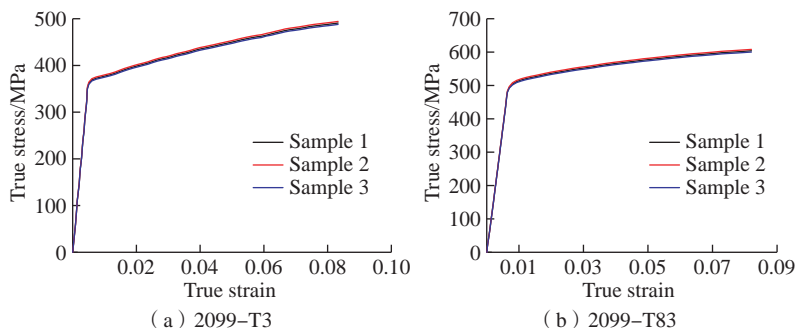


图3 2099 铝锂合金真应力-真应变曲线

Fig.3 Curves of true stress-true strain about 2099 Al-Li alloy

表1 2099 铝锂合金材料室温拉伸成形性能参数

Table 1 Performance parameters of room temperature tensile forming of 2099 Al-Li Alloy

牌号	泊松比 ν	弹性模量 E /GPa	屈服强度 σ_s /MPa	抗拉强度 R_m /MPa	硬化指数 n	断后延伸率 A /%
2099-T3	0.2821	77.09	371	455	0.1354	9.62
2099-T83	0.2825	77.18	504	557	0.0816	9.54

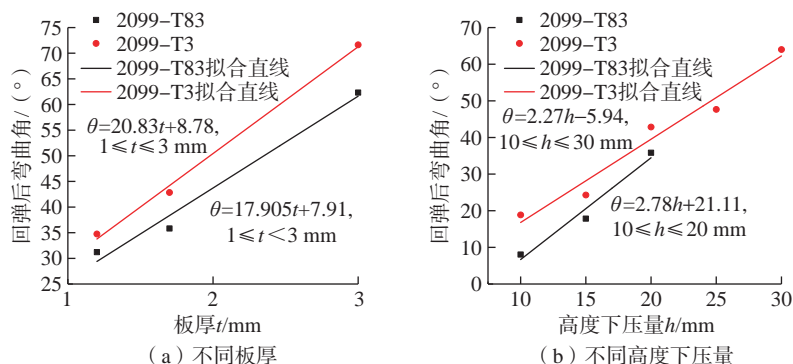


图4 2099 铝锂合金板料不同板厚和高度下压量下弯曲试验回弹后弯曲角

Fig.4 Bending angle after springback in bending test of 2099 Al-Li alloy sheet with different thickness and pressure

向的位移量、滚轮半径 R_2 和左右滚轮中心距 $2a$ 之间的关系,并为下文的仿真分析确定合理的滚轮间距与位移量。

由图 5 几何关系可得

$$\overline{O_q O_2}^2 = \overline{O_2 C}^2 + \overline{O_q C}^2 \quad (7)$$

$$\overline{O_2 C} = R_{nq} + h + R_2 \quad (8)$$

其中, $\overline{O_2 C} = a$, $\overline{O_q C} = R_{nq} - R_2 + Y$,代入式(7)和(8),计算可得成形半径和滚轮的压下量以及左右轮中心距之间的关系公式为

$$Y = \sqrt{(R_{nq} + h + R_2)^2 - a^2} - R_{nq} + R_1 \quad (9)$$

(2) 型材应力应变中性层计算。

型材滚弯成形中主要的塑性变形为弯曲,在型材截面方向上的外表面层和内部组织结构在弯曲过程中分别承受拉应力和压应力,为简化计算,将拉应力和压应力的交界处定义为型材的中性层。若沿着型材纤维方向的切应力为 0,则可定为应力中性层;如果沿着型材拉伸方向的变

形为 0,则可判定为应变中性层。故在型材滚弯成形过程中,首先需要确定坯料的应变中性层位置,即中心轴位置,因为型材截面的中心轴恰好经过型材的质心。结合应力应变特点,根据实际的型材截面尺寸,计算型材的截面质心和截面惯性矩,确定型材的应力应变中心层,为后续的型材滚弯成形结果分析作准备。首先计算型材的真实应力和真实应变,即

$$\varepsilon = y/R \quad (10)$$

式中, y 为型材上任意一点到该型材中性层的距离; R 为中性层半径。同理,可得该点真实应力

$$\sigma = C\varepsilon^n \quad (11)$$

式中, C 为塑性系数,与材料性能有关; n 为材料塑性强化指数。故最终计算可得型材的真实应力为

$$\sigma = C(y/R)^n \quad (12)$$

2.3 建立 2 形和 L 形等曲率型材四轴滚弯成形的有限元模型

图 6 (a) 为四轮滚弯机平面结构简化图^[19],分别由上下左右 4 个滚轮组成,其中上滚轮的轴心 O_1 固定,下滚轮轴心 O_2 可沿中心线 $O_1 O_2$ 上下运动,左滚轮轴心 O_5 可绕固定点 O_3 处转动,其运动轨迹为半径 240 mm 的圆弧 AB 。右滚轮的轴心 O_6 可绕固定点 O_4 处转动,运动轨迹为半径 240 mm 的圆弧 CD 。其中轴心 O_1 到 O_3 和 O_4 的竖直距离均为 370 mm。由图 6 中轴对称结构可得 $O_3 O_5 = O_4 O_6 = 240$ mm。

建立有限元仿真模型如图 6 (b) 所示,2 形和 L 形两种型材毛坯长度均选取 2 m,其中 2 形型材的厚度为 2 mm, L 形型材厚度不一,腹板上侧最大厚度为 3.75 mm。材料参数模型选用 2.1 节中建立的室温下各向同性幂硬化本构模型。考虑到 2 形型材在滚弯长度方向的大尺寸,故本模型忽略该型材交接处倒圆角的影响,同时为了提高运算效率,2 形型材最终选用单元类型为四节点曲壳网格单元,网格数量为 9100 个。但 L 形型材为变厚度材料,本文选择三维实体 C3D8 网格单元。同理为简化计算,忽略型材的倒圆角,最终网格数量为 27896 个。为了保证网格的规整,以上两种复杂型材均采用扫描型网格划分,2 形与 L 形型材网格划分具体结果如图 7 所示。本模型选用有限滑动类型建立型材和滚轮之间的约束接触。

参照图 6 (a) 设计的四轮滚弯机的平面结构,在 Abaqus 有限元软件中对模型设置多个固定参考点。如图 6 (b) 所示的装配模型,并将各滚轮的中心处定义刚体约束,同时对左右下 3 个滚轮的中心点和 RP-1、RP-3 和 RP-4 进行耦合绑定约束,从而实现一体化运动。模型的边界条件主要由滚弯过程的 3 个阶段决定,分别为滚轮压下阶段、滚弯成形阶段以及卸载回弹阶段。(1) 压下阶段:此过程中只需指定上滚轮向

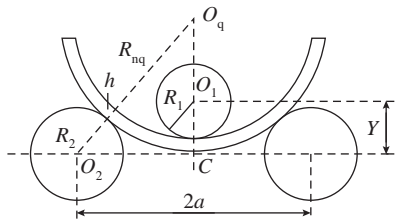
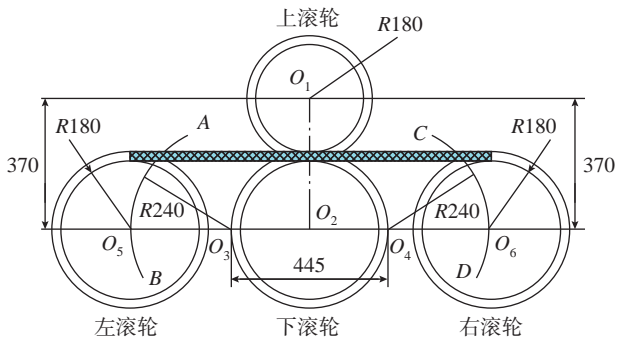
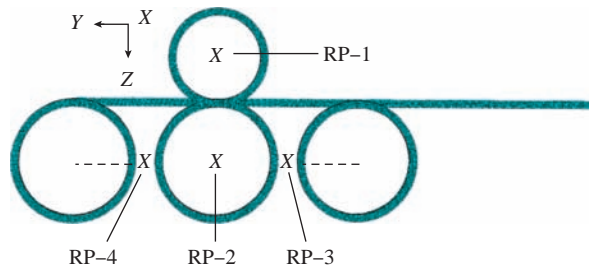


图 5 三轴滚弯装置上下滚轮轴心和中心轴距的几何关系

Fig.5 Geometric relation between upper and lower roller axis and center wheel base of three axes of rolling and bending device



(a) 滚弯机平面结构简化图 (mm)



(b) 等曲率滚弯有限元模型

图 6 滚弯成形结构及有限元模型示意图

Fig.6 Schematic diagram of rolling and bending forming structure and finite element model

下的位移量,其余的所有约束均设为0。对于下滚轮,保持所有的边界约束,释放沿Y轴方向的位移,并对左右两滚轮施加固定约束。(2)成形阶段:设定滚轮的转动惯量,限制上滚轮Y、Z方向的平动约束,释放其绕X轴的转动约束。对于其余3个滚轮,固定Y、Z方向的平动,释放绕X轴的转动约束,使之随着型材的进给运动而转动。(3)卸载回弹:给予上滚轮Y轴的正向位移,其余滚轮保持位置不变。

