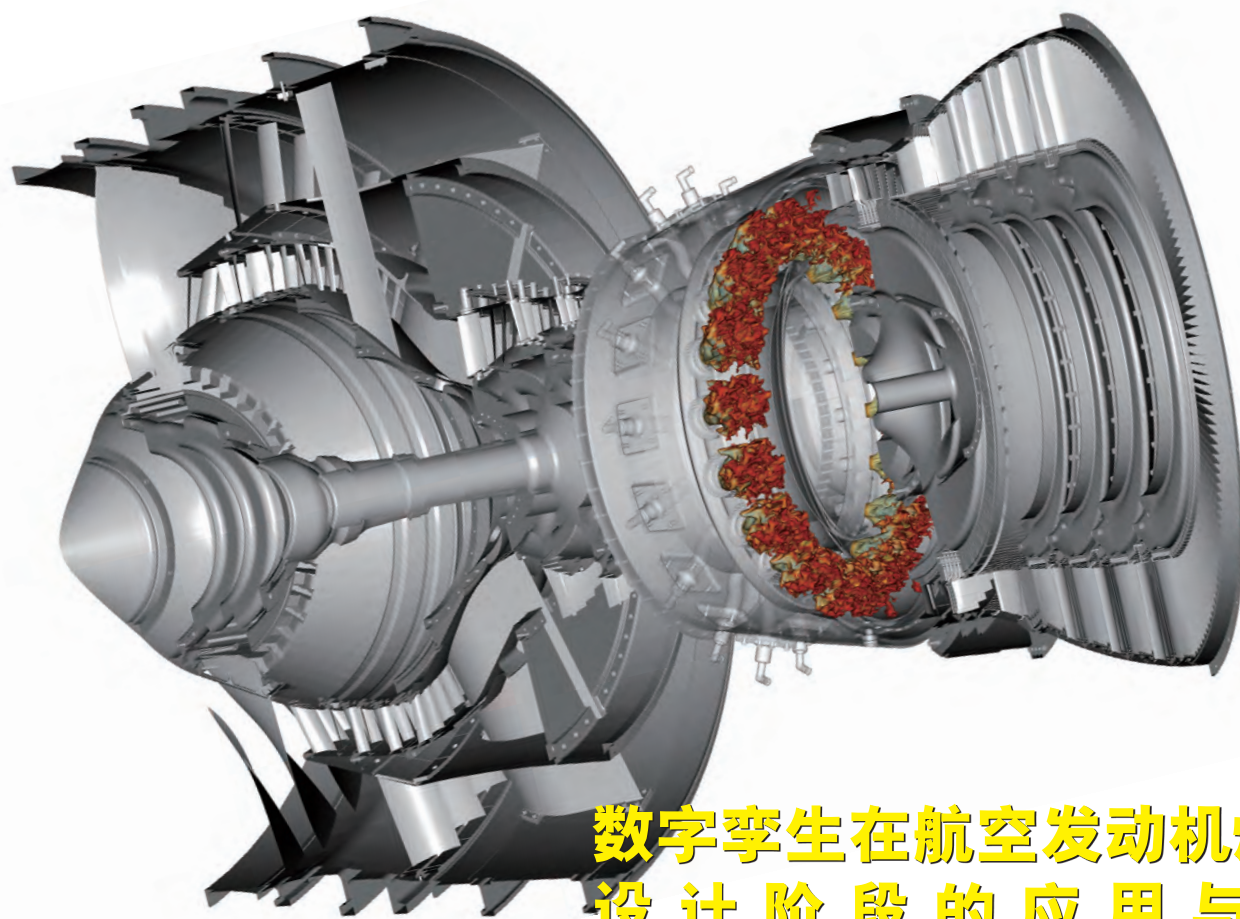
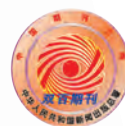


航空制造技术

2022年 第17期
Vol.65 No.17

2022 发动机专刊



封面文章
**数字孪生在航空发动机燃烧室
设计阶段的应用与展望**

专稿
**激光增材制造钛铝系
金属间化合物的研究现状**

论坛
叶片高精度制造





SANDVIK
Coromant

S205

高温合金（HRSA）车削材质

S205是一种全新的CVD（化学气相沉积）材质，专门为航空航天业高温合金（HRSA）发动机部件最后阶段的车削加工而打造。

通过在半精加工和精加工应用更高的切削速度，该材质可以带来更高的生产率，同时保证满足公差和加工表面完整性的要求。

更多详情，请访问：www.sandvik.coromant.cn



扫一扫直达
官网了解更多

广告索引号22-1052

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



参与OEM厂商和科研机构的早期研发

刀具数据管理

绿色按钮工艺

监测和控制全工艺链



数字化和工艺分析



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 王雪坤/王燕萍/崔 静
Academic Editor Shirley Wang/Emma Wang/Jaime Cui
文字编辑 程学平/郝 爽/张晓眉
Text Editor Linda Cheng/Seven Hao/May Zhang
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 $\frac{\text{ISSN } 1671-833X}{\text{CN } 11-4387/V}$ CODEN HGJIEO
电话 (010)85700465
传真 (010)85700466
在线投稿 <http://www.amte.net.cn>
电子信箱 zsckyjb@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。

starrag

Engineering precisely what you value

—
Starrag

安全性至关重要

斯达拉格为您的高效精确加工
保驾护航

5倍提速

更高机床动态性能
实现更迅速地进排气边加工



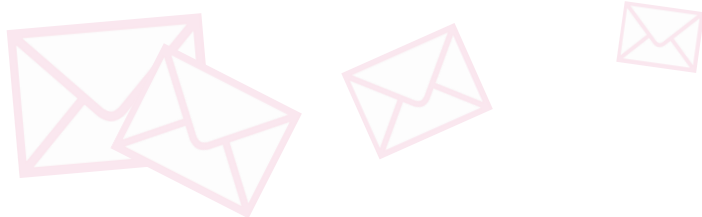
www.starrag.com

广告索引号22-1014



编-读-往-来

READERS & EDITORS



为了获得更高的性能,航空发动机往往采用复杂的结构设计和新材料,这推动了航空发动机先进制造技术的研发和应用。

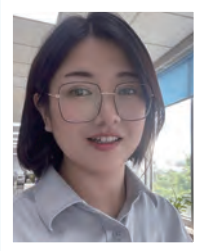
本期为发动机专刊,来自南航、北方工大、中南、太原理工、北航、中国航发商发、江苏大学等单位的专家团队聚焦叶片高精度制造、整体叶盘抛磨和高温防护涂层技术,分享了最新研究进展。此外,上大王江教授在专稿中介绍了激光增材制造 TiAl 合金的研究现状,以探究其在航空发动机上的应用前景;清华任祝寅教授在封面文章中介绍了数字孪生技术在航空发动机燃烧室设计上的应用。对以上专家团队的支持表示诚挚的感谢!

学术编辑 王雪坤

《航空制造技术》不仅为我们制造领域的技术人员提供了一个专业、严谨、求实的学术研究交流的平台,也是一个传达知识理论创新和前沿技术的重要力量渠道。希望期刊继续发挥行业标杆引领作用,不断优化出版流程,提高投审稿和出版的时效性,并继续发挥学术期刊在学术交流中的桥梁纽带作用,通过电子期刊、网络平台不断扩大期刊的传播途径,让更多渴望丰盈自己思想、开阔视野、提高专业能力的读者受益。

最后祝期刊越办越好,与广大学者共同打造优质、多元的技术交流圣地。

中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司 兰影铎



我投稿《航空制造技术》后,在收稿、初审、外审、返修、编校、出版等整个过程中,与编辑部的工作人员有了许多接触,每当我咨询论文进度等事宜时他们总是很耐心地给我解答,解决了我的许多困惑。非常感谢编辑部和各位审稿专家给予论文许多珍贵的建设性意见。我在稿件修改的过程中也对论文的整体逻辑思路、行文规范、框架结构、严谨性等有了更加深刻的认识。

祝《航空制造技术》越办越好,蒸蒸日上!也希望今后能与期刊有更密切的合作。

南京航空航天大学 梁 标



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

专稿 Feature

14 激光增材制造钛铝系金属间化合物的研究现状

王江 曹庭玮 陈超越 赵睿鑫 徐松哲 胡涛 帅三三 任忠鸣
Research Status of Laser Additive Manufacturing of Titanium-Aluminum Intermetallic Compounds
WANG Jiang CAO Tingwei CHEN Chaoyue ZHAO Ruixin XU Songzhe HU Tao
SHUAI Sansan REN Zhongming

封面文章 Cover Story

34 数字孪生在航空发动机燃烧室设计阶段的应用与展望

任祝寅 周华 张健 张琪
Application and Prospect of Digital Twin in Design Phase of Aero-Engine Combustion Chambers
REN Zhuyin ZHOU Hua ZHANG Jian ZHANG Qi

论坛 Forum

叶片高精度制造 High-Precision Manufacturing of Aero-Engine Blades

42 航空发动机叶片脉动分步精密电解加工方法研究

徐正扬 王京涛 刘嘉 朱栋 魏浩迪
Study on Stepwise Pulsant Precision Electrochemical Machining Method for Aero-Engine Blade
XU Zhengyang WANG Jingtao LIU Jia ZHU Dong WEI Haodi

49 整体式氧化钙基陶瓷铸型在涡轮叶片精铸中的应用前景

杨强 鲁中良 王富 李涤尘
Application Prospect of Integral CaO-Based Ceramic Mold in Investment Casting of Turbine Blades
YANG Qiang LU Zhongliang WANG Fu LI Dichen

58 航空发动机叶片阵列抛光轨迹调整技术研究

张云 陈志同 朱正清
Research on Array Polishing Path Adjustment for Aero-Engine Blade
ZHANG Yun CHEN Zhitong ZHU Zhengqing

65 钛合金宽弦空心风扇叶片高温弯扭成形及性能调控研究

陈明和 冯瑞 王宁 史文祥 谢兰生 马广璐 徐彦强 梅寒
Research on Twist-Bend Forming and Performance Control of Titanium Alloy Wide-Chord Hollow Fan Blade Under High Temperature
CHEN Minghe FENG Rui WANG Ning SHI Wenxiang XIE Lansheng MA Guanglu XU Yanqiang MEI Han

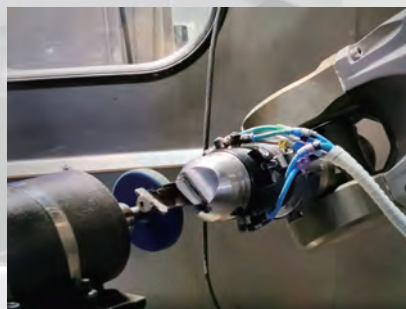


沙玛特
宏翌精密

自动抛磨机CP920T



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



公司一直专注于机器人智能抛磨设备与工艺的研发，以及产品生产。

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

示范工厂：

成都宏翌精密机械有限公司

地址：成都市郫都区天台寺路889号

电话：028 6743 5112

手机：139 0130 6016

邮箱：sales@sarmat.cn

广告索引号22-1069

- 74 高温合金CMSX-4和DD419单晶铸件中共晶含量的试验研究
————— 赵运兴 员莹莹 马德新 徐维台 徐福泽 魏冰
Experimental Investigation on Eutectic Fraction in Single Crystal Castings of Superalloy CMSX-4 and DD419
ZHAO Yunxing YUAN Yingying MA Dexin XU Weitai XU Fuze WEI Bing
- 81 DD5 高温合金单晶叶片振动频率的试验研究
————— 孙洪元 马德新 龚晓毅 赵运兴 员莹莹 魏冰
Experimental Investigation on Vibration Frequency of DD5 Superalloy Single Crystal Blades
SUN Hongyuan MA Dexin GONG Xiaoyi ZHAO Yunxing YUAN Yingying WEI Bing

专题 Special Topic

整体叶盘抛磨 Blisk Polishing

- 88 整体叶盘抛磨技术研究现状及其发展趋势
————— 李文辉 温学杰 李秀红 张演
Research Status and Development Trend of Blisk Polishing Technology
LI Wenhui WEN Xuejie LI Xiuhong ZHANG Yan
- 103 整体叶盘根部与流道面分区域抛光技术
————— 叶欢 陈志同 佘传瑞 黎先才 郑强 柴晋峰
Subregional Polishing Technology for Root and Hub Area of Blisk
YE Huan CHEN Zhitong SI Chuanrui LI Xiancai ZHENG Qiang CHAI Jinpeng

高温防护涂层 High-Temperature Protective Coating

- 110 等离子喷涂BSAS环境障涂层SiC_f/SiC复合材料扇形燃烧室环境损伤行为
————— 洪智亮 崔永静 郭洪宝 周晨 侯敬通 蒋婷 王子媛 陈超 冯晓星
Damage Behavior of SiC_f/SiC Composites With BSAS Environmental Barrier Coating by Plasma Spraying During Sector Combustor Test
HONG Zhiliang CUI Yongjing GUO Hongbao ZHOU Chen HOU Jingtong
JIANG Ting WANG Ziyuan CHEN Chao FENG Xiaoxing
- 117 强流脉冲电子束作用下多弧离子镀NiCoCrAlYSiHf涂层改性机理及循环氧化行为研究
————— 蔡杰 姚逸铭 高杰 关庆丰
Modification Mechanism and Thermal Cycling Oxidation Behavior of Arc Ion Plated NiCoCrAlYSiHf Coating Irradiated via High-Current Pulsed Electron Beam
CAI Jie YAO Yiming GAO Jie GUAN Qingfeng



Precision Cutting Tool
股票代码:837971

锦玛强力钻

成功案例之高硬度齿圈加工

加工零件: 变速箱-齿圈 VC: 25m/min
材 料: 20CrMnTi S: 800r/min
硬 度: HRC45-50 F: 100mm/min
刀具寿命: 15-25m

-○
- 1. 优化刀具刃口设计, 保证切削性能, 保证刀具寿命。
 - 2. 独特的槽型设计, 保证刀具排屑顺畅和刀具强度, 同时提高刀具寿命。
-○



广告索引号22-1018



锦玛(苏州)精密工具股份有限公司
地址: 江苏省苏州市相城区爱格豪路136号
电话: 0512-62927751/52



邮箱: dm-sales6@dmtools.com.cn
网址: http://www.dmtools.com.cn
传真: 0512-62927756 邮编: 215134

3D打印高性能纳米片层共晶高熵合金

材料强度和塑性的相互制衡是材料科学中的普遍难题。高熵合金的出现为合金设计和材料开发提供了一种新的范式,尤其是共晶高熵合金,因为具有双相片层状异构组织,展示出比传统合金更优异的力学性能。传统铸造法制备的共晶片层组织在微米或亚微米尺度严重限制了材料的强度。相反,纳米片层组织具有高强度但塑性较低。选区激光熔化技术(L-PBF)制备的纳米合金强度高但拉伸塑性低。

因此,美国麻省大学陈文团队利用L-PBF技术制备出高性能的双相纳米片层AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金。该材料展示出优异的强塑性匹配能力(屈服强度>1.3 GPa,且均匀延伸率大于14%),优异

的强塑性匹配能力明显优于目前公开报道的3D打印技术制备的其他合金。同时,利用原位中子衍射揭示了应力在不同晶面及FCC和BCC相中的实时分配情况及两相位错密度的演变。佐治亚理工学院朱廷团队开发了双相材料晶体塑性有限元模型,首次揭示了BCC纳米片层罕见的显著加工硬化行为。相关成果以 *Strong yet ductile nanolamellar high-entropy alloys by additive manufacturing* 为题发表在 *Nature* 上。

多尺度非平衡态纳米片层组织实现强度塑性协同效应。L-PBF打印过程中的极高温度梯度和冷却速率使AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金形成了多尺度非平衡态组织:具有随机结构的微米尺度共晶团中

分布着BCC+FCC纳米片层结构(平均片层间距约215 nm),BCC片层中的调幅分解进一步导致纳米尺度化学异构。共晶团的随机晶体学取向和生长方向有助于实现材料的各向同性力学特性。

在这项研究中所采用的原位中子衍射、双相晶体塑性有限元模拟及透射电镜等手段均证明BCC纳米片层比FCC纳米片层具有更高的位错密度增殖速率及加工硬化速率。

该研究揭示了利用激光3D打印特有的热物理场特性及高熵合金的多主原特性设计高性能双相/多相异质纳米结构的思路。纳米片层组织特有的强韧化机理可有效指导高性能铝合金及钛合金多相片层结构设计。

(本刊记者 雪松)

哈工程张景怀团队揭示高塑性异质结构镁合金的变形机理

镁合金是最轻的金属结构材料,比强度高,在航空航天、军工硬件、汽车等领域有广阔的应用前景。但镁合金在室温下成形性差,是限制其应用的关键问题。成形性与大的加工硬化能力和高的拉伸伸长率密切相关。

为此,哈尔滨工程大学张景怀团队开发了一种具有异质晶粒的Mg-3Al-1Zn-0.4Mn(质量分数)合金,极限抗拉强度(UTS)和屈服强度(YS)的差值很大(UTS-YS:164 MPa),并且具有良好的伸长率(22%)。

研究发现,大小晶粒的不均匀变形主要受晶粒间尺寸差异的影响,而非织构的影响。高应变硬化的原因是不均匀的微应变在大晶粒和小晶粒之间的

晶界处堆积了几何必要的位错。随着拉伸应变的增加,非基底位错的比例大大增加,有助于提高延展性。因此,提出了一种通过引入异质晶粒结构来提高镁合金可成形潜力的新策略。

相关研究成果以 *Unveiling the deformation mechanism of highly deformable magnesium alloy with heterogeneous grains* 为题发表在 *Scripta Materialia* 上。

制备出的H-AZ31 Mg合金具有高加工硬化能力和高延伸率,比其他AZ31合金成形性具有更大的潜力。将类似的异质结构引入高强度镁合金有望开发出更理想的具有良好成形性的高性能镁合金。(本刊记者 雪松)

重要突破:一种新的Hall-Petch关系

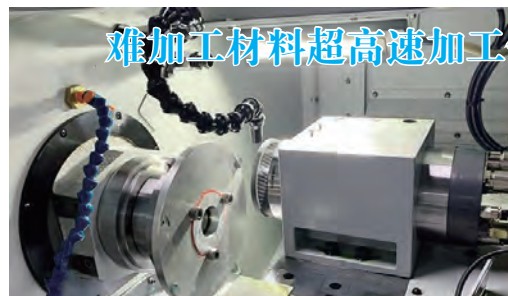
近70年来, σ_0 和 k_y 在Hall-Petch关系(H-P关系)中的计算和物理意义一直利用晶体结构和位错运动等物理理论修正和解释。考虑位错源与晶界之间距离、不同滑移体系的影响来修正H-P关系,诞生了许多经典的理论,如Ashby几何必须位错理论、Conrad滑移距离模型、Petch和Meakin位错叠加理论、Conrad滑移距离模型。但H-P关系仍有两个不足之处:首先,当晶粒较粗(毫米级以上)或较细(纳米级)时,线性关系存在明显偏差;其次,影响 σ_0 和 k_y 的内在因素,以及物理机制有待进一步明确。

机器学习可基于一系列数据直接进行回归建模,揭示材料内部复杂的物理关系。北京科技大学的研究人员运用数据挖掘

的策略,探究了H-P关系的物理本质,揭示了影响多晶金属屈服强度的关键物理量及其机制。建立屈服强度、关键物理量和晶粒尺寸之间的新的Hall-Petch模型,以计算代替试验拟合的方法直接预测多晶金属的屈服强度,同时实现金属成分之间跨尺度相关计算的新方法。相关研究成果以 *Physical mechanism interpretation of polycrystalline metals' yield strength via a data-driven method: A novel Hall-Petch relationship* 为题发表在 *Acta Materialia* 上。

本研究揭示了影响多晶金属屈服强度的机理,为金属材料成分、晶粒结构和力学性能之间的跨尺度建模和计算提供了理论方法。

(本刊记者 雪松)



难加工材料超高速加工领域取得新进展

近日,南方科技大学机械与能源工程系讲席教授张璧团队在难加工材料超高速加工领域取得研究进展,相关论文以 *Surface integrity and material removal mechanisms in high-speed grinding of Al/SiC_p metal matrix composites* 为题发表在 *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 上。研究团队采用了最高线速度达到307 m/s的超高速磨削方式解决铝基碳化硅复合材料在常规加工过程中发热严重和表面完整性差的问题,结合多尺度表征手段揭示了铝基碳化硅中两

组分在高磨削速度下的材料去除机理和亚表面损伤演化规律,提出了利用超高速磨削降低铝基碳化硅中两组分性能差异的方式来提高工件表面完整性,以期实现复合材料的均质化去除。

铝基碳化硅复合材料的两组分(铝合金基体和碳化硅颗粒增强相)之间的硬度和塑性等性能差异巨大,在常规加工中伴随着塑性去除和脆性断裂两种材料去除方式,因此往往发热严重而且表面缺陷和亚表面损伤非常严重。超高速磨削涉及温度效应、尺寸效应以及应变率

效应的相互作用。这些影响因素在磨削过程中无法直接测量,但是可以通过工件材料的微观组织变化来反映。

研究发现,超高速磨削会降低工件亚表面塑性流动层深度和铝合金晶粒细化程度,抑制铝基碳化硅中铝合金基体的塑性变形,导致塑性组分塑性降低,这说明应变率效应在铝合金基体的变形过程中起到了主导作用;磨削亚表面脆性碳化硅颗粒增强相中的位错密度提高,表明塑性增强,这说明尺寸效应在碳化硅颗粒增强相的去除过程中起主要作用。因此,超高速磨削有助于降低塑性铝合金基体的塑性,同时提高脆性碳化硅颗粒增强相,有利于降低两组分之间的性能差异,以实现复合材料的均质化去除。

(本刊记者 雪松)



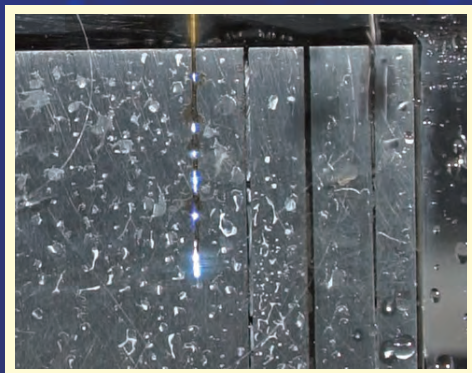
DIC[®]-305

电火花钻孔液

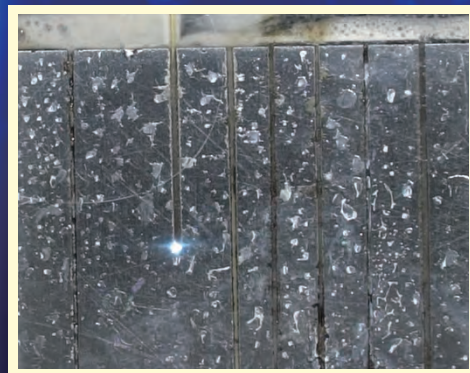
EDM drilling fluid

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

科学家揭秘亚晶格尺度下晶体-非晶杂化结构

通过创造杂化结构集合晶态与非晶态的各自优势一直是材料科学家追求的理想目标。北京高压科学研究中心(HPSTAR)研究员吕旭杰团队,采用压力调控,首次在单一材料亚晶格尺度上观察到晶体-非晶杂化态,该材料兼具低热导率和金属导电率,实现了两种相互竞争的物理性能的协同改善。相关研究以 *Nested order-disorder*

framework containing a crystalline matrix with self-filled amorphous-like innards 为题发表在 *Nature Communications* 上。

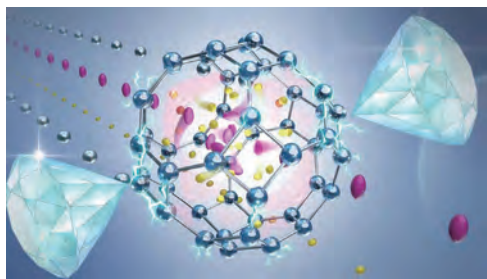
根据原子排列是否存在长程周期性,固体一般可分为晶态和非晶态。原子之间不同的排列方式及其相互作用使晶态、非晶态材料展现出不同的物理和化学性质。晶态和非晶态材料各具优势,如何获得晶体-非晶杂化材料以集成

这两种状态的结构和性质特点是理解其内在相互作用机制的关键,也是新材料设计开发的重要方向。

晶体和非晶结构在宏观、介观尺度上的复合研究已经取得了很大进展,而更微观尺度的杂化结构将具有更本征的特性。吕旭杰团队提出了一种调节晶体的化学键层级的策略,选择了具有强化学键层级结构的化合物 $\text{Cu}_{12}\text{Sb}_4\text{S}_{13}$, 利用压力调节键合层次,得到了由自填充的无定形 Cu 基亚晶格“内脏”和坚固的晶体框架组成的有序-无序嵌套结构。

通过晶体结构和化学键合分析,发现 Sb 阳离子的孤对电子起到了重要作用。孤对电子的强静电斥力将部分铜原子从平衡位置推离,从而产生无序的亚晶格,而其余的晶体框架保持不变。

左上图为亚晶格尺度下有序-无序嵌套结构的形成。(本刊记者 雪松)



马氏体钢中氢捕获行为研究新进展

近日,南京理工大学陈光院士团队和北京科技大学乔利杰教授团队合作,通过结合原位扫描开尔文探针力显微镜和球差校正透射电子显微镜,研究了高强度低合金马氏体钢中氢与纳米析出相交作用的机制,发现并不是所有的非共格界面都能捕获氢,有些甚至可能排斥氢;析出相表面的碳/硫空位和附近基体的弹性拉应变场可能是影响界面捕获氢行为的关键因素。相关研究成果以 *Atomic-scale insights on hydrogen trapping and exclusion at incoherent interfaces of nanoprecipitates in martensitic steels* 为题发表在 *Nature Communications* 上。

氢会对金属材料的力学性能造成不利影响,包括氢脆(HE)。氢脆敏感性随材料强度的增加而增加,这是高强度合金开发

和实际应用的一个主要问题。缓解 HE 的最具吸引力的方法之一是使用纳米沉淀物捕获材料中的可扩散氢原子。普遍认为,纳米析出相可以通过空位、特定界面结构和失配位错捕获氢。然而,对于非共格纳米析出相是否能捕获氢仍存在争议。热脱附光谱(TDS)结果表明,室温充氢时,钢中的非共格纳米析出相 TiC、NbC 和 VC 不能捕获氢。相反,原子探针层析(APT)结果发现氦在 NbC 和马氏体基体的非共格界面处偏聚。从根本上说,非共格纳米析出相与基体的界面结构会随着二者的相对取向而变化,进而可能导致不同的氢捕获行为。

本研究展示了一种可行的方法来直接探测氢捕获行为和微观机理,为氢-材料交互作用提供了新的研究思路。

(本刊记者 雪松)

研究发现纳米压入可在金属中制造出超长一维塑性区

纳米压入或原子力显微镜(AFM)是探测纳米尺度下材料力学性能和参数的有力手段。传统的纳米压入塑性理论认为,纳米压入会在压痕下方产生高密度的几何必须位错,这些位错分布在一个半球形的塑性影响区内。然而,当压头尺寸减小到几十 nm 或更小时,纳米压入的压入曲线上会出现不连续的位移或载荷突跳(pop-in),这种情况下压痕下方可能出现不同于经典纳米压入塑性理论所描述的塑性影响区构型。因为缺乏原位直观的技术手段,纳米压入下塑性区的形成机制和几何构型仍然是个谜。

针对上述问题,西安交通大学单智伟教授团队利用聚焦离子束制备了一系列尺寸不同的压头,采用原位透射电镜纳米压入技术,以单晶铝基体为模型材料,原位观测了 pop-in 发生时压头下方位错的形核类型以及所形成的位

错塑性影响区构型。结果表明,位错塑性区的形状与压头尺寸紧密相关,若假定压头顶部为半球状,当其直径大于 ~ 100 nm 时, pop-in 发生后会在压痕下方形成半球状分布的“三维”塑性区,内部有高密度的常规位错,与传统认知完全相符。然而,减小压头直径到约 15 nm,则塑性区将完全呈现为一维形状,全部由规律分布的棱柱位错环组成,避免了位错之间的交割和缠结,形成“一维”塑性区。随着接触面积的增大,塑性影响区也将从“一维”逐渐向“三维半球状”转变。

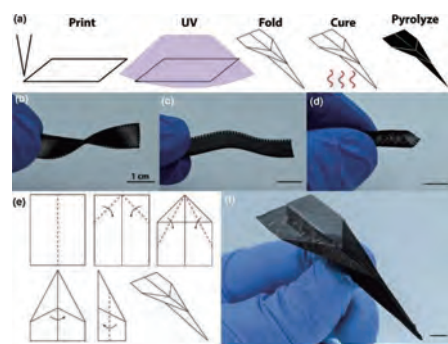
上述研究成果为纳米压入数据分析、薄膜表层改性等应用场景提供了试验和理论上的参考。相关研究成果以 *Ultralong one-dimensional plastic zone created in aluminum underneath a nanoscale indent* 为题发表在 *Acta Materialia* 上。

(本刊记者 雪松)

3D 打印分级多孔高性能陶瓷

近日,由美国空军研究实验室联合麻省大学和哈佛大学等研究团队提出一种自组装结合 3D 打印技术来创建具有从微米级到纳米级的多级多孔陶瓷结构。其中,微米尺度孔隙率是通过墨水直写技术创造具有 3D 晶格结构的圆柱形支柱而成。纳米尺寸孔隙率是在每个支柱内部通过嵌段共聚物模板,随后在无氧环境下进行光聚合和热分解,从陶瓷前驱体聚合物和聚碳硅烷转变成具有“纳米珊瑚状”形貌的 SiOC 陶瓷。

所制备的分级多孔陶瓷 3D 晶格结构具有可与金属泡沫材料相媲美的优异能量吸收能力(0.31



MJ/m^3)。并具有比块体陶瓷前驱体聚合物转化陶瓷低一个数量级的热导率(0.087~0.16 W/(m·K))。

另外,在热分解之前,可对打印的晶格结构进行设计以形成更复杂的形状。通过结合自组装和定向组装,本文为制备分级多孔陶瓷开辟

了新的途径。相关成果以 *Hierarchically porous ceramics via direct writing of preceramic polymer-triblock copolymer inks* 为题发表在 *Materials Today* 上。

上图为对分级多孔陶瓷进行弯曲、扭转和折叠的过程。(本刊记者 雪松)

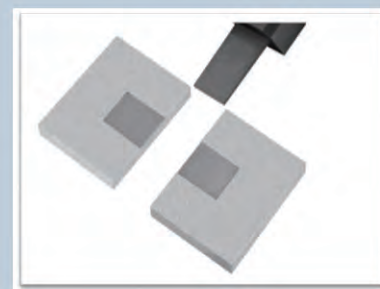
DMNC-EDM

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 北京迪豪数控技术有限责任公司 010-60775392

广告索引号22-1011

引文格式: 王江, 曹庭玮, 陈超越, 等. 激光增材制造钛铝系金属间化合物的研究现状[J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 14-32.

WANG Jiang, CAO Tingwei, CHEN Chaoyue, et al. Research status of laser additive manufacturing of titanium-aluminum intermetallic compounds[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 14-32.