2.4 等曲率滚弯有限元模拟结果分析

对于2099-T83和T83材料的2形型材和L形型材,分别将其左右滚轮各抬高37mm和27mm。由于本文接触面之间的摩擦属于切向作用,因而采用切向接触模型描述滚轮和型材之间的接触。采用库仑摩擦定义接触面之间的摩擦力,故定义滚压成形的摩擦系数 μ 分别为0.1、0.15、0.2和0.25,最终得出两种不同形状型材的摩擦系数 μ 与型材回弹曲率半径之间的关系,如图8所示。可知,两种型材的回弹曲率半径均会随着摩擦系数的增加而增大,在 μ 为0.25时,回弹曲率半径达到最大。故为减少型材滚弯成形中的回弹,需要减小型材与滚轮之间摩擦,可选择对型材

和滚轮之间进行润滑处理,但应考虑到如果 μ 值过小无法顺利送料。另外由图中可得两种材料的摩擦系数 μ 在0.10~0.15区间基本保持稳定,故综合考虑以上因素,在本文后续仿真计算中 μ 取值范围为0.10~0.12。

为了进一步深入探索型材和滚轮之间间隙对两种型材滚弯成形过程的影响,故此将滚轮和型材之间的间隙大小定义为 a_1 值。对于2形型材, a_1 分别取值0.1mm、0.2mm、0.3mm进行研究。但L形型材属于变厚度材料,在L型材模拟中可将间隙 a_1 作为定值,并进行左右滚轮抬高37mm的四轴滚弯数值模拟。在后处理中,为了进一步优化工艺参数,可选取滚弯后的型材在 U_1 方向的偏移量作为判断型材的斜弯曲程度,

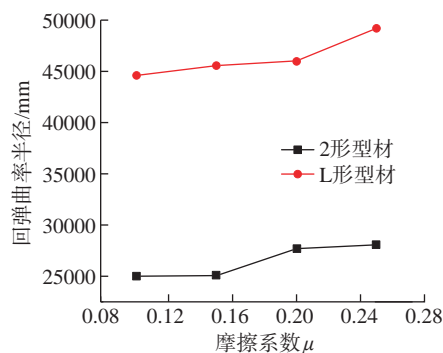


图8 回弹曲率半径与摩擦系数的关系
Fig.8 Relation between radius of springback curvature and friction coefficient

具体研究结果如图9所示,可知当 a_1 为0.1mm时,2形型材在X方向位移最大,代表该型材的斜弯曲程度最严重。综合对比图9(b)和(c)可以发现,当 $a_1=0.2$ mm时,位移区间小于0.3mm时位移量,故选择 $a_1=0.2$ mm。同理对于L形型材的 a_1 取0.2mm。

尽管抬高左右滚轮的高度可以解决变曲率型材的加工难题,但为达到型材的精确成形目标,需要确定左右滚轮抬升量和型材曲率半径的关系,最终获取合理滚压成形工艺参数。故本模型对2形和L形型材选取多组左右滚轮的抬升量,分别研究34~43mm和24~30mm对两种型材的影响。从图10可知,随着左右滚轮的抬升量增加,两种型材的曲率半径均呈现下降趋势。综上所述,并基于数控滚弯机的工作区间,最终确定2形型材、L形型材滚弯的左右滚轮极限抬升量分别为43mm和30mm。

采用上述合理的滚弯成形工艺参数对两种型材进行滚弯回弹模拟,分段式回弹模拟完成后,去除型材两端的直线段,测量回弹模拟后两种型材特征线等弧长分段点处的曲率半径。表2为两种型材各等分点处的数模曲率半径与模拟曲率半径的偏差百分比,其中最大曲率半径偏差分别为5.5%和3.2%,均满足型材的设计要求。

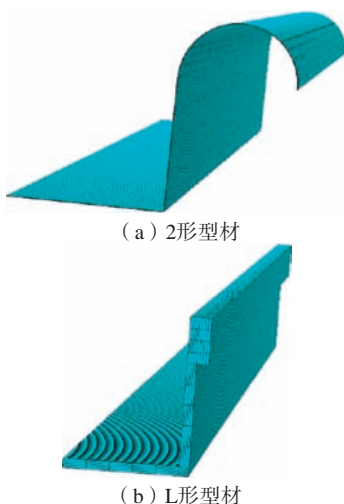


图7 型材网格划分
Fig.7 Profile grid division

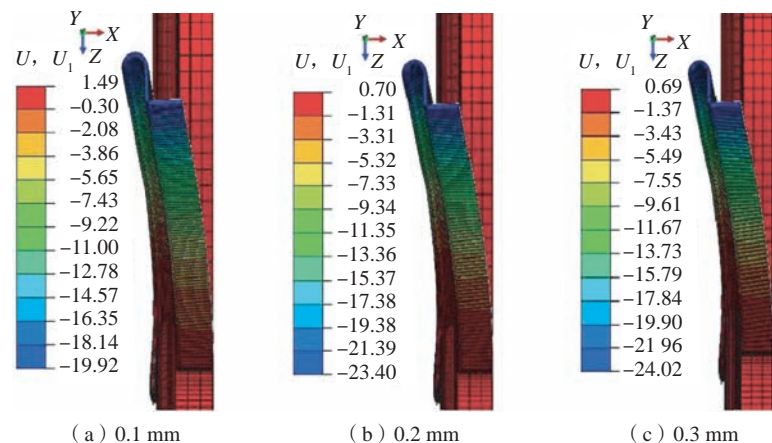


图9 不同 a_1 值时2形型材在X方向的位移量
Fig.9 Displacement of 2-shaped profiles in X direction at different a_1 values

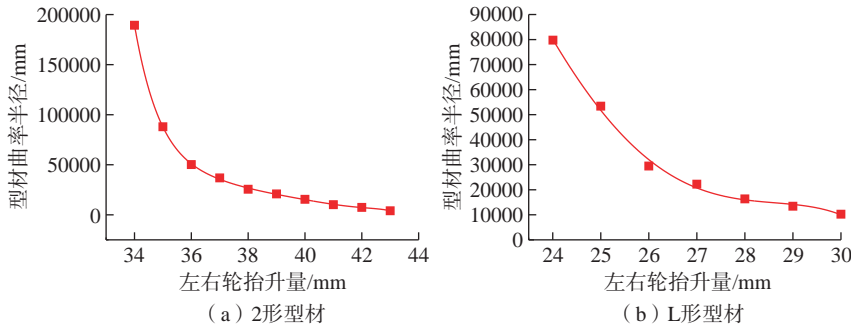


图10 型材滚弯成形曲率半径与左右滚轮抬升量的关系
Fig.10 Relation between radius of curvature and lift height of left and right rollers

2.5 2形及L形非对称截面型材滚弯工艺试验

结合2.4节模拟仿真结果,确认2形和L形型材在四轮滚弯成形时的最佳工艺参数为型材与滚轮摩擦系数范围为0.10~0.12,型材和滚轮之间最佳间隙为0.2 mm,2形型材和L形型材滚弯的左右滚轮极限抬升高度分别为43 mm和30 mm。

综合考虑滚轮的材料和制造成本,本研究选择牌号CrWMn高碳合金工具钢,并在滚轮上设计3个均匀分布的减重槽。考虑到2形和L形型材均含有多组长度不一的型材,采用分段等曲率滚弯方法来加工变曲率型材,故选择对型材进行等分段式处理。2形和L形型材长度分别为4076 mm和5606 mm,并取10等分。同时建立2形和L形型材在每个分段处与滚弯机床几何加工参数X、Y坐标值对应关系,如表3和4所示。

试验采用的设备为MC4P431IAS数控滚弯机,由4个滚轮组成,可通过百分比调节相关滚弯参数来控制其运动,具体机器及型材如图11和12所示。其主要工艺步骤为毛坯下料→划线分段→滚弯参数确定→滚弯成形→贴膜检验→校形。在完成型材的分段式滚弯加工后,可将型材的下表面放置于检验模之上,采用塞尺测量每个等分段处的间隙,表5为两种型材各等分段处下表面与检验模之间的误差,可知2形型材下表面与检验模最大间隙值为0.5 mm,L

表2 2形及L形型材各等分点的曲率半径偏差百分比

Table 2 Percentage of curvature radius deviation at each bisection point of 2-shaped profile and L-shaped profile %

分段号	2形型材	L形型材
1	5.5	1.4
2	1.4	1.7
3	4.7	2.9
4	2.5	1.3
5	2.6	3
6	2.8	3.2
7	1.7	2.6
8	2.5	0.5
9	0.8	1.4
10	4.6	0.6
11	0.04	2.3

形型材的最大间隙值为0.76 mm,其纵向轮廓度均满足不大于1 mm的设计要求。表6为两种型材各等分点的试验与数模曲率半径偏差百分比,其中2形及L形型材的最大曲率半径偏差分别为5.6%和3.4%,成功验证了分段式等曲率的渐近滚弯成形方案的可行性和准确性,克服了非对称截面型材加工难题。相较于传统滚弯工艺以经验分析和试验为主的方法中存在难于成形高质量的型材,而且加工效率低、废品率高等问题,该研究不仅成功减小滚弯成形道次,缩短了加工周期,也为我国非对称截面型材滚弯成形技术达到国际

表3 2形型材的等分段对应机床加工X、Y坐标值
Table 3 Equal sections of 2-shaped profile correspond to machining coordinate values of X and Y by machine tool mm

分段号	X值	Y值
1	79	80
2	82	83
3	83	83
4	83	84
5	84	84
6	84	84
7	84	84
8	83	84
9	83	83
10	82	83

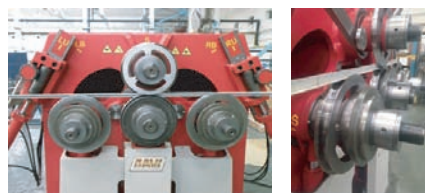
表4 L形型材的等分段对应机床加工X、Y坐标值
Table 4 Equal sections of L-shaped profile correspond to machining coordinate values of X and Y by machine tool mm

分段号	X值	Y值
1	69	70
2	69	70
3	70	70
4	70	70
5	70	71
6	70	71
7	71	71
8	71	71
9	71	71
10	71	71

先进水平提供了重要技术支撑。

3 结论

(1)通过性能测试评价,建立2099铝锂合金厚度和高度下压量与回弹后弯曲角的线性拟合关系。结果表明,随着材料厚度和下压量的增加,合金材料回弹后的弯曲角持续增加。同时发现在相同高度下压量时,



(a) 2形型材 (b) L形型材

图 11 型材某一时刻滚弯成形试验

Fig.11 Experimental of profile rolling bending at certain time

表 5 两种型材各等分段处下表面与检验模之间的误差

Table 5 Error of each equal segment of two profiles between lower surface and inspection die mm

分段号	2形型材	L形型材
1	0.06	0.22
2	0.11	0.26
3	0.20	0.34
4	0.35	0.58
5	0.41	0.76
6	0.50	0.44
7	0.36	0.42
8	0.25	0.36
9	0.23	0.34
10	0.12	0.24
11	0.04	0.16

表 6 两种型材各等分点的试验与数模曲率半径偏差百分比

Table 6 Percentage of deviation between test and mathematical model curvature radius at each bisection point of two profiles %

分段号	2形型材	L形型材
1	5.6	2.2
2	3.4	1.9
3	4.5	3.4
4	2.8	1.6
5	3.1	3.3
6	2.9	3.4
7	1.8	2.7
8	2.5	1.2
9	1.1	1.7
10	4.5	1.1
11	0.3	2.5



(a) 2形型材 (b) L形型材

图 12 变曲率型材成形后的贴模检验

Fig.12 Checkout effect of dies about variable curvature profile after forming

2099-T3 合金弯曲角更大, T3 铝锂合金比 T83 铝锂合金的室温弯曲塑性更好。

(2) 结合 2 形和 L 形型材的等曲率滚弯有限元模拟结果, 获得了合理滚弯成形工艺参数: 型材与滚轮摩擦系数为 0.10~0.12, 型材和滚轮之间间隙为 0.2 mm, 2 形型材和 L 形型材滚弯的左右滚轮极限抬升高度分别为 43 mm 和 30 mm。

(3) 采用分段等曲率渐近滚弯新工艺成功实现了非对称截面型材的精确成形, 其中长度为 4076 mm 的 2 形型材和 5606 mm 的 L 形型材最大纵向轮廓度误差分别为 0.5 mm 和 0.76 mm, 最大曲率半径偏差分别为 5.6% 和 3.4%, 均满足设计要求, 成功验证了该滚弯成形工艺的可行性和准确性, 为国产 C919 大飞机非对称截面型材批量化生产提供了重要技术支撑。

参考文献

- [1] WARD N, TRAN A, ABAD A, et al. The effects of retrogression and reaging on aluminum alloy 2099 (C458)[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2011, 20(6): 989-996.
- [2] 魏修宇, 郑子樵, 余玲娟, 等. Mg, Zn 在 2099 铝锂合金中的微合金化作用[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(9): 1583-1587.
- [3] WEI Xiuyu, ZHENG Ziqiao, SHE Lingjuan, et al. Microalloying roles of Mg and Zn additions in 2099 Al-Li alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(9): 1583-1587.
- [4] 徐义, 李落星, 李光耀, 等. 型材弯曲工艺的现状与发展前景[J]. 塑性工程学报, 2008, 15(3): 61-70.

XU Yi, LI Luoxing, LI Guangyao, et al. Extrusion bending: Method, application and recent development[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2008, 15(3): 61-70.

[4] 孙中刚, 郭旋, 刘红兵, 等. 铝锂合金先进制造技术及其发展趋势[J]. 航空制造技术, 2012, 55(5): 60-63.

SUN Zhonggang, GUO Xuan, LIU Hongbing, et al. Development trend of advanced manufacturing technology for aluminum lithium alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012, 55(5): 60-63.

[5] 王永军, 刘瑞, 武伟超, 等. 板料与型材成形柔性模具的关键技术及发展现状与趋势[J]. 航空制造技术, 2011, 54(13): 42-46.

WANG Yongjun, LIU Rui, WU Weichao, et al. Key technology and development of flexible die for sheet and extrusion forming[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2011, 54(13): 42-46.

[6] 吴建军, 刘伟萍, 何文华, 等. 2099 铝锂合金型材热压下陷模具结构优选[J]. 航空制造技术, 2016, 59(13): 43-49.

WU Jianjun, LIU Weiping, HE Wenhua, et al. Tool development for hot joggle forming of 2099 Al-Li alloy profile[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(13): 43-49.

[7] 周养萍. 型材滚弯加工现状与展望[J]. 锻压装备与制造技术, 2010(3): 14-18.

ZHOU Yangping. The status and prospect of roll banding process for section bar[J]. China Metalforming Equipment & Manufacturing Technology, 2010(3): 14-18.

[8] CAI Z Y, LAN Y W. Analysis on the straight-end problem in thin-plate three-roll bending[J]. Applied Mechanics and Materials, 2011, 80-81: 585-590.

[9] SALEM J, CHAMPLIAUD H, FENG Z K, et al. Experimental analysis of an asymmetrical three-roll bending process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 83(9-12): 1823-1833.

[10] JIA F Y, WANG J S, LIU J W. FEM analysis for asymmetric bending roll of roll process in four-high mill[J]. Materials Science Forum, 2020, 976: 151-155.

[11] 王安恒, 薛红前, 高鹏飞, 等. 大截面 Z 型材滚弯成形缺陷的数值模拟及试验研究[J]. 航空制造技术, 2018, 61(7): 62-69.

WANG Anheng, XUE Hongqian, GAO Pengfei, et al. Numerical simulation and experimental of forming defects in roll-bending

process for Z-shaped profiles with large cross-section[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2018, 61(7): 62–69.

[12] 韩志仁, 罗雪磊. 基于 ANSYS Workbench 的型材拉弯有限元仿真模块开发[J]. *航空制造技术*, 2020, 63(13): 64–68.

HAN Zhiren, LUO Xuelei. Development of finite element simulate module of ANSYS workbench on profile stretch-bending[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2020, 63(13): 64–68.

[13] SAITO M, ASAKAWA M, KOBAYASHI M, et al. Manufacture of Mg/Al clad sheet by roll bonding and formability at room temperature[J]. *Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity*, 2013, 54(630): 635–639.

[14] 张荣霞, 高志勇, 吴为, 等. 基于滚弯预变形的新型 Al–Li–Cu–Mg 合金蠕变时效成形试验研究[J]. *航空制造技术*, 2017, 60(1/2): 90–93.

ZHANG Rongxia, GAO Zhiyong, WU

Wei, et al. Research on creep age-forming test of new Al–Li–Cu–Mg alloy based on performing of rolling bend[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017, 60(1/2): 90–93.

[15] 郭训忠, 杨秋成, 程诚, 等. 型材构件六轴自由弯曲成形机理及成形质量控制研究[J]. *航空制造技术*, 2022, 65(10): 24–32.

GUO Xunzhong, YANG Qiucheng, CHENG Cheng, et al. Research on six-axis free bending forming mechanism and forming quality control of profile components[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2022, 65(10): 24–32.

[16] 黄珂, 易幼平, 黄始全, 等. 2195 铝锂合金超低温流变行为及成形特性研究[J]. *材料导报*, 2022, 36(3): 168–173.

HUANG Ke, YI Youping, HUANG Shiquan, et al. Experimental research on 2195 Al–Li alloy rheological behavior and forming characteristics in cryogenic[J]. *Materials Reports*, 2022, 36(3): 168–173.

[17] 胡智华. 铝锂合金非对称截面型材四轴滚弯工艺研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2016.

HU Zhihua. Research on four roll bending process of Al–Li Alloy asymmetric profile[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2016.

[18] 卢崇梅. 铝锂合金复杂截面型材滚弯工艺研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2014.

LU Chongmei. Research on complex-section profile roll-bending process of Al–Li alloy[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2014.

[19] 胡智华, 陈明和, 谢兰生. 2099 铝锂合金型材的变曲率滚弯工艺[J]. *塑性工程学报*, 2016, 23(3): 82–87.