激光增材制造钛铝系金属间化合物的研究现状*

王江, 曹庭玮, 陈超越, 赵睿鑫, 徐松哲, 胡涛, 帅三三, 任忠鸣

(上海大学省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200444)

[摘要] 随着我国工业技术的不断发展, 发动机材料已经成为制约我国航空技术发展的壁垒。降低能源损耗, 提高使用温度成为诸多发动机材料的发展方向。TiAl 合金具有密度低、抗氧化性能好、比强度高优点, 是极具潜力的低压涡轮发动机备选材料。为探究激光增材制造技术所制备的 TiAl 合金在航空发动机上的应用前景, 详细介绍了激光增材制造所需 TiAl 粉末和相关的激光增材制造技术, 以及利用激光增材制造技术制造 TiAl 合金的研究现状。分析了使用激光增材制造技术制造 TiAl 合金的优势以及存在的缺点, 提出了目前激光增材制造 TiAl 合金还需要深入研究的问题。

关键词: 金属间化合物; 金属粉末; 激光增材制造 (LAM); 激光定向能量沉积; 激光粉末床熔化; 航空航天

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.014



王江

教授, 主要研究方向为电磁冶金及金属增材制造。

航空发动机作为内部机械传动复杂且技术要求严格的热力机械, 承载着国家军事和经济发展的重大需求, 减少环境污染和提高推重比

是轻质涡轮发动机的发展方向。作为高强度质量比的轻质合金, 钛合金一直备受众人的关注。然而, 传统钛合金的使用温度局限于 400 °C, 难以满足航空发动机热端部件的服役需求。TiAl 合金具有优异的力学性能 (包括更高的屈服强度和比强度), 高温性能 (例如抗蠕变和抗氧化性能) 也十分不俗, 杨氏模量和热膨胀系数几乎不受温度变化的影响, 这种特性使得它适用于制造对精度要求高、允许误差小的精密部件 (例如航空发动机和燃气轮机等)^[1-2]。同时, TiAl 合金的低密度和抗钛火能力使其成为低压涡轮发动机 (Low pressure turbine, LPT) 极具潜力的使用材料。2006 年, GE 公司使用第 2 代 TiAl 合金 (Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金, 以下简称 Ti-4822 合金) 作为 GEEnx™ 发动机的 LPT 叶片, 该发动机已装配到波音 787

(GEEnx™-1B) 和波音 747-8 (GEEnx™-2B)^[3-5]。相较于同类发动机, GEEnx™ 发动机的油耗降低了 20%, 噪音降低了 50%, 氮氧化物排放降低了 80%^[6]。2008 年, CFM 公司也在 LEAP-X 发动机中使用 Ti-4822 合金作为 LPT 叶片, LEAP-X 发动机已取代 CFM56 发动机为波音 737MAX、空客 A320neo 和 COMAC C919 飞机提供动力。国内对于 TiAl 合金叶片的应用还在考核阶段, 之后其将应用于 COMAC C919 飞机所配套的 CJ1000 发动机。TiAl 合金在航空发动机上的广泛应用表明, 它将成为航空领域未来几十年内不可替代的高温结构材料。

尽管 TiAl 合金表现出极具吸引力的高温性能和比强度, 但较差的室温塑性导致 TiAl 合金的制备加工较为困难^[7]。铸造 TiAl 合金需要进行热等静压和均匀化退火来消除铸锭

* 基金项目: 国家航空发动机和燃气轮机重大专项 (2017VII00080102); 上海市科委基础研究 (19DZ1100704); 中国重燃项目 (F035); 国家自然科学基金青年科学基金 (52001191); 上海青年科技启明星计划 (20QA1403800); 上海市教委曙光学者计划 (20SG42)。

的缩孔缩松、宏观偏析等问题,最后还需进行等温锻造来细化晶粒,该过程复杂且耗时耗力^[8-9]。通过粉末冶金制造的 TiAl 合金可以获得晶粒细小的层片状组织,但可能出现粉末边界,这将大大降低合金的力学性能^[10]。此外, TiAl 合金的切削性能低于其他合金,在切削过程中会造成明显的刀具磨损^[11]。传统加工方法导致 TiAl 合金受限于生产升本高、生产周期长等问题,并且难以制造具有复杂结构的 TiAl 合金零件,这严重制约了该材料的发展。但值得注意的是, TiAl 合金的磨削性能与其他合金近似,所以对于具有复杂结构的 TiAl 合金零件来说,采用增材制造 (Additive manufacturing, AM) 技术不失为一种不错的成形方案^[12]。

AM 基于分层制造原理,将三维形状信息转化为二维图形信息,然后利用控制系统将材料按照设计的二维形状逐层累积制造出三维实体,具有柔性高、生产周期短和材料利用率高等优点^[13]。Avio 公司成功使用电子束选区熔化 (Selective electron beam melting, SEBM) 技术生产出 TiAl 合金叶片,该技术已应用于 GE9x 发动机的第 5 级、第 6 级 LPT 叶片的制造。但是电子束增材制造技术受限于高真空度要求的成形环境和成形零件较高的表面粗糙度,并且高真空的成形环境以及较高的能量输入加重了 SEBM 过程中的 Al 元素烧损,导致 SEBMed TiAl 合金产生凝固路线被迫改变和组织结构粗大等问题^[14]。在生产成本和操作便捷性等方面激光增材制造技术更胜一筹,使用高能激光束作为能量源的激光增材制造 (Laser additive manufacturing, LAM) 只需要惰性气体成形环境和较低的预热温度就可以成功制备复杂结构零件,所获得的零件尺寸精度高,表面粗糙度低^[15-18]。激光增材制造技术可分为以同步送材为技术特征的激光定向能量沉积

(Laser directed energy deposition, L-DED) 技术和以粉床铺粉为技术特征的激光粉床熔化 (Laser powder bed fusion, L-PBF) 技术,又称激光选区熔化 (Selective laser melting, SLM)。对于双相钛合金而言,由于 LAM 较高的冷速,所获得的组织相比于铸造钛合金更加细小,其性能与锻造合金相当^[19-20]。但对于塑性较差的 TiAl 合金来说,高冷速也意味着较高的裂纹敏感性,并且 LAM 成形过程中还伴随着多次热循环,这使得零件内部具有较大的残余应力^[21]。这些情况都不利于 TiAl 合金的成形,但 TiAl 合金本身复杂的组织转变为提高它的成形性提供了可能,通过调节工艺参数和合金成分都可以获得高致密度的 TiAl 合金零件^[22-24]。目前对于 TiAl 合金的 LAM 技术还处于研究阶段,但为了提高 TiAl 合金的实用性, LAM 将成为其主要发展方向之一。

本文总结了激光增材制造 TiAl 合金国内外研究现状,分别从 TiAl 合金粉末及 L-DED 和 L-PBF 两种技术的成形工艺、显微组织和力学性能等方面讨论了激光增材制造 TiAl 合金的“工艺-组织-性能”关系,以目前的研究现状为基点,重点阐述了激光增材制造 TiAl 合金的裂纹控制以及组织调控的研究进展,并对其未来发展做出展望。

1 激光增材制造所需 TiAl 合金粉末

金属粉末是激光增材制造技术的基础,所使用的 TiAl 合金粉末应具有球型度高、流动性好和含氧量低等特性,这些特性决定了粉末的激光吸收率和铺粉/送粉效果,从而影响着 TiAl 合金的成形性。

1.1 TiAl 合金的预合金粉末

目前制备 TiAl 合金预合金粉末的主要方法有电极感应熔炼气雾化法 (Electrode induction melting gas atomization, EIGA) 和等离子旋转电极

法 (Plasma rotating electrode processing, PREP)^[25]。

EIGA 技术通过高频感应电流熔化预合金棒材,高速惰性气体气流将熔化的金属液滴破碎,经雾化冷却后形成金属粉末。在雾化过程中少量金属液滴的凝固时间可能小于球化时间,所以 EIGA 法制备的金属粉末部分呈现椭球状或不规则球状。同时,在高压气流的作用下大的金属液滴会分裂出小液滴,而大液滴具有较大的表面能,导致其需要更长的凝固时间,先凝固的小液滴会吸附在大液滴表面,从而形成卫星粉。这些粉末的球形度缺陷会增加粉末的内聚力,降低粉末的流动性,不利于 LAM 过程的进行。在 EIGA 法中,由于受到高速惰性气体的冲击,金属液滴中可能会包裹进惰性气体,形成空心粉末。这种粉末在 LAM 过程中会形成难以消除的孔洞,导致 TiAl 合金抗高温疲劳和抗高温蠕变性能下降。图 1^[26] 为 EIGA、离心式雾化 (Centrifugal atomization, CA) 和等离子体熔化诱导气体雾化 (Plasma melting induction guiding gas atomization, PIGA) 技术中氩气含量与粉末粒径的关系,可知,使用 EIGA 技术所制备的 TiAl 合金粉末,相比于其他制备方法,其内部含氩量会随着粉末粒径的增大而快速增大,也就是说,其空心粉比例会随着粉末粒径的增大而增大。PREP 技术使用等离子发生器起弧加热预合金棒材,熔化的金属液滴在高速离心力的作用下被甩出,甩出的液滴与雾化室内的惰性气体相作用,并在切应力的作用下进一步破碎,同时因表面张力球化冷却成金属粉末。相较于 EIGA 法,使用 PREP 制得的粉末具有球形度高、空心粉比例小、无卫星粉、氧含量低、粒度分布窄等优点,是 L-DED 较为理想的原材料,但是受限于旋转角速度,粒径小于 75 μm 的粉末占比不足 15%,如图 2 (a) 所示^[27];而 EIGA 所

得到的粒径小于 75 μm 的粉末占全部粉末的 20% (图 2 (b)^[28]), PREP 较低的细粉收得率会提高 L-PBF 的生产成本。

光滑的表面形貌可以提高粉末流动性,这对保证 LAM 过程平稳进行至关重要。在两种制粉方法中,都发现粉末的表面形貌与粉末粒径息息相关,粗粉的表面为枝晶形貌,而细粉则具有光滑的表面形貌,如图 3 (a)~(c) 所示^[29]。出现这种现象的主要原因是粉末粒径的差异造成了冷速的变化,细粉在较高冷速下形成平面凝固模式,从而具有光滑的表面形貌,而随着粉末粒径的增大,冷速减慢,平面凝固模式逐渐转变为胞晶和枝晶凝固模式,导致粉末表面出现枝晶形貌,这一点从粉末的截面处也得到了相应的体现,如图 3 (d) 所示^[30]。不仅如此,粉末粒径也与粉末含氧量有关,王刚等^[28]发现 TiAl 合金粉末粒径越小,其比表面积越大,粉末活性越高,更容易吸附氧。同时,由于 TiAl 合金复杂的相变化,随着粉末粒径的减小冷速提高,使 TiAl 合金粉末内 α_2 相逐渐增多, γ 相逐渐减少,得益于 α_2 相的八面体结构,它可以比 γ 相储存更多的氧原子^[31-33]。需要注意的是, TiAl 合金对于氧含量较为敏感,过多的氧含量会导致零件组织粗大和相成分的变化,这对力学性能不利。所以在使用 EIGA 法制备 TiAl 合金细粉时需要注意其氧含量,避免因原材料氧含量过多造成成形失败。王刚等^[28]研究发现, EIGA 法制备的 TiAl 合金粉末表面存在 Al_2O_3 和 TiO_2 薄膜。很难判断表面氧化物的形成是否对 LAMed TiAl 合金不利, Zhou 等^[34]发现 Ti-45Al-8Nb 合金粉末的表面结构包括 $\text{TiO}_2+\text{Nb}_2\text{O}_5$ (外表面层)/ $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Nb}_2\text{O}_5$ (中间层)/ Al_2O_3 (内表面层)/Ti-45Al-8Nb (基质),这样的结构有利于吸收更高功率的激光,后续的 L-PBF 试验证明,使用

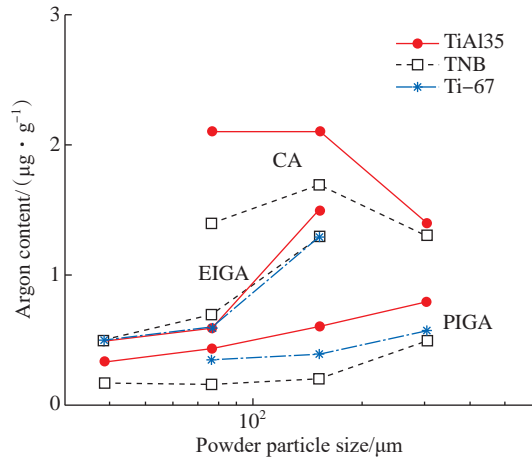
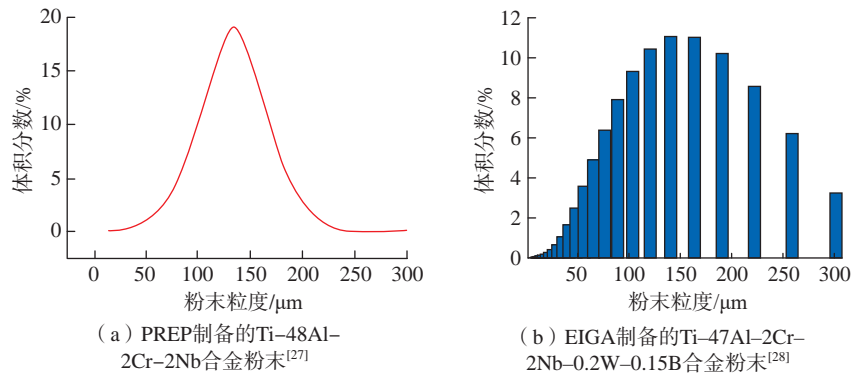


图 1 不同雾化技术下氩气含量与粉末粒径的关系^[26]

Fig.1 Argon content versus powder particle size as a function of the various atomization techniques^[26]

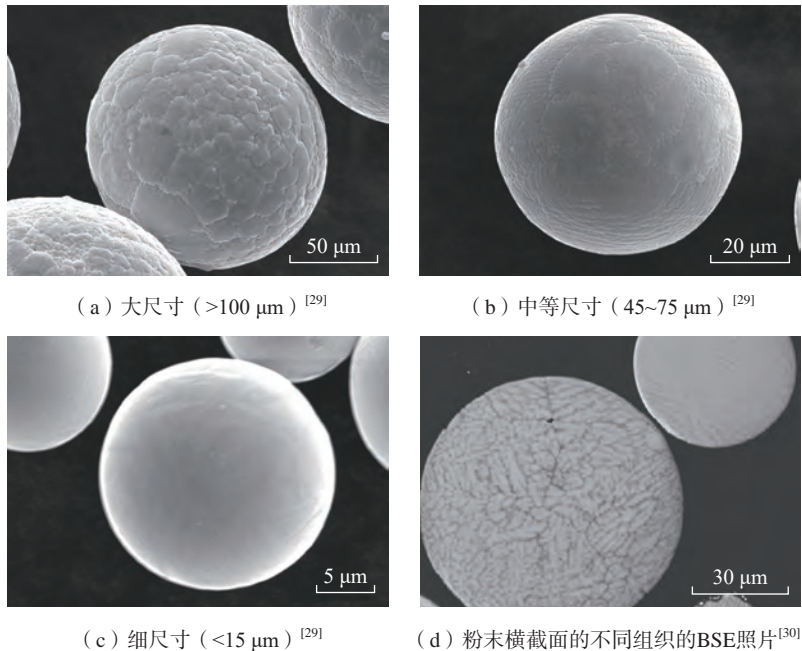


(a) PREP制备的Ti-48Al-2Cr-2Nb合金粉末^[27]

(b) EIGA制备的Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.2W-0.15B合金粉末^[28]

图 2 TiAl 合金粉末的粒度分布

Fig.2 Particle size distribution of TiAl alloys powder



(a) 大尺寸 (>100 μm)^[29]

(b) 中等尺寸 (45~75 μm)^[29]

(c) 细尺寸 (<15 μm)^[29]

(d) 粉末横截面的不同组织的BSE照片^[30]

图 3 不同尺寸的高 Nb TiAl 粉末的 SEM 表面形貌

Fig.3 SEM surface morphology of high-Nb TiAl powder with different sizes

这种粉末和优化的工艺参数可以实现较高的致密度(约 98.70%)。并且 Yablokova 等^[35]的研究表明,在钛合金的表面形成氧化物会使得粉末表面更加光滑,从而达到提高粉末流动性的目的。从目前的研究报道来看, TiAl 合金粉末的表面氧化物似乎不会导致 LAMed TiAl 合金内部氧含量急剧增高,且都在可接受范围内。可见,在 L-PBF 过程中,若铺粉效果不好可以考虑对粉末进行适当的热处理获得粉末表面氧化物以期提高粉末流动性。

1.2 TiAl 合金的混合粉末

除使用预合金粉末,还有部分学者利用 L-DED 送粉与激光同步的特性,使用混合纯金属粉末原位合金化制备 TiAl 合金,这种方法可以降低约 40% 的生产成本^[36]。但是随着 TiAl 合金的发展,尤其是第 3 代 TNM 合金,其内部掺杂了更多的重金属元素,如 Nb、Mo 等,它们与 Al 元素的熔沸点差异大,这导致获得均匀的元素分布将更加困难。Gasper 等^[36]使用 L-DED 工艺基于 Ti 丝和混合 Al-Cr-Nb 粉末制备出无裂纹的 TiAl 合金,但是在其内部发现了未完全熔融的 Nb 颗粒。L-PBF 被广泛应用于颗粒增强金属基复合材料(Metal matrix composites, MMC)的制造,较小的熔池尺寸可以从一定程度上抑制混合粉末的宏观偏析,不过这也受到混粉情况的影响。机械合金化方法通过高能球磨使粉末反复变形、冷焊、破碎,从而达到元素合金化,该方法会改变粉末的球形度,导致 TiAl 合金粉末的铺粉性大幅下降。目前 TiAl 合金较为常用的混粉方法为机械混合,该方法使用低功率球磨机或振荡混合器将第二相粒子附着在金属粉末表面,这种方法仅适用于较少含量第二相粒子的混合^[37]。除了机械混合,对于石墨烯材料常使用液体沉积法,利用化学键使 TiAl 合金粉末表面形成石墨烯材料涂层,

与机械混合方法相比,该方法能够提高粉末成分的均匀性^[38]。Li 等^[39]使用球磨法制备含 2% B(质量分数)的 L-PBFed TiAl,不仅获得了较均匀的元素分布,还将 TiAl 合金的抗压强度提高至 1610.53 MPa。

2 激光增材制造 TiAl 合金零件的工艺原理

2.1 激光粉床熔化技术

激光粉床熔化技术将三维零件分层成二维图形数据,利用激光束将几何数据输出到粉床上,完成一个扫描面后,成形台下降一定厚度,同时粉床上升,刮板刮过粉床并在成形台上铺一层粉末,随后激光束进行下一层的扫描,这一过程反复进行,直至获得所需的金属零件,其过程示意图如图 4 所示^[40]。激光粉床熔化技术使用的激光光斑小(50~150 μm),因此所使用的金属粉末粒度也较小,约为 15~50 μm。正因如此,L-PBF 所生产的工件不仅致密度高,而且工件的表面粗糙度可达到 20~30 μm,表面尺寸精度可达到 20~50 μm,这一特点

使得 L-PBF 十分适合制造如涡轮叶片等具有复杂几何形状的零件^[41]。L-PBF 使用的激光功率相对较小,凝固过程熔池具有较大的冷却速度(10^6 K/s),导致零件内部存在很高的残余应力,这为 L-PBF 制造 TiAl 合金带来障碍,有研究表明在无预热的前提下,L-PBF 制备的 TiAl 合金会出现纵向裂纹致使成形失败^[42-44]。但是 Doubenskaia 等^[43]通过 L-PBF 制造的 TiAl 合金的层片间距比定向凝固铸件减小了 3/4,这意味着 L-PBF 技术具有改良 TiAl 合金力学性能的前景。目前对于 TiAl 合金的 L-PBF 研究还停滞在成形方面,为了提高 L-PBFed TiAl 的致密度,众多学者提出使用预热基板的方法缓解零件内部的残余应力,或者通过改变合金成分的方式将 TiAl 合金转变为 β 凝固 TiAl 合金,以提高 TiAl 合金的 L-PBF 工艺窗口^[22,45]。

2.2 激光定向能量沉积技术

激光定向能量沉积技术是快速成形技术和激光熔覆技术的有机结合,根据零件的三维模型进行二维

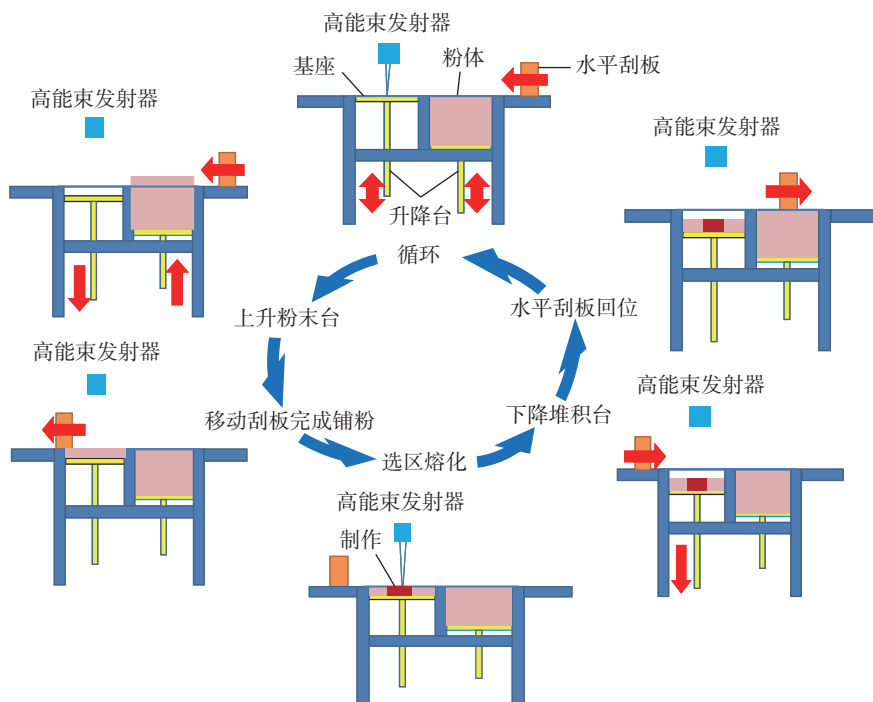


图 4 激光粉床熔化成形基本原理示意图^[40]

Fig.4 Schematic diagram of the basic principle of L-PBF^[40]

分层,在数控系统的操纵下,激光熔覆头熔化金属原料,并将材料沉积在目标路径以形成分层的二维形状,重复这一过程,通过逐层堆积的方式获得三维实体零件,其原理如图5所示^[46]。在不使用模具的前提下,L-DED技术可以实现高性能复杂几何形状金属零件的制造,且无需后续加工,极大地提高了生产效率和制造柔性,同时零件可加工尺寸不受限制(仅受数控设备限制),这使得L-DED技术还适合对损伤部件进行修复,例如航空工业制造院利用L-DED对某型号航空发动机钛合金斜流整体叶轮损伤部位进行了修复^[47-48]。与传统加工方式相比,L-DED可以大幅度降低材料损耗,简化制造程序,降低生产成本。L-DED使用的激光器功率一般较大,常使用的金属粉末粒径为75~125 μm,成形效率比L-PBF高30倍以上。但是由于使用的激光光斑尺寸较大(0.5~10 mm),L-DED的成形件尺寸精度和表面质量稍差于L-PBF,部分零件需要后续的机加工。在激光束的扫描过程中,金属熔池中的温度梯度(10⁵~10⁶ K/m)以及冷却速度(10⁴ K/s)都比较高,可以获得非平衡凝固组织,只要保证不同部位沉积的金属粉末化学成分相同,可以在很大程度上抑制合金元素的宏观偏析^[49-52]。然而铸造TiAl合金需要通过均匀化退火才能获得成分较为均匀的组织,并且退火后的晶粒十分粗大^[53]。尽管Yu等^[54]提出一种利用α偏析细化晶粒的方法,但是其热处理工艺较为复杂。而通过L-DED制备的TiAl合金的偏析程度较小,晶粒尺寸也较为细小(50~150 μm),并且可以省去其中繁琐的热处理过程^[24]。

3 激光粉床熔化成形 TiAl 合金的研究现状

激光增材制造是一个由点到线再到面的过程,通过逐层累积获得成

形零件,如果获得性能优良的二维层面,并在每层都冶金结合较好的情况下,理论上可以获得性能优良的三维零件,因此致密度常作为衡量工艺是否合格的基本指标^[18]。面对室温塑性极差的TiAl合金,激光粉末熔化成形面临的重大问题便是致密度通常较低。TiAl合金的L-PBF技术还停步于成形问题,这严重影响了该技术在TiAl合金上的开发及应用。本节将从两种TiAl合金入手,介绍目前TiAl合金L-PBF技术的研究现状。

3.1 第2代 TiAl 合金(Ti-4822 合金)

在L-PBFed TiAl合金中影响致密度的主要缺陷包括裂纹、气孔以及

熔合不良。裂纹一直是影响脆性材料激光增材制造技术发展的最大问题,其形成常与冷速有关,较高的冷速会产生较大的残余应力,若内部应力大于材料的抗拉强度,零件便会通过开裂的方式释放应力,这为TiAl合金的激光增材制造过程带来困难。金属的凝固从根本上来讲是一个能量输入与释放的过程,有观点认为致密度和能量密度密切相关,在L-PBF过程中,能量密度常表示为

$$E_v = \frac{P}{v \times d_h \times d_l} \quad (1)$$

式中,P为激光功率;v为扫描速度;d_h为扫描间距;d_l为层厚度。

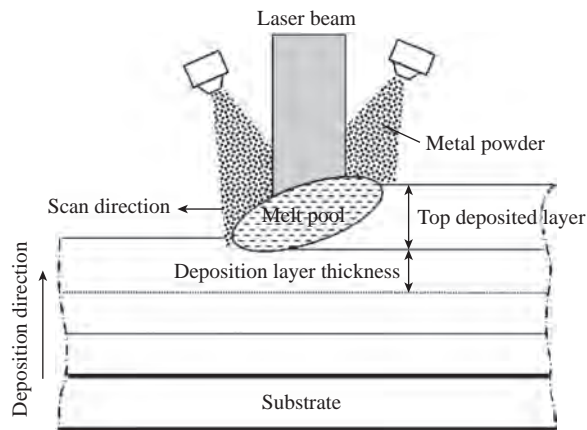


图5 激光定向能量沉积技术原理示意图^[46]

Fig.5 Schematic diagram of the principle of L-DED^[46]

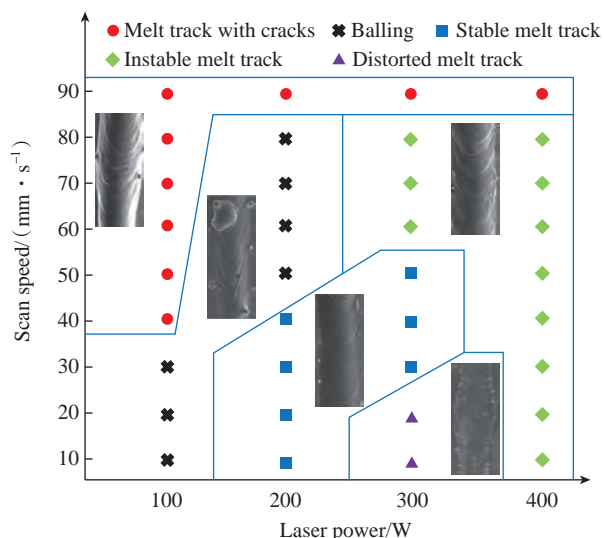


图6 显示出5种不同单道形态的单道试验工艺窗口^[55]

Fig.6 Process window of the single-track experiments with the indication of showing five different melt track morphologies^[55]

第2代 TiAl 合金的 L-PBF 工艺窗口比较狭小,如图 6 所示^[55],当能量输入不足时,单道熔体在瑞利不稳定性 (Rayleigh instability) 的作用下形成不连续的金属球。通过改变激光功率和扫描速度进一步增加激光能量的输入,可以形成光滑且稳定的熔体轨迹,不会出现球状现象或裂纹。然而进一步提高激光功率,会造成 Al 元素的汽化,在气体反冲压的作用下导致飞溅的产生。但是在选用单道的最优工艺参数的情况下, L-PBF 仍然难以获得致密的

Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金零件,样品内部不仅出现纵向裂纹和微孔,还存在 1.8% 的 Al 烧损^[55]。通过进一步的研究发现,使用 200 °C 的预热温度可以减缓前几层的冷却速度,从而达到减小残余应力的目的^[44]。Yang 等^[56]将预热温度提高至 300 °C,尽管将残余应力从 (267.2 ± 13.4) MPa 降低到 (172.6 ± 8.6) MPa,但也没能阻止裂纹的产生。

将 Ti-4822 合金的成形过程温度控制在韧脆转变点 (700~800 °C) 之间可以极大地提高其成形性。

SEBM 通过每一层的电子束预热可以轻松达到此温度,然而对于传统 L-PBF 设备来说,高于 200 °C 的预热都是比较困难的, Mizuta 等^[57]使用新型改造 L-PBF 设备,将基板预热提高到 750 °C,成功获得致密的 Ti-4822 合金零件,相较于 SEBM 制备的 Ti-4822 合金,其微观组织更加均匀,且具有更细小的晶粒尺寸 (6.9 μm) 和更优的力学性能,如图 7 所示。但是随着 L-PBF 过程的进行,成形层逐渐远离基板,预热温度控制冷却速度的能力也逐渐减小,零件内部

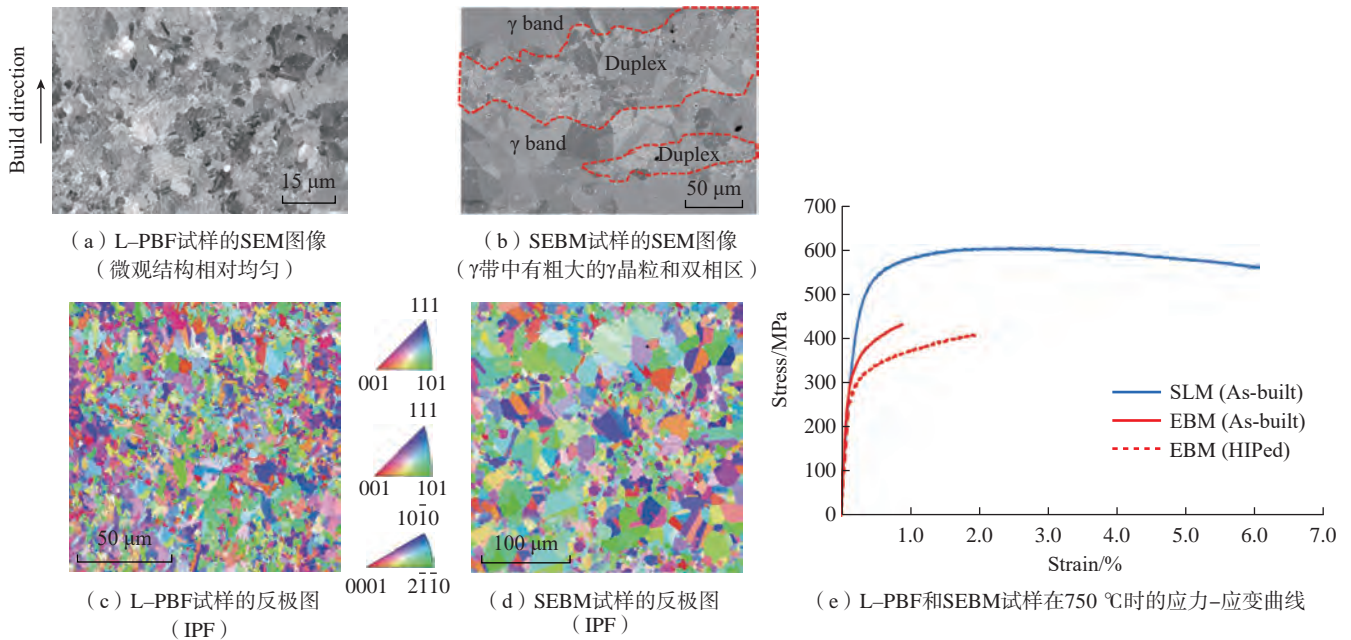


图 7 L-PBF 和 SEBM 成形 TiAl 合金的微观组织和高温力学性能^[57]

Fig.7 Microstructure and high-temperature mechanical properties of TiAl alloys formed by L-PBF and SEBM^[57]

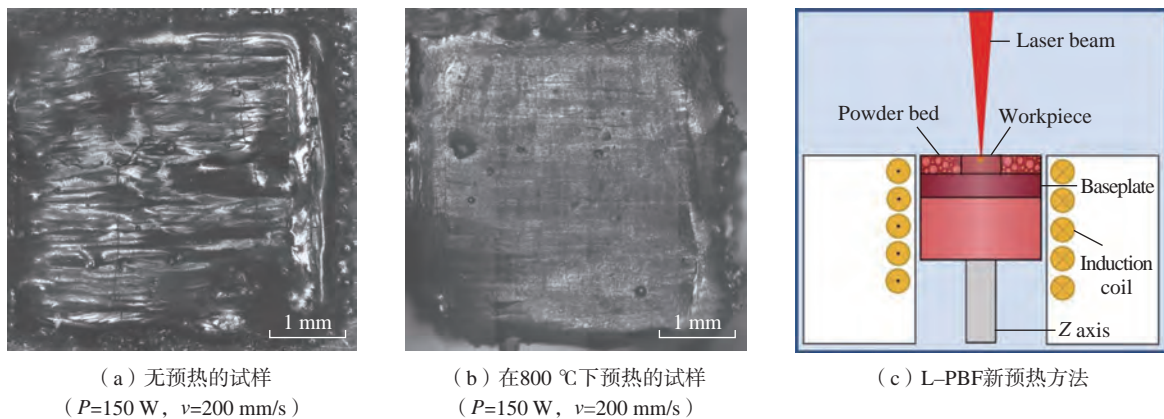


图 8 L-PBF 成形 TiAl 合金的顶部光学显微镜图像及新型预热方法^[45]

Fig.8 Top view optical microscope images of TiAl alloy formed by L-PBF and a novel preheating method for L-PBF^[45]

依旧会出现裂纹^[44]。Caprio等^[45]在成形缸顶部周围放置了电阻线圈,如图8所示,电阻丝不会随着成形台的下降而下降,可以对每层成形粉层进行加热,达到控制熔池冷却速度的目的;在使用合适的工艺参数($E_v \geq 30 \text{ J/mm}^3$)的情况下,可以获得致密度达到99.5%的TiAl合金(之所以不能达到100%,是由于使用的气雾化粉末中含有少量的空心粉,使得样品内部存在一些圆形孔隙),这种新型预热技术所得零件的显微硬度与EBM所得零件相当,并保持了L-PBF成形精度高等优点。可以看出,即使同样使用高温预热的办法,使用L-PBF制备的TiAl合金在激光制造高冷速的特性的帮助下,显示出媲美甚至超过SEBMed TiAl合金的性能。但需要指出的是,这对于L-PBF设备的改造涉及问题较多,并不具有一定的经济开发性。同时,在750℃温度下粉末质量是否对L-PBF成形过程产生影响以及粉末的可回收性是需要继续探究的。