HU Zhihua, CHEN Minghe, XIE Lansheng. Variable curvature roll-bending for 2099Al–Li alloy profile[J]. *Journal of plasticity engineering*, 2016, 23(3): 82–87.

Research on Roll Bending Precision Forming Technology of Variable Curvature Section of Middle Fuselage Skin Frame

CHEN Minghe¹, XIE Lansheng¹, FENG Rui¹, WEN Songtao², LUO Zhihui²

(1. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China;

2. AVIC Jiangxi Hongdu Aviation Industry Co., Ltd., Nanchang 330096, China)

[ABSTRACT] In order to solve the problem of accurate forming of asymmetric cross-section truss strip of skin frame of C919 domestic large aircraft, the constitutive model and springback law of materials were obtained based on the performance test and evaluation of 2099–T3 and T83 Al–Li alloys with 2-shaped profile and L-shaped profile. At the same time, a new piecewise constant curvature progressive roll bending process is proposed. Combined with the theoretical analysis and calculation of roll bending forming, the finite element model of constant curvature four-axis roll bending is established, and the influence factors of roll bending springback and curvature radius of two types of profiles are analyzed. The simulation results determine the reasonable roll bending process parameters of asymmetric cross-section profiles as follows: the friction coefficient between profile and roller is 0.10–0.12, the clearance between profile and roller is 0.2 mm, and the limit lifting heights of left and right rollers of 2-shaped profile and L-shaped profile are 43 mm and 30 mm, respectively. Finally, the qualified variable curvature profile parts were successfully produced by the MC4P43IIAS CNC roll bending machine using the method of piecewise equal curvature asymptotic roll bending, and the roll bending process test verification of variable curvature profile was completed. The maximum clearance value is only 0.76 mm, which successfully verifies the feasibility and accuracy of the variable curvature rolling forming scheme. At present, the research results have been successfully applied to the roll bending production of fuselage skin skeleton truss in large aircraft of C919.

Keywords: C919 large aircraft; Variable curvature of skin truss; Al–Li alloy; Progressive roll bending; Finite element model

(责编 古京)

引文格式: 杜志浩, 杨欢, 崔晓辉, 等. 预变形与电磁成形对铝合金曲面件回弹的影响[J]. 航空制造技术, 2022, 65(21): 143-149.
 DU Zhihao, YANG Huan, CUI Xiaohui, et al. Influence of predeformation and electromagnetic forming on springback of aluminum alloy curved parts[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(21): 143-149.

预变形与电磁成形对铝合金曲面件回弹的影响*

杜志浩¹, 杨欢², 崔晓辉^{1,2,3}, 王世鹏², 阳光²

(1. 中南大学机电工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学轻合金研究院, 长沙 410083;

3. 中南大学高性能复杂制造国家重点实验室, 长沙 410083)

[摘要] 以铝合金单曲率蒙皮为研究对象, 采用冲压和电磁渐进成形相结合的方法解决板料回弹大的问题。采用有限元和试验手段, 研究了定间隙和变压边两种预变形方案对板料变形和回弹的影响。与定间隙冲压相比, 变压边预变形后板料回弹被大大降低, 回弹量为 47.6 mm, 再采用带弹性垫的蒙皮件电磁渐进方法继续降低板料回弹。通过模拟发现, 放电后板料的切向拉应力减小, 并且产生微小塑性应变。零件内的塑性应变能增加, 弹性应变能降低, 回弹降低。当线圈在 6 个位置依次放电 8 kV 后, 板料的回弹量为 10.4 mm, 比准静态冲压下板料回弹量降低了 78.1%, 并且零件表面光滑。通过试验验证, 发现试验结果与模拟一致。本研究为实现铝合金蒙皮件的精确制造提供了可靠手段。

关键词: 电磁成形; 单曲率蒙皮; 渐进成形; 回弹; 数值模拟

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.21.143



杜志浩

博士研究生, 研究方向为电磁成形技术和理论。

蒙皮是构成飞机气动外形的主要零件, 承受空气动力作用后, 将作用力传递到飞机的机翼骨架上。由于蒙皮直接与空气接触, 所以要求蒙皮件强度高、表面光滑, 有较高的耐腐蚀性, 且蒙皮件尺寸较大, 对精度的要求较高。铝合金由于其密度低、比强度较高, 因此被用作制造蒙皮件的主要材料。

由于铝合金的塑性较差, 在成形后有较大的回弹, 影响了蒙皮件的成形精度。对于大型蒙皮件, 拉伸成形(拉形)技术是制造蒙皮件的主要工艺。拉形是使用数控蒙皮拉伸机夹持板料两端, 两端钳口施加拉力和弯矩, 使板料贴合模具。为了减少拉形后的回弹, 对板料继续施加补拉。针对飞机蒙皮件, 国内学者研究了蒙皮件的拉形过程。韩志仁等^[1-2]对飞机蒙皮拉形数值模拟中夹钳区域的加载轨迹进行了优化研究, 优化后最

大等效塑性应变减小为 3.5%, 并且蒙皮的应变分布更加均匀, 减小了回弹, 获得较佳的拉形质量。Peng 等^[3]提出了拉形过程中夹紧的运动轨迹设计方法和求解算法, 试验和仿真结果均表明了该方法可以有效实现曲面零件的高精度纵向拉伸。He 等^[4]提出了一种钛合金飞机蒙皮冷拉伸成形的优化方法, 在优化模型中, 用应力差的数学公式代替隐式回弹分析, 作为回弹程度指标。此外, 采用多目标遗传算法(MGA)来寻找最佳加载条件, 研究结果表明蒙皮零件最终回弹为 0.5 mm, 获得了精度较高的蒙皮件。马战鹏^[5]通过回弹补偿技术手段实现了双曲率蒙皮冷拉伸成形的回弹控制, 发现贴模度和模胎修模量的计算是回弹补偿过程的关键技术。通化优化传统拉形模具, 最终蒙皮件与模具间隙最大为 0.5 mm。另外, 有学者使用振动辅助工

* 基金项目: 国家自然科学基金(52275394); 中南大学高性能复杂制造国家重点实验室开放课题研究基金(ZZYJKT2020-02)。

艺降低蒙皮件的残余应力,从而降低其回弹。黄慧丽等^[6]在蒙皮拉伸成形过程中添加振动辅助,研究了振动辅助对单、双曲率飞机蒙皮拉伸成形过程中回弹量的影响。研究发现,在相同振幅条件下,当振动频率为 30 Hz 时,单曲率蒙皮的边界回弹量最小;当振动频率为 10 Hz 时,双曲率蒙皮的回弹量较好;在相同频率和振幅为 1.5 mm 条件下,单、双曲率蒙皮的回弹量较小。

电磁成形是一种高速成形工艺,具有提高材料成形极限、降低回弹^[7]等优点。Iriando 等^[8]设计了 L 形和 U 形电磁辅助弯曲工装,通过对 AA5754 铝合金和 DP600 高强钢材料的弯曲区域施加磁场力,能有效降低零件回弹。何逸汉等^[9]针对 2A12-T4 的 T 形型材翘曲的问题,进行了电磁校形试验,使用电磁力打击局部翘曲区域,使得型材产生塑性变形,消除了翘曲。Liu 等^[10]进行了带有法兰边的 V 形件电磁辅助弯曲试验,研究发现,随着放电能量的增加,板料回弹角逐渐减小。Cui 等^[11]发现电磁线圈放电后板料会出现高频振动现象,显著降低板材内的残余应力,消除零件回弹。Cui 等^[12]提出了 V 形零件电磁力反向加载方法,发现线圈放电后,板材内的切向应力和弹性应变能降低,回弹也降低。Xia 等^[13]研究了 5052 铝合金件 V 形弯曲后电磁成形消除回弹工艺,发现随着电压的增加,板料位移振动幅值增大,回弹降低。

传统电磁成形技术由于线圈和设备的限制,难以开展大尺寸铝合金件成形。针对大尺寸铝合金件的难成形问题,Cui 等^[14]首次提出电磁渐进成形方法。该方法的基本原理是放电线圈代替单点渐进成形装置中的刚性工具头。放电线圈按照一定的三维轨迹逐次移动到板件的各个局部位置并放电,使板料局部变形,最终累加为零件整体变形。Long

等^[15]研究了预压力下电磁叠加成形,采用多点柔性模具,给板料一个预压力,调整线圈位置并放电使蒙皮件成形。谭金强^[16]研究了壁板件电磁渐进成形,分析了放电电压、放电位置、线圈匝数和筋条高度对零件成形质量的影响。Su 等^[17]进行了球形薄壁件电磁渐进成形试验和模拟研究,分析了线圈重叠率、线圈移动策略和放电电压对工件成形均匀性的影响,通过 5 层放电得到了理想零件。Du 等^[18]提出了带有弹性垫的电磁渐进成形方法,通过电磁力与弹性垫的反弹变形,使板料在成形过程中产生高频振荡现象,显著降低材料残余应力和回弹,最终获得了表面光滑的板料,但是最终零件与模具间隙较大。

综上所述,本文通过调整板料的预变形工艺,使冲压后板料获得较大塑性应变。再采用电磁渐进成形技术进一步降低板料回弹,获得回弹小的零件。建立了有限元仿真模型,研究预变形和放电电压对 5052-O 铝合金回弹和零件表面成形质量的影响规律。

1 试验原理

1.1 力学原理分析

图 1 (a) 为准静态冲压弯曲变形区域某微元的受力状态,假设弯曲材料不产生加工硬化。其中, σ_θ 为切向应力; σ_r 为径向应力; R 为板材外层弯曲半径; r_0 为内层弯曲半径; r 为任意区域曲率半径 ($r_0 < r < R$); r_0 为中性层的曲率半径; $d\theta$ 为弯曲角。对于板料回弹影响最大的是切向应

力 σ_θ 。图 1 (b) 为电磁校形过程中塑性变形区域某微元的受力状态,相比于准静态冲压,还有电磁力 F_B 和惯性力 ρ_a 的作用。

当 $r_0 < r < R$ 时,板料的外层切向应力为拉应力,径向应力为压应力。对于准静态冲压状态,板料径向的受力平衡方程为

$$|\sigma_r| \cdot r \cdot d\theta - |\sigma_r + d\sigma_r| (r + dr) d\theta - 2\sigma_\theta dr \cdot \sin\left(\frac{d\theta}{2}\right) = 0 \quad (1)$$

将式(1)整理得式(2),即

$$d\sigma_r = \frac{\sigma_\theta - \sigma_r}{r} \cdot dr \quad (2)$$

根据 Tresca 屈服准则,得式(3),即

$$\sigma_\theta - \sigma_r = \sigma_s \quad (3)$$

式中, σ_s 为材料的屈服应力。整理式(1)~(3),且边界条件为 $r=R$ 时, $\sigma_r=0$ 。可得切向应力 σ_θ 为

$$\sigma_\theta = \sigma_s \left(1 - \ln \frac{R}{r}\right) \quad (4)$$

对于电磁校形状态,板料受到电磁力 F_B 和惯性力 ρ_a 。板料径向的受力平衡方程为

$$|\sigma_r| \cdot r \cdot d\theta + \rho_a \cdot r dr d\theta - F_B \cdot r dr d\theta - |\sigma_r + d\sigma_r| (r + dr) d\theta - 2\sigma'_\theta dr \cdot \sin\left(\frac{d\theta}{2}\right) = 0 \quad (5)$$

将式(5)整理得

$$d\sigma_r = \frac{\sigma'_\theta + F_B - \rho_a - \sigma_r}{r} \cdot dr \quad (6)$$

整理式(3)、(5)、(6),且边界条件为 $r=R$ 时, $\sigma_r=0$ 。可得切向应力 σ'_θ 为

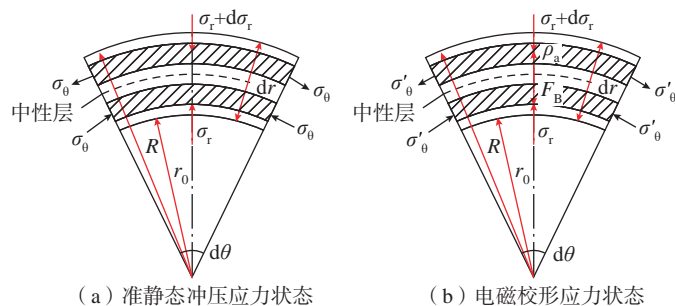


图 1 弯曲微元的受力图

Fig.1 Force diagram of bending element

$$\sigma'_0 = \sigma_s \left(1 - \ln \frac{R}{r} \right) + (F_B - \rho_a)(R - r) \quad (7)$$

由式(7)可知,当 $F_B < \rho_a$ 时,电磁成形后的切向应力将小于准静态冲压下的切向应力,切向应力与回弹角的关系如式(8)和(9)所示。

$$\alpha = \frac{M}{EI} \quad (8)$$

$$M = \int_r^R \sigma_0 b r dr \quad (9)$$

式中, α 为回弹角; M 为回弹弯矩; E 为弹性模量; I 为惯性矩; b 为板料宽度。对于同一种材料,弹性模量 E 与惯性矩 I 皆为常量。因此,当切向应力减小时,板料的回弹弯矩也将减小,进而板料的回弹角减小。

同理,当 $r_0 < r < r_c$ 时,板料的内层在电磁成形作用下切向应力将降低,回弹角度也将降低。根据Cui等^[11]的研究,电磁成形下,切向应力减小,会使得板料回弹降低。由上述分析可见,在电磁力不变的情况下,增大惯性力,可以降低切向应力。

1.2 试验过程

本研究使用5052-O态铝合金,板料尺寸为750 mm × 125 mm × 1.5 mm,设计了两种准静态冲压方法。方案1的试验原理如图2(a)所示,压板与托板间隙为3 mm,凸模上升对板料冲压并使板料包覆模具。方案2的试验原理如图2(b)所示,为了使板料产生较大塑性变形,首先压板和托板夹紧板料,当凸模上升90 mm时,板料端部开始产生流动,此时凸模停止上升。然后压板松开,将压板与托板的距离定为3 mm,凸模继续向上冲压板料50 mm,使板料完全包覆模具。最后,将线圈沿着板料型面移动放电,假定线圈边缘与凸模中心的距离为 L (图2(c))。线圈移动放电路径如表1所示。

2 准静态冲压模拟

在数值模拟中,考虑到高应变

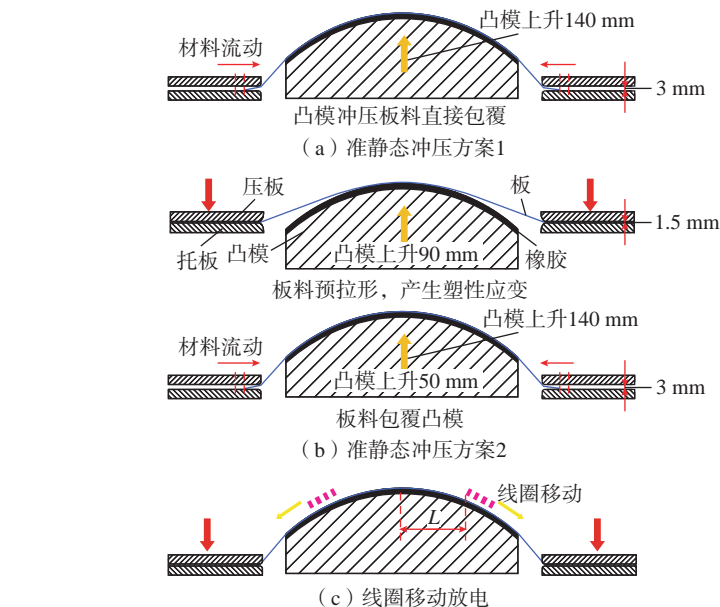


图2 试验原理图

Fig.2 Schematic diagram of experiment process

率对材料的影响,使用了Johnson-Cook(J-C)模型。Li等^[9]进行了5052-O铝合金的电磁单向拉伸试验,采用J-C模型模拟了材料成形后的高度与变形应力,试验与模拟较为吻合。J-C模型如式(10)所示,模型参数如表2所示。

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n] \cdot \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \quad (10)$$

式中, σ_y 为准静态流动应力; ε 为准静态应变; σ 为动态流动应力; A 为屈服强度; B 为硬化模量; C 为应变率敏感系数; n 为硬化系数; $\dot{\varepsilon}$ 为应变率; $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率。

图3(a)为采用Abaqus软件建立的准静态冲压结构场模型,包括压板、托板、凸模、板料与橡胶。其中压板、托板与凸模设置为刚体,单元类型为R3D4,板料单元类型为S4R,橡胶单元类型为C3D8R,其中弹性模量为8.03 MPa,泊松比为0.49,橡胶尺寸为560 mm × 280 mm × 10 mm。图3(b)为板料包覆模具后的位移结果。为了便于后续分析,将板料中部曲线定义为路径1。

图4(a)为准静态冲压后沿路径1的等效塑性应变分布。方案1

表1 放电路径
Table 1 Discharge path

位置	L/mm
1	30
2	65
3	105
4	140
5	175
6	205

表2 J-C模型参数
Table 2 Parameters of J-C model

A/MPa	B/MPa	C	n
92.4	132	0.02511	0.25

条件下板料的等效塑性应变远小于方案2。图4(b)和(c)分别为方案1和2的能量变化。方案2板料的弹性应变能为0.34 J,塑性应变能达到212.5 J。而方案1的弹性应变能为3.69 J,塑性应变能仅为0.97 J。方案2条件下的两步冲压工艺使板料获得了更大的塑性应变能。

图5为方案1与方案2中模具卸载后板料的回弹结果。方案1板料端部最大回弹为445 mm,方案2

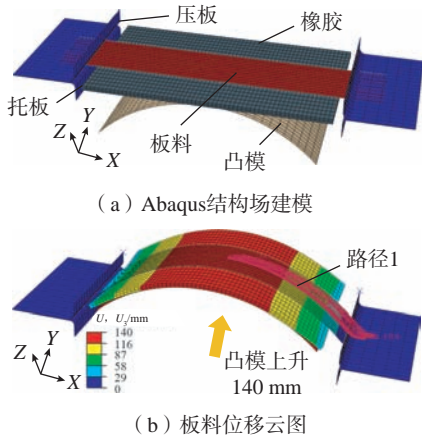
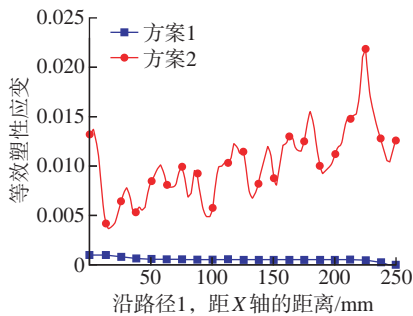
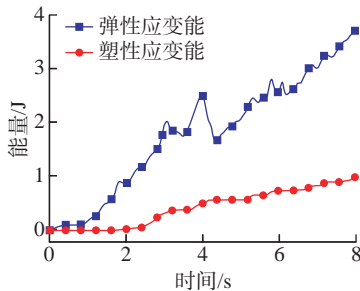