除了预热基板, L-PBF整个成形模块的实时加热也可以抑制TiAl合金的裂纹形成。Doubenskaia等^[43]提出将L-PBF的整个成形模块都置于炉子中,将Ti-4822合金粉末加热至450℃进行L-PBF试验,该行为并不会对粉末的相含量和流动性造成过大的影响,但是在最优工艺参数下,零件致密度也只能达到 $93\% \pm 2\%$;同时他们观察到L-PBF过程伴随着剧烈的Al烧损,随着扫描速度的提高,单道熔体具有较强的流动不稳定性,这易导致飞溅和球化现象的产生,如图9所示。这些缺陷往往会成为裂纹的开动源,Zhang等^[58]在Ti-4822粉末中加入氧化石墨烯(Graphene oxide, GO),达到了控制熔池飞溅的目的,并且由于Ti-4822和GO的热膨胀系数不匹配,在冷却过程中形成的局部热残余应力足以在GO/金属界面处产生大量位错,使

得残余应力得到部分释放,从而减少裂纹,同时GO片的存在还可以限制裂纹的生长。尽管该方法仍未获得完全致密的Ti-4822合金,但是加入GO的Ti-4822合金的晶粒细化效果显著,还获得了591VHN的高硬度,这显现出第二相粒子应用于L-PBFed TiAl合金的广阔前景。

3.2 β 凝固TiAl合金

除了预热基板或粉末,合金化也是改善L-PBFed TiAl合金成形性能的主要方法之一。优化成形工艺难以有效提高第2代TiAl合金的L-PBF成形性,如图10(a)所示,Wang等^[22]指出导致L-PBFed TiAl合金成形失败的原因主要为两点:一是TiAl合金的脆性与Ti和Al原子之间的强定向共价键关系密切,Nb元素可以削弱共价键并增加滑移面,起到提高塑性的作用,裂纹区域的Nb原子分数明显低于合金标称含量,表明

在L-PBFed TiAl合金样品中存在贫Nb区并导致裂纹产生(图10(b));二是 β 相和 α_2 相之间存在较大的热膨胀系数差异,这导致在L-PBF的快速凝固过程中两相界面处会产生较大的残余应力,最终形成裂纹如图10(c)和(d)所示。该研究将Ti-4822合金更改为Ti-48Al-2Cr-8Nb合金,可以实现致密L-PBFed TiAl合金的制造。

高Nb化的TiAl合金是新一代TiAl合金的发展方向,Nb、Mo、Mn、V和Cr等元素在TiAl合金中属于 β 稳定元素^[59]。这些元素可以使TiAl合金的凝固方式转变为 β 凝固, β 相作为体心立方结构相可以在高温时提供更多的滑移系,为TiAl合金扩大了L-PBF工艺窗口。同时,5%~10%的Nb可以降低层错能,提高屈服强度和抗蠕变性能,有效提升TiAl合金的使用温度^[7]。例

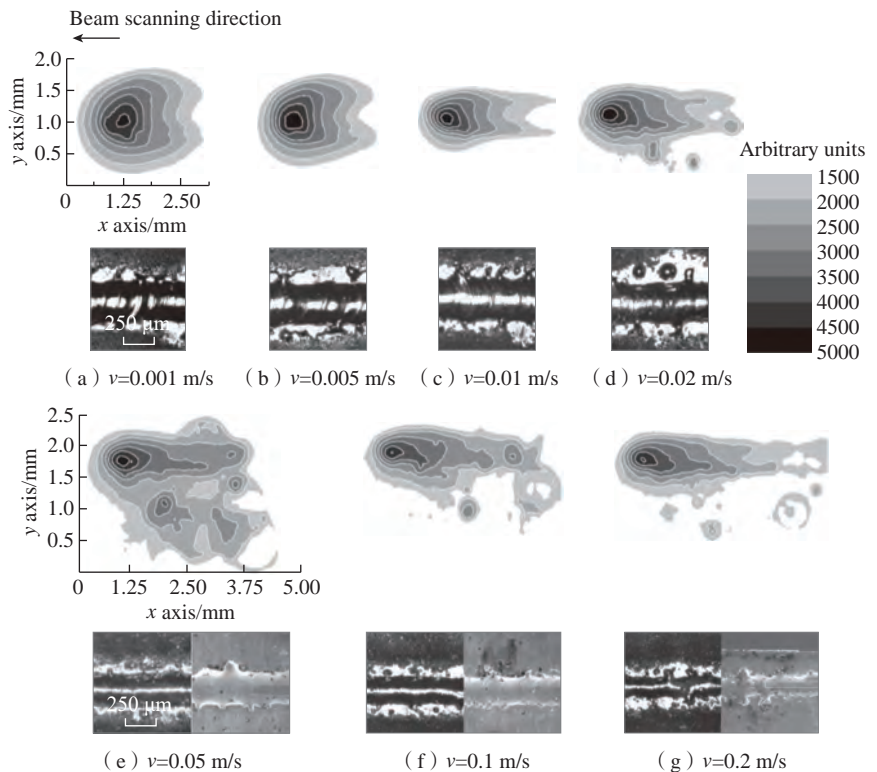


图9 L-PBF过程中热发射场的红外摄像机图像和所有图像的跟踪俯视图光学显微镜,以及SEM图像^[43]

Fig.9 IR-camera images of thermal emission field during L-PBF and tracks top view optical microscope for all images, plus SEM images^[43]

如,添加了 Nb 和 Mo 的 TiAl 合金被称为 TNM 合金,其整体成分在 Ti-(42~45)Al-(3~5)Nb-(0.1~2)Mo-(0.1~0.2)B(原子分数,%)的范围内。值得注意的是,β凝固 TiAl 合金虽然具有较高的 L-PBF 成形性,但是 L-PBF 的高冷速往往导致 β→α→α₂+γ 相变过程不能充分进行,残存大量的 β 相并在冷却后有序化转变为 B2 相。研究表明 B2 相作为一种脆性相对于合金的力学性能是有害的,同时 B2 相比较大的层片间距和脆性导致合金的断裂韧性下降,裂纹会沿着 B2 和 γ 之间的边界传播,通常会穿过 B2 相^[60]。Löber 等^[61]在无预热的情况下,使用内外轮廓不同的工艺方法(外轮廓:P=175 W, v=1000 mm/s;内轮廓:P=100 W, v=50 mm/s, d=0.3 mm, h=75 μm)获得了致密的 TNM-B1 合金零件,然而原始 L-PBF 样品具有较差的机械

性能,经过热处理消除一定的 β 相后, L-PBF 样品的机械性能得到一定的提升,如图 11 所示。可见有序化的 B2 相对室温力学性能危害较大,需要后续热处理进行消除,而 B2 相的含量与工艺参数也是有关的,通过控制工艺参数也可以改善这一现象。Li 等^[62]发现在 L-PBF 过程中,随着激光扫描速度增加, α₂ 相的含量减少, B2 相和 γ 相的含量增加,而且晶粒明显发生细化但晶体取向基本不变。

除加入 β 稳定元素外, B 和 Y 等元素也会导致 TiAl 合金的凝固行为发生变化。在传统铸造中,加入原子分数 0.1%~2% 的 B 元素对 TiAl 合金晶粒细化作用十分明显,细化的等轴晶可以阻碍裂纹的扩展,提高 TiAl 合金的成形性,而且 B 元素的加入还抑制了 α 晶粒的长大,有益于提高合金力学性能^[63]。目前对于 B 元

素细化 TiAl 合金晶粒的机制还不清楚,但值得提出的是,当 B 元素原子分数低于 0.7% 时, B 元素作为形核质点的细化机制是不正确的^[64]。同时, B 元素还可以提高 TiAl 合金层片的稳定性,抑制魏氏体组织和羽毛状组织的形成,提高 TiAl 合金的持久寿命^[65]。

Y 元素细化晶粒的作用得到了众多研究学者的青睐, Y 元素和 Al 元素的高结合力使得熔体内生成 YAl₂, 分散在熔体内的 YAl₂ 颗粒作为形核质点降低了等轴晶生长所需的临界过冷度,细等轴晶粒的形成增加了晶界数量,可以有效阻碍裂纹扩展,而且 Y 元素还起到了提高粉末的激光吸收率,降低熔体黏度的作用^[66]。Y 元素的添加还明显地减缓了冷却过程,较长的冷却过程不仅降低了残余应力,还有助于降低 B2 相的含量,提高 TiAl 合金的延展

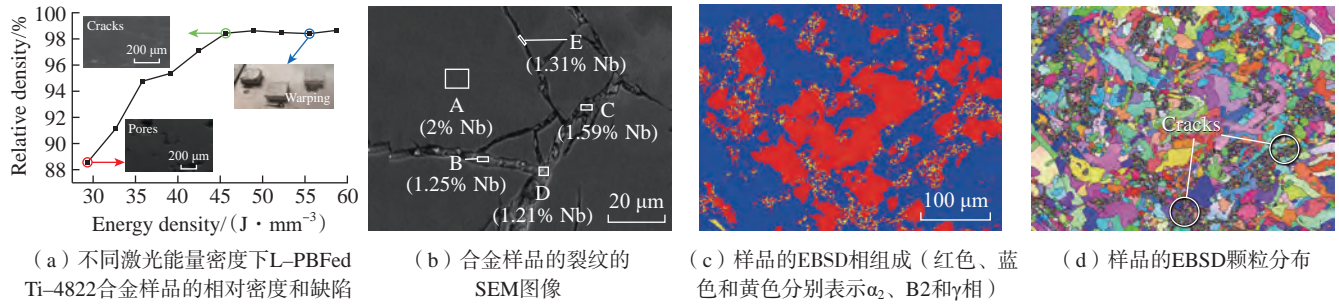
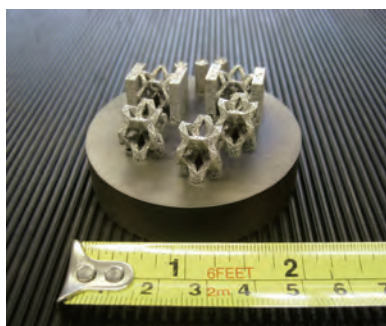
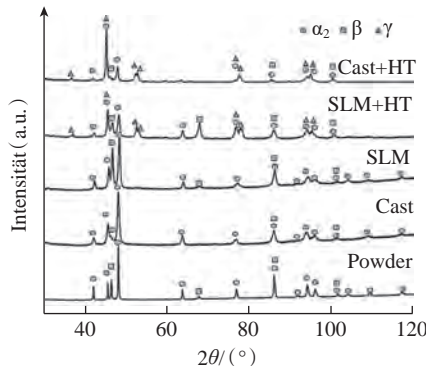


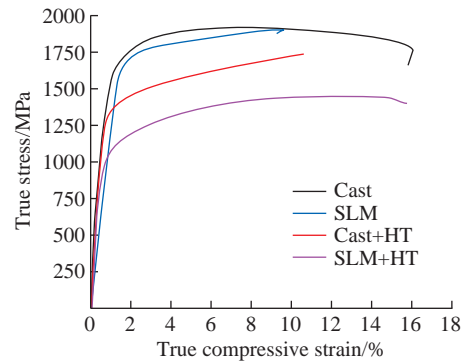
图 10 L-PBF 制备的 Ti-4822 合金样品^[22]
Fig.10 Ti-4822 alloy sample prepared by L-PBF^[22]



(a) 用优化的参数集生产的 TNM-B1 三维十二面体结构



(b) TNM 粉末、铸造样品、L-PBF 样品和热处理的 L-PBF 样品的 X 射线衍射图



(c) 压缩试验的真应力-真应变图

图 11 L-PBF 制备的 TNM 合金样品^[61]
Fig.11 TNM alloy samples prepared by L-PBF^[61]

性。Gao 等^[42]选择在不预热的情况下,加入 V 和 Y 元素作为提高 TiAl 合金成形性的方法,使用较慢的冷却速率($\dot{T}_{\max} \leq 8.46 \times 10^4$ K/s),获得了致密的 TiAl 零件,并且该样品的室温压缩性能优于铸态下的 β 凝固 TiAl 合金;从工艺角度上,Gao 等认为在 L-PBF 成形过程中,TiAl 合金的裂纹敏感性和熔池冷却速率的关系可用不同的热传导模式表达,即高能量密度下的 Keyhole 传热模式,以及中等能量密度下的传导传热模式,如图 12 所示。相比 Keyhole 模式,传导模式下熔池内部的冷速更大,在体积收缩和热收缩的作用下产生较大的残余应力,并且在传导模式下,液态金属来不及补充到熔池中心位置,在中心粗大的柱状晶之间会形成一层气膜,裂纹便会在残余应力的作用下在此萌生,如图 13 所示^[42],其中图 13 (a)~(c) 为传导模式,图 13 (d)~(f) 为 Keyhole 模式。在 Keyhole 模式的低冷速下,液态金属的动态黏度小,可以及时向熔池中心补充避免裂纹的产生。从元素贡献的角度上,V 可以通过降低层错能的方式来提高 TiAl 合金的塑性,但是在传导模式下,V 元素抑制了 β 相向 α 相的转变,使得 B2 相含量增多,降低了合金的塑性,而 Y 元素可以细化 TiAl 晶粒和减小层片间距,在一定程度上可以提高层片组织的塑性。尽管 β 凝固 TiAl 合金表现出更好的高温延展性,添加 Y 元素的 TNM 合金内部依然存在微裂纹,这表明 L-PBF 成形中对于残余应力的控制显得更为重要。Kenel 等^[67]发现在不预热的情况下,旋转 90° 进行重新扫描可以有效抑制氧化物弥散增强的 TiAl 合金的开裂行为,最多可将裂纹减少 1/2,且重新扫描可以有效提高样品密度、降低表面粗糙度,同时对零件内部的散热行为产生影响。使用该方法是否可以降低合金化带来的成本问题值得进一步研究。

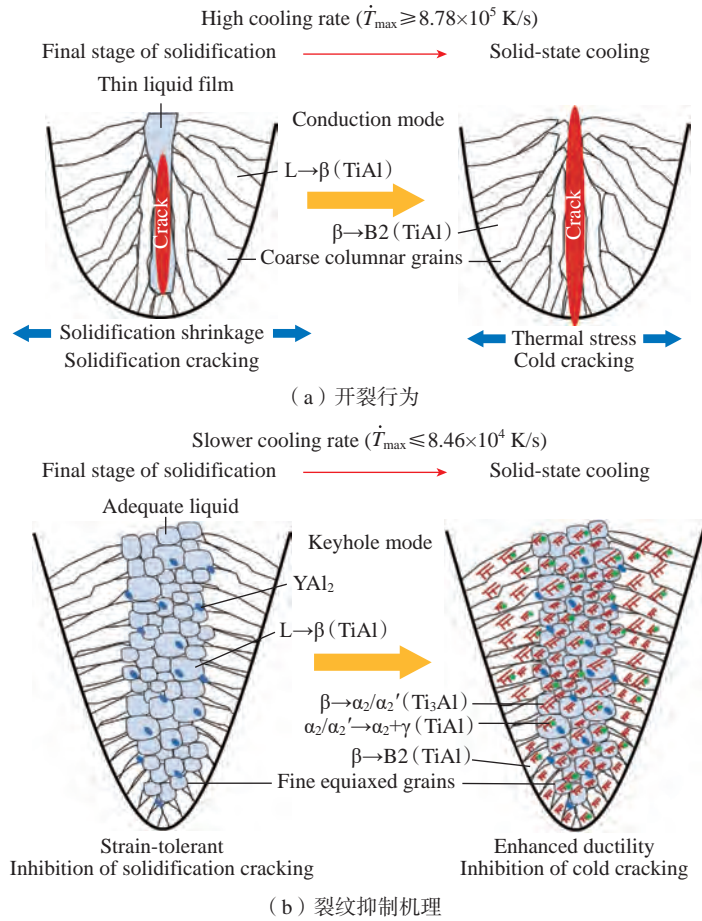


图 12 L-PBF 制备 Ti-40Al-9V-0.5Y 合金的开裂行为及裂纹抑制机理示意图^[42]
 Fig.12 Schematic illustration of cracking behavior and crack inhibition mechanism for L-PBF-processed Ti-40Al-9V-0.5Y alloy^[42]

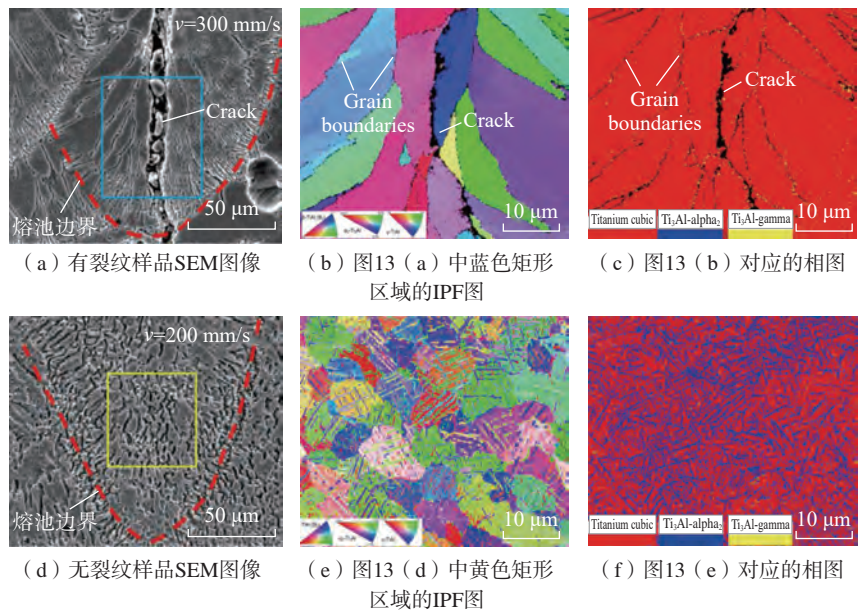


图 13 有裂纹和无裂纹样品的熔池的微观结构和相特征^[42]
 Fig.13 Microstructure and phase characteristics of the molten pool of cracked and non-cracked samples^[42]

4 激光定向能量沉积 TiAl 合金的研究现状

L-DED 技术制造 TiAl 合金起源于激光熔覆 TiAl 合金耐磨层。结合适当的预热温度,使用 L-DED 制备第 2 代 TiAl 合金和 β 凝固 TiAl 合金已不是十分困难的事情。虽然 L-DED 制备 TiAl 合金依然存在开裂的问题,但在高能激光束的作用下,L-DED 技术的冷速比 L-PBF 小 1~2 个数量级^[68]。并且随着沉积的进行,沉积层具有较高的热量积累,进一步降低了后续的冷却速度。L-DED 富有特点的热循环过程为 TiAl 合金复杂的微观组织演变提供了热力学条件。本节将从 L-DED 成形工艺和凝固组织两个部分,着重阐述激光定向能量沉积 TiAl 合金的研究现状。

4.1 L-DED 成形工艺

即便 L-DED 技术已经成功获得致密的 TiAl 合金零件,开裂问题依旧困扰着该技术的发展,尤其基板与沉积层的结合处常发生断裂,降低冷却速度依旧是众多研究人员的选择。比 L-PBF 更加宽阔的成形腔室,使得加装基板预热装置并不困难^[69]。但是由于 L-DED 技术沉积效率较高,基板预热带来的积极影响会随着沉积高度的提升而消失,若是在沉积过程中途暂停,沉积层的温度快速下降,继续成形时,在暂停位置极易发生开裂。Thomas 等^[70]在 L-DED 设备上加入一个侧轴辅助激光器,对部分已凝固层进行再次加热,降低薄壁样品的冷却速度,以获得无裂纹的样品(图 14),但是额外的激光加热会导致显微组织变得粗大,如图 14 (c) 所示,并且,若是能量太高也会导致薄壁的重新熔化,如图 14 (b) 所示。在激光增材制造过程中,能量输入对材料组织的影响贯穿始终,较高的预热温度条件或较高的激光能量密度条件将不可避免地导致熔池的高过热度和合金元素的蒸发。由于

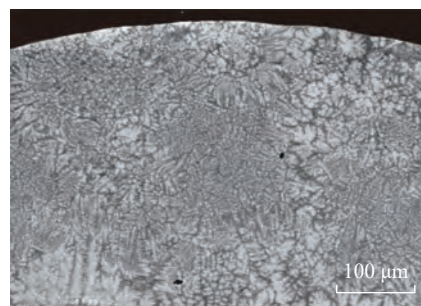
TiAl 合金的凝固范围较窄,当 Al 元素烧损过多时,凝固路线转变为 β 凝固,在较高的冷速下会残留较多的 β 相,在低温下经有序化转变为 B2 相,这会增加 TiAl 合金的脆性,降低该合金的力学性能^[71]。同时,如果系统的能量输入过大,熔融金属粉末和零件形成的熔池足够深且大,凝固速度有所减慢,熔融状态下合金暴露的时间长,会增加合金零件中的氧含量。前文提到, α_2 和 γ 两相的溶氧能力不同,所以 α_2 相往往在系统输入能量较大时作为主相存在^[71-73]。而 α_2 相脆性较大,若其含量较高对 TiAl 合金的成形性以及力学性能都不利,一般 α_2 相含量为 10%~20% 时 TiAl 双相合金具有较好的综合性能^[64,74]。

在 L-DED 技术中不仅需要考虑工艺参数和成形设备等因素,能量束的特性同样会影响 TiAl 合金增材制造的成形性。在激光增材制造中通常使用的高斯激光束具有能量分布不均匀的特点,在中心位置的热量比四周高。在凝固过程中熔池的周围会因为热效应和相的变化产生体积膨胀或收缩,这种体积的变化受到下方凝固层的限制,导致应力的产生,当应力超过合金的屈服强度时,零件可能会发生变形,或者通过形成裂纹来减少应力^[75]。Wang 等^[76]发现使用平顶激光束和较高的激光功率时,熔池会明显地变大,使得温度梯度和冷速减小,从而减小内部应力。尽管这一研究仅在镍基合金中得以验证,但为 TiAl 合金的技术探索提供了有力的支持。

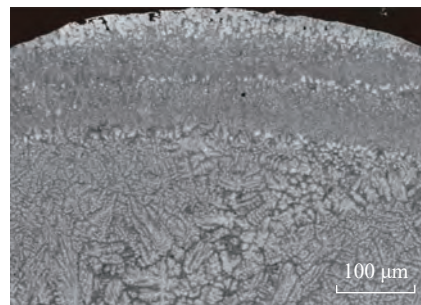
4.2 组织形态

在激光沉积成形的前几层,由于基板处快速的热量散失,L-DEDed TiAl 合金的初始凝固组织多为枝晶形貌,该形貌在 900 °C/15 min 的热处理过程中会转变为细小的层片组织^[77]。随着沉积过程中热积累的增加,降低的冷速使 γ 层片可以从 α 相的晶界处形核,并逐渐向

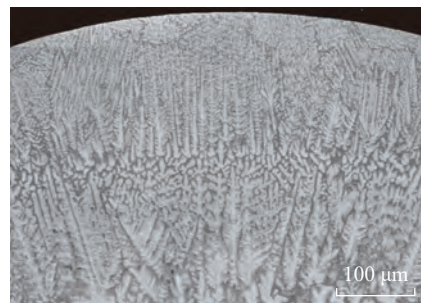
晶内生长, TiAl 合金的组织形态向 ($\alpha_2+\gamma$) 层片组织发展,层片间距的大小取决于冷却速度。这同时表明在 L-DED 中 TiAl 合金的相变过程可以完整进行,在 L-DEDed TiAl 中 γ 相会成为其主相, α_2 、 β 相则受到工艺参数和合金化的控制。Qu 等^[78]使用 L-DED 获得了全层片形貌的 TiAl 合金,其层片团尺寸为 50~300 μm ,并且得益于 L-DED 较高的冷却速度层片团内部的层片间距仅为 500 nm。这远小于铸造所得的 TiAl 合金(约 1000 nm)^[8]。Srivastava 等^[79]



(a) 无任何后加热



(b) 不含粉末的后加热
(每次扫描上升 0.5 mm)



(c) 不含粉末的后加热
(每次扫描上升 1 mm, 扫描速度 3000 mm/min)

图 14 L-DEDed TiAl 合金样品的 SEM 显微照片^[70]

Fig.14 SEM micrographs of L-DEDed TiAl alloy samples^[70]

指出随着激光功率的减小, ($\alpha_2+\gamma$) 层片组织的层片间距逐渐变小, 400 W、360 W 和 300 W 的激光功率分别对应了 100~250 nm、30~100 nm 和 60~100 nm 的层片间距。细小的层片间距有利于提高 TiAl 合金的拉伸强度, 这表明 L-DEDed TiAl 具有巨大的开发前景^[80]。

在 L-DEDed TiAl 中常观察到不均匀的显微组织形态, 这与熔池的温度梯度 (G) 和凝固速度 (V_s) 密切相关。在熔池的底部具有较高的温度梯度, 主要存在沿沉积方向的柱状晶, 而在熔池的顶部具有较高的凝固速度, 容易形成由柱状晶转变而来的等轴晶^[81]。在 L-DED 过程中多层的熔覆造成沉积层处于循环加热冷却状态中, 在激光束的作用下, 沉积层以下的区域可以达到 α 相转变温度 (T_α : 1350~1370 °C)

以上, 该区域被称为热影响区 (Heat affect zone, HAZ)。在热循环的过程中若沉积层重新被加热到 T_α 以上, 已形成的柱状晶会变得粗大, 树枝晶区域会转变为等轴晶。尽管该温度受到合金化的影响, 但在 L-DED 的热循环过程中, 热影响区甚至熔覆层的前几层都可以达到该温度^[68]。并且在热影响区内部的温度从上到下是递减的, 所以层高 (H_{layer}) 和热影响的大小 (H_{HAZ}) 同样影响着 L-DEDed TiAl 合金的组织均匀性, 若 $H_{layer} > H_{HAZ}$, 不均匀的层带组织就会出现, 若相反则会获得均匀的等轴晶组织, 如图 15 所示^[82]。这种不均匀的组织形态造成合金内部明显的硬度起伏, 如图 16 所示^[68], 不均匀的微观组织在 1073 K 下退火 24 h 会得到改善, 但其内部层片结构会变得粗大, 需要对 TiAl 合金

的 L-DED 工艺进行改善以获得均匀的微观组织^[79]。

不同于热处理工艺, L-DED 的热循环过程中 TiAl 合金会经历快速的升温降温。在热影响区内, TiAl 合金将会重复进行 α 相到 γ 相的转变, 导致合金内部产生大的弹性变形, 加之 L-DEDed TiAl 合金内层片间距十分细小, 这为热循环中组织形态的改变提供了动力学条件^[83-84]。需要指出的是, $\alpha \rightarrow \gamma$ 存在两种相变类型, 一种是通过共析反应 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \alpha_2$, 从 α 相中析出片状 γ 相, 该形核过程中存在 Blackburn 位向关系: $(0001) \alpha_2 // \{111\} \gamma$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \alpha_2 // \langle 1\bar{1}0 \rangle \gamma$, 按照此位向关系最终会形成两相合金中典型的层片组织 α_2/γ , 发生这种反应的条件是单相区内较低的冷却速度, 如炉冷; 另一种是 $\alpha \rightarrow \gamma$, 这是一种非扩散相变, 当冷却速度非常快时

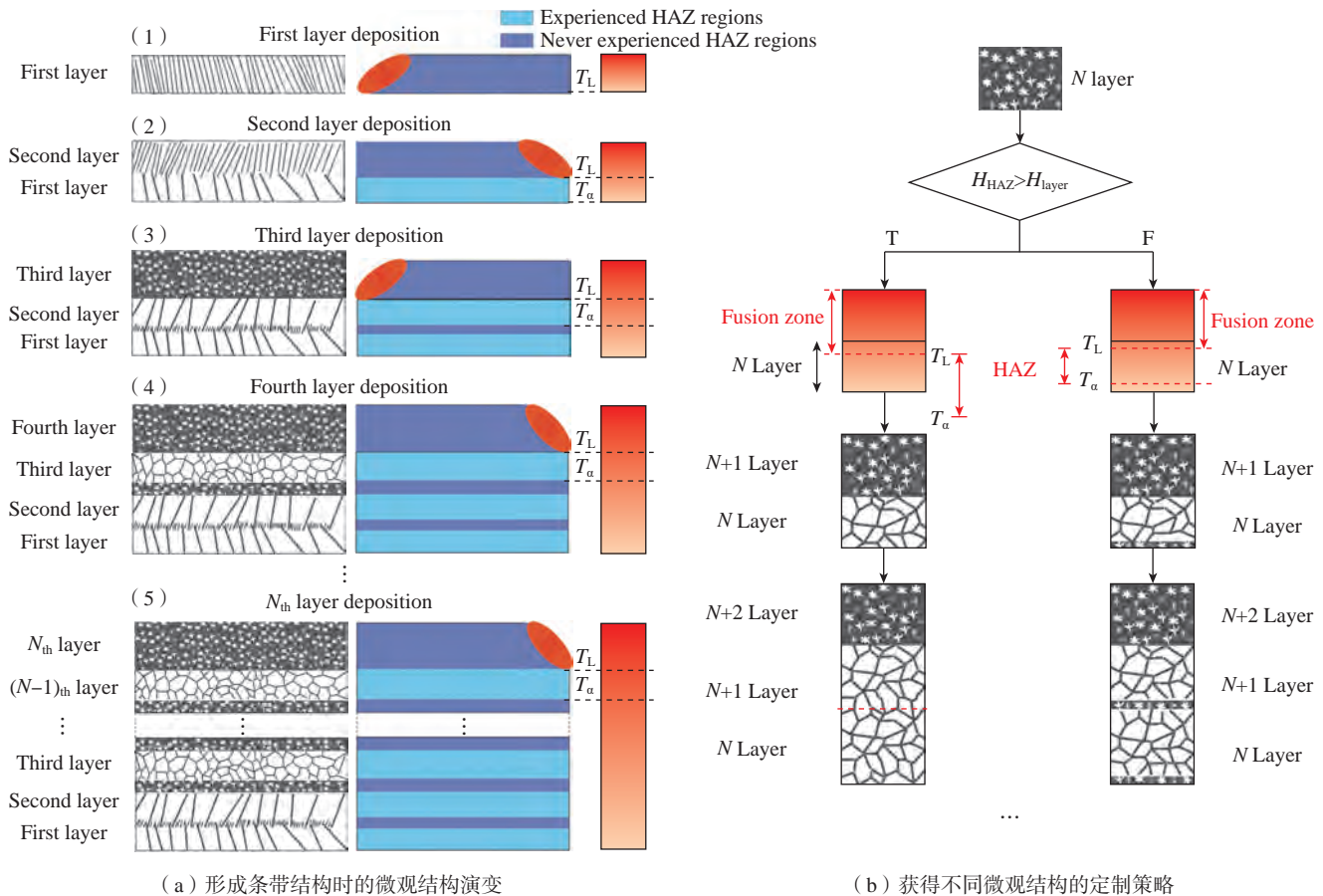


图 15 L-DED 过程中微观结构演变示意图^[82]

Fig.15 Schematic diagram of microstructure evolution during L-DED^[82]

(如淬火),在 α 单相区中发生非扩散型的转变,在 α 相的晶界处成核并长大成块状 γ 相(Massive γ , γ_m),这种转变受到淬火温度的限制,并且转变温度与合金元素含量有关^[85-86]。在L-DED热循环过程中的冷速依旧高达 10^4 K/s,所以在L-DED中观察到 γ_m 并不奇怪。Wu等^[24]发现L-DED制备的TiAl零件顶部等轴晶为($\alpha_2+\gamma$)的全层片组织,而在样品内部由于热循环而产生的等轴晶则为包

含 γ_m 的双态组织;柱状晶区域也存在同样的情况,只是内部存在的 γ 相都比较细小,所以这部分被认为是近层片组织,如图17所示。这说明在L-DED过程中全层片组织是未经历热循环的初始组织,而近层片组织和双态组织则是热循环的产物。由于L-DED技术可控变量较多,且成形三维尺度较小,利用TiAl合金组织的多变性,通过控制热循环可以获得目标TiAl合金微观组织^[87]。

5 力学性能

TiAl合金具有优异的高温性能,当温度升至760℃时还能保持较高的强度,但是TiAl合金的室温塑性很低。例如,SEBM制备的TiAl合金仅具有 $0.94\% \pm 0.06\%$ 的室温塑性^[88]。而TiAl合金的力学性能可以通过调整微观组织和相成分来改变。TiAl合金具有4种典型显微组织形态,如图18所示^[59],分别为近 γ 组织(Near gamma)、双态组织(Duplex microstructure)、近层片组织(Near-