图3 采用 Abaqus 软件建立的准静态冲压模型

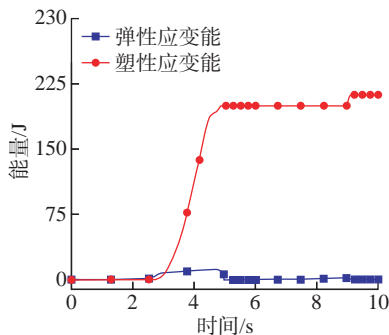
Fig.3 Quasi-static stamping model established by Abaqus software



(a) 沿路径1板料的等效塑性应变



(b) 方案1能量的变化



(c) 方案2能量的变化

图4 准静态冲压模拟应变与能量结果

Fig.4 Results of strain and energy by quasi-static stamping

板料最大回弹为 47.6 mm。因此,采用两步法冲压可以降低板料回弹。本文将对预冲压后的板料使用电磁渐进成形技术,研究了放电电压对回弹的影响。

3 板料不同预变形下的电磁成形研究

在 Ansys 软件中进行电磁场模拟,计算板料上的电磁力。试验实测 8 kV 电压下通过线圈的电流曲线,如图 6 (a)所示,在 $t=140 \mu\text{s}$ 时,电流达到峰值, $I_{\text{max}}=46.3 \text{ kA}$ 。根据 Du 等^[16]的研究,为了避免板料在成形过程中产生鼓包和零件表面不光滑,使用 304 不锈钢将线圈的一半遮挡,减弱线圈一侧的电磁力,可以显著降低鼓包高度。当电压为 8 kV, $t=100 \mu\text{s}$ 时,板料上电磁力分布云图如图 6 (b)所示。选取线圈中央对应板料上的特殊节点 1668 进行后续分析。

3.1 冲压方案 1 及后续电磁成形

在采用冲压方案 1 和板料未卸载的条件下,图 7 (a)为线圈在第 1

个位置 ($L=30 \text{ mm}$) 放电 8 kV 后板料的变形轮廓。板料轮廓与模具的最大偏差为 0.24 mm,板料表面较光滑。图 7 (b)为 8 kV 电压下,板料上 1668 节点的位移-时间变化曲线,可知,8 kV 电压下节点发生 0.15 mm 的振荡。

图 8 (a)为冲压方案 1 在 8 kV 电压下,1668 节点的切向应力和等效塑性应变与时间关系。冲压结束后,节点 1668 应力为 116 MPa。电磁成形结束后,切向应力降低为 37 MPa。根据式(7)~(9),施加电磁力后板料的切向应力降低,板料回弹则会降低。另外,放电后板料产生等效塑性应变,放电前节点初始应变为 0.05%,放电后节点最终应变为 0.825%。图 8 (b)为板料塑性应变能由放电前的 0.97 J 增加到放电后的 2.97 J。塑性应变能增加,板料回弹降低。

3.2 冲压方案 2 和电磁成形

在采用冲压方案 2 和板料未卸载的条件下,图 9 (a)为 8 kV 电压下

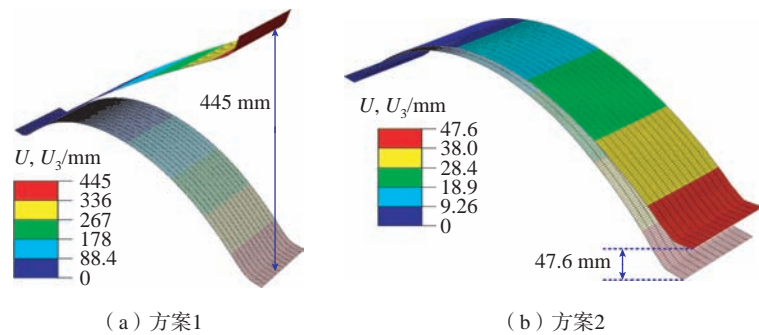
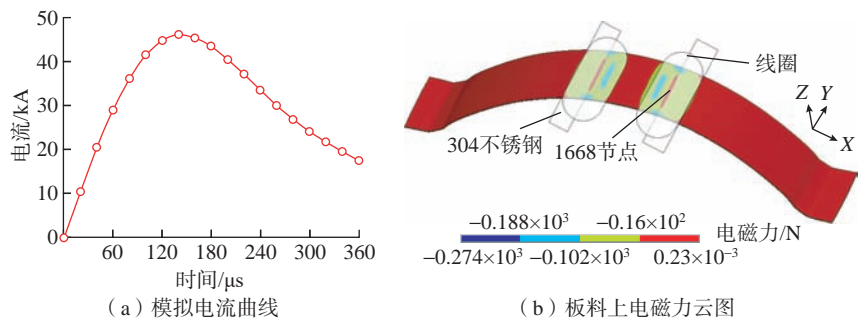


图5 准静态冲压模拟应变与回弹结果

Fig.5 Springback results after quasi-static stamping



(a) 模拟电流曲线

(b) 板料上电磁力云图

图6 电磁场分析

Fig.6 Electromagnetic field analysis

板料变形轮廓。可知,板料与模具的最大偏差为 0.25 mm。图 9 (b) 为 8 kV 电压下,板料上特殊点 1668 节点的位移-时间变化曲线,8 kV 电压下节点的最大振荡幅度达到了 1.2 mm。

图 10 (a) 为 8 kV 电压下 1668 节点的切向应力和等效塑性应变与时间关系。冲压结束后,节点 1668 切向应力为 45 MPa。电磁成形结

束后,切向应力降低为 12 MPa。放电前节点的等效塑性应变为 1.12%, 放电后节点等效塑性应变为 1.54%。图 10 (b) 为板料塑性应变能由放电前的 212.5 J 增加到放电后的 214.9 J, 塑性变形能增加,板料回弹降低。

3.3 电磁成形后板料轮廓与回弹结果

采用两种预变形方案,图 11 为线圈按照表 1 放电路径放电 8 kV 后,板

料的最终变形轮廓与回弹结果。在模具未卸载的情况下,冲压方案 1 和电磁成形作用下板料表面与模具误差在 0.11~0.26 mm 之间,板料端部回弹量为 166 mm。冲压方案 2 和电磁成形作用下板料表面与模具误差在 0.15~0.25 mm 之间,板料端部回弹量为 10.4 mm。与方案 2 准静态冲压相比,线圈多次放电后板料回弹降低了 78.1%,并且板料表面无鼓包产生。

通过研究发现,使用冲压方案 2 可以使得板料获得更大的塑性变形。在相同放电电压和放电次数的情况下,板料回弹小。因此选取冲压方案 2 进行试验研究,图 12 (a) 为成形试验装置,包括线圈、板料、橡胶等。图 12 (b) 为冲压方案 2 与 8 kV 放电电压下板料的试验结果。板料表面光滑,放电后板料回弹明显降低。图 13 为试验与模拟轮廓对比,试验

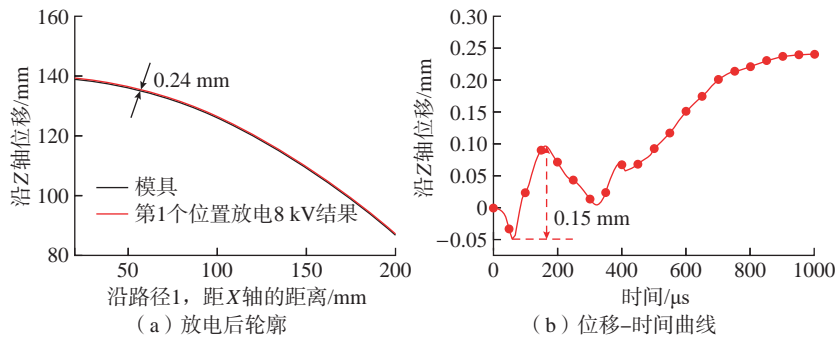


图 7 冲压方案 1: 线圈在第 1 个位置放电后的位移结果

Fig.7 Stamping scheme 1: Sheet displacement result after coil discharged at the first position

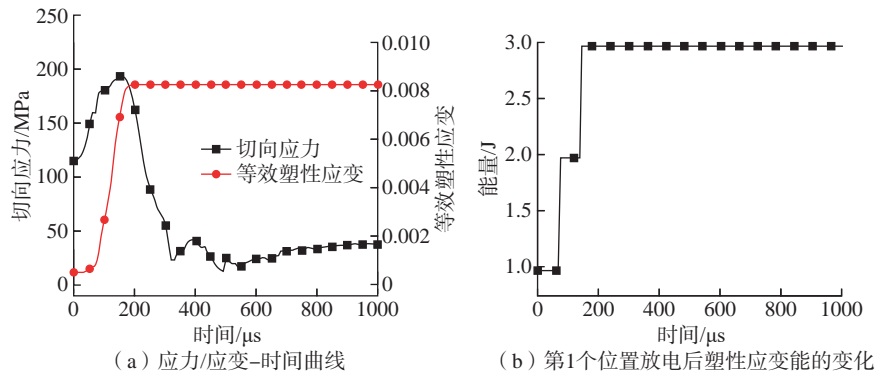


图 8 冲压方案 1: 线圈在第 1 个位置放电后应力-应变与能量结果

Fig.8 Stamping scheme 1: Stress-strain and energy results after coil discharged at the first position

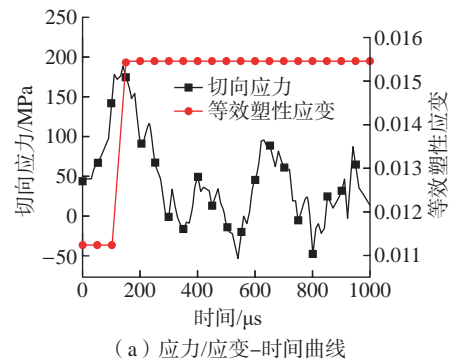


图 10 冲压方案 2: 线圈在第 1 个位置放电后应力-应变与能量结果

Fig.10 Stamping scheme 2: Stress-strain and energy results after coil discharged at the first position

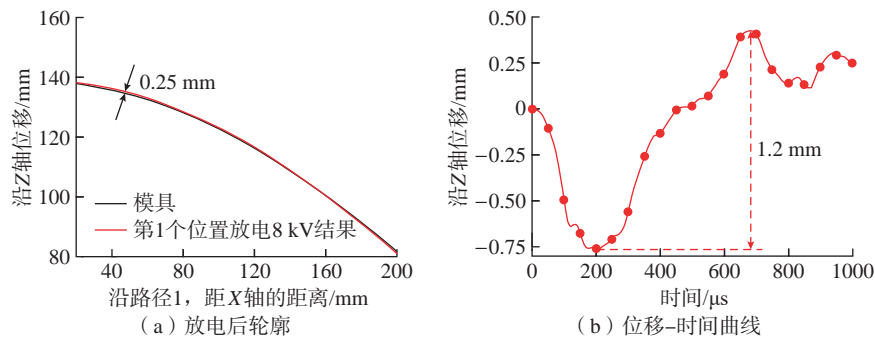
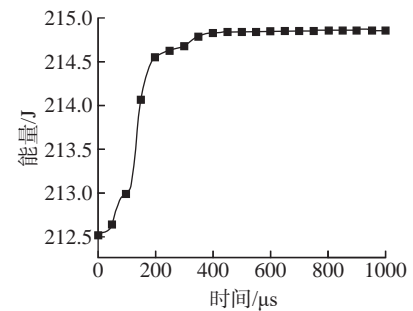


图 9 冲压方案 2: 线圈在第 1 个位置放电后的位移结果

Fig.9 Stamping scheme 2: Sheet displacement result after coil discharged at the first position



(b) 第 1 个位置放电后塑性应变能的变化

图 10 冲压方案 2: 线圈在第 1 个位置放电后应力-应变与能量结果

Fig.10 Stamping scheme 2: Stress-strain and energy results after coil discharged at the first position

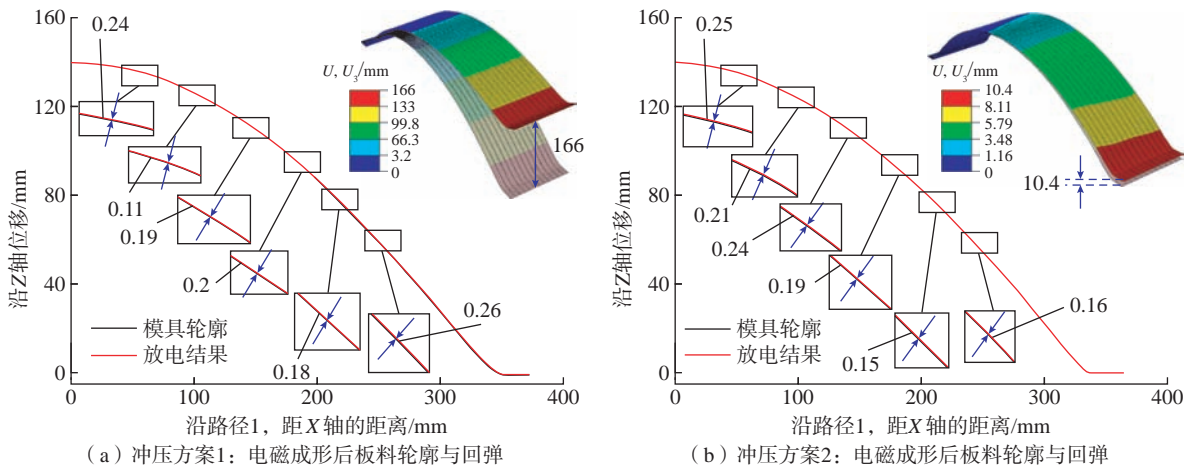


图 11 回弹模拟结果以及板料轮廓

Fig.11 Simulation results of springback and sheet profile

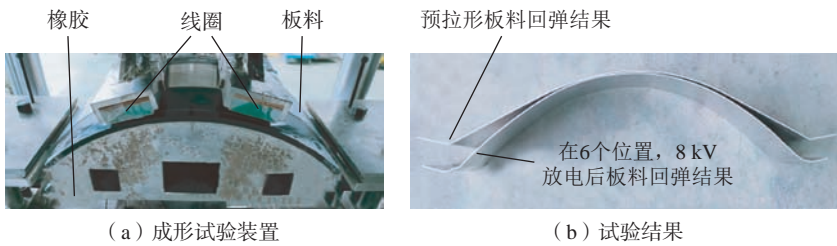


图 12 成形装置与试验结果

Fig.12 Forming device and experimental results

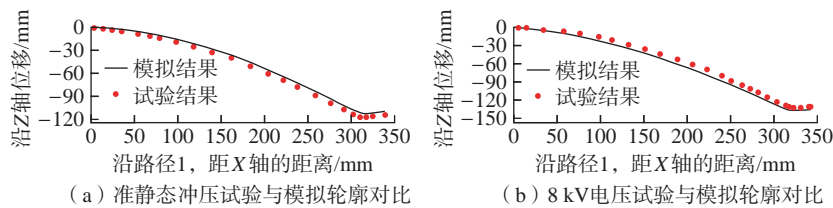


图 13 模拟与试验结果轮廓对比

Fig.13 Comparison between simulation and experimental results

与模拟结果较吻合,证明了模拟的准确性。因此,通过预冲压使板料获得较大的塑性变形再线圈放电,可以使板料的回弹明显降低,提高成形效率。

4 结论

(1) 板料在电磁力和惯性力的共同作用下,切向应力降低,能够降低回弹。

(2) 在冲压方案 1 的条件下,板料最大回弹量为 445 mm。在冲压方案 2 的条件下,板料最大回弹量为 47.6 mm。这是由于冲压方案 2 下板

料发生更大的塑性变形。两种冲压方案后再进行电磁成形,板料的塑性应变能均提高,回弹均降低。

(3) 当采用冲压方案 2 时,线圈多次放电和模具卸载后板料的回弹量为 10.4 mm,比准静态冲压下板料回弹量降低了 78.1%,且板料表面光滑。通过试验,验证了模拟的准确性。

参考文献

[1] 韩志仁,周叔阳,刘宝明,等. 基于 ANSYS 的蒙皮拉形钳口轨迹优化技术研究[J]. 沈阳航空航天大学学报, 2017, 34(1): 15-19.

HAN Zhiren, ZHOU Shuyang, LIU Baoming, et al. Research on loading trajectory optimization technology in stretch forming for aircraft skin based on ANSYS[J]. Journal of Shenyang Aerospace University, 2017, 34(1): 15-19.

[2] 韩志仁,孔庆猛,孟祥韬,等. 飞机蒙皮拉形加载轨迹研究[J]. 机械设计与制造, 2016(4): 258-261.

HAN Zhiren, KONG Qingmeng, MENG Xiangtao, et al. Study on loading trajectory of aircraft skin in stretch forming[J]. Machinery Design & Manufacture, 2016(4): 258-261.

[3] PENG J W, LI W D, HAN J Q, et al. Kinetic locus design for longitudinal stretch forming of aircraft skin components[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 86(9-12): 3571-3582.

[4] HE D H, LI X Q, LI D S, et al. Process design for multi-stage stretch forming of aluminium alloy aircraft skin[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(6): 1053-1058.

[5] 马战鹏. 某型机钛合金双曲度蒙皮冷拉成形回弹控制技术[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.

MA Zhanpeng. Research on springback technology for cold stretch forming of titanium alloy with hyperbolic skin[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020.

[6] 黄慧丽,姚国风,张程鹏,等. 振动辅助对单、双曲率蒙皮回弹量的影响[J]. 地震工程与工程振动, 2019, 39(6): 138-142.