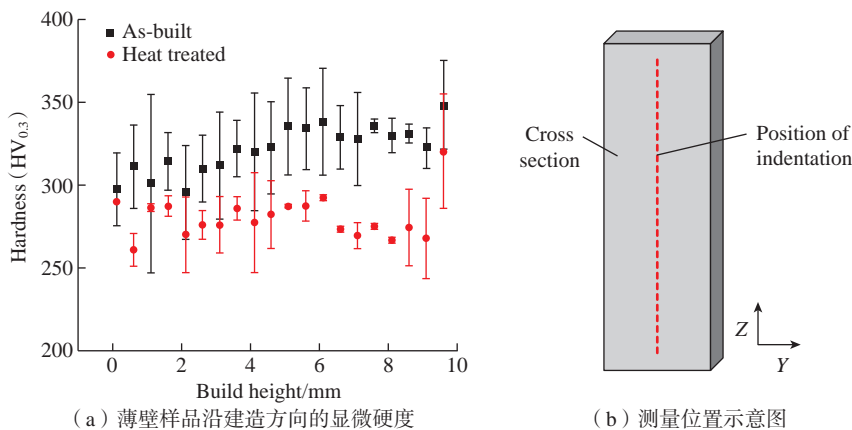


图16 L-DEDed TiAl合金样品的显微硬度^[68]
Fig.16 Microhardness of L-DEDed TiAl alloy sample^[68]

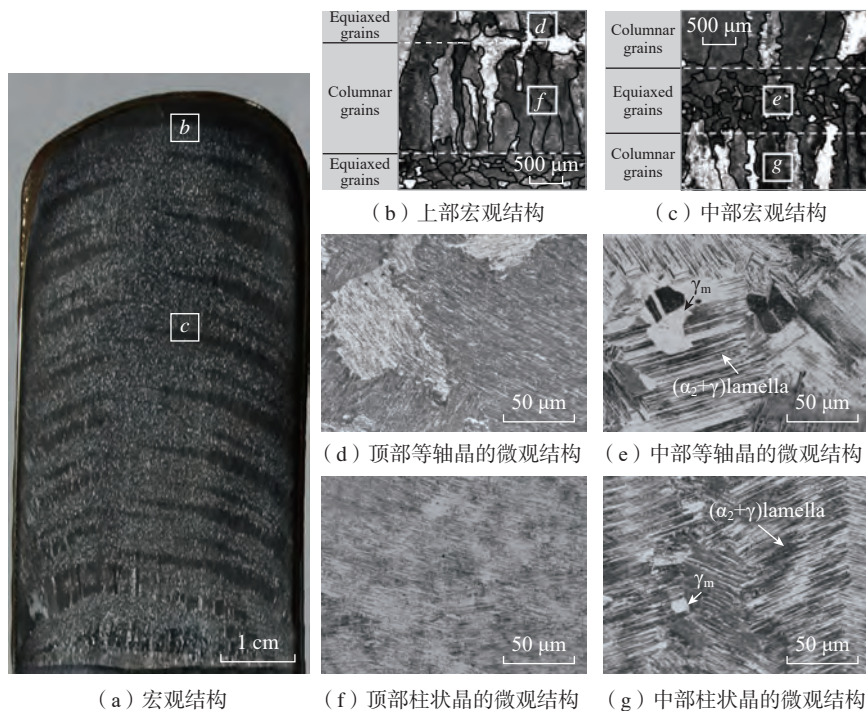
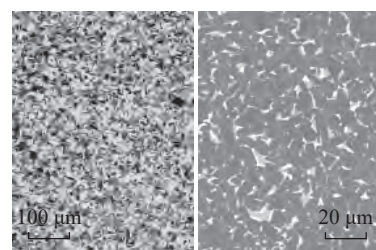
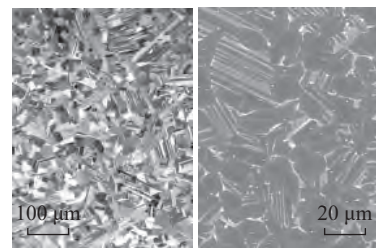


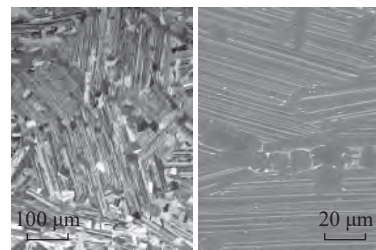
图17 L-DEDed TiAl合金的宏观/微观结构^[24]
Fig.17 Macro/microstructure of L-DEDed TiAl alloy^[24]



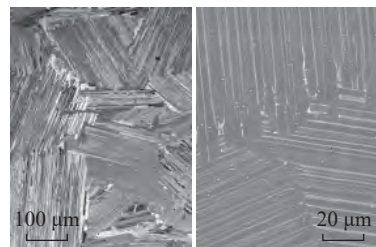
(a) 近 γ 组织



(b) 双态组织



(c) 近层片组织



(d) 全层片组织

图18 γ -TiAl基合金4种典型的显微组织^[59]
Fig.18 Four typical microstructures of γ -TiAl based alloys^[59]

lamellar microstructure) 和全层片组织 (Full-lamellar microstructure)。表 1 展示了这 4 种显微组织的力学性能特点^[59,89]。值得注意的是,相较于双态组织,粗大晶粒的全层片组织具有更高的拉伸强度。但是由于位错在八面体平面上的滑移引起的反常硬化,当温度升高到一定程度时全层片组织的拉伸强度会升高,然后随着温度的升高而降低。具有细小层片间距的全层片组织在高温下的抗拉强度和抗蠕变性比具有精细双态组织的好得多,在 800 °C 下还能保持 45.5% 的塑性和 721 MPa 的抗拉强度^[90]。

5.1 激光粉床熔化成形 TiAl 合金的力学性能

对于 L-PBF 所制备的 Ti-4822 合金,由于难以获得致密的样品,极限抗压强度和压缩应变分别仅为 (612 ± 56) MPa 和 1.98% ± 0.55%,若在成形时施加 900 °C 的预热,在获得致密样品的同时,还可将这两个数值提升至 (2277 ± 71) MPa 和 32%~35%^[91]。值得注意的是,在高预热温度下, L-PBFed Ti-4822 合金具有较好的高温拉伸性能,断后延展率相较于 SEBM 提高 8.3 倍,在 750 °C 下仍具有 610 MPa 的极限抗拉强度,远高于 SEBMed TiAl 合金的 434 MPa^[71]。这不仅是因为 L-PBFed TiAl 合金具有更细小的晶粒,还与其含有更多的 γ 相有关。在 750 °C 预热下, L-PBF 依然具有较小的热影响范围,这极大地抑制了热循环过程中的相转变,因此 L-PBFed TiAl 合金可以保留下更多的 γ 相。相较于 D₀₁₉ 六方结构的 α₂ 相, L₁₀ 四方结构的 γ 相具有更优越的延展性。对于成形性好的 β 凝固 TiAl 合金,通过调控工艺参数,进一步细化晶粒可以将 TiAl 合金的室温极限抗压强度从 (829.41 ± 24.88) MPa 提升至 (1216.16 ± 36.48) MPa^[62]。然而,调控工艺参数对 L-PBFed TiAl 合金力学性能的提升是有限的,为提高 β 凝

固 TiAl 合金的力学性能,热处理是必不可少的。Gao 等^[92]认为 L-PBF 的热循环过程近似于退火处理,同时高冷速使 TiAl 合金具有较高的晶格能和细小的显微组织,这为后续热处理提供了有利的动力学条件;时效处理对于 L-PBFed TiAl 合金更为重要,他们对 Ti-40Al-9V-0.5Y 合金进行了 6 h/950 °C 的时效处理,发现 B2 相含量大大降低的同时压缩应变提升至 14%,并且极限抗压强度为 (2032 ± 3) MPa。

通过微合金化或添加第二相颗粒也可以提高 L-PBFed TiAl 合金的力学性能,如 B、Nb 和 Al₂O₃ 等^[93-95]。Li 等^[39]发现加入质量分数 2% 的 B 后, TiAl 合金的极限抗压强度提升至 (1610.53 ± 47.18) MPa,压缩应变提升至 5.17% ± 0.18%,相较于无 B 添加的 TiAl 合金提高了 50.73%。这与 B 元素将 TiAl 合金晶粒细化至 5.66 μm 有很大关系。根据霍尔佩奇公式,细小的晶粒同样可以提高 TiAl 合金的硬度,其中 B 作为铸造 TiAl 合金中常用的细化剂,在 L-PBF 过程中不仅可以细化晶粒,还可以增加高角度晶界的含量,这有利于提升 TiAl 合金抗变形能力,但需要注意的是 B 元素会粗化 (α₂+γ) 层片组织的层间距,这对合金的高温性能有一定影响,加入形核质点提高延展性的方法还需要继续深入研究^[39,95]。Li 等^[38]将还原氧化石墨烯 (Reduced graphene oxide, RGO) 加入到 Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B 合金

中,在 L-PBF 制备过程中可以细化晶粒,有效控制裂纹发展,该合金的压缩形变为 5.34% ± 0.22%。RGO 具有较大的比表面积,与金属基体接触面积大,强化效率较高,在高温下极易分解,不过 L-PBF 具有瞬时加温和快速冷却的特点,可以减少 RGO 的分解,但需要注意 RGO 会促进 B2 相的形成^[96]。

5.2 激光定向能量沉积 TiAl 合金的力学性能

相较于 L-PBF 近乎等轴晶的显微组织,细小的全层片组织正是 L-DED 制备 TiAl 合金的优势所在,然而由于快冷导致的高残余应力使得激光增材制造所得 TiAl 合金的塑性并不高,一般仅有 0.5%~0.8%,但将 L-DEDed TiAl 合金在 1250 °C 下保温 4 h 消除残余应力后,获得了 1.7% 的塑性,并且屈服强度达到 421 MPa,该力学性能与经过同样热处理条件下的铸造 TiAl 合金差异不大^[70]。表 2 整理了部分激光增材制造和其他制造方法所得 TiAl 合金的力学性能,可以看出,得益于其细小的层片间距,激光增材制造所制备的 TiAl 合金具有较高的强度。

需要提出的是, L-DED 技术中所获得的细小层片团对于 TiAl 合金塑性以及硬度的提高也有较大的作用, Huang 等^[103]通过加入 LaB 获得了更加细小的层片团组织,同时原位形成的纳米颗粒阻碍位错运动,使其压缩强度和压缩塑性分别提高到

表 1 γ-TiAl 基合金 4 种典型的显微组织的力学性能^[59,89]

Table 1 Mechanical properties of four typical microstructures of γ-TiAl based alloys^[59,89]

性能	近 γ 组织	双态组织	近层片组织	全层片组织
室温塑性	+/-	+	+/-	-
抗蠕变性能	-	-	+/-	+
室温裂纹扩展性	-	+/-	+	+
室温断裂韧性	-	+/-	+	+
拉伸强度	-	+	-	-

注:“+”表示较好;“+/-”表示一般;“-”表示较差。

(2031.6 ± 26.92)MPa 和 18.6% ± 1.46%。

在热循环的作用下, TiAl 合金在沉积方向上会产生由组织差异导致的力学性能变化。例如, TiAl 合金试样底部的硬度往往最高, 随着沉积高度的提升而逐渐下降^[104]。在 L-DED 较高的温度梯度下, TiAl 合金会形成明显的柱状晶, 并且由于 L-DED 部分重熔的特性, 这些柱状晶显现出外延生长的特征, 同时由于零件表面散热更快, 柱状晶会形成与垂直方向大约 10° 的夹角, 如图 19 (a) 所示^[81]。仅在顶部由于未熔粉末或柱状晶向等轴晶转变, 形成部分等轴晶, 如图 19 (b) 和 (c) 所示。从定向凝固的经验来判断, L-DEDed TiAl 合金在 X-Y 水平方向和 Z 垂直方向会出现明显力学性能差别, 并且 Z 垂直方向将会出现较高强度。但事实并非如此, 如图 19 (d) 和 (e) 所示, L-DEDed TiAl 合金内部还存在着大量的层片团, TiAl 合金的断裂面常沿着层片扩展。在 TiAl 合金的多层孪晶 (Polysynthetically twinned, PST) 晶体中, 拉伸加载方向与层片方向的差异 (ϕ) 对力学性能有较大的影响, 如图 20 所示^[105], 当 $\phi=90^\circ$ 时, 即拉伸加载方向垂直于层片方向时, 强度最高但是塑性几乎为 0; 当 $\phi=0^\circ$ 时, 即拉伸加载方向平行于层片方向时, 强度和塑性得到平衡, 强度不如 $\phi=90^\circ$ 时高, 但室温塑性可达 5%; 当 $\phi=30\sim 60^\circ$ 时, 强度最低, 但塑性比 $\phi=0^\circ/90^\circ$ 时都高。在 L-DEDed TiAl 合金中存在的层片团尽管存在较大的方向差异, 但大多与基板平行, 偏差小于 20°, 这一特性为 L-DEDed TiAl 合金带来较强的各向异性, 并且与传统定向凝固理论相反。Zhang 等^[97] 对不同方向的 L-DEDed TiAl 合金进行了拉伸测试, 发现在水平方向具有最大的拉伸强度和塑性 (706 MPa, 0.51%), 在竖直方向表现出最差的拉伸强度和塑性 (273 MPa, 0.16%), 如图 21 所示, 其

表 2 部分 TiAl 合金的室温拉伸力学性能

Table 2 Room temperature tensile mechanical properties of some TiAl alloys

材料	加工制造工艺	抗拉强度/MPa	延伸率/%
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[97]	L-DED	706	0.51
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[98]	L-DED+HT (1260 °C/0.5 h)	469	1.1
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[99]	SEBM	664.23	0.68
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[88]	SEBM	603 ± 18.38	0.94 ± 0.06
Ti-47Al-2Cr-2Nb ^[100]	SEBM+HT (1310 °C/3 h)	581	0.78
Ti-48Al-2Mn-7Nb ^[94]	L-PBF	1390	0.27
Ti-45.5Al-4Cr-2.5Nb ^[101]	Cast+HT (1250 °C/2 h)	608	0.7
Ti-48Al-2Cr-2Nb ^[102]	Cast+HIP	465	2.4

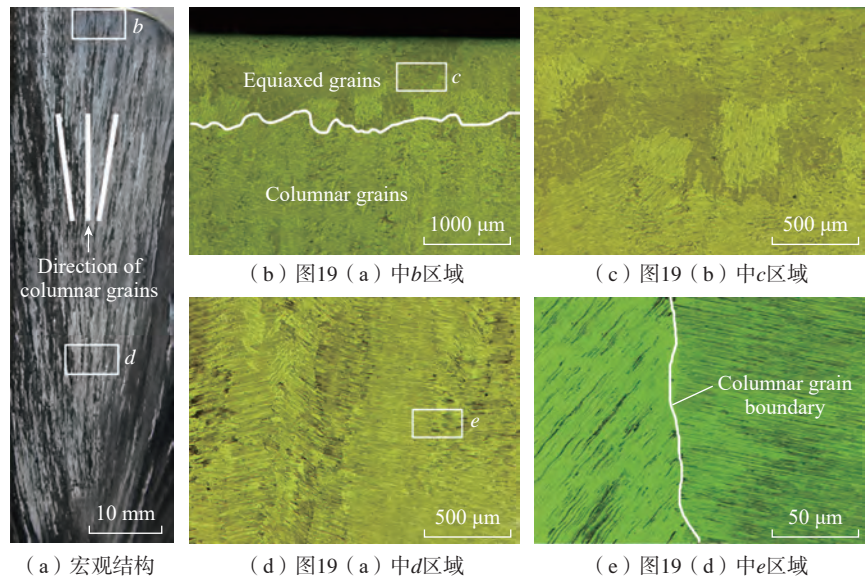


图 19 L-DEDed TiAl 的 YOZ 平面的宏观 / 微观结构^[81]

Fig.19 Macro/microstructure of YOZ plane of L-DEDed TiAl^[81]

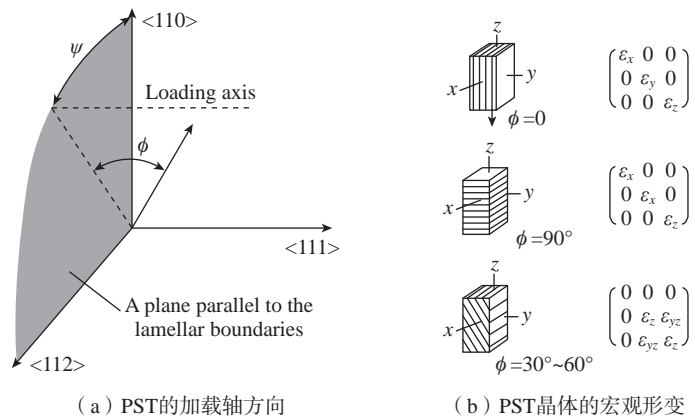


图 20 PST 晶体形变示意图^[105]

Fig.20 Schematic diagram of the deformation of PST crystals^[105]

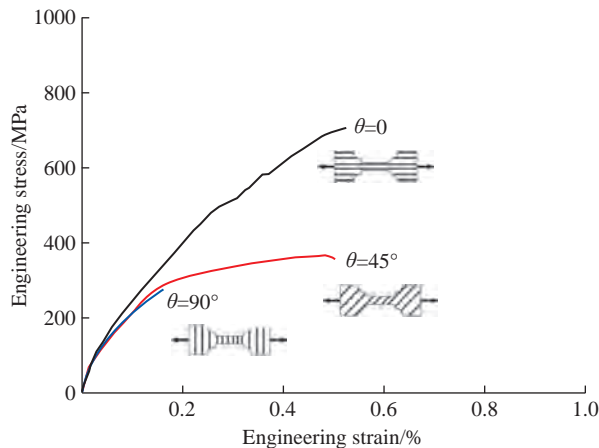


图 21 沉积样品不同加载方向的拉伸应力-应变曲线^[97]

Fig.21 Tensile stress-strain curves of as-deposited specimens with different loading directions^[97]

中平行线突出显示拉伸试样中交替等轴晶带的方向。

6 结论

随着我国航空航天事业的不断发展,轻质高温材料应用广泛, TiAl 合金的研究受到越来越多的重视。综合利用 TiAl 合金的优点,进一步提高航空发动机的推重比,是众多科研人员追求的目标。但 TiAl 合金的难加工性以及传统制造技术带来的后处理问题,使得激光增材制造技术成为 TiAl 合金方向上新的研究宠儿。激光增材制造技术发展到现在,已经在许多领域占据一席之地,对于部分钛合金增材制造的技术性理论也趋于成熟,但对于 TiAl 合金仍存在些许问题。

(1) 钛合金金属粉末的收得率较低,导致激光增材制造 TiAl 合金的成本较高,并且关于粉末性能对 LAM 工艺适用性的研究还较少,无法判断粉末的可回收性。需要从粉末氧含量、球形度、松装密度、紧实密度和表面氧化层等多个方面对 TiAl 粉末的 LAM 成形性和成形组织进行研究。同时, TiAl 合金粉末目前国内市场较小,这不利于激光增材制造 TiAl 合金的合金化研究,关于低含量的细化元素或者第二相粒子的

加入方式对 LAMed TiAl 合金的影响也需要深入探讨。

(2) 由于 L-PBF 的冷却速度很快,并且温度梯度较大,成形后的零件内部存在较大的残余应力,这对 TiAl 合金的成形性很不利。研究证明,对于 Ti-4822 等第 2 代 TiAl 合金尽管可以通过预热基板等方式使成形温度维持在韧脆转变温度以上来获得致密零件,但是很难通过调整工艺参数获得合格的零件。鉴于 β 相在高温时具有较好的变形能力,在 TiAl 合金中加入 β 稳定元素,使 TiAl 合金经 β 凝固可以很好地避免裂纹的产生,但是 β 相冷却后形成的 B2 相脆性过大,不利于 L-PBFed TiAl 合金的力学性能,需通过热处理对该相进行消除。TiAl 合金的 L-PBF 过程失败率依旧较高,还需要进一步优化 TiAl 合金的体系,并完善 L-PBF 的成形工艺以及后续的热处理工艺。

(3) 对于 L-DED 可以获得致密 TiAl 合金零件已经有了诸多报道,但是在热循环的作用下 TiAl 合金显现出不均匀的组织,这种组织对于力学性能不利。同时, TiAl 合金中 Al 元素的成分范围相对较窄,较小的成分变化就会引起相转变路线变化。对于 TiAl 合金在 L-DED 过程中相成

分的变化还不够清楚,这对力学性能有较大的影响,所以 TiAl 合金体系的工艺参数与显微组织之间的关系还需要进一步探索。同时,激光增材制造的热循环与热处理作用相似,是否存在合适的工艺参数可以在加工过程中对零件进行热处理还需要深入研究。并且由于内部残余应力较大,未进行退火处理的零件具有较差的力学性能,而 TiAl 合金对热影响十分敏感,不同的热处理路线获得的组织形态大相径庭,对于期许的性能需要不同热处理路线,适用于 TiAl 合金激光增材制造后的热处理工艺还需要继续研究。受 TiAl 合金成形性的影响,通过 L-DED 得到的试样尺寸较小,导致对于 TiAl 合金应用场景的性能测试不足,尤其是高温性能,这对激光增材制造 TiAl 合金的发展至关重要。

围绕着 TiAl 合金的激光增材制造技术还需要更多的研究,妥善处理好工艺到组织再到性能的关系,势必对推进激光增材制造技术成为 TiAl 合金的主流制造技术产生积极的影响。

参考文献

- [1] FALLAHI H, BT ZULKURNAINI N H, ABDULLAH J. Effect of heat treatment on TiAl alloy[C]//2013 IEEE International Conference on Space Science and Communication (IconSpace). Melaka, 2013: 366-369.
 - [2] ZHANG W J, REDDY B V, DEEVI S C. Physical properties of TiAl-base alloys[J]. Scripta Materialia, 2001, 45(6): 645-651.
 - [3] BEWLAY B P, WEIMER M, KELLY T, et al. The science, technology, and implementation of TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. MRS Online Proceedings Library, 2013, 1516(1): 49-58.
 - [4] JANSCHKEK P. Wrought TiAl blades[J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2(S1): S92-S97.
 - [5] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
- YANG Rui. Advances and challenges of tial

- base alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 129–147.
- [6] BEWLAY B P, NAG S, SUZUKI A, et al. TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4–5): 549–559.
- [7] 林均品, 陈国良. TiAl 基金属间化合物的发展[J]. *中国材料进展*, 2009, 28(1): 31–37.
- LIN Junpin, CHEN Guoliang. Development of TiAl intermetallic based compound[J]. *Materials China*, 2009, 28(1): 31–37.
- [8] WANG Y, LIU Y, YANG G Y, et al. Microstructure of cast γ -TiAl based alloy solidified from β phase region[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(2): 215–222.
- [9] 朱郎平, 李建崇, 张美娟, 等. 钛铝低压涡轮叶片熔模铸造精确成形及冶金缺陷分析[J]. *精密成形工程*, 2018, 10(3): 87–92.
- ZHU Langping, LI Jianchong, ZHANG Meijuan, et al. Precise forming and metallurgical defects of TiAl low pressure turbine blade by investment casting[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2018, 10(3): 87–92.
- [10] ZHOU H T, SU Y J, LIU N, et al. Modification of microstructure and properties of Ti-47Al-2Cr-4Nb-0.3W alloys fabricated by SPS with trace multilayer graphene addition[J]. *Materials Characterization*, 2018, 138: 1–10.
- [11] 高国富, 浮宗霞, 王毅, 等. Ti-Al 系金属间化合物精密加工研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2021, 50(5): 1867–1882.
- GAO Guofu, FU Zongxia, WANG Yi, et al. Research progress on precision machining of Ti-Al intermetallic compounds[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2021, 50(5): 1867–1882.
- [12] SAMES W J, LIST F A, PANNALA S, et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing[J]. *International Materials Reviews*, 2016, 61(5): 315–360.
- [13] 林鑫, 黄卫东. 高性能金属构件的激光增材制造[J]. *中国科学: 信息科学*, 2015, 45(9): 1111–1126.
- LIN Xin, HUANG Weidong. Laser additive manufacturing of high-performance metal components[J]. *Scientia Sinica (Informationis)*, 2015, 45(9): 1111–1126.
- [14] MURR L E, GAYTAN S M, CEYLAN A, et al. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(5): 1887–1894.
- [15] MUKHERJEE T, DEBROY T. Control of asymmetric track geometry in printed parts of stainless steels, nickel, titanium and aluminum alloys[J]. *Computational Materials Science*, 2020, 182: 109791.
- [16] LI W, YANG Y, LIU J, et al. Enhanced nanohardness and new insights into texture evolution and phase transformation of TiAl/TiB₂ in situ metal matrix composites prepared via selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2017, 136: 90–104.
- [17] GU D D, MEINERS W, WISSENBACH K, et al. Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms[J]. *International Materials Reviews*, 2012, 57(3): 133–164.
- [18] 林鑫, 黄卫东. 应用于航空领域的金属高性能增材制造技术[J]. *中国材料进展*, 2015, 34(9): 684–688, 658.
- LIN Xin, HUANG Weidong. High performance metal additive manufacturing technology applied in aviation field[J]. *Materials China*, 2015, 34(9): 684–688, 658.
- [19] TAN H, GUO M L, CLARE A T, et al. Microstructure and properties of Ti-6Al-4V fabricated by low-power pulsed laser directed energy deposition[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(9): 2027–2037.
- [20] HATTALA, CHAUVEAU T, DJEMAI M, et al. Effect of nano-yttria stabilized zirconia addition on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V parts manufactured by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2019, 180: 107909.
- [21] TAKASE A, ISHIMOTO T, SUGANUMA R, et al. Lattice distortion in selective laser melting (SLM)-manufactured unstable β -type Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy analyzed by high-precision X-ray diffractometry[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 201: 113953.
- [22] WANG M S, LIU E W, DU Y L, et al. Cracking mechanism and a novel strategy to eliminate cracks in TiAl alloy additively manufactured by selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 204: 114151.
- [23] SCHIMBÄCK D, BRAUN J, LEICHTFRIED G, et al. Laser powder bed fusion of an engineering intermetallic TiAl alloy[J]. *Materials & Design*, 2021, 201: 109506.
- [24] WU Y, ZHANG S Q, CHENG X, et al. Investigation on solid-state phase transformation in a Ti-47Al-2Cr-2V alloy due to thermal cycling during laser additive manufacturing process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 799: 325–333.
- [25] 陈莹莹, 肖志瑜, 李上奎, 等. 3D 打印用金属粉末的制备技术及其研究进展[J]. *粉末冶金工业*, 2018, 28(4): 56–61.
- CHEN Yingying, XIAO Zhiyu, LI Shangkui, et al. Research progress on the preparation methods of metal powder for 3D printing[J]. *Powder Metallurgy Industry*, 2018, 28(4): 56–61.
- [26] WEGMANN G, GERLING R, SCHIMANSKY F P. Temperature induced porosity in hot isostatically pressed gamma titanium aluminide alloy powders[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(3): 741–752.
- [27] 刘振华, 徐广胜, 王一龙, 等. 高品质 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金粉末制备方法及其相变组织研究[J]. *热加工工艺*, 2022, 51(12): 35–38.
- LIU Zhenhua, XU Guangsheng, WANG Yilong, et al. Research on preparation methods and phase transformation of high quality Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy powder[J]. *Hot Working Technology*, 2022, 51(12): 35–38.
- [28] 王刚, 郑卓, 常立涛, 等. TiAl 预合金粉末的表征和后续致密化显微组织特点[J]. *金属学报*, 2011, 47(10): 1263–1269.
- WANG Gang, ZHENG Zhuo, CHANG Litao, et al. Characterization of TiAl pre-alloyed powder and its densification microstructure[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2011, 47(10): 1263–1269.
- [29] LIU B L, WANG M S, DU Y L, et al. Size-dependent structural properties of a high-Nb TiAl alloy powder[J]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2020, 13(1): 161.
- [30] 贺卫卫, 汤慧萍, 刘咏, 等. PREP 法制备高温 TiAl 预合金粉末及其致密化坯体组织研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2014, 43(11): 2768–2773.
- HE Weiwei, TANG Huiping, LIU Yong, et al. Preparation of high-temperature TiAl pre-alloyed powder by PREP and its densification microstructure research[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(11): 2768–2773.
- [31] LAMIRAND M, BONNENTIEN J L, FERRIÈRE G, et al. Relative effects of chromium and niobium on microstructure and mechanical properties as a function of oxygen content in TiAl alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56(5): 325–328.
- [32] LEFEBVRE W, LOISEAU A, THOMAS M, et al. Influence of oxygen on the $\alpha \rightarrow \gamma$ massive transformation in a Ti-48 at.% Al alloy[J]. *Philosophical Magazine A*, 2002, 82(11): 1111–1126.

2341–2355.

[33] YANG D Y, GUO S, PENG H X, et al. Size dependent phase transformation in atomized TiAl Powders[J]. *Intermetallics*, 2015, 61: 72–79.

[34] ZHOU Y H, LIN S F, HOU Y H, et al. Layered surface structure of gas-atomized high Nb-containing TiAl powder and its impact on laser energy absorption for selective laser melting[J]. *Applied Surface Science*, 2018, 441: 210–217.

[35] YABLOKOVA G, SPEIRS M, VAN HUMBEECK J, et al. Rheological behavior of β -Ti and NiTi powders produced by atomization for SLM production of open porous orthopedic implants[J]. *Powder Technology*, 2015, 283: 199–209.

[36] GASPER A N D, CATCHPOLE-SMITH S, CLARE A T. In-situ synthesis of titanium aluminides by direct metal deposition[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 239: 230–239.

[37] PARSONS E M, SHAIK S Z. Additive manufacturing of aluminum metal matrix composites: Mechanical alloying of composite powders and single track consolidation with laser powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 50: 102450.

[38] LI W, LI M, LIU J, et al. Microstructure control and compressive properties of selective laser melted Ti–43.5Al–6.5Nb–2Cr–0.5B alloy: Influence of reduced graphene oxide (RGO) reinforcement[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 743: 217–222.

[39] LI W, LI M, YANG Y, et al. Enhanced compressive strength and tailored microstructure of selective laser melted Ti–46.5Al–2.5Cr–2Nb–0.5Y alloy with different boron addition[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 731: 209–219.

[40] 赵志国, 柏林, 李黎, 等. 激光选区熔化成形技术的发展现状及研究进展[J]. *航空制造技术*, 2014, 57(19): 46–49.

ZHAO Zhiguo, BAI Lin, LI Li, et al. Status and progress of selective laser melting forming technology[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2014, 57(19): 46–49.

[41] 杨永强, 陈杰, 宋长辉, 等. 金属零件激光选区熔化技术的现状及进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(1): 9–21.

YANG Yongqiang, CHEN Jie, SONG Changhui, et al. Current status and progress on technology of selective laser melting of metal parts[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018,

55(1): 9–21.

[42] GAO P, HUANG W P, YANG H H, et al. Cracking behavior and control of β -solidifying Ti–40Al–9V–0.5Y alloy produced by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 39: 144–154.

[43] DOUBENSKAIAM, DOMASHENKOV A, SMUROV I, et al. Study of selective laser melting of intermetallic TiAl powder using integral analysis[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2018, 129: 1–14.

[44] SHI X Z, WANG H X, FENG W W, et al. The crack and pore formation mechanism of Ti–47Al–2Cr–2Nb alloy fabricated by selective laser melting[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2020, 91: 105247.

[45] CAPRIO L, DEMIR A G, CHIARI G, et al. Defect-free laser powder bed fusion of Ti–48Al–2Cr–2Nb with a high temperature inductive preheating system[J]. *Journal of Physics: Photonics*, 2020, 2(2): 024001.

[46] 王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题[J]. *航空学报*, 2014, 35(10): 2690–2698.

WANG Huaming. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2014, 35(10): 2690–2698.

[47] 巩水利, 锁红波, 李怀学. 金属增材制造技术在航空领域的发展与应用[J]. *航空制造技术*, 2013, 56(13): 66–71.

GONG Shuili, SUO Hongbo, LI Huaixue. Development and application of metal additive manufacturing technology[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2013, 56(13): 66–71.

[48] LIN J, STEEN W M. Design characteristics and development of a nozzle for coaxial laser cladding[J]. *Journal of Laser Applications*, 1998, 10(2): 55–63.

[49] YUAN L, DING S L, WEN C E. Additive manufacturing technology for porous metal implant applications and triple minimal surface structures: A review[J]. *Bioactive Materials*, 2019, 4(1): 56–70.

[50] NONG X D, ZHOU X L, WANG Y D, et al. Effects of geometry, location, and direction on microstructure and mechanical properties of 15-5PH stainless steel fabricated by directed energy deposition[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 821: 141587.

[51] TIAN Y B, SHEN J Q, HU S S, et al.

Effects of ultrasonic peening treatment layer by layer on microstructure of components fabricated by wire and arc additive manufacturing[J]. *Materials Letters*, 2021, 284: 128917.

[52] CHENG F, WANG H M, WU Y, et al. Microstructure evolution and tensile property of TiAl alloy using continuous direct energy deposition technique[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 906: 164309.

[53] KOŚCIELNA A, SZKLINIARZ W. Effect of cyclic heat treatment parameters on the grain refinement of Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy[J]. *Materials Characterization*, 2009, 60(10): 1158–1162.

[54] YU Y H, KOU H C, JIA M Y, et al. Formation of α -segregation and its impact on grain refinement in Ti–47.5Al–5Nb–2.5V–1Cr alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2022, 211: 114510.

[55] SHI X Z, MA S Y, LIU C M, et al. Parameter optimization for Ti–47Al–2Cr–2Nb in selective laser melting based on geometric characteristics of single scan tracks[J]. *Optics & Laser Technology*, 2017, 90: 71–79.

[56] YANG Y, DANG M Z, LI W, et al. Study on cracking mechanism and inhibiting process of TiAl alloys fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2020, 56(3): 181–188.