HUANG Huili, YAO Guofeng, ZHANG Chengpeng, et al. Effect of vibration

assistance on springback of single and multi-curvature skin[J]. *Earthquake Engineering and Engineering Dynamics*, 2019, 39(6): 138–142.

[7] PSYK V, RISCH D, KINSEY B L, et al. Electromagnetic forming—A review[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211(5): 787–829.

[8] IRIONDO E, ALCARAZ J L, DAEHN G S, et al. Shape calibration of high strength metal sheets by electromagnetic forming[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2013, 15(2): 183–193.

[9] 何逸汉, 于海平, 邓将华, 等. 铝合金 T 形型材电磁校形试验研究[J]. *塑性工程学报*, 2020, 27(7): 86–93.

HE Yihan, YU Haiping, DENG Jianghua, et al. Experimental study on electromagnetic shape correction of aluminum alloy with T-profile[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2020, 27(7): 86–93.

[10] LIU W, ZOU X F, HUANG S Y, et al. Electromagnetic-assisted calibration for surface part of aluminum alloy with a dedicated uniform pressure coil[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 100(1–4): 721–727.

[11] CUI X H, YU H L, WANG Q S. Electromagnetic impulse calibration in V-shaped parts[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 97(5–8): 2959–2968.

[12] CUI X H, ZHANG Z W, DU Z H, et al. Inverse bending and springback-control using magnetic pulse forming[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 275: 116374.

[13] XIA W Z, CUI X H, DU Z H, et al. Springback control with small vibration using electromagnetic forming[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, 118(9–10): 3133–3145.

[14] CUI X H, MO J H, LI J J, et al. Electromagnetic incremental forming (EMIF): A novel aluminum alloy sheet and tube forming technology[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(2): 409–427.

[15] LONG A L, WAN M, WANG W P, et al. Electromagnetic superposed forming of large-scale one-dimensional curved AA2524–T3 sheet specimen[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 92(1–4): 25–38.

[16] 谭金强. 铝合金网格筋整体壁板

电磁成形机理与规律研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2018.

TAN Jinqiang. Research on mechanism and rule of electromagnetic forming for aluminum alloy grid-rib integral panel[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.

[17] SU H L, HUANG L, LI J J, et al. On the forming uniformity during a single layer forming of electromagnetic incremental forming[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 107(11–12): 4561–4572.

[18] DU Z H, YAN Z Q, CUI X H, et al. Springback control and large skin manufacturing by high-speed vibration using electromagnetic forming[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 299: 117340.

[19] LI N, YU H P, XU Z, et al. Electromagnetic forming facilitates the transition of deformation mechanism in 5052 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 673: 222–232.

通讯作者: 崔晓辉, 副教授, 研究方向为电磁成形理论、技术和装备。

Influence of Predeformation and Electromagnetic Forming on Springback of Aluminum Alloy Curved Parts

DU Zhihao¹, YANG Huan², CUI Xiaohui^{1,2,3}, WANG Shipeng², YANG Guang²

(1. College of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha 410083, China

2. Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China

3. State Key Laboratory of High Performance Complex Manufacturing, Central South University, Changsha 410083, China)

[ABSTRACT] In this paper, aluminum alloy single curvature skin is taken as the research object, and the problem of large springback of sheet metal is solved by using the method of combination of tensile and electromagnetic progressive forming. The effects of two predeformation schemes of fixed clearance and variable blank holder on the deformation and springback of sheet metal were studied by finite element method and experiment. Compared with the fixed gap stamping, the springback of the sheet is greatly reduced, and the springback is 47.6 mm. Then the electromagnetic progressive method of skin parts with elastic pad is used to reduce the springback of sheet metal. It is found by simulation that the tangential tensile stress of the sheet decreases and a small plastic strain is produced. The plastic strain energy increases, the elastic strain energy decreases, and the springback decreases. When the coil discharges 8 kV in 6 positions, the springback of the sheet is 10.4 mm, which is 78.1% lower than that of the quasi-static stamping, and the surface of the parts is smooth. The experimental results are consistent with the simulation. The research in this paper provides a reliable means for the accurate manufacture of aluminum alloy skin parts.

Keywords: Electromagnetic forming; Single curvature skin; Incremental forming; Springback; Numerical simulation

(责编 古系)

广州制造业博览会

Guangzhou Manufacturing Exposition

广州国际数控机床展

CGMT

广州塑料及橡胶展览会

Guangzhou Plastics & rubber Exposition

广州包装展览会

Guangzhou Packaging Plant Exposition

2022. 11. 23 – 25

广州·中国进出口商品交易会B区12.1

主办单位：中国机械工业集团有限公司
中国机械国际合作股份有限公司
承办单位：广州中汽服务贸易有限公司
中国如意技贸有限公司



中国如意技贸有限公司

地址：北京海淀四季青路8号柳城工作区633室

电话：010-64045931-8009

联系人：高先生 18612292912 张女士 18519998913

广告索引号22-1096

创造价值 贡献航空

“热障涂层”专栏征稿

选题背景

2023年,《航空制造技术》将推出“热障涂层”专栏,由西安电子科技大学李聪副教授、清华大学万春磊副教授、中国科学院上海硅酸盐研究所王亮副研究员担任特邀主编,中国力学学会物理力学专业委员会、中国材料研究学会超高温材料与防护涂层分会(筹)、中国稀土研究学会热防护涂层专业委员会共同推荐。欢迎国内相关领域的科研工作者积极投稿。

征稿范围

新型热障涂层材料、热障涂层功能化结构设计、热障涂层制备技术、热障涂层微观特性与界面应力、热障涂层失效机理与疲劳寿命、热障涂层缺陷识别与检测等。

投稿要求

1. 综述文章/研究论文均可,字数5000~8000。
2. 论点明确、论证充分、结论可靠、数据准确、文字精炼。
3. 不含涉密内容,无抄袭、剽窃和侵权等行为,请勿一稿多投。
4. 请提前与本期学术编辑联系,投稿请发送到收稿邮箱。

截稿日期

2022年12月31日。

联系方式

责任编辑:崔逸飞

联系电话:010-85700465-289

电子邮箱:yifei625@outlook.com

公司名称	位 置	索引号
巴索公司	封二	22-1036
北京韦林意威特工业内窥镜有限公司	封三	22-1005
SW公司	封底	22-1059
DMG MORI	1	22-1068
埃马克(中国)机械有限公司	3	22-1022
雷尼绍公司	5	22-1055
杭州宏深科技有限公司	7	22-1073
北京迪蒙数控技术有限责任公司	9	22-1011
北京东兴润滑剂有限公司	11	22-1004
上海善能机械有限公司	13	22-1035
广州制造业博览会	150	22-1096
第二届中国天津工业博览会	152	22-1098



第二届中国·天津工业博览会

The 2nd China(TianJin) Industrial Exposition

2023.03.14-17

国家会展中心（天津）

工业全产业链
交易平台



官方网站



官方微信号



官方抖音号



官方视频号



官方今日头条号

CIE 2023

www.ciecn.com.cn

广告索引号22-1098

主办单位: 中国机械国际合作股份有限公司
中国机床总公司
中国国际贸易促进委员会天津市分会
中国电工技术学会

中国林产工业协会
机械工业信息研究院
国家会展中心（天津）有限责任公司
BLUELINE株式会社

承办单位: 中国如意技贸有限公司
地 址: 北京市海淀区四季青路8号郅城工作区633室
王先生: 18811062368 (同微信) 张女士: 18519998913 (同微信)
马先生: 13126666697 (同微信) 高先生: 18612292912 (同微信)



Part of Waygate Technologies, Baker Hughes

Everest Mentor Visual iQ™ VideoProbe™ 系列 韦林超级一体化手持式工业视频内窥镜系统

以镌刻时代至誉的气魄，迎礼专业的鉴赏
一直被模仿，从未被超越



- ✓ 韦林全新一代工业视频内窥镜旗舰产品
- ✓ 一体化手持式便携型设计,可更换不同规格与用途的视频探头
(如气动导向、电动导向、内置机械手通道、UV紫外等多功能的探头)
- ✓ 集成新版单物镜相位扫描三维立体测量功能

广告索引号22-1005

北京韦林意威特工业内窥镜有限公司

贝克休斯检测科技业务美国韦林工业内窥镜产品及服务中国专门经销商

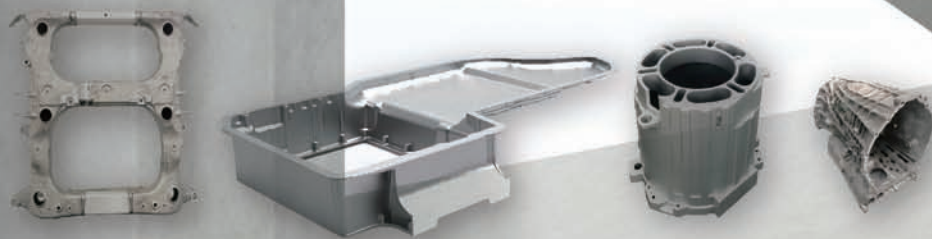
中国北京亚运村汇欣大厦B座0901室至0907室 电话 (8610) 8499 1572 手机 (86) 13901023370 网站 www.everestbj.com





SW - 您智能制造的系统合作伙伴

SW - Your System Partner For Intelligent Manufacturing



SW微信公众号二维码 SW官网二维码

广告索引号22-1059