[57] MIZUTA K, HIJIKATA Y, FUJII T, et al. Characterization of Ti–48Al–2Cr–2Nb built by selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 203: 114107.

[58] ZHANG X, MAO B, LIAO Y L, et al. Selective laser melting of graphene oxide-reinforced Ti–48Al–2Cr–2Nb: Improved manufacturability and mechanical strength[J]. *Journal of Materials Research*, 2020, 35(15): 1998–2005.

[59] LEYENS C, PETERS M. Titanium and titanium alloys[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003.

[60] YUE H Y, PENG H, LI R F, et al. High-temperature microstructure stability and fracture toughness of TiAl alloy prepared via electron beam smelting and selective electron beam melting[J]. *Intermetallics*, 2021, 136: 107259.

[61] LÖBER L, SCHIMANSKY F P, KÜHN U, et al. Selective laser melting of a beta-solidifying Ti–Nb–B1 titanium aluminide alloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(9): 1852–1860.

[62] LI W, LIU J, ZHOU Y, et al. Effect of laser scanning speed on a Ti–45Al–2Cr–5Nb

- alloy processed by selective laser melting: Microstructure, phase and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 688: 626–636.
- [63] LUO J S, VOISIN T, MONCHOUX J P, et al. Refinement of lamellar microstructures by boron incorporation in GE–TiAl alloys processed by spark plasma sintering[J]. *Intermetallics*, 2013, 36: 12–20.
- [64] APPEL F, PAUL J D H, OEHRING M. Gamma titanium aluminide alloys[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2011.
- [65] 李志明. Hf、B 合金化及热处理对 TiAl 基金属组织的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2008.
- LI Zhiming. Effect of Hf, B alloying and heat treatment on the microstructure of TiAl-based alloy[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2008.
- [66] GAO P, WANG Z M. Formability improvement, cracking behavior and control of Y-modified Ti–43Al–4Nb–1Mo–0.1B alloys produced by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 854: 157172.
- [67] KENEL C, DASARGYRI G, BAUER T, et al. Selective laser melting of an oxide dispersion strengthened (ODS) γ -TiAl alloy towards production of complex structures[J]. *Materials & Design*, 2017, 134: 81–90.
- [68] RITTINGHAUS S K, ZIELINSKI J. Influence of process conditions on the local solidification and microstructure during laser metal deposition of an intermetallic TiAl alloy (GE4822)[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52(3): 1106–1116.
- [69] THOMAS M. Progress in the understanding of the microstructure evolution of direct laser fabricated TiAl[J]. *Materials Science Forum*, 2016, 879: 1939–1944.
- [70] THOMAS M, MALOT T, AUBRY P. Laser metal deposition of the intermetallic TiAl alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, 48(6): 3143–3158.
- [71] RITTINGHAUS S K, MOLINA RAMIREZ V R, ZIELINSKI J, et al. Oxygen gain and aluminum loss during laser metal deposition of intermetallic TiAl[J]. *Journal of Laser Applications*, 2019, 31(4): 042005.
- [72] GE W J, GUO C, LIN F. Effect of process parameters on microstructure of TiAl alloy produced by electron beam selective melting[J]. *Procedia Engineering*, 2014, 81: 1192–1197.
- [73] YAN L, LI W, CHEN X Y, et al. Simulation of cooling rate effects on Ti–48Al–2Cr–2Nb crack formation in direct laser deposition[J]. *JOM*, 2017, 69(3): 586–591.
- [74] JAKOB A, SPEIDEL M O. Microstructure and tensile properties of TiAl compounds formed by reactive foil metallurgy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1994, 189(1–2): 129–136.
- [75] ZHANG J L, SONG B, WEI Q S, et al. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(2): 270–284.
- [76] WANG Y C, SHI J. Developing very strong texture in a nickel-based superalloy by selective laser melting with an ultra-high power and flat-top laser beam[J]. *Materials Characterization*, 2020, 165: 110372.
- [77] ZHANG X D, BRICE C, MAHAFFEY D W, et al. Characterization of laser-deposited TiAl alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2001, 44(10): 2419–2424.
- [78] QU H P, WANG H M. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited γ -TiAl intermetallic alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 466(1–2): 187–194.
- [79] SRIVASTAVA D, CHANG I T H, LORETTO M H. The effect of process parameters and heat treatment on the microstructure of direct laser fabricated TiAl alloy samples[J]. *Intermetallics*, 2001, 9(12): 1003–1013.
- [80] LIU C T, MAZIASZ P J. Microstructural control and mechanical properties of dual-phase TiAl alloys[J]. *Intermetallics*, 1998, 6(7–8): 653–661.
- [81] ZHANG J S, WU Y, CHENG X, et al. Study of microstructure evolution and preference growth direction in a fully laminated directional micro-columnar TiAl fabricated using laser additive manufacturing technique[J]. *Materials Letters*, 2019, 243: 62–65.
- [82] ZHANG X Y, LI C W, ZHONG H Z, et al. Microstructure formation and tailoring of the intermetallic TiAl alloy produced by direct laser deposition[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51(1): 82–87.
- [83] FANG L, DING X F, HE J P, et al. Microstructure instability of fully lamellar TiAl alloy containing high content of Nb after long-term thermal cycling[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(10): 3095–3102.
- [84] LIU Y, HU R, YANG G, et al. Widmannstätten laths in Ti48Al2Cr2Nb alloy by undercooled solidification[J]. *Materials Characterization*, 2015, 107: 156–160.
- [85] DIMIDUK D M. Gamma titanium aluminide alloys—An assessment within the competition of aerospace structural materials[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 263(2): 281–288.
- [86] WANG P, VEERARAGHAVAN D, KUMAR M, et al. Massive-parent interphase boundaries and their implications on the mechanisms of the $\alpha \rightarrow \gamma_M$ massive transformation in Ti–Al alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33(8): 2353–2371.
- [87] WANG J W, LUO Q, WANG H M, et al. Microstructure characteristics and failure mechanisms of Ti–48Al–2Nb–2Cr titanium aluminide intermetallic alloy fabricated by directed energy deposition technique[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 32: 101007.
- [88] WANG J, YANG K, LIU N, et al. Microstructure and tensile properties of Ti–48Al–2Cr–2Nb rods additively manufactured by selective electron beam melting[J]. *JOM*, 2017, 69(12): 2751–2755.
- [89] KOTHARI K, RADHAKRISHNAN R, WERELEY N M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques[J]. *Progress in Aerospace Sciences*, 2012, 55: 1–16.
- [90] LIU C T, SCHNEIBEL J H, MAZIASZ P J, et al. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures[J]. *Intermetallics*, 1996, 4(6): 429–440.
- [91] POLOZOV I, KANTYUKOV A, POPOVICH V, et al. Microstructure and mechanical properties of TiAl-based alloy produced by selective laser melting[C]//29th International Conference on Metallurgy and Materials (METAL 2020). Brno, 2020: 1037–1041.
- [92] GAO P, WANG Z M. Tailored microstructure and enhanced comprehensive mechanical properties of selective laser melted Ti–40Al–9V–0.5Y alloy after aging treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 780: 139183.
- [93] CUIS, CUI C X, LV J, et al. Fabrication, microstructure and mechanical properties of Al_2O_3 whiskers reinforced Ti–46Al–4Nb alloy[J]. *Materials Letters*, 2020, 259: 126902.
- [94] ISMAEEL A, WANG C S. Effect of Nb additions on microstructure and properties of

γ -TiAl based alloys fabricated by selective laser melting[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(5): 1007-1016.

[95] SRIVASTAVA D, HU D, CHANG I T H, et al. The influence of thermal processing route on the microstructure of some TiAl-based alloys[J]. Intermetallics, 1999, 7(10): 1107-1112.

[96] LI M, WU X, YANG Y, et al. TiAl/RGO (reduced graphene oxide) bulk composites with refined microstructure and enhanced nanohardness fabricated by selective laser melting (SLM)[J]. Materials Characterization, 2018, 143: 197-205.

[97] ZHANG X Y, LI C W, ZHENG M Y, et al. Anisotropic tensile behavior of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by direct laser deposition[J]. Additive Manufacturing, 2020, 32: 101087.

[98] LIU Z Q, MA R X, XU G J, et al. Effects of annealing on microstructure and mechanical properties of γ -TiAl alloy fabricated

via laser melting deposition[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(4): 917-927.

[99] YUE H Y, PENG H, LI R F, et al. Selective electron beam melting of TiAl alloy: Metallurgical defects, tensile property, and determination of process window[J]. Advanced Engineering Materials, 2020, 22(8): 2000194.

[100] YUE H Y, PENG H, LI R F, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and anisotropy of tensile properties of TiAl alloy produced via selective electron beam melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140473.

[101] LIU S Q, DING H S, CHEN R R, et al. Remarkable improvement in tensile strength of a polycrystalline γ -TiAl-based intermetallic alloy by deformation nanotwins[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 823: 141692.

[102] WU X H, HU D. Microstructural refinement in cast TiAl alloys by solid state

transformations[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(8): 731-734.

[103] HUANG D N, TAN Q Y, ZHOU Y H, et al. The significant impact of grain refiner on γ -TiAl intermetallic fabricated by laser-based additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102172.

[104] TLOTLENG M. Microstructural properties of heat-treated LENS in situ additively manufactured titanium aluminide[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(2): 701-708.

[105] YAMAGUCHI M, INUI H, ITO K. High-temperature structural intermetallics[J]. Acta Materialia, 2000, 48(1): 307-322.

通讯作者: 陈超越, 副教授, 博士, 研究方向为金属增材制造。

Research Status of Laser Additive Manufacturing of Titanium-Aluminum Intermetallic Compounds

WANG Jiang, CAO Tingwei, CHEN Chaoyue, ZHAO Ruixin, XU Songzhe, HU Tao,
SHUAI Sansan, REN Zhongming

(State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

[ABSTRACT] With the development of China's industrial technology, engine materials have become a barrier to the development of aviation technology. TiAl alloy has the advantages of low density, good oxidation resistance and high specific strength, and it is a promising alternative material for low-pressure turbine blades. In order to explore the application prospects of TiAl alloy prepared by laser additive manufacturing technology in aero-engines, this paper introduces in detail the TiAl powder required for laser additive manufacturing and related laser additive manufacturing technology, as well as the current research status. The advantages and drawbacks of using laser additive manufacturing technology for TiAl alloy are analyzed, and the problems that still need to be studied are proposed.

Keywords: Intermetallic compounds; Metal powders; Laser additive manufacturing (LAM); Laser directed energy deposition; Laser powder bed melting; Aerospace

(责编 雷松)

2022年 南京

第九届航空航天数字化测量技术 创新发展论坛

承办单位

《航空制造技术》杂志社

联系人：孙晓婷
电 话：15910757560, 010-85700465-269
传 真：010-65479281, 010-85700466
E-mail: huiyi@amte.net.cn
网 址: www.amte.net.cn
地 址: 北京340信箱杂志社(100024)

指定媒体：

AERONAUTICAL MANUFACTURING TECHNOLOGY
航空制造技术

AeroTime
航空制造网
www.amte.net.cn

航空精密制造技术

引文格式: 任祝寅, 周华, 张健, 等. 数字孪生在航空发动机燃烧室设计阶段的应用与展望 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 34-39.

REN Zhuyin, ZHOU Hua, ZHANG Jian, et al. Application and prospect of digital twin in design phase of aero-engine combustion chambers[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 34-39.

数字孪生在航空发动机燃烧室设计阶段的应用与展望*

任祝寅, 周华, 张健, 张琪

(清华大学航空发动机研究院, 北京 100084)

[摘要] 随着航空发动机性能指标和系统复杂度的不断提升, 数字孪生技术正在成为支撑航空发动机全生命周期管理的重要手段。燃烧室是发动机的核心, 其研制过程具有难度大、周期长、花费高等特点。基于数字孪生的设计技术能够预测燃烧室的性能, 评估其可靠性, 并对试验方案进行预先评估与优化, 大幅缩短燃烧室设计的时间, 同时降低经费支出。简述了航空发动机燃烧室在设计阶段面临的挑战, 并针对数字孪生在航空发动机燃烧室设计阶段的应用与关键问题进行了简要的综述与展望。

关键词: 数字孪生; 航空发动机; 燃烧室; 计算流体力学; 高保真数值模拟

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.034



任祝寅

教授, 博士, 杰青, 研究方向为航空宇航推进理论与技术和航空发动机燃烧仿真与测试技术。

燃烧室是航空发动机的核心, 需要在高温、高压、动态特性快速多变的严苛条件下长期保持稳定的工作

* 基金项目: 国家自然科学基金(52025062、52106122)。

状态。航空发动机燃烧室的研制过程具有难度大、周期长、花费高等特点。为满足不断提升的发动机任务需求与技术指标, 发动机系统的复杂度显著增大, 燃烧室设计也面临着跨越式发展的挑战^[1]。

燃烧室性能是流动、燃烧、传热等多学科深度耦合的综合效果, 设计极为复杂, 目前国内航空发动机燃烧室的研发仍以试验为主。随着计算流体力学的快速发展, 基于高保真数值模拟的设计技术极大提升了航空发动机的研发效率, 使得发动机的研制周期由 10~15 年缩短至 4~5 年, 同时大幅降低了研发成本, 使得样机数量由 40~50 台减少到 10 台左右^[2]。

近年来, 随着计算机技术、信息技术与数据科学的进一步发展, 以智能制造为主导的数字化制造技术正在形成。作为支撑未来物理与虚拟

世界之间虚实交融的重要手段, 基于数字孪生的设计技术将助力燃烧室跨越式发展^[3]。燃烧室的高保真数字孪生体能够预测燃烧室的性能, 评估其可靠性, 并对试验方案进行预先评估与优化, 大幅降低燃烧室设计的时间与经费支出^[4]。本文简述了航空发动机燃烧室在设计阶段面临的挑战, 并针对数字孪生在航空发动机燃烧室设计阶段的应用与关键问题进行简要的综述与展望。

1 航空发动机燃烧室设计面临的挑战

燃烧室是发动机核心机的三大部件之一, 在燃烧室中化学能通过燃烧过程转化为热能进而做功, 燃烧室因而被称为发动机的核心。燃烧室的工作条件非常严苛, 承受着发动机中最高压力(可达 7 MPa)与最高的温度(可达 2100 °C), 同时需要面

对快速多变的系统需求。在恶劣的工作条件下,燃烧室还需要具备优异的性能,包括高空、高原和高寒条件下的点火性能,慢车贫油、吞水、吞冰以及武器发射情况下的稳燃性能,高燃烧效率、低污染排放等^[2]。

目前先进燃烧室可以称作第3代,索建秦等^[5]对航空发动机燃烧室的划代进行了详细的描述,第1代燃烧室大致出现于20世纪40~70年代,典型压比约为10,火焰筒上设置有主燃孔与掺混孔,主要形式是环管燃烧室,典型的代表包括WP6发动机燃烧室和J79发动机燃烧室;第2代燃烧室出现于20世纪70~90年代末,典型的压比约为20,主要形式是短环型燃烧室,典型代表有RB-211发动机燃烧室和CFM-56发动机燃烧室;第3代燃烧室分为低污染燃烧室和高油气比燃烧室,参与燃烧的空气全部由头部进入,没有主燃孔。可以看出,每代燃烧室的构型以及对设计的要求均有所不同。以第3代燃烧室为例,由于参与燃烧的空气全部由头部进入,燃烧区的空气动力学几乎完全由头部进气决定,造成其设计和研发与前两代发动机存在显著差异。随着飞机对发动机要求的不断提高,对燃烧室的要求也越来越高,燃烧室设计也面临着跨越式发展的挑战。

航空发动机燃烧室的研制是一项典型的复杂系统工程,面临着研制需求、系统组成、项目管理、工作环境复杂等问题。燃烧室的一些性能要求往往造成互相矛盾的设计方案,比如高温升燃烧室大工况下冒烟与小工况下贫油熄火之间的矛盾,低污染燃烧室中氮氧化物排放与一氧化碳排放之间的矛盾等。另外,由于燃烧室内部流动、燃烧、传热之间的深度耦合特性,造成设计指标与设计参数之间往往缺乏简单的对应关系,而且牵一发而动全身。这些特性给燃烧室的设计带来了诸多挑战。

2 数字孪生在燃烧室设计阶段的应用、关键技术与展望

2.1 数字孪生的含义

2003年,美国密歇根大学的Michael Grieves教授提出了“数字复制品”的概念。2011年,美国空军研究实验室(AFRL)提出了“机体数字孪生”的概念。近年来,关于数字孪生的概念层出不穷,其核心元素包括物理实体、数字实体及二者之间的连接。根据文献[6]中的定义:物理实体包括物理环境和物理本体,数字实体包括数字本体和数字环境。二者之间数据双向传递:物理实体向数字实体中传递传感器等客观的数据;数字实体利用数据对数字本体和数字环境建模仿真后,向物理实体传递具备描述、诊断、预测和优化等特征的信息,它们能实时指导物理实体的行为,并为系统运行提供辅助决策。

随着航空发动机性能指标和系统复杂度的不断上升,数字孪生技术正在成为支撑航空发动机全生命周期的重要手段。金如山^[7]、索建秦^[5]等针对国内航发设计体系的建设与完善,阐述了先进航空发动机燃烧室全生命周期的设计研发体系,包括概念性预先研究阶段、方案论证选择阶段、技术研发阶段、发动机型号研发阶段和售后服务及改进阶段5个阶段。在航空发动机全生命周期的不同阶段,数字孪生均能发挥重要作用,但其表现形式与侧重解决的问题各有不同,以下主要介绍数字孪生在航空发动机燃烧室设计阶段的应用与关键问题。

2.2 数字孪生在燃烧室设计中的应用

在现阶段,虽然燃烧室的研发仍以试验工作为主,但是由于航空发动机燃烧室的性能要求越来越高、研制进度愈加紧迫,造成未来燃烧室的研发难度越来越大,从“传统设计”到“预测设计”的模式变革势在必行,基于数值仿真的正向设计研发体系是

航空发动机研发体系的发展趋势^[1,3]。基于数字孪生的双V型研发体系本质是基于数值仿真的正向设计研发体系的一种形式,其核心在于基于数值仿真技术开展数字化试验,减小对于物理试验的依赖。图1对比了传统的V型正向研发体系以及基于数字孪生的双V型研发体系,通过开展基于数字孪生技术的数字化试验,能够大幅缩减需求分析、方案设计、详细设计、工艺设计等阶段对于物理实体试验的依赖。具体来说,通过将量化的需求指标输入到数字孪生体中,可以在数字孪生的模拟环境下,对燃烧室的气动热力性能、结构强度性能等开展评估,诊断可能发生的故障及其产生机理,从而对燃烧室设计进行综合评估^[4]。与此同时,可以对数字孪生体开展大量的虚拟地面试验和高空台试验,预测燃烧室的功能、性能表现,以及可能出现的故障,评估燃烧室的可靠性,并对即将开展的试验方案进行评估与优化,以缩短试验台的建设周期,降低建设经费。

2.3 燃烧室数字孪生的关键技术与挑战

在设计阶段,燃烧室数字孪生的表现形式主要为“离线”孪生,其关键技术是高保真孪生模型的构建技术与不确定性量化技术。

2.3.1 高保真孪生模型的构建技术

目前,航空发动机燃烧室仿真广泛采用的湍流模型仍是基于雷诺平均(RANS)或是非稳态雷诺平均(URANS)的方法;燃烧模型通常采用小火焰面类(Flamelet-based)模型结合详细机理^[8-9],或是涡耗散(EDC)模型结合简化机理^[10];对于喷雾雾化的模拟多是基于经验模型给定初次破碎后的液滴粒径与速度的分布^[11],而后采用基于球形液滴的二次破碎模型,如TAB^[12]和WAVE^[13],结合经典的基于平衡态假设的蒸发模型^[14],对二次雾化与蒸发过程建模。尽管现有模型存在诸多缺陷,然而,在给定合适的边

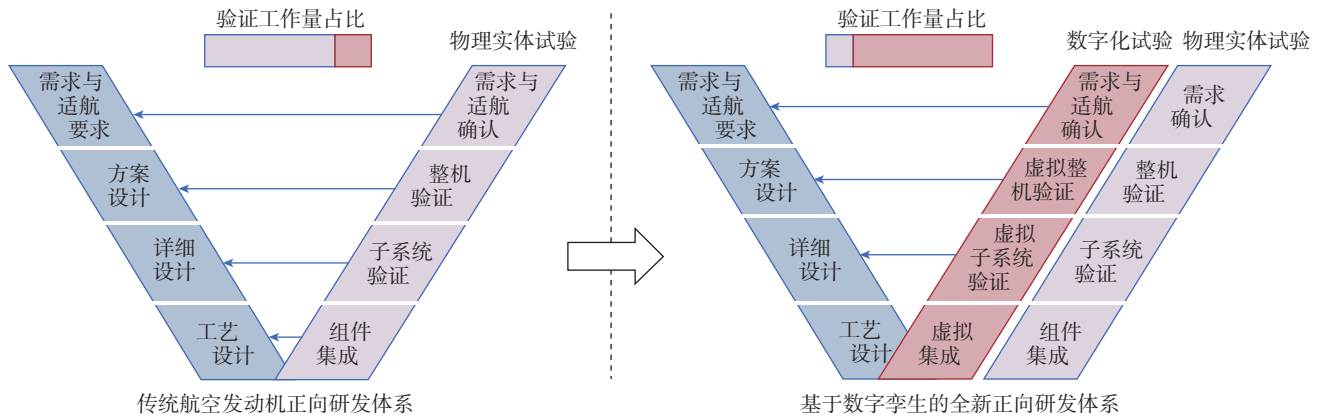


图1 航空发动机传统的V型正向研发体系与基于数字孪生的全新双V型研发体系

Fig.1 Traditional V-shaped forward R&D system of aero-engine and new double-V-shaped R&D system based on digital twin technique

界条件的前提下,现有的仿真技术对于流动分配、总压损失已达到较高的模拟置信度,对于出口平均温度径向分布也能达到中等的置信度。图2所示为燃烧室设计阶段需要考虑的部分关键问题以及现有模型、方法对于这些关键问题的预测置信度示意图。总体来说,目前对于燃烧室内部的流动、压降、油气掺混的预测结果较为可信。然而,对于贫燃吹熄、高空点火与污染物排放的预测依然面临挑战。这些挑战性问题的核心都是对于两相燃烧过程的高保真模拟,而作为两相燃烧最基本的物理过程,喷雾模型与燃烧模型的构建是燃烧室高保真数字孪生的关键。

喷雾模型方面,当前对于远离喷嘴出口的二次雾化机理的认知较为透彻,并在此基础上建立了一系列较为成熟的模型。然而,对于近喷嘴出口处发生的初始雾化的机理认识还很欠缺,各影响因素的作用机理和规律仍有待探索。航空发动机燃烧室中常用的油膜雾化方式涉及的物理过程极为复杂,包括液滴吸收、溅射、表面脱离和边界分离等,其雾化机理的研究尚处于起步阶段。初次雾化对后续的二次雾化及整个雾化性能起着决定性的作用,而目前缺乏模拟初次雾化的有效手段,目前通常依赖经验公式描述喷雾过程,给预测结果引入了极大的不确定性。

图2 燃烧室设计的关键问题以及现有模型、方法对于这些问题的预测置信度示意图
Fig.2 Schematic plot for some key issues of combustor design and the level of simulation accuracy for these issues

燃烧模型方面,当前主要包括基于总包反应的有限速率模型、火焰面类模型以及输运概率密度函数类模型3种模型,均存在不足之处。基于总包反应的有限速率模型,如涡破碎(EBU)、加厚火焰面模型(TFM),由于未考虑详细反应动力学,难以准确模拟点/熄火、污染物排放等问题;火焰面类模型,如火焰面反应进度变量(FPV)、火焰面生成流形(FGM)模型,由于低维流形假设的限制,难以准确刻画燃烧室内强烈的湍流-化学反应相互作用导致的局部熄火、再燃等问题;输运概率密度函数类模型,对于点/熄火、污染物排放等挑战性问题的预测精度较高,但其计算开销一般较高,难以应用于要求快速迭代的设计阶段。综上,现有燃烧模型面临精度与效率的挑战,难以两者兼顾。

当然,除了喷雾模型、燃烧模型,燃烧室的高保真孪生模型还涉及(近壁面)湍流模型、湍流弥散模型、蒸发模型、辐射模型等。这些模型的未来发展方向包括发展基于大涡模拟(LES)方法的湍流模型,解决RANS/URANS方法对于强旋流、回流、非稳态流动预测不准的问题;发展基于输运概率密度函数(TPDF)方法^[15]、加厚火焰面(ATF)方法^[16]的燃烧模型,增强对于湍流-化学反应相互作用的捕捉能力;发展计算量可接受的初次雾化模型,提升现有的水平集-流体体积法(Level Set-VOF)^[17]、光滑粒子法(SPH)^[18]等的计算效率,减轻对于初次破碎经验公式的依赖。由此可见,要实现燃烧室的高保真数字孪生还有很多建模方面的难点需要突破。

2.3.2 不确定性量化技术

燃烧室的高保真数字孪生涉及

的模型众多,每个模型均包含多个参数,而每个参数都包含着不确定性。因此,基于数字孪生开展的性能分析与虚拟试验必然存在不确定性,而量化数字孪生的不确定性是量化数字孪生预测结果置信度的前提,对于评估数字孪生的预测结果至关重要。在2014年,美国国家航空航天局(NASA)经过大量调研形成了一份综合分析报告,对计算流体力学所涉及的技术到2030年时的需求及能力做了分析和预测^[19]。在这份报告中,将不确定性量化单独作为一个条目,详细规划了至2030年的关键技术节点,足见不确定性量化的重要性。

燃烧室数字孪生的输入参数空间包含初始、边界条件参数和模型参数,如化学反应动力学模型的反应常数、湍流模型、燃烧模型参数等。由此构成的输入参数空间的维度极高。以化学反应动力学为例,从氢气到大分子碳氢燃料的反应机理,由数十到近千步反应组成,而每步反应均有一定的不确定性,导致仅在化学反应动力学模型中就存在海量的不确定性参数。由于参数众多且燃烧室高保真数字孪

生的计算成本高,使得燃烧室数字孪生的不确定性量化面临由于高维输入参数空间造成的“维度灾难”。

2.4 燃烧室数字孪生关键技术的展望

在高保真孪生模型的构建方面,美国航空航天学会(AIAA)在2021年梳理了当前航空发动机整机高保真仿真面临的重大挑战,并提出了在2040年达到一周内完成航空发动机整机高保真仿真的远景目标^[20]。图3所示为实现这一远景目标过程中的关键里程碑节点与面临的挑战,从中可以看出多物理场的耦合能力,以及更高的精度与效率是高保真孪生模型的发展趋势。为了解决现有模型不能兼顾精度与效率的问题,构建高效、通用的自适应模型是发展趋势之一。自适应燃烧模型能够根据局部湍流-化学反应相互作用特性权衡精度与效率,自适应选取局部最优的燃烧模型。以杨天威^[21]提出的基于层流有限速率-输运概率密度函数的自适应燃烧模型为例,在湍流-化学反应相互作用弱的区域,采用基于总包机理的层流有限速率模型降低时间开销,在湍流-化学反应相互

作用强的区域,采用基于详细机理的输运概率密度函数模型保证精度。自适应湍流模型则能够实现雷诺平均(RANS)与大涡模拟(LES)方法的联合使用,达到权衡精度与效率的目的。以Han等^[22]提出的超大涡模拟(VLES)为例,该模型能够根据局部湍流尺度和计算网格尺度之间的相对大小关系,在RANS与LES之间自适应切换。自适应模型能够兼顾精度与效率,代表了高保真孪生模型未来的发展趋势。需要强调的是,此处介绍美国的技术路线,目的是提炼其中涉及的关键技术问题,做好相关的技术研发与储备工作,绝不是生搬硬套。一切的根本还是要落实技术储备。

在不确定性量化方面,为了解决高维输入参数空间带来的“维度灾难”问题,发展基于活性子空间降维的不确定性量化方法是一条极具潜力的技术路线。活性子空间方法是通过目标量(QoI)梯度的偏协方差矩阵进行特征分解,得到活跃特征方向,构建输入参数低维子空间。利用输入参数在低维子空间的投影得到活跃变量,达到降低输入参数维度

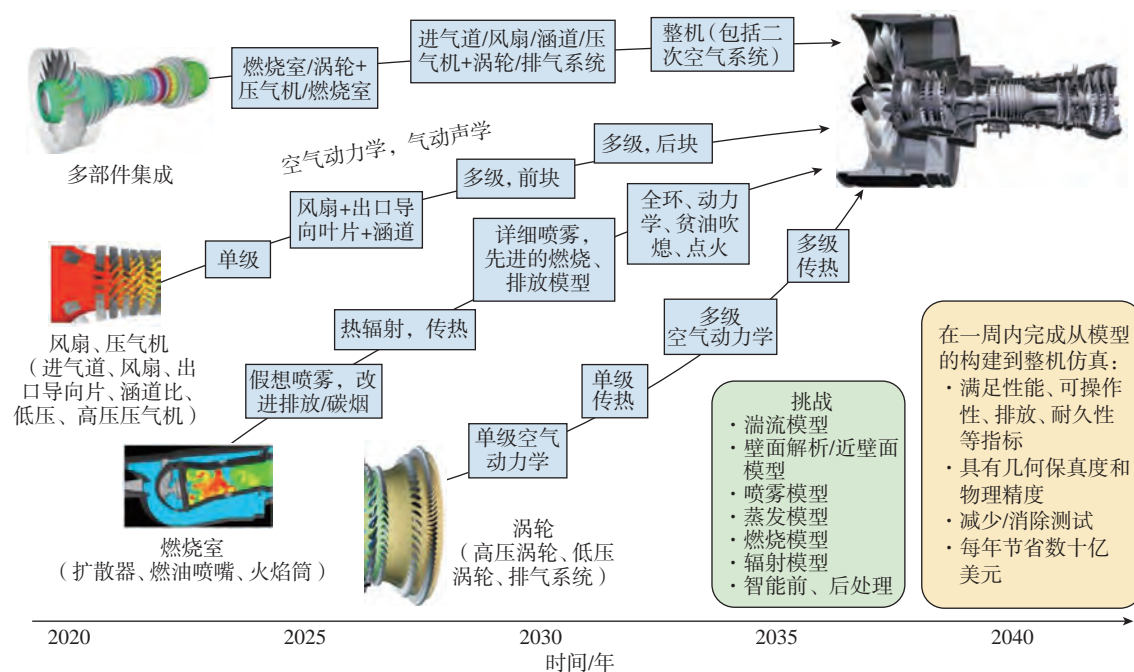
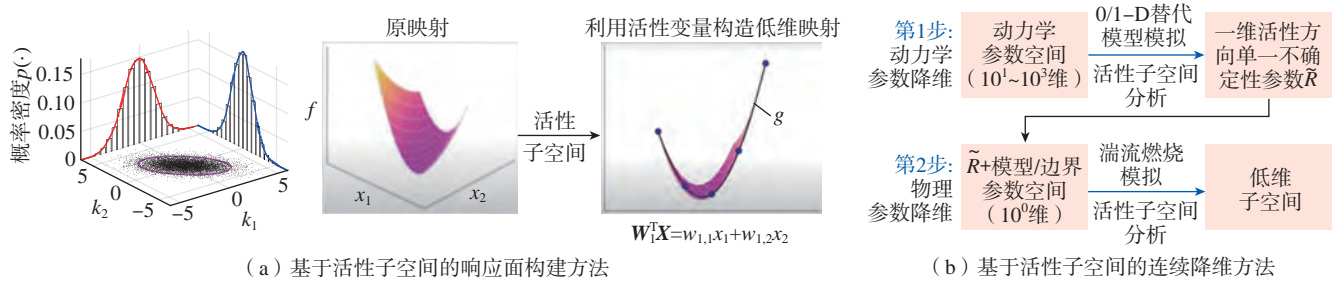


图3 航空发动机整机高保真仿真远景目标与挑战^[20]

Fig.3 Vision and challenges of high-fidelity simulation of full aero-engine^[20]

图 4 基于活性子空间的响应面构建方法和连续降维方法示意图^[23-24]Fig.4 Schematic plot of response surface construction method and successive dimension reduction method based on active subspace^[23-24]

的目的。图 4 (a) 为基于活性子空间方法构造低维映射的示意图。基于活性子空间方法, Wang 等^[23-24]提出了连续降维方法, 如图 4 (b) 所示。该方法是利用零维或一维化学动力学模型作为替代模型, 首先对动力学模型参数进行降维, 对由降维后的活性动力学参数与物理模型参数组成的新输入空间进行再次降维, 从而实现输入参数空间的连续降维。连续降维方法是实现燃烧室数字孪生海量输入参数大幅降维的有效手段, 是实现燃烧室数字孪生不确定性量化的一条具有潜力的技术路线。

在高性能计算方面, 基于高保真数字孪生的数字化试验的计算开销大, 发展与之匹配的高性能计算能力是未来重要的发展方向之一。在同等算力条件下, GPU 比 CPU 具有明显的性价比优势, 而且 GPU 的运算性能明显优于 CPU。因此, 如果能够将数字孪生中计算密集部分的工作负载转移到 GPU, 而采用 CPU 运行其余部分, 则能够大大提升计算速度, 同时降低计算成本。目前, 基于 GPU 的高性能计算已经广泛应用于分子动力学模拟、机器学习、天气预测等领域^[25-26], 基于 GPU 的计算流体力学仿真尚处于起步阶段^[27]。可以预见, 基于 GPU 的高性能计算方法将成为高保真数字孪生的助推器。

在机器学习方面, 深度学习技术能够从大数据中自动寻找隐藏的特征信息, 并且可以直接处理原始形态数据获得经验或知识, 从而预测复杂

非线性系统的未来行为^[28]。经过长足的发展, 深度学习的技术拐点正在到来, 其计算效率高、适用性强的优势正在逐步显现。其中, 基于物理约束的深度学习方法通过引入物理方程的约束, 能够使网络收敛于物理控制方程, 实现可解释的深度学习技术^[29]。这将是深度学习方法在工程领域应用的主要方向, 发展前景巨大。基于物理约束的深度学习方法构建面向航空发动机的高精度、实时仿真方法将是未来发展的重点方向之一。

3 结论

随着计算机技术、信息技术与数据科学的进一步发展, 以智能制造为主导的数字化制造技术正在形成。作为支撑未来物理与虚拟世界之间虚实交融的重要手段, 基于数字孪生的设计技术将助力燃烧室跨越发展。燃烧室的高保真数字孪生体能够预测燃烧室的性能, 评估其可靠性, 并对试验方案进行预先评估与优化, 大幅缩短燃烧室设计的时间开销, 同时降低经费开支。

在设计阶段, 燃烧室数字孪生的表现形式主要为“离线”孪生, 其关键技术是高保真孪生模型的构建技术与不确定性量化技术。在高保真孪生模型的构建方面, 关键是解决喷雾与燃烧的建模问题。除此之外, 燃烧室的高保真孪生模型还涉及(近壁面)湍流模型、湍流弥散模型、蒸发模型、辐射模型等, 要实现燃烧室的高保真数字孪生还有很多建模方面的难点需要突

破。自适应模型能够兼顾精度与效率, 代表了高保真孪生模型未来的发展趋势。在不确定性量化方面, 关键是解决高维输入参数空间带来的“维度灾难”问题。连续降维方法是实现燃烧室数字孪生海量输入参数大幅降维的有效手段, 是实现燃烧室数字孪生不确定性量化的一条具有潜力的技术路线。另外, 基于 GPU 的高性能计算方法和基于物理约束的深度学习方法将成为高保真数字孪生的助推器。

参考文献

- [1] 曹建国. 航空发动机仿真技术研究现状、挑战和展望[J]. 推进技术, 2018, 39(5): 961-970.
- CAO Jianguo. Status, challenges and perspectives of aero-engine simulation technology[J]. Journal of Propulsion Technology, 2018, 39(5): 961-970.
- [2] 索建秦, 冯翔洲, 梁红侠, 等. 航空发动机燃烧室研发中的数值仿真探讨[J]. 航空动力, 2021(2): 61-65.
- SUO Jianqin, FENG Xiangzhou, LIANG Hongxia, et al. Numerical simulation for research and development of aero engine combustor[J]. Aerospace Power, 2021(2): 61-65.
- [3] 刘永泉, 黎旭, 任文成, 等. 数字孪生助力航空发动机跨越发展[J]. 航空动力, 2021(2): 24-29.
- LIU Yongquan, LI Xu, REN Wencheng, et al. Digital twin boosting leap-forward development of aero engine[J]. Aerospace Power, 2021(2): 24-29.
- [4] 刘婷, 张建超, 刘魁. 基于数字孪生的航空发动机全生命周期管理[J]. 航空动力, 2018(1): 52-56.
- LIU Ting, ZHANG Jianchao, LIU Kui. Aero engine life cycle management based on digital twin[J]. Aerospace Power, 2018(1): 52-56.
- [5] 索建秦, 梁红侠, 黎明, 等. 航空发动机燃烧室设计研发体系[J]. 航空发动机,

- 2021, 47(3): 29–34.
- SUO Jianqin, LIANG Hongxia, LI Ming, et al. Design and development system of aeroengine combustor[J]. *Aeroengine*, 2021, 47(3): 29–34.
- [6] GRIEVES M, VICKERS J. Digital twin: Mitigating unpredictable, undesirable emergent behavior in complex systems[J]. Springer International Publishing, 2017.
- [7] 金如山, 索建秦. 先进燃气轮机燃烧室 [M]. 北京: 航空工业出版社, 2016.
- JIN Rushan, SUO Jianqin. Advanced gas turbine combustor[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2016.
- [8] PETERS N. Turbulent combustion[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2000.
- [9] VAN OIJEN J A, DONINI A, BASTIAANS R J M, et al. State-of-the-art in premixed combustion modeling using flamelet generated manifolds[J]. *Progress in Energy and Combustion Science*, 2016, 57: 30–74.
- [10] MAGNUSSEN B F, HJERTAGER B H. On mathematical modeling of turbulent combustion with special emphasis on soot formation and combustion[J]. *Symposium (International) on Combustion*, 1977, 16 (1): 719–729.
- [11] GEPPERTH S, MÜLLER A, KOCH R, et al. Ligament and droplet characteristics in prefilming airblast atomization[C]//ICLASS, 12th Triennial International Annual Conference on Liquid Atomization and Spray Systems, Heidelberg, 2012.
- [12] O'ROURKE P J, AMSDEN A A. The TAB method for numerical calculation of spray droplet breakup[C]//SAE Technical Paper Series. 400 Commonwealth Drive, Warrendale: SAE International, 1987.
- [13] REITZ R. Modeling atomization processes in high-pressure vaporizing sprays[J]. *Atomisation and Spray technology*, 1987, 3(4): 309–337.
- [14] ABRAMZON B, SIRIGNANO W A. Droplet vaporization model for spray combustion calculations[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 1989, 32(9): 1605–1618.
- [15] POPE S B. PDF methods for turbulent reactive flows[J]. *Progress in Energy and Combustion Science*, 1985, 11(2): 119–192.
- [16] COLIN O, DUCROS F, VEYNANTE D, et al. A thickened flame model for large eddy simulations of turbulent premixed combustion[J]. *Physics of Fluids*, 2000, 12(7): 1843–1863.
- [17] HERRMANN M. A balanced force refined level set grid method for two-phase flows on unstructured flow solver grids[J]. *Journal of Computational Physics*, 2008, 227(4): 2674–2706.
- [18] MONAGHAN J J. Smoothed particle hydrodynamics and its diverse applications[J]. *Annual Review of Fluid Mechanics*, 2012, 44: 323–346.
- [19] SLOTNICK J, KHODADOUST A, ALONSO J, et al. CFD vision 2030 study: A path to revolutionary computational aerosciences, NASA/CR–2014–218178[R]. NASA, 2014.
- [20] ANAND M S, MEDIC G, PALIATH U, et al. Vision 2030 aircraft propulsion grand challenge problem: Full-engine CFD simulations with high geometric fidelity and physics accuracy[C]//AIAA Scitech 2021 Forum. Reston: AIAA, 2021: 0956.
- [21] 杨天威. 基于输运概率密度函数方法的湍流燃烧自适应建模研究 [D]. 北京: 清华大学, 2022.
- YANG Tianwei. Adaptive modeling of turbulent combustion based on transport probability density function method[D]. Beijing: Tsinghua University, 2022.
- [22] HAN X S, KRAJNOVIC S. Very-large-eddy simulation based on $k-\omega$ model[J]. *AIAA Journal*, 2015, 53(4): 1103–1108.
- [23] WANG N N, XIE Q, SU X Y, et al. Quantification of modeling uncertainties in turbulent flames through successive dimension reduction[J]. *Combustion and Flame*, 2020, 222: 476–489.
- [24] 王娜娜, 解青, 苏星宇, 等. 湍流燃烧机理和调控的活性子空间分析方法 [J]. *航空学报*, 2021, 42(12): 625228.
- WANG Nana, XIE Qing, SU Xingyu, et al. Active subspace methods for analysis and optimization of turbulent combustion[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2021, 42(12): 625228.
- [25] ANDERSON J A, LORENZ C D, TRAVESSET A. General purpose molecular dynamics simulations fully implemented on graphics processing units[J]. *Journal of Computational Physics*, 2008, 227(10): 5342–5359.
- [26] MICHALAKES J, VACHHARAJANI M. GPU acceleration of numerical weather prediction[J]. *Parallel Processing Letters*, 2008, 18(4): 531–548.
- [27] ELSÉN E, LEGRESLEY P, DARVE E. Large calculation of the flow over a hypersonic vehicle using a GPU[J]. *Journal of Computational Physics*, 2008, 227(24): 10148–10161.
- [28] LECUN Y, BENGIO Y, HINTON G. Deep learning[J]. *Nature*, 2015, 521: 436–444.
- [29] RAISSI M, YAZDANIA, KARNIADAKIS G E. Hidden fluid mechanics: Learning velocity and pressure fields from flow visualizations[J]. *Science*, 2020, 367(6481): 1026–1030.

Application and Prospect of Digital Twin in Design Phase of Aero-Engine Combustion Chambers

REN Zhuyin, ZHOU Hua, ZHANG Jian, ZHANG Qi

(Institute for Aero Engine, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

[ABSTRACT] With the ever-increasing requirements for the better performance of aero-engines, and the increasing complexity of the aero-engine system, digital twin is becoming an important tool to support the management of the whole life cycle of aero-engines. Being the heart of an aero-engine, the design phase of the combustion chamber is known for its difficulty, as well as its high cost in time and money. The digital-twin based design process can significantly reduce the time and cost of the design phase of the combustion chamber by predicting its performance, evaluating its reliability, as well as pre-evaluating and optimizing the testing protocol. In this work, the challenges faced by aero-engine combustion chambers in the design phase are briefly described, a brief review and outlook on the application and key issues of digital twins in the design phase of aero-engine combustion chambers are provided.

Keywords: Digital twin; Aero-engine; Combustion chambers; Computational fluid dynamics; High fidelity simulations

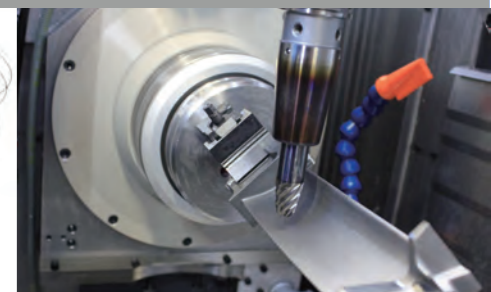
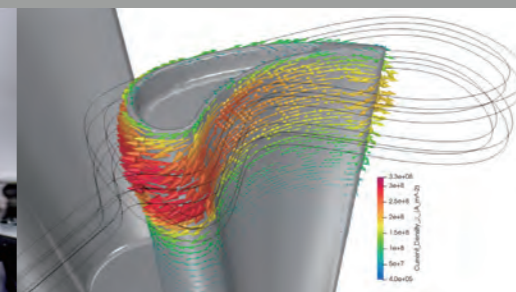
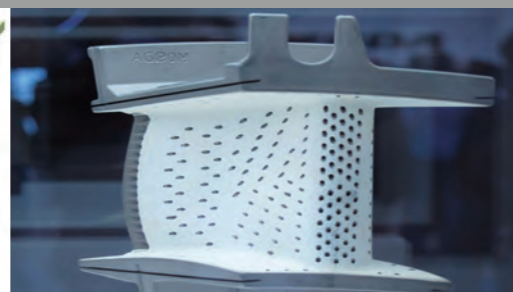
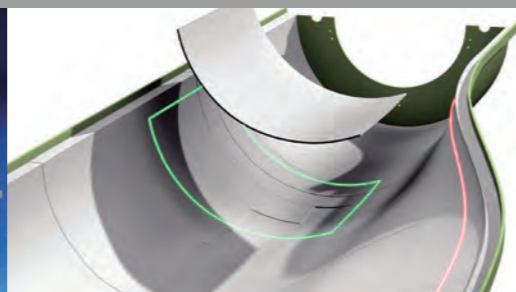
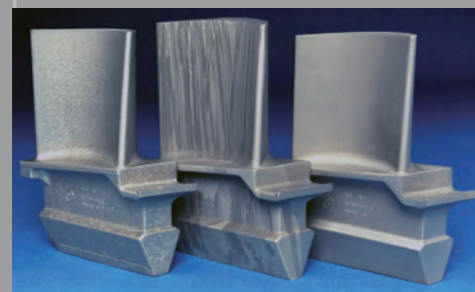
(责编 阳光)



叶片高精度制造

High-Precision Manufacturing of Aero-Engine Blades

叶片形状复杂、使用环境恶劣,其设计和制造水平对航空发动机性能至关重要。新材料、新结构的设计和使用,在保证发动机性能和寿命的同时也带来制造上的难题。除了精密铸锻造、特种加工、超塑成形等,增材制造技术也越来越多地应用到叶片制造中。



引文格式: 徐正扬, 王京涛, 刘嘉, 等. 航空发动机叶片脉动分步精密电解加工方法研究 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 42-48, 64.
 XU Zhengyang, WANG Jingtao, LIU Jia, et al. Study on stepwise pulsant precision electrochemical machining method for aero-engine blade[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 42-48, 64.

航空发动机叶片脉动分步精密电解加工方法研究*

徐正扬, 王京涛, 刘嘉, 朱栋, 魏浩迪

(南京航空航天大学, 南京 210016)

[摘要] 电解加工在欧美航空发动机叶片或整体叶盘等核心部件的高效、精密制造中起到了重要作用。传统叶片电解加工模式中, 叶盆工具电极和叶背工具电极相向运动, 同时加工出叶型和进排气边轮廓, 此时叶型精度易保证而进排气边精度低。提出了叶片脉动分步精密电解加工方法, 旨在在进一步提高叶身型面精度的同时提升进排气边轮廓精度。叶片电解加工分为两个不同的阶段, 首先通过脉动态变参数模式进行叶身型面精密电解加工, 其次利用微量脉冲电解模式进行进排气边的切向电解加工。阐述了脉动态变参数加工方法和进排气边微量脉冲切向加工方法在成型机理和工艺试验等方面的研究, 并针对传统径向流场中存在被动分流的问题, 提出了主动分流式径向流场。试验结果表明, 提出的精密电解加工方法表现出很好的工艺效果, 叶盆型面和叶背型面的轮廓度加工误差分别为 $-0.013\sim 0.025$ mm 和 $-0.003\sim 0.030$ mm, 进气边轮廓度加工误差为 $-0.034\sim 0.041$ mm, 排气边轮廓度加工误差为 $-0.038\sim 0.034$ mm, 叶盆型面和叶背型面的表面粗糙度分别为 $R_a 0.333$ μm 和 $R_a 0.287$ μm 。提出的方法为实现航空发动机叶片的高精度制造提供了新的解决途径, 并可用于其他复杂型面类部件的电解加工。

关键词: 电解加工 (ECM); 分步式加工; 脉动态; 微量脉冲; 叶片; 整体叶盘; 航空发动机

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.042



徐正扬

教授, 博士生导师, 长期从事特种加工技术的研究与教学工作, 入选中组部“万人计划”领军人才。

航空发动机是飞机的“心脏”, 被誉为现代工业“皇冠上的明珠”^[1-2]。发动机中存在大量叶片、整体叶盘、扩压器等复杂结构, 其型面扭曲、叶身超薄、进排气边缘曲率变化剧烈, 且材料多为镍基高温合金、钛合金等难切削材料, 加之其制造精度和表面质量要求极高, 这些特点给制造带来巨大挑战。使用传统切削方法加工此类零部件时常常存在问题, 如加工应力、微裂纹和刀具磨损等^[3-5]。此外, 整体叶盘叶栅通道窄、开敞性差等因素也制约了传统切削方法的效率和经济性。电解加工是基于电化

学溶解原理, 借助于成型的工具电极, 将工件按照一定的形状和尺寸加工成形的一种非常规加工方法^[6], 具有许多独特的优点, 例如可加工性与工件材料力学性能无关、无工具损耗、无重铸层、少无加工力、生产效率高、可批量生产等。由于这些特点, 电解加工在航空强国受到普遍重视。如德国 MTU、英国罗·罗公司和美国 Teleflex · Aerospace 公司都将电解加工作为叶片、整体叶盘、机匣等关键部件的首选制造技术^[7]。

随着航空发动机的持续发展和不断改型升级, 航空发动机叶片、整

* 基金项目: 国家科技重大研发专项 (2017-VII-0004-0097); 国家自然科学基金创新研究群体 (51921003)。

体叶盘等关键零部件的精度要求日益提高,给电解加工技术带来了挑战。制约宏观电解加工精度提升主要有两点原因:(1)加工间隙中各类产物沿电解液流程积累,影响了间隙内电场、流场和电化场的分布;(2)无法准确地描述间隙内电导率的变化规律,不能准确计算和预测极间间隙分布,制约了工具形状的精确设计。近年来,许多学者在这两方面开展了研究工作,例如,采用工具电极辅以周期性振动的电解加工模式,使加工间隙交替扩大和缩小,以强化加工间隙内各类产物的输运,改善电解液的流动状态和电导率分布。Schaarschmidt等^[8]建立了振动进给电解加工的多物理场模型,预测了工件最终加工的形状轮廓。Liu^[9]和Fang^[10]等在电解加工中引入工具电极振动强化了电解质更新及电解产物的输运。此外,高频脉冲电源替代直流电源强化了电解产物的更新,改善了电学溶解定域性。Volgin等^[11]分析了脉冲开启和脉冲关闭时间对超短脉冲电解加工的影响,建立了双电层充电时间的近似解析模型。Lyubimov等^[12]研究表明,使用脉冲电流可以减小加工间隙,提高加工精度。在叶片或整体叶盘电解加工技术上,国内外开展了大量的研究,如Demirtas^[13]和Paczkowski^[14]等提出了一种高曲率自由曲面电解加工阴极轮廓的数学模型,求解工具阴极设计轮廓。国内有南京航空航天大学、中国航空制造技术研究院、沈阳黎明航空发动机集团有限责任公司等长期进行系统的研究。南京航空航天大学朱荻等^[15]开展了整体叶盘、叶片和机匣的脉动态电解加工,有效提升了整体叶盘的电解加工精度和加工稳定性,取得了实质性的突破。Wang等^[16]开展了钛铝叶片的电解加工研究,解决了钛铝叶片电解加工表面的缺陷,表面质量得到明显改善。张晓博^[17]、Lei^[18]等开展了叶型弯扭、通道狭小的整体

叶盘薄壁叶片的旋转偏移套料电解加工,余量差显著减小。Wang等^[19]提出了工具阴极和工件协同旋转进给方法,提升了整体叶盘叶栅通道电解预加工的余量均匀性。此外,中国航空制造技术研究院针对航空发动机整流器开展了精密振动电解加工研究,优化了工艺参数,加工出的叶型轮廓度误差可达 $-0.023\sim 0.025$ mm,表面粗糙度达到 $R_a 0.55\ \mu\text{m}$ ^[20]。沈阳黎明航空发动机集团有限责任公司开展了精密电解套料阴极设计与优化研究,解决了套料电解加工中流场不均等问题^[21]。

目前,在整体叶盘或叶片精密电解加工中,叶盆工具电极和叶背工具电极分别沿着最优进给方向相向进给,同时加工出叶身型面以及进排气边。此时叶身型面法线方向与工具电极进给方向夹角通常小于 45° ,为端面加工,叶型精度可得到较好保证,然而进排气边的法线方向与工具电极进给方向夹角接近 90° ,为侧向加工,轮廓精度很难精确控制。为了进一步提升复杂叶片型面电解加工精度,同时保证和提升进排气边特殊区域的加工精度,本文提出了脉动分步精密电解加工方法。在叶片电解加工过程中,先采用脉动态变参数模式进行叶身型面精密电解加工,然后采用微量脉冲切向电解加工模式进行进排气边加工,有效实现了叶片全轮廓高精度电解加工。

1 脉动分步精密电解加工方法

为了提高叶片全轮廓加工精度,提出了脉动分步精密电解加工方法,原理如图1所示。在叶片电解加工过程中,先采用脉动态变参数模式进行叶身型面精密电解加工,并在进排气边保留一定加工余量,随后采用微量脉冲切向电解加工模式进行进排气边加工。在叶身型面脉动态变参数加工过程中,叶盆工具电极和叶背工具电极分别面向叶片毛坯沿最优

进给方向做匀速进给运动+周期性往复振动运动,在振动周期内,当加工间隙达到最小值附近时进行通电加工,其余时刻断电,使间隙内的溶液获得彻底更新。在进排气边切向电解加工过程中,首先将叶片不同截面轮廓投影到同一平面上,在截面轮廓中绘制若干内切圆,然后将所有内切圆圆心从进气边到排气边依次连接构成中弧线,在中弧线与进气边、排气边交点处向轮廓外侧做中弧线切线,取该切线方向作为中弧线矢量方向。定义进排气边工具电极最优进给方向为最大中弧线矢量方向 v_{upper} 和最小中弧线矢量方向 v_{lower} 的角平分线。进气边工具电极和排气边工具电极分别沿最优进给方向进给,通过微量脉冲电解加工模式完成叶片进排气边加工。

2 叶身型面脉动态变参数电解加工模式

脉动分步精密电解加工方法中,首先利用脉动态变参数电解加工模式进行叶身型面加工,其原理如图2所示。脉动态,是指在匀速进给的工具电极上叠加一个频率数为 $10\ \text{Hz}$ 的微幅振动,当工具电极与阳极工件之间的加工间隙达到最小值附近时施加微量脉冲电流,进行电解加工,其余时刻断电使得间隙内的溶液获得彻底更新。其优势在于阳极溶解始终发生在间隙最小值附近,可获得更高的加工精度。其次,在极短暂的加工周期内加工产物积累少,加工产物在脉动周期的间歇期间足以“重新清零”,提高了加工状态的一致性,并使得微小间隙得以实现。所谓变参数,是指在提升精度的同时,为了兼顾加工效率和稳定性,将工艺过程分为预成型阶段和小间隙精密成型阶段两个不同阶段。在预成型阶段,采用超长脉冲电流匹配大振幅来均匀叶片毛坯的余量分布,并确保加工的

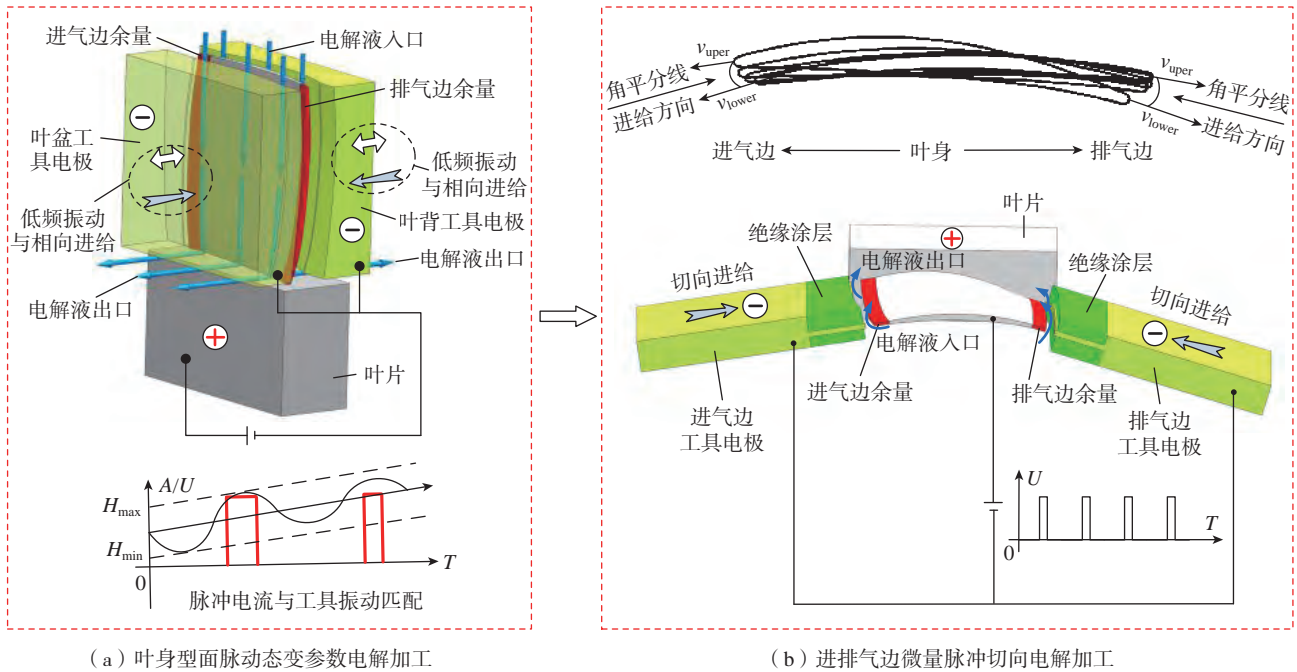


图1 脉动分步精密电解加工方法
Fig.1 Pulsant stepwise precision electrochemical machining

高效率。在小间隙精密成型阶段,则采用超短脉冲电流匹配微振幅,实现叶身型面的小间隙精密电解加工,得到更为精确的叶身型面。

在叶身型面脉动态变参数电解加工过程中,电解液流场状态会随着叶盆工具电极和叶背工具电极的振动进给而产生变化。为了解决传统径向流动模式下电解液存在被动分流的弊端,提出了一种主动分流式径向流场模式。主动分流,是指电解液从叶尖被主动分成两股液流,使流入叶盆和叶背的电解液流量得以主动控制,如图3所示。根据叶尖轮廓中弧线设计了分流装置,分流装置呈楔形状,其前端厚度和最终叶片的厚度一致。此外,根据叶盆截面线和叶背截面线设计电解液导流装置,引导电解液有序流入加工区域,导流装置可以与工具电极同步振动进给。该流场模式的最大优势为在叶片最终成型阶段电解液与叶尖之间的碰撞被有效消除,有效解决了叶片尖端被动分离电解液和流量分布不均匀的问题,提高了加工稳定性。

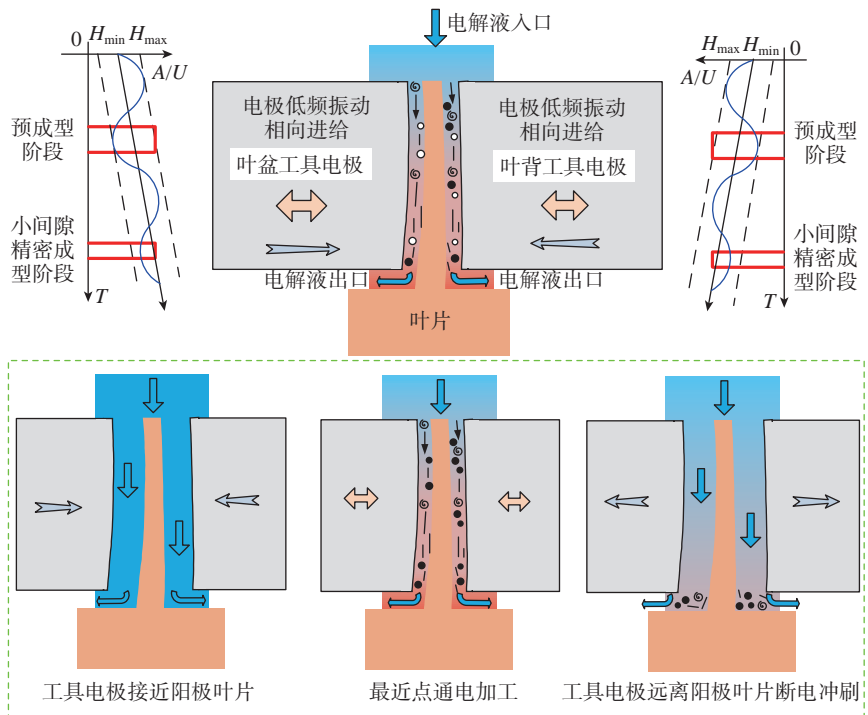


图2 叶身型面脉动态变参数电解加工
Fig.2 Pulsant dynamic variable parameter electrochemical machining of blade profile

针对电解液主动分流式径向流动模式开展了流场仿真研究。电解液入口和出液口背压分别为 0.95 MPa 和 0.15 MPa。图 4 (a) 为加工

区的压力云图,可以看出,压力损失沿电解液入口到出口的流动方向逐渐增加。整个流场模式没有负压,这有利于促进电解液的有序流动,提高

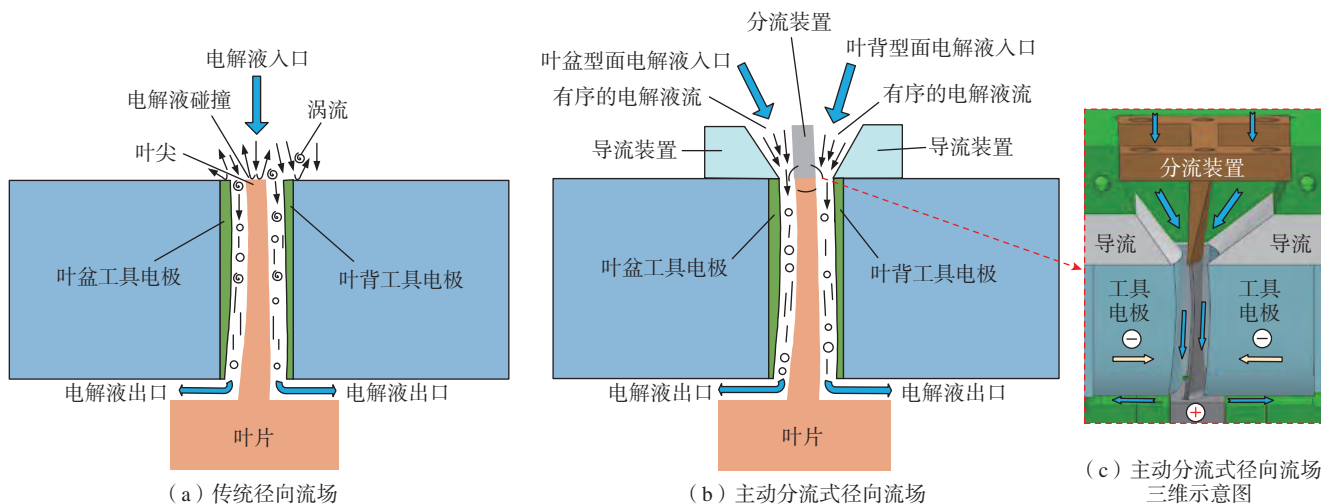


图3 传统径向流场与主动分流式径向流场对比

Fig.3 Comparison of traditional radial flow field and active diversion radial flow field

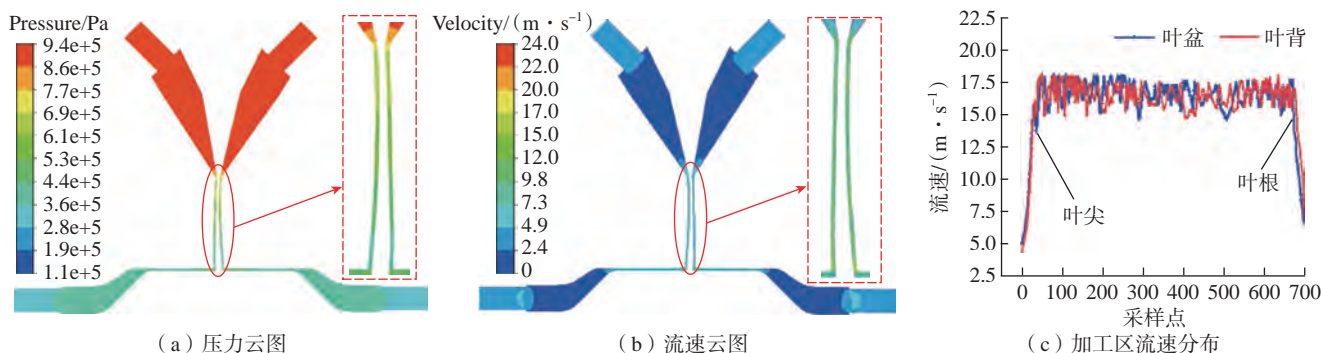


图4 主动分流式径向流场仿真结果

Fig.4 Simulation results of active diversion radial flow field

叶身型面加工的稳定性。研究已表明,加工区流道无负压时,电解加工更稳定^[22]。图4(b)为加工区的速度云图,加工区域相对于非加工区域具有较高的流速,以满足叶身型面高加工精度的要求。叶盆和叶背加工区域的速度分布如图4(c)所示,可以看出,电解液流入叶盆和叶背的速度大于15.5 m/s。根据Wang等^[23]的研究,电解加工中电解液的流速范围一般为10~60 m/s。因此,该模型下电解液的流速足以快速冲走加工区域中的电解产物、气泡和焦耳热,满足叶片电解加工对电解液流速的需求。

以航空发动机镍基高温合金(GH4169)叶片为对象,采用电解液主动分流式径向流动模式进行叶身型面脉动态变参数电解加工工艺试

验。叶身型面脉动态变参数电解加工采用两步变参数电解加工策略,分别为预成型阶段和小间隙精密成型阶段,如图5所示。在第1步预成型阶段中,采用占空比5/12、振动幅度0.4 mm和进给速度0.12 mm/min的大参数进行脉动态电解加工,实现叶身毛坯的大余量去除和叶身型面预成型,保证加工的稳定性和高效率;在第2

步小间隙精密成型阶段中,采用占空比1/12、振动幅度0.2 mm和进给速度0.05 mm/min的小参数进行脉动态电解加工,实现叶身型面的高精度成型。这两个加工步骤是连续进行的,即在第1步结束后只需自动调整部分参数,即可开始第2步加工。详细试验参数如表1所示。

图6为使用脉动态两步变参数

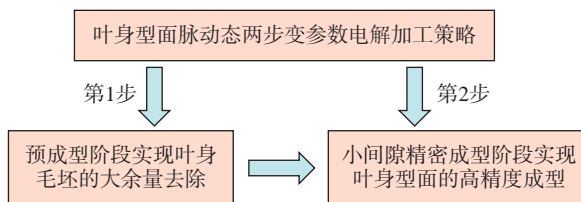


图5 叶身型面两步变参数脉动态电解加工策略示意图

Fig.5 Schematic diagram of two-step pulsant dynamic variable parameter electrochemical machining of blade profile

表 1 脉动分步精密电解加工参数

Table 1 Pulsant stepwise precision electrochemical machining parameters

试验参数	预成型阶段	小间隙精密成型阶段
电解液	20% NaNO ₃	20% NaNO ₃
电解液温度/°C	30±0.3	30±0.3
电解液压力/MPa	0.95	0.95
加工电压/V	20	20
工具阴极振动频率/Hz	10	10
占空比/%	5/12	1/12
工具阴极振动幅度/mm	0.4	0.2
进给速度/(mm·min ⁻¹)	0.12	0.05

电解加工制造的叶片样品。可以看出,叶片表面非常光滑,没有流痕和短路烧伤等加工缺陷。为了更准确地表征叶身型面的表面质量和加工精度,从叶根到叶尖依次在叶盆型面和叶背型面上选取了 5 条测量线(测量线 1、测量线 2、测量线 3、测量线 4 和 测量线 5),该测量线与叶片底座的高度位置尺寸分别为 32 mm、38 mm、44 mm、50 mm、56 mm。经表面粗糙度仪检测获得了叶身型面测量线处的表面粗糙度,可以看出叶盆

型面的表面粗糙度为 R_a 0.333~0.362 μm ,叶背型面的表面粗糙度为 R_a 0.287~0.358 μm 。此外,采用等距采样的测量方法,从排气边到进气边方向,依次对叶盆型面和叶背型面测量线处的轮廓偏差进行测量,型面采样距离为 30 mm,经三坐标测量机检测获得了叶身型面的误差分布。可以看出,叶盆型面的轮廓度误差为 -0.013~0.025 mm,叶背型面的轮廓度误差为 -0.003~0.030 mm,其具体的误差分布如图 7 所示。综上所

述,采用脉动态两步变参数电解加工模式制造的叶片具有较高的表面质量和叶型轮廓精度。

3 叶片进排气边微量脉冲切向电解加工方法

叶身型面加工完毕后,进排气边留有一定的余量,此时采用微量脉冲切向电解加工方法进行进排气边的加工。该方法是工具电极沿切向进给,以间歇式微量电流模式进行周期断续的电化学溶解,如图 8 所示。它利用脉间的断电间歇去极化、散热,使间隙内的电化学特性、流场、电场分布恢复起始状态。在加工过程中,进气边工具电极和排气边工具电极分别沿中弧线端部的角平均线向进气边/排气边进给,电解液流动方式采用从进排气边一侧流入,翻过进排气边流至另一侧的侧流式流场方式。加工过程中脉宽通电加工时间尽量短暂,避免造成产物的显著积累;脉间断电时间适当延长,使得间隙内的电解产物在脉冲间歇期间能够及时排出。该方法最大的优势有 3 点:一是可实现小间隙加工,提高工件加工精度;二是进排气边在其加工过程

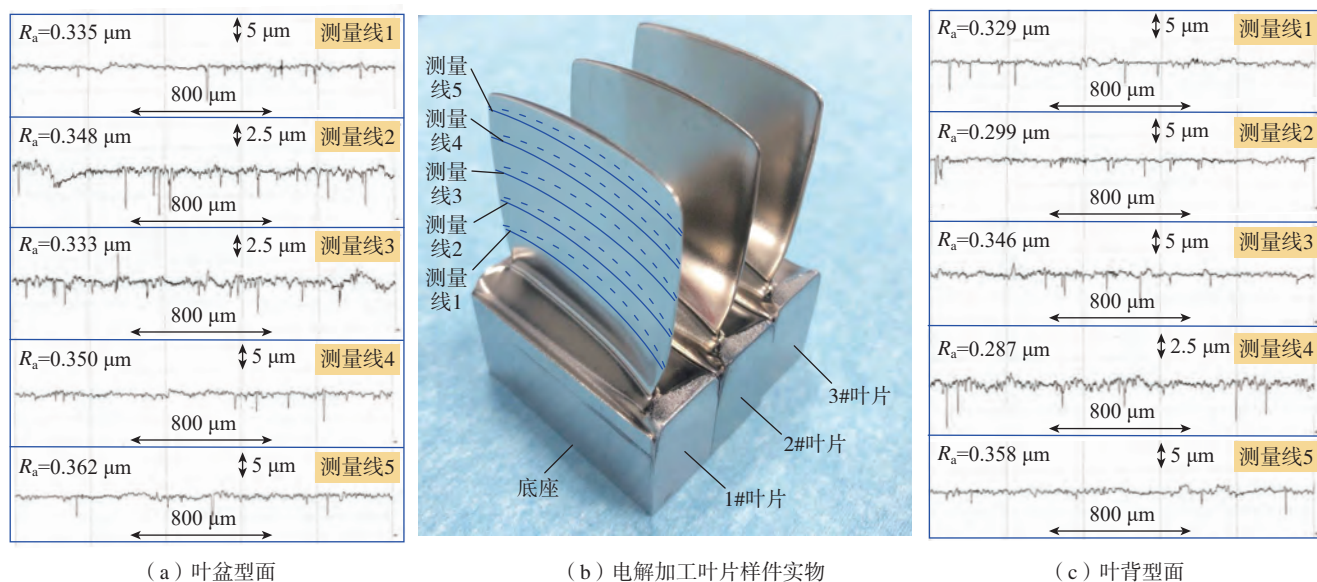


图 6 电解加工叶片实物和表面粗糙度结果

Fig.6 Electrochemical machining blades sample and surface roughness results

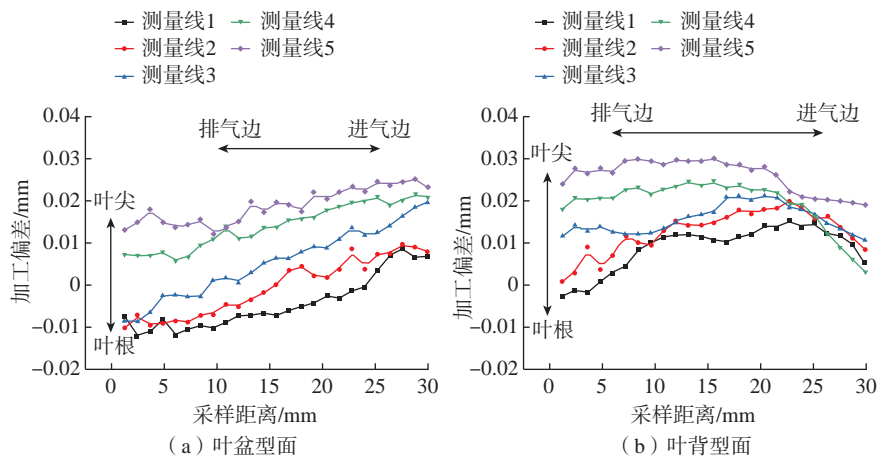


图7 电解加工叶片的轮廓精度

Fig.7 Contour accuracy of electrochemical machined blade

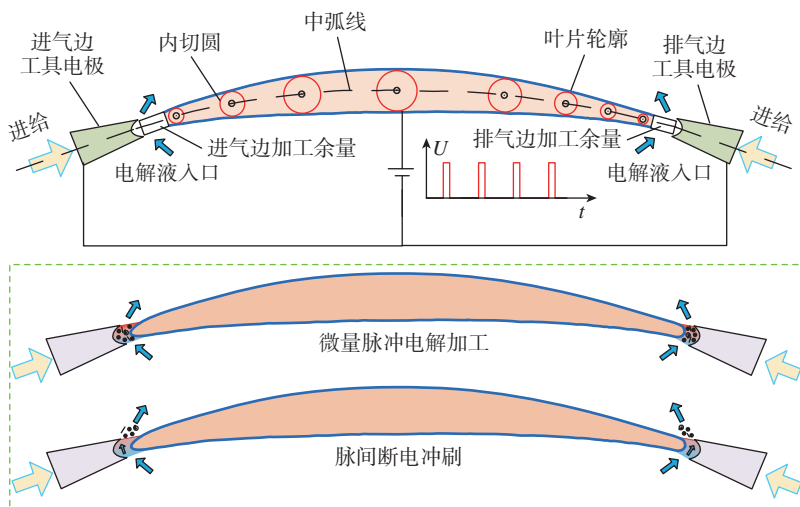


图8 进排气边微量脉冲切向电解加工

Fig.8 Sketch of tangential feeding electrochemical machining with micro energy pulse

中始终处于法向溶解状态,且进排气边附近不存在开口电场和开口流场;三是由于电解液流程极短,可大大降低产物、气泡以及温度变化对加工过程的影响,提升加工的稳定性 and 加工精度。

以航空发动机镍基高温合金(GH4169)叶片为对象,开展了叶片进排气边微量脉冲切向电解加工试验研究,试验参数如表2所示。

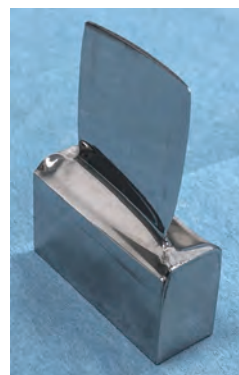
整个进排气边微量脉冲切向电解加工过程稳定,无火花放电以及短路等不良现象。加工完成后获得了理想的进排气边轮廓,如图9所

示。采用等距采样的测量方法,从叶盆侧翻过进排气边到叶背侧方向,依次对进气边和排气边测量线2处的加工圆弧进行测量,圆弧采样距离为0.2 mm,经三坐标测量机检测获得了叶片进排气边的误差分布。可以看出,进气边轮廓度误差为 $-0.034\sim 0.041$ mm,排气边轮廓度误差为 $-0.038\sim 0.034$ mm。同时,在测量线2位置切割叶片后,使用数字显微镜观察进排气边轮廓的横截面,可以看出叶片进排气边圆弧平滑,未出现尖锐、平钝或者偏头等形状突变现象。

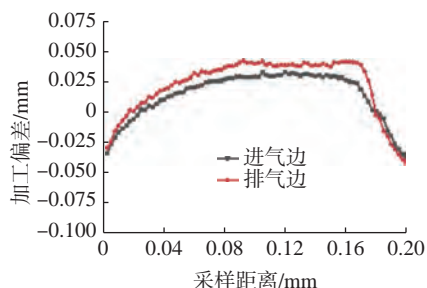
表2 微量脉冲切向电解加工参数

Table 2 Tangential feeding electrochemical machining parameters with micro energy pulse

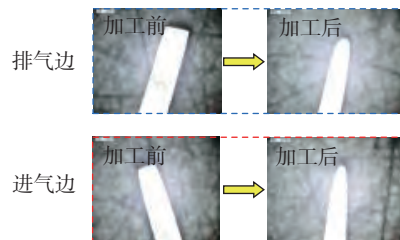
试验参数	数值
电解液	20% NaNO_3
电解液温度/ $^{\circ}\text{C}$	30 ± 0.3
电解液压力/MPa	0.3
加工电压/V	20
加工频率/Hz	5000
占空比/%	20
进给速度/ $(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	0.25
初始加工间隙/mm	0.3



(a) 完整叶片



(b) 进排气边加工精度



(c) 进排气边截面轮廓

图9 带有进排气边结构的完整叶片

Fig.9 Machining results of the complete blade with leading and trailing edges

4 结论

(1) 本文提出了叶片脉动分步精密电解加工方法,可用于航空发动机复杂型面叶片/整体叶盘的精密电解加工,有效提升了叶型全轮廓的加工精度。

(2) 针对叶身型面加工提出了脉动态变参数电解加工策略,进一步提升了叶片表面的轮廓精度和表面质量。结果表明,叶盆型面和叶背型面的表面粗糙度分别为 $R_a 0.333 \mu\text{m}$ 和 $R_a 0.287 \mu\text{m}$, 轮廓度加工误差分别为 $-0.013 \sim -0.025 \text{ mm}$ 和 $-0.003 \sim -0.030 \text{ mm}$ 。

(3) 针对进排气边加工提出了一种微量脉冲切向电解加工方法,进一步提升了叶片进排气边加工精度。结果表明,进气边轮廓度误差为 $-0.034 \sim -0.041 \text{ mm}$, 排气边轮廓度误差为 $-0.038 \sim -0.034 \text{ mm}$ 。

(4) 提出了一种电解液主动分流式径向流动模式,有效消除了传统径向流动模式中被动分流与流量分布不均的问题,进一步提升了叶身型面脉动态变参数电解加工的稳定性。

参考文献

[1] 刘大响,陈光. 航空发动机——飞机的心脏 [M]. 北京:航空工业出版社,2003.
LIU Daxiang, CHEN Guang. Aeroengine the heart of aircraft [M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2003.

[2] 黄春峰. 现代航空发动机整体叶盘及其制造技术 [J]. 航空制造技术, 2006, 49(4): 94-100.
HUANG Chunfeng. Modern aeroengine integral blisk and its manufacturing technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2006, 49(4): 94-100.

[3] 张明岐,张志金,黄明涛. 航空发动机压气机整体叶盘电解加工技术 [J]. 航空制造技术, 2016, 59(21): 86-92.
ZHANG Mingqi, ZHANG Zhijin, HUANG Mingtao. Electrochemical machining technology of aeroengine compressor blisk[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(21): 86-92.

[4] WANG J T, XU Z Y, WANG J, et al. Anodic dissolution characteristics of Inconel 718 in $\text{C}_6\text{H}_5\text{K}_3\text{O}_7$ and NaNO_3 solutions by pulse electrochemical machining[J]. Corrosion Science, 2021, 183: 109335.

[5] HOOD R, ASPINWALL D K, SOO S L, et al. Workpiece surface integrity when slot milling γ -TiAl intermetallic alloy[J]. CIRP Annals, 2014, 63(1): 53-56.

[6] KLOCKE F, KLINK A, VESELOVAC D, et al. Turbomachinery component manufacture by application of electrochemical, electro-physical and photonic processes[J]. CIRP Annals, 2014, 63(2): 703-726.

[7] PAWAR A, KAMBLE D, GHORPADE R R. Overview on electro-chemical machining of super alloys[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 46: 696-700.

[8] SCHAARSCHMIDT I, ZINECKER M, HACKERT-OSCHÄTZCHEN M, et al. Multiscale multiphysics simulation of a pulsed electrochemical machining process with oscillating cathode for microstructuring of impact extrusion punches[J]. Procedia CIRP, 2017, 58: 257-262.

[9] LIU Y, LIU J, ZHU D, et al. Design and optimization of electrolyte flow fields in electrochemical machining of cross-channel array with tool vibration[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2022, 35(4): 461-472.

[10] FANG X L, ZOU X H, CHEN M, et al. Study on wire electrochemical machining assisted with large-amplitude vibrations of ribbed wire electrodes[J]. CIRP Annals, 2017, 66(1): 205-208.

[11] VOLGIN V M, LYUBIMOV V V, KABANOVA T B, et al. Theoretical analysis of micro/nano electrochemical machining with ultrashort voltage pulses[J]. Electrochimica Acta, 2021, 369: 137666.

[12] LYUBIMOV V, KRASILNIKOV V, VOLGIN V. Investigation of electrochemical machining using nanosecond voltage pulse packets[C]//Proceedings of the 6th International Conference on Industrial Engineering (ICIE 2020). Shanghai, 2021.

[13] DEMIRTAS H, YILMAZ O, KANBER B. A simplified mathematical model development for the design of free-form cathode surface in electrochemical machining[J]. Machining Science and Technology, 2017, 21(1): 157-173.

[14] PACZKOWSKI T, ZDROJEWSKI J. Monitoring and control of the electrochemical

machining process under the conditions of a vibrating tool electrode[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 244: 204-214.

[15] 朱荻,刘嘉,王登勇,等. 脉动态电解加工 [J]. 航空学报, 2022, 43(4): 8-21.
ZHU Di, LIU Jia, WANG Dengyong, et al. Pulse dynamic electrochemical machining[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2022, 43(4): 8-21.

[16] WANG Y D, XU Z Y, MENG D M, et al. Study on surface roughness of large size TiAl intermetallic blade in electrochemical machining[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 76: 1-10.

[17] 张晓博,朱栋. 长窄型薄壁叶片的套料电解加工 [J]. 中国机械工程, 2022, 33(7): 797-803, 810.
ZHANG Xiaobo, ZHU Dong. Electrochemical trepanning for long thin-walled blades[J]. China Mechanical Engineering, 2022, 33(7): 797-803, 810.

[18] LEI G P, ZHU D, ZHU D. Feeding strategy optimization for a blisk with twisted blades in electrochemical trepanning[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 62: 591-599.

[19] WANG J, XU Z Y, WANG J T, et al. Electrochemical machining of blisk channels with rotations of the cathode and the workpiece[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2021, 208: 106655.

[20] 黄明涛,傅军英,刘萌,等. 航空发动机整流器精密振动电解加工技术研究 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(9): 32-38, 59.
HUANG Mingtao, FU Junying, LIU Meng, et al. Research on aero-engine rectifier with precision electrochemical machining process[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(9): 32-38, 59.

[21] 于冰. 精密电解套料阴极设计与优化 [J]. 航空制造技术, 2016, 59(22): 48-51.
YU Bing. Design and optimization of precision ECM cathode[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(22): 48-51.

[22] XU Z Y, WANG Y D. Electrochemical machining of complex components of aero-engines: Developments, trends, and technological advances[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2021, 34(2): 28-53.

[23] WANG Y D, XU Z Y, LIU J, et al. Study on flow field of electrochemical machining for large size blade[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2021, 190: 106018.

(下转第 64 页)

引文格式: 杨强, 鲁中良, 王富, 等. 整体式氧化钙基陶瓷铸型在涡轮叶片精铸中的应用前景 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 49-57.
 YANG Qiang, LU Zhongliang, WANG Fu, et al. Application prospect of integral CaO-based ceramic mold in investment casting of turbine blades[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 49-57.

整体式氧化钙基陶瓷铸型在涡轮叶片精铸中的应用前景*

杨强^{1,2}, 鲁中良^{1,2}, 王富^{1,2}, 李涤尘^{1,2}

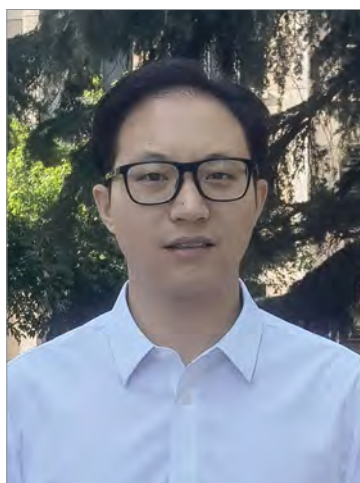
(1. 西安交通大学机械工程学院, 西安 710049;

2. 西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室, 西安 710049)

[摘要] 涡轮叶片作为航空发动机的第一关键部件,其制造能力已成为衡量一个国家制造水平的重要标志。陶瓷铸型制备是叶片制造的关键环节,铸型材料和制备工艺对叶片制造质量具有直接影响。基于光固化 3D 打印技术的型芯/型壳一体化陶瓷铸型制造技术为复杂空心涡轮叶片的快速制造提供了一种新的工艺方法。CaO 具有使用温度高、高温化学稳定性好、热膨胀系数与高温合金相近,且易脱除、价格低廉等优点,是一种理想的铸型材料。分析了氧化钙基陶瓷铸型在涡轮叶片精铸中的优势与存在的问题,介绍了整体式氧化钙基陶瓷铸型制备的研究进展,并探讨了整体式氧化钙基陶瓷铸型在涡轮叶片精铸中的应用前景。

关键词: 光固化; 涡轮叶片; 整体式; CaO; 陶瓷铸型

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.049



杨强

助理教授, 博士, 研究方向为增材制造(3D 打印)理论和技术、航空发动机/燃气轮机关键零部件高性能先进制造技术。

涡轮叶片作为航空发动机的第一关键部件,因其工作在温度高、应力复杂、环境恶劣的部位,且制造工艺极其复杂,被誉为“皇冠上的明珠”^[1-2]。目前国内外涡轮叶片主要采用精密铸造工艺制造,因而陶瓷铸型的制备成为制造涡轮叶片的关键环节。传统熔模铸造工艺制造涡轮叶片的主要步骤包括型芯模具的设计与制造、压制型芯、蜡模模具的设计与制造、装配组蜡、挂浆制壳、脱蜡、焙烧、浇铸叶片、脱芯等环节,该工艺在大批量生产涡轮叶片方面具有成形精度高、尺寸稳定等优点,但是也存在周期长、成本高、工艺反应慢等问题^[3-4]。基于光固化 3D 打印技术的型芯/型壳一体化陶瓷铸型

制造技术,结合光固化 3D 打印技术和凝胶注模技术,以光固化树脂原型替代了传统模具,实现了涡轮叶片陶瓷铸型的整体式制造,不仅显著提升了复杂叶片的制造能力,减少了叶片制造工艺步骤,降低了制造对叶片设计的限制,而且具有无模化、周期短、成本低、工艺反应快等优点,在小批量涡轮叶片的生产以及测试件、修复件的快速制造中具有显著的优势^[5-7]。

当前涡轮叶片陶瓷铸型主要采用氧化硅和氧化铝作为铸型基体材料。硅基铸型使用温度一般为 1450~1500℃,当使用温度超过 1500℃时,铸型的化学稳定性和高温抗蠕变性显著下降,易与高温合金中的某些活泼元

* 基金项目: 中国博士后科学基金(2021M692555); 陕西省自然科学基金(2022JQ-553); 西安市碑林区科技计划(GX2123)。

素(如 Ti、Mg、Al、Hf、Nb 等)发生化学反应,同时型芯会发生严重变形,因此硅基铸型能够用于等轴晶和定向晶叶片的浇铸,但是难以满足更高浇铸温度的单晶叶片的铸造要求^[8]。铝基陶瓷铸型在烧结和铸造过程中结构稳定,不发生晶型转变,热膨胀系数低,热化学稳定性良好,故相比硅基铸型,铝基铸型的化学稳定性、高温强度与抗蠕变性能更好^[9],但是铝基型芯脱除异常困难,需要经过碱液反复蒸煮才能脱除,且脱芯周期长,对金属叶片的腐蚀很大,严重影响了金属叶片的表面质量^[10]。因此,研制出一种既能满足单晶涡轮叶片高温铸造要求,又可以快速脱除的陶瓷铸型材料及其制备技术具有重要的工程应用价值。

相比于其他氧化物陶瓷材料, CaO 耐热温限高且高温化学稳定性好,具有很高的使用温度和优异的高温化学稳定性,易于获取、价格低廉,且极易脱除,是一种高温热端部件精密铸造型芯和铸型的理想材料,近年来受到了广泛的关注^[11-14]。但是由于 CaO 极易吸潮水化,导致氧化钙基陶瓷铸型的制备无论是材料设计还是制造工艺都非常复杂,严重制约了氧化钙基陶瓷铸型的大规模应用和推广^[15]。本文分析了氧化钙基陶瓷铸型在涡轮叶片精密铸造中存在的优势与问题,介绍了西安交通大学研究团队在整体式氧化钙基陶瓷铸型制备方面的研究工作,并对整体式氧化钙基陶瓷铸型在涡轮叶片精铸中的应用前景进行了探讨。

1 氧化钙基陶瓷铸型的特点

1.1 CaO 材料特性

CaO 的熔点为 2572 °C,沸点为 2850 °C,高温饱和蒸气压比其他碱性氧化物低,工业上常用的氧化物陶瓷材料熔点及其使用温度见表 1。氧化物陶瓷材料的生成自由能与温度的关系如图 1 所示,氧化物陶瓷材

料与镍基高温合金热膨胀系数对照关系如图 2 所示。由表 1、图 1 和图 2 可知, CaO 不仅能承受很高的使用温度,还具有很多其他优异的性能,如高温化学稳定性极好,不与合金中活泼元素反应;热膨胀系数与高温合金相近;金属液凝固时,氧化钙铸型能与金属接近同步收缩,避免凝固过程中铸型出现应力胀裂^[16]。此外, CaO 易与水反应,极易脱除,不会对铸件造成任何损伤。因此, CaO 是

一种非常适合于制备陶瓷铸型的氧化物材料。

在 20 世纪 50~60 年代出现过石灰质耐火材料的研究热潮,德国、波兰、日本等国家对石灰质耐火材料做了大量深入的研究,70 年代初期,石灰质耐火制品已开始工业化试验及应用^[17-18]。但是由于具有易水化的特点,氧化钙基陶瓷的制备和保存工艺非常困难,制约了氧化钙基陶瓷材料的生产应用,致使后续一段时间

表 1 常用氧化物陶瓷材料的熔点及使用温度

Table 1 Melting point and service temperature of common oxide ceramic materials

参数	SiO ₂	Al ₂ O ₃	BeO	ZrO ₂	MgO	CaO
熔点/°C	1650	2050	2550	2680	2800	2850
使用温度/°C	1500	1600	1750	1900	2000	2100

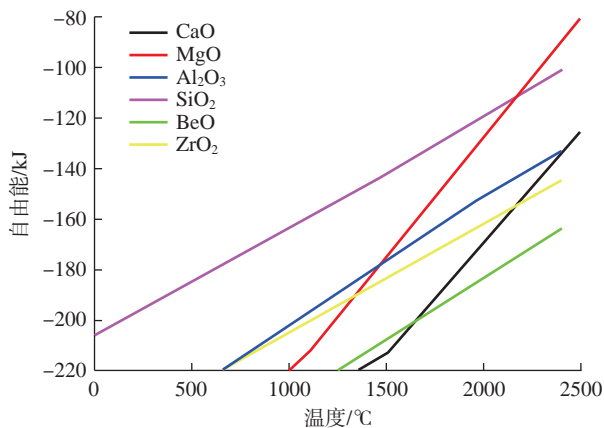


图 1 氧化物的生成自由能与温度的关系

Fig.1 Relationship between free energy of oxides formation and temperature

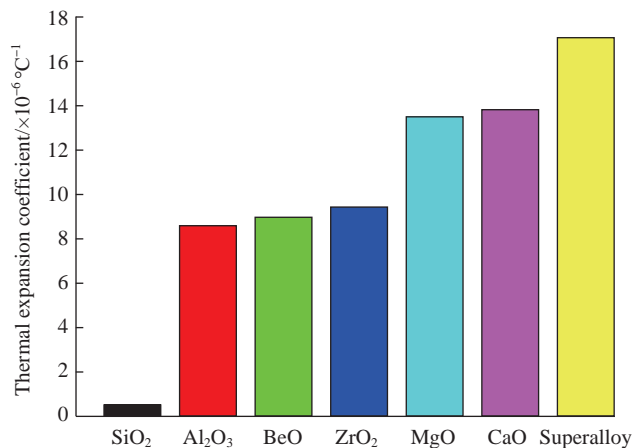


图 2 不同氧化物与镍基高温合金的热膨胀系数

Fig.2 Thermal expansion coefficients of different oxides and nickel-based superalloys

内鲜有对氧化钙基耐火材料的报道。近年来随着钛合金和钛铝合金精密铸造技术的发展需要,氧化钙基陶瓷铸型又成为一个研究热点。

1.2 氧化钙基陶瓷铸型在精密铸造中的应用

CaO 具有优异的高温化学稳定性,因而起初氧化钙铸型大多被用于钛合金的铸造。日本东北大学金属材料研究所佐藤敬等^[19]用氧化钙粉末混合氯化钙乙醇溶液压制成型,在 950 °C 条件下保温 3 h 烧结,制得了氧化钙铸型,并铸造得到了质量优良的钛合金铸件。三井造船株式会社 Degawa 等^[20]使用氧化钙铸型成功铸造出了钛合金零部件,其总氧含量低,且在铸件表面没有检测到 Ca 元素的存在,但是该研究也指出在应用 CaO 时要严格控制杂质含量和氧化钙粉体的烧结状态。美国 Honeywell 公司 Lasalle 等^[21]发明了一种用于钛合金熔模精密铸造的氧化钙面层浆料,采用碳酸钙和水基黏结剂为原料配制成涂料,涂挂在蜡模或模具表面,脱蜡之后铸型经高温 1000 °C 焙烧,可直接转化为 CaO,并在 700~800 °C 温度条件下浇铸出了质量良好的钛合金铸件。北京航空航天大学 Zhou 等^[14]提出了一种钛合金铸造用氧化钙基陶瓷型芯及其制备方法,其主要过程是将二氧化锆、氧化钇、氧化钽和 CaO 的混合粉料与油酸、石蜡、蜂蜡搅拌混合后,注射成型氧化钙基陶瓷型芯,该型芯与熔融钛不易发生反应,且具有耐高温、易脱芯、成本低等优点。上述方法主要是针对钛合金零件的铸造,由于钛合金与高温合金的铸造工艺差异比较大,所以这些方法制备的氧化钙铸型并不完全适用于高温合金叶片的铸造。

美国联合航空公司 Hulse^[16]发明了一种用水溶性氧化钙陶瓷型芯铸造镍基高温合金的方法,拟解决脱芯困难的问题。该方法采用热压 10

μm 氧化钙粉体直接成形氧化钙基陶瓷型芯,其中 CaO 的质量分数在 50% 以上,并且可以通过添加适量 MgO、ZrO₂、Al₂O₃、SrO 和 BaO 来控制陶瓷型芯的水溶速率。华中科技大学 Liu 等^[12]以 Ca(OH)₂ 为原料,利用环氧树脂作为黏结剂制备了一种固相体积分数 48% 的水基陶瓷浆料,采用凝胶注模技术制备了一种可水解的氧化钙基陶瓷型芯,但是该型芯在 1300 °C 烧结后线性收缩率过大,达到 11.31%,无法满足精密铸造的精度要求。

尽管氧化钙陶瓷铸型在精密铸造领域已经有不少研究工作,但是真正将氧化钙铸型应用于生产的却很少,相关信息显示,目前将氧化钙陶瓷铸型用于生产的仅有日本两家公司^[22-24],但是并无正式的科技文献报道。

1.3 氧化钙基陶瓷铸型存在的问题

从优异的耐火度和丰富的资源角度出发,研究人员一直试图将氧化钙耐火材料大量地应用于生产,但至今都未能成功,其原因归结起来主要有 3 个方面:首先, CaO 需要很高的烧结温度,纯 CaO 需要 1900 °C 烧结才能获得所必需的致密度和力学性能;其次, CaO 极易与水、水蒸气和潮湿的空气作用发生水化,形成消石灰,丧失使用功能;最后, CaO 易与酸性氧化物发生反应,生成软化温度低于耐火度下限的化合物,例如,与 SiO₂ 生成 CaSiO₃(熔点为 1540 °C),与 Al₂O₃ 生成 12CaO · 7Al₂O₃(熔点为 1392 °C)。这其中阻碍氧化钙陶

瓷制品应用最致命的缺陷就是易水化的问题,可见提高氧化钙基陶瓷的抗水化性对其实际的工程应用至关重要。

为了克服氧化钙陶瓷的易水化缺点,国内外的学者也做了大量的研究,并深入分析了氧化钙陶瓷的水化机理。Li 等^[15]研究表明, CaO 的水化速率并不是恒定的,而是随着时间的推移不断改变,图 3 为致密氧化钙在潮湿空气中的水化示意图。Li 等^[15]认为 CaO 的水化分为 3 个阶段:第 1 阶段,水分子直接与表层发生反应,生成 Ca(OH)₂ 附着在 CaO 周围,此阶段材料的体积密度是影响水化性能的主要因素;第 2 阶段,伴随着外层水化反应的进行,水分子通过 Ca(OH)₂ 之间的缝隙进入里层,与里层 CaO 反应生成少量 Ca(OH)₂,此时材料的密实度与晶粒的大小将成为影响材料抗水性能的主要因素;第 3 阶段,由于内外表面生成大量的 Ca(OH)₂ 会发生膨胀,体积变大,从 CaO 表层脱落,露出里层新的 CaO,从而使得反应又重复第 1 阶段,如此循环进行。

武汉理工大学陶志南^[25]研究了 CaO 与水蒸气和液态水的水化反应自由能的变化,认为 CaO 在水蒸气和液态水中的水化程度取决于温度的变化。CaO 具有 NaCl 型晶体结构,立方晶系,面心立方点阵,自由能较大,具有很强的化学活性。根据 CaO 的水化反应:

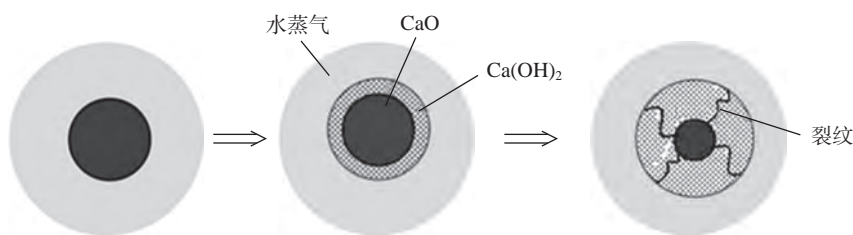
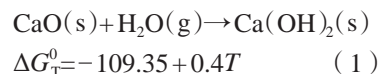
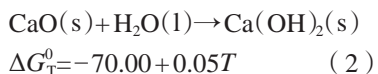


图 3 CaO 在潮湿空气中的水化示意图^[15]

Fig.3 Schematic diagram of the hydration of CaO in humid air^[15]



根据上述两个自由能计算公式可以得出,在 $T < 120\text{ }^\circ\text{C}$ 时, CaO 在水蒸气中更容易水化;在 $T > 120\text{ }^\circ\text{C}$ 时, CaO 与液态水更容易发生水化,水化温度延伸到 $1150\text{ }^\circ\text{C}$ 。

印度中央玻璃与陶瓷研究所 Bhattacharya 等^[26]研究了氧化钙晶粒尺寸对其水化增重率的影响,发现随着晶粒尺寸的增加,其水化率降低。原因是晶粒越大,晶界面积和表面自由能就越小,晶粒越稳定,水化活性越低;氧化钙颗粒尺寸越小,其比表面越大,与水接触的面积越大,水化越严重。同时孔隙率越高,水蒸气越容易进入到氧化钙陶瓷的内部,越容易产生水化。

因此,通过材料设计和烧结工艺的优化,促进氧化钙晶粒发育,增加晶粒尺寸,提高氧化钙陶瓷的烧结致密度并形成少量的抗水化增强相,可有效提高氧化钙陶瓷制品的抗水化性,进而可应用于高温合金涡轮叶片的精密铸造。

2 整体式氧化钙基陶瓷铸型的制备

2.1 制备工艺

西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室研究团队在利用整体式氧化钙基陶瓷铸型完成涡轮叶片的精密铸造方面展开了相关研究,并取得了一定的进展和成果。

本课题组提出的基于光固化快速成形技术的型芯/型壳一体化陶瓷铸型的制造方法为解决这一制造难题提供了新途径^[3-7]。如图 4 所示,该方法的工艺流程主要有以下 4 步。

(1) 空心涡轮叶片整体式树脂原型模具的 CAD 设计及光固化快速制备。

(2) 制备高固相低黏度的非水基氧化钙陶瓷浆料,注入树脂原型模具中。待陶瓷浆料原位固化后,

即可获得整体式陶瓷铸型湿坯。

(3) 对陶瓷铸型进行包埋干燥、真空脱脂、终烧结等操作,最终得到空心涡轮叶片整体式陶瓷铸型。

(4) 向陶瓷铸型中浇注高温合金液,待铸件凝固后脱除陶瓷型芯,得到空心涡轮叶片。

2.2 材料设计

由于氧化钙粉末极易水化,因此在采用凝胶注模工艺成型整体式氧化钙基陶瓷铸型的过程中,粉体的预处理工艺至关重要。采用凝胶注模成型工艺制备氧化钙基陶瓷铸型,获得均匀稳定分散的高固相、低黏度浆料至关重要,研究表明,陶瓷粉体的表面性状对浆料的流变特性具有重要的影响^[27]。本研究采用的氧化钙粉体原料为普通工业级氧化钙粉末,其表面性状很难满足凝胶注模成型工艺中浆料的制备要求,因此需对粉体进行表面预处理,改善其表面性状,以获得符合凝胶注模工艺要求的粉体。目前,常用的陶瓷粉体预处理方法主要包括对粉体表面的水洗、酸洗、碱洗、包覆以及煅烧等,但由于 CaO 是一种极易水解和强碱性的物质,因此水洗、酸洗、碱洗的方法均不适用于对其进行预处理。

煅烧是一种方便简捷的陶瓷粉

体预处理方法,将氧化钙粉体在大气气氛中升温至 $1200\text{ }^\circ\text{C}$,保温 2 h 进行煅烧,为了提高处理后氧化钙粉末的抗水化性,在煅烧时加入质量分数 2% 的 ZrO_2 , ZrO_2 和 CaO 反应生成少量 CaZrO_3 并均匀弥散在粉体中,以提高氧化钙粉体的抗水化性。煅烧后的粉体会产生团聚现象,因此粉体需经破碎、球磨 (300 rad/min , 30 min) 和过筛处理 (160 目),最终得到煅烧预处理后的粉体。对未经煅烧处理的粉体和煅烧处理后的氧化钙粉体进行 XRD 物相检测,其结果如图 5 所示。采用恒温恒湿法对煅烧前后氧化钙粉体的抗水化性能测试,其结果如图 6 所示。

由图 5 和 6 可以看出,在添加质量分数 2% 的 ZrO_2 煅烧后的粉体中有少量 CaZrO_3 出现,且相较于未进行煅烧处理的氧化钙粉体,其水化增重率出现大幅度下降;在温度 $20\text{ }^\circ\text{C}$ 、湿度 50% 的环境中,经过 8 d 静置测试后其水化增重率仅为 2.26%,而未经处理的氧化钙粉体在同样条件下,其水化增重率达到了 17.38%。说明添加少量 ZrO_2 进行 $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 煅烧处理后的粉体可以有效降低氧化钙粉体在空气中的水化速率,提高粉体在空气中的抗水化性。

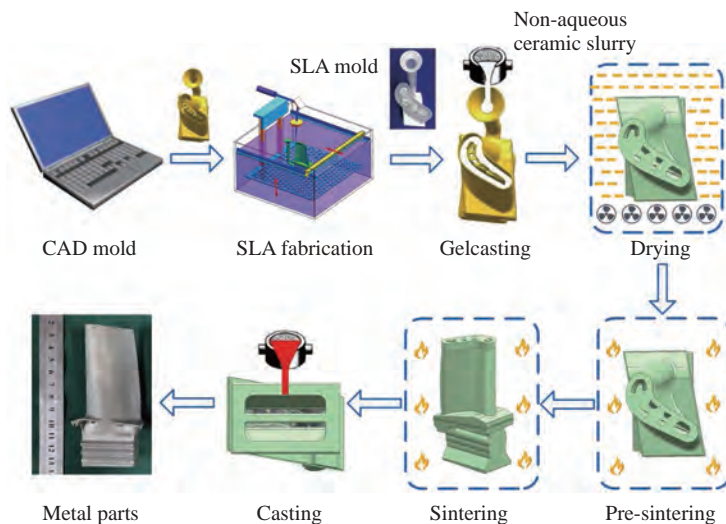


图 4 涡轮叶片型芯/型壳一体化制备工艺

Fig.4 Manufacturing process of hollow turbine blade using core/shell integral ceramic mold

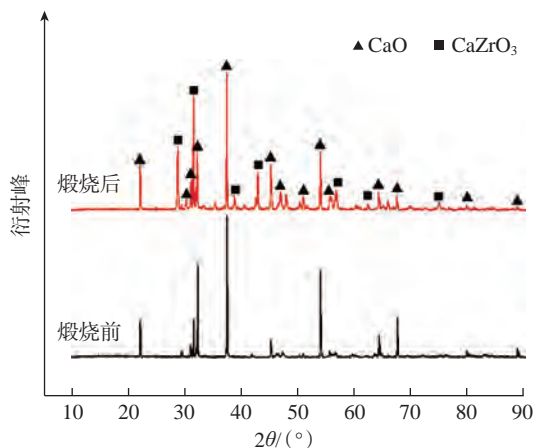


图5 煅烧前后氧化钙粉体的 XRD 物相

Fig.5 XRD phases of CaO powder before and after calcination

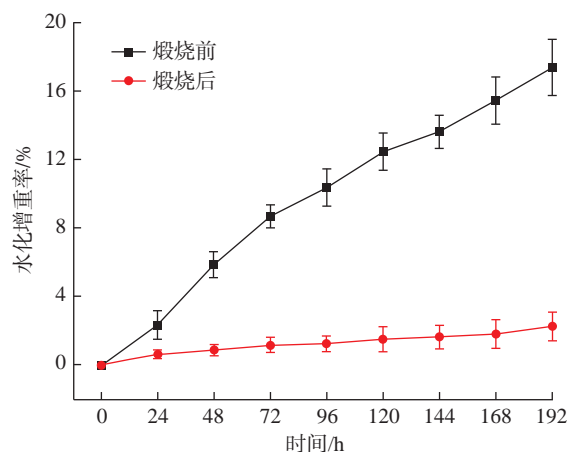


图6 煅烧前后氧化钙粉体水化增重率

Fig.6 Hydration weight gain rate of CaO powder before and after calcination

2.3 整体式氧化钙基陶瓷铸型制备

采用煅烧处理后的氧化钙粉体作为原料,叔丁醇(TBA)为溶剂,N,N'-二甲基丙烯酰胺(DMAA)为单体,N,N'-亚甲基双丙烯酰胺(MBAM)为交联剂,聚乙烯吡咯烷酮(PVP K30)为分散剂,经搅拌、球磨后,配制出固相体积分数为55%的氧化钙基陶瓷浆料,测得其表观黏度为 $836 \text{ mPa} \cdot \text{s}$,满足凝胶注模浆料黏度要求。经真空除气后,向上述浆料中加入适量引发剂过氧化苯甲酰(BPO)和催化剂N,N'-二甲基苯胺,采用负压吸注工艺^[5],将其注入光固化3D打印的涡轮叶片树脂模具中,待浆料固化后即可得到整体式氧化钙基陶瓷铸型素坯,对素坯的充型情况采用工业CT检测后发现,涡轮叶片铸型的型壳与型芯均充型完整,在易出现充型缺陷的型芯U形梁部位和排气边部位均充型完整,未出现充型缺陷,如图7所示。

2.4 整体式氧化钙基陶瓷铸型制备过程中的挑战

虽然目前在整体式氧化钙基陶瓷铸型的制备过程中取得了一些研究进展,能够采用光固化3D打印技术和凝胶注模成形技术有效成形出涡轮叶片氧化钙基陶瓷的素坯,但是氧化钙基陶瓷铸型的特性决定了其

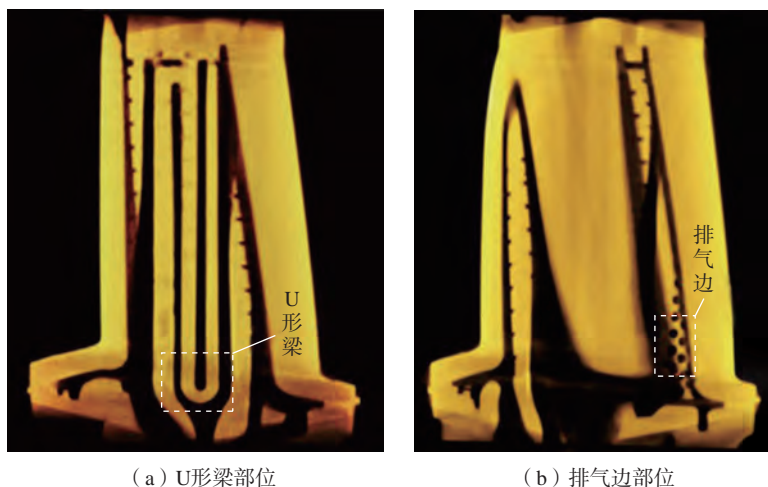
制备工艺比较复杂,在后续的制备过程中依然存在一些亟待解决的问题。

由于CaO与空气中的水蒸气接触后易水解,导致铸型溃散,因此在干燥过程中必须采用真空干燥的方法。然而随着真空度的提高,溶剂的沸点急剧下降,溶剂挥发加快,干燥应力增大,铸型会出现局部开裂现象,如图8所示。由于陶瓷与树脂原型的热膨胀系数不一致,导致陶瓷铸型在脱脂过程中出现树脂原型膨胀将铸型胀裂的现象,如图9所示。陶瓷铸型在烧结过程中的收缩亦会导致铸型的尺寸精度下降。由于涡轮叶片对铸造精度的要求极为严格,而

上述问题都会造成铸型的完整性和精度严重受损,从而无法满足涡轮叶片的浇铸要求,可见在整体式涡轮叶片的制备过程中依然存在着很大的挑战。

针对上述整体式氧化钙基陶瓷铸型在制备过程中出现的问题,课题组提出采用固体干燥和真空脱脂的方法予以解决。

固体干燥法的核心工艺为:首先在一个干燥容器内装满固体干燥剂,然后将凝胶注模得到的氧化钙基陶瓷铸型的湿坯埋置于固体干燥剂之中,随后将整个干燥容器置于普通的对流干燥箱中进行加热干燥,如图



(a) U形梁部位

(b) 排气边部位

图7 涡轮叶片整体式氧化钙基陶瓷铸型素坯的CT图

Fig.7 CT image of CaO-based integral ceramic mold for turbine blades

10 所示。

以某型导向叶片氧化钙基陶瓷铸型的制备为例(图 11),该方法相对传统的真空加热干燥或者真空冷冻干燥具有 3 个显著优点:(1)固体干燥剂覆盖在陶瓷素坯表面,阻隔了氧化钙陶瓷铸型与空气的直接接触,可以避免 CaO 的水解,因而无需抽真空,直接置于普通的对流加热干燥箱中即可完成干燥;(2)由于无需抽真空,TBA 的沸点仍然维持在 82.5℃,既不需要太高的加热温度,TBA 的挥发速率也相对缓慢,不会因为过快的干燥速率引起铸型坯体的开裂;(3)固体干燥剂和陶瓷坯体之间存在微摩擦力,具有一定的抑制素坯收缩的效果。因此,固体干燥方法是一种非常适用于氧化钙陶瓷铸型的干燥方法,用该方法可制得无干燥裂纹的整体式氧化钙陶瓷铸型,如图 11 (b)所示。

由于在大气脱脂过程中树脂原型与有机凝胶分解产生的水蒸气会与铸型基体的 CaO 材料发生反应,造成铸型表面的起皮与开裂。而真空脱脂工艺中,由于脱脂炉内是高真空环境,树脂与坯体内的有机凝胶不存在剧烈的氧化分解过程,而是逐渐被脱水、碳化。因此该工艺有两个显著的优点:一方面脱脂过程中树脂原型与有机凝胶热解产生的水蒸气会被真空泵快速带走,避免因水蒸气与氧化钙陶瓷铸型表面发生反应而造成的铸型表面起皮;另一方面由于树脂原型在真空脱脂过程中是缓慢碳化,而不是剧烈的分解,因此不会存在树脂原型的体积快速膨胀和分解气体的大量溢出,从而减小了对氧化钙陶瓷铸型坯体的挤压,避免了陶瓷铸型在脱脂过程中的开裂,因此可以获得结构完整、无开裂的整体式氧化钙陶瓷铸型,如图 11 (c)所示。进一步的,将脱脂后的陶瓷铸型置于大气烧结炉中进行高温强化烧结(烧结温度 1450℃,保温时间 1 h),即可

获得结构完整的氧化钙基陶瓷铸型(图 11 (d))。

为了降低整体式氧化钙基陶瓷

铸型的烧结收缩率和提高氧化钙基陶瓷铸型的力学性能,课题组提出了添加 MgO、金属铅粉和 ZrO₂短切纤

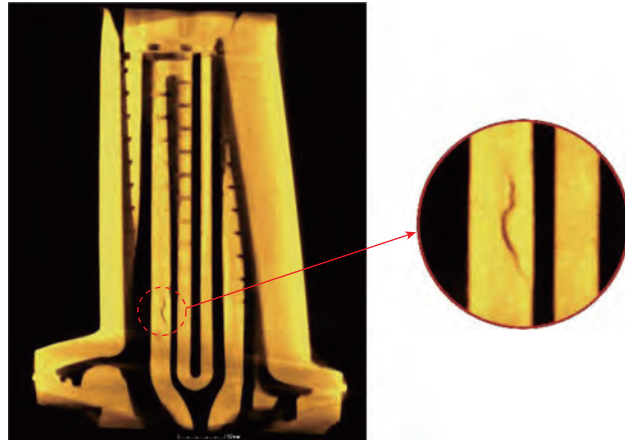


图 8 铸型干燥裂纹

Fig.8 Crack of ceramic mold in drying process



图 9 铸型脱脂裂纹

Fig.9 Cracks of ceramic mold in debinding process

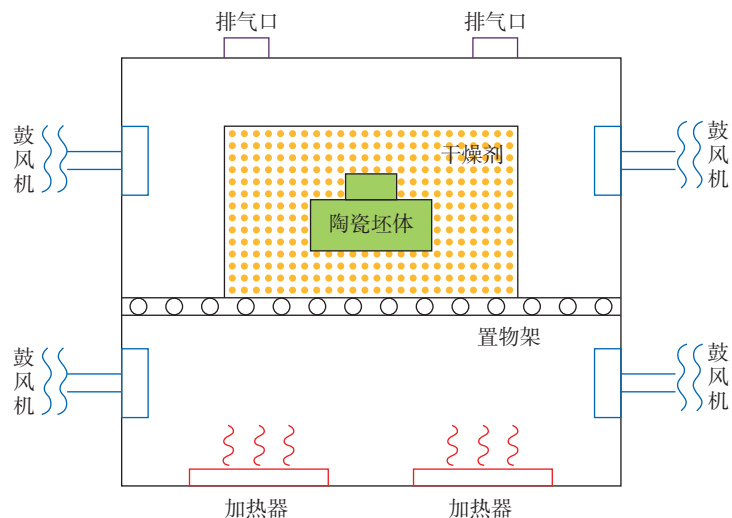


图 10 固体干燥工艺示意图

Fig.10 Schematic diagram of solid drying process

维^[28]综合调控的方法,最终制备出性能良好的整体式氧化钙基陶瓷铸型。表2是本研究制备的氧化钙陶瓷铸型的性能与华中科技大学制备的氧化钙基陶瓷型芯^[12]以及北京航空材料研究院制备的AC-2陶瓷型芯^[29]的性能对照表。

由表2中对比数据可以看出,本研究制备的氧化钙基整体式陶瓷铸型已经基本实现低收缩控制,且力学性能基本与北京航空材料研究院制备的AC-2型芯相当,已经能够满足精密铸造的要求。

3 整体式氧化钙基铸型的应用前景

虽然整体式氧化钙基陶瓷铸型目前在制备工艺中存在一些挑战和困难,但是其兼具了整体式陶瓷铸型和氧化钙陶瓷铸型两者的优点,因此在涡轮叶片精密铸造中仍具有很大的应用前景。

随着航空发动机推重比要求的不断提高,涡轮前进气温度也在不断提升,对冷却效率的要求也越来越高,这必然使得叶片内部的冷却结构更加复杂,进而加大了涡轮叶片的制造难度。双层壁冷却作为下一代航空发动机透平叶片的高效冷却技术,具有很高的冷却效率^[30],如图12所示,但是其复杂的双层薄壁结构也为叶片的制造带来了极大的挑战。整体式氧化钙基铸型因型芯/型壳一体化成型,制造工艺无需受到模具的制约,能够快速有效地成型双层壁叶片的陶瓷铸型,打破制造对设计的制约。

随着航空发动机推重比的不断提高,涡轮进口温度也不断提高。推重比12~15一级涡轮风扇发动机的涡轮前温度已经达到2000~2100 K,而下一代推重比15~20一级涡轮风扇发动机的涡轮前温度则可能提高到2050~2150 K。考虑到新型双层壁冷高效冷却和热障涂层的降温效果,对涡轮叶片材料本身承温能

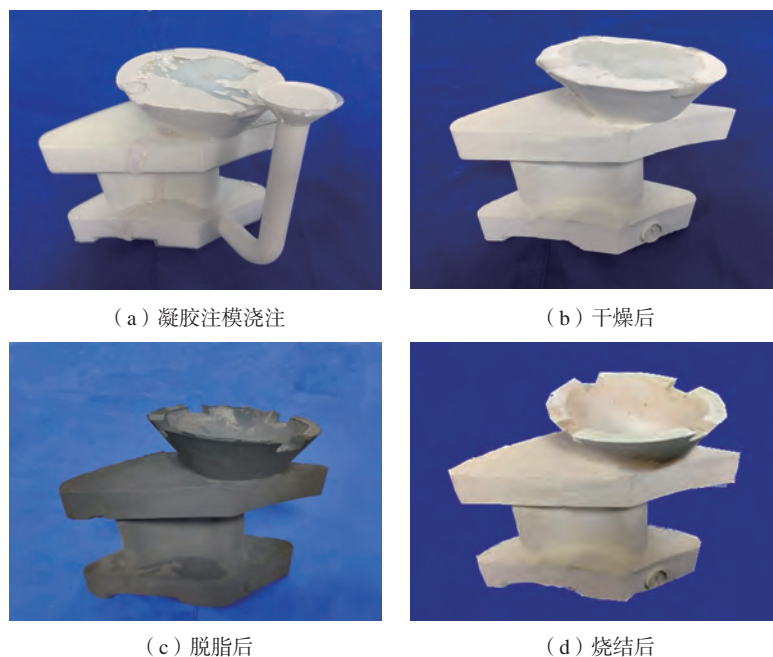


图11 某型导向叶片氧化钙基陶瓷铸型制备

Fig.11 Preparation of CaO-based ceramic mold for guide blade

表2 氧化钙基整体式陶瓷铸型与氧化钙陶瓷型芯及AC-2型芯的性能对比

Table 2 Performance comparison of integral CaO-based ceramic mold, CaO-ceramic core and AC-2 ceramic core

性能指标	氧化钙基整体式陶瓷铸型 (西安交通大学)	氧化钙陶瓷型芯 (华中科技大学) ^[12]	AC-2型芯(北京 航空材料研究院) ^[29]
室温抗弯强度/MPa	22.88 ± 0.28	25.00 ± 1.2	9.00~11.00
高温抗弯强度/MPa	15.74 ± 0.26 (1200 °C)	未见报道	6.0~8.0 (1500 °C)
烧结收缩率/%	0.4 ± 0.06	11.31	0.40~0.60
开气孔率/%	31.42 ± 1.2	30.50	37.00

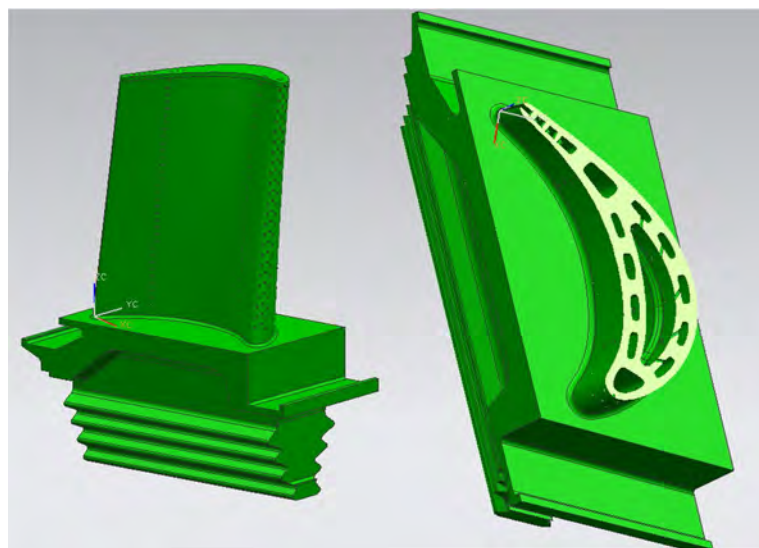


图12 双层壁叶片模型^[30]

Fig.12 CAD mold of double wall turbine blades^[30]

力的要求也由 1320~1370 K 提高到 1420~1570 K^[31]。面对下一代更大推重比的涡轮发动机,现有的镍基高温合金涡轮叶片显然已经无法满足其要求。新型的铌-硅基合金(Nb-Si)熔点高、密度小、具有较高的高温强度和一定的室温韧性,有望成为 1200~1400 °C 温度下工作的发动机叶片候选材料。然而,铌-硅基超高温合金的熔点高达 1800 °C,现有的硅基和铝基的铸型都无法满足如此高温度的铸造要求;且铌-硅基超高温合金中含有的 Ti、Hf 等活泼元素会与硅基或铝基陶瓷铸型的表面发生反应,影响铸型的表面质量。氧化钙使用温度高,高温化学稳定性好,在新一代铌-硅基超高温合金涡轮叶片的制造中具有很大的应用前景。

4 结论

CaO 使用温度高、高温稳定性好、易脱除、易获取、价格低廉,是一种可用于涡轮叶片精密铸造的理想铸型材料,但是易水化的致命缺点导致其难以得到广泛应用。基于光固化 3D 打印技术的型芯/型壳一体化铸型制造技术,为整体式氧化钙基陶瓷铸型的制备和应用提供了一种行之有效的工艺方法。通过采用非水基凝胶注模方法可以有效避免 CaO 在制备过程中的水化问题,同时结合材料配方的优化设计,解决了铸型在贮存和使用过程中的水化问题,制备出的整体式氧化钙基陶瓷铸型满足了空心涡轮叶片精密铸造的基本使用要求。就目前来看,整体式氧化钙基陶瓷铸型在涡轮叶片精密铸造中具有非常大的应用前景,但是其制造工艺的优化,高温力学性能、高温抗蠕变性能以及尺寸精度的工艺控制依然是后续研究的重点。

参考文献

[1] BACKMAN D G, WILLIAMS

J C. Advanced materials for aircraft engine applications[J]. Science, 1992, 255(5048): 1082-1087.

[2] LU Z L, CAO J W, JING H, et al. Review of main manufacturing processes of complex hollow turbine blades[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2013, 8(2): 87-95.

[3] 李涤尘, 吴海华, 卢秉恒. 型芯型壳一体化空心涡轮叶片制造方法[J]. 航空制造技术, 2009, 52(3): 38-42.

LI Dichen, WU Haihua, LU Bingheng. Shaping method of hollow turbine blades with integral shell and core ceramic mold[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2009, 52(3): 38-42.

[4] 吴海华, 李涤尘. 空心涡轮叶片型芯/型壳一体化陶瓷铸型快速制造技术研究[J]. 机械工程学报, 2012, 48(19): 147.

WU Haihua, LI Dichen. A new rapid manufacturing technology of the casting mold with integral ceramic core/shell for hollow turbine blades[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2012, 48(19): 147.

[5] 杨强, 鲁中良, 李振发, 等. 空心涡轮叶片陶瓷铸型微细结构负压吸注充型工艺研究[J]. 西安交通大学学报, 2016, 50(10): 147-152, 160.

YANG Qiang, LU Zhongliang, LI Zhenfa, et al. Gelcasting filling for small structure of hollow turbine blade ceramic mold[J]. Journal of Xi'an Jiaotong University, 2016, 50(10): 147-152, 160.

[6] WU H, LI D, TANG Y, et al. Rapid casting of hollow turbine blades using integral ceramic moulds[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2009, 223(6): 695-702.

[7] WU H H, LI D C, GUO N N. Fabrication of integral ceramic mold for investment casting of hollow turbine blade based on stereolithography[J]. Rapid Prototyping Journal, 2009, 15(4): 232-237.

[8] LI X, YAO J S, LIU X G, et al. Microstructure and performance of fused silica-based ceramic core reinforced by mullite fiber[J]. Materials Science Forum, 2016, 848: 228-232.

[9] WU H H, LI D C, TANG Y P, et al. Rapid fabrication of alumina-based ceramic cores for gas turbine blades by stereolithography and gelcasting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(18-19): 5886-5891.

[10] 李彪, 姜延春, 于波, 等. 空心叶片氧化铝基陶瓷型芯高温高压脱芯工艺研究[J]. 铸造, 2019, 68(1): 1-6.

LI Biao, LOU Yanchun, YU Bo, et al.

Leaching-out technology of alumina-based ceramic cores from hollow blades using high temperature and high pressure alkaline solutions[J]. Foundry, 2019, 68(1): 1-6.

[11] YANG Q, LU Z, HUANG F, et al. The preparation of calcia-based ceramic slurry for rapid manufacturing hollow turbine blade based on stereolithography[C]//Proceedings of the 2nd International Conference on Progress in Additive Manufacturing. Singapore, 2016: 158-163.

[12] LIU F C, FAN Z T, LIU X W, et al. Aqueous gel casting of water-soluble calcia-based ceramic core for investment casting using epoxy resin as a binder[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 86(5-8): 1235-1242.

[13] ZHAO H P, YE C S, FAN Z T, et al. 3D printing of CaO-based ceramic core using nanozirconia suspension as a binder[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(15): 5119-5125.

[14] ZHOU P P, CHENG X, WU G Q, et al. Influence of powder particle size on microstructure and performance of calcium oxide based ceramic core[J]. Advances in Applied Ceramics, 2015, 114(5): 250-255.

[15] LI Z, ZHANG S, LEE W E. Improving the hydration resistance of lime-based refractory materials[J]. International Materials Reviews, 2008, 53(1): 1-20.

[16] HULSE C O. Process of casting nickel base alloys using water-soluble calcia cores: US3643728[P]. 1972-02-22.

[17] 古瑞琴. 氧化钙基耐火材料的结构与性能[D]. 郑州: 郑州大学, 2006.

GU Ruiqin. Structure and performance of calcium oxide-based refractories[D]. Zhengzhou: Zhengzhou University, 2006.

[18] 钟香崇. 展望新一代优质高效耐火材料[J]. 耐火材料, 2003, 37(1): 1-10.

ZHONG Xiangchong. Looking ahead—A new generation of high performance refractory ceramics[J]. Refractories, 2003, 37(1): 1-10.

[19] TAKASHI S, NOBORU M, YASUO Y, et al. Production of titanium casting with lime refractory[J]. Foundry, 1990, 62(9): 732-737.

[20] DEGAWA T, KAMATA K, YONEDA Y. Melting and precision casting of pure titanium using calcia[C]//Sixth World Conference on Titanium II. Cannes, 1988: 707-713.

[21] LASALLE J C, FANELLI A J, BARRY

E J, et al. Inert calcia facecoats for investment casting of titanium and titanium-aluminide alloys: US5766329[P]. 1998-06-16.

[22] 李婷. 钛合金熔模铸造用氧化物陶瓷型壳的制备工艺研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2013.

LI Ting. Study on oxide ceramic shell mold fabrication for the investment casting of titanium alloy[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2013.

[23] 张振兴. 氧化钙铸型与精密铸件[J]. 钛工业进展, 1991, 8(2): 7-8.

ZHANG Zhenxing. Calcium oxide molds and precision castings[J]. Titanium Industry Progress, 1991, 8(2): 7-8.

[24] OSAKA A, MIURA Y, TAKEUCHI K, et al. Calcium apatite prepared from calcium hydroxide and orthophosphoric acid[J]. Journal of Materials Science: Materials in Medicine, 1991, 2(1): 51-55.

[25] 陶志南. MgO-CaO 复相陶瓷体系水化机理探索及相关性能研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2007.

TAO Zhinan. Study on the hydration mechanism and related properties of MgO-CaO composite ceramics system[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2007.

[26] BHATTACHARYA T K, GHOSH A, DAS S K. Densification of reactive lime from limestone[J]. Ceramics International, 2001, 27(4): 455-459.

[27] SHIMODA K, PARK J S, HINOKI T, et al. Influence of surface structure of SiC nano-sized powder analyzed by X-ray photoelectron spectroscopy on basic powder characteristics[J]. Applied Surface Science, 2007, 253(24): 9450-9456.

[28] YANG Q, WANG F, LI D C. Effect of chopped ZrO₂ fiber content on the microstructure and properties of CaO-based

integral ceramic mold[J]. Materials, 2020, 13(23): 5398.

[29] 薛明, 曹腊梅. 单晶空心叶片用 AC-2 陶瓷型芯的组织 and 性能研究[J]. 材料工程, 2002(4): 33-34, 37.

XUE Ming, CAO Lamei. Microstructure and properties of alumina based ceramic cores AC-2 for single crystal blades[J]. Journal of Materials Engineering, 2002(4): 33-34, 37.

[30] CHYU M K, SIW S C. Recent advances of internal cooling techniques for gas turbine airfoils[J]. Journal of Thermal Science and Engineering Applications, 2013, 5(2): 021008.

[31] 贾丽娜, 翁俊飞, 沙江波, 等. Nb-Si 金属间化合物基超高温合金研究进展[J]. 中国材料进展, 2015, 34(5): 372-378, 382.

JIA Lina, WENG Junfei, SHA Jiangbo, et al. A review of ultra high temperature Nb-Si based superalloys[J]. Materials China, 2015, 34(5): 372-378, 382.

Application Prospect of Integral CaO-Based Ceramic Mold in Investment Casting of Turbine Blades

YANG Qiang^{1,2}, LU Zhongliang^{1,2}, WANG Fu^{1,2}, LI Dichen^{1,2}

(1. School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

2. State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

[ABSTRACT] The manufacturing technology of turbine blade, which is the first key component of aero-engine, has become an important indicator of a country's manufacturing level. Ceramic mold preparation is a key step of blade manufacturing because the mold materials and preparation processes have a direct effect on the quality of blade manufacturing. The fabrication technology of core/shell integral ceramic mold based on stereolithography provides a new process for rapid fabrication of complex hollow turbine blades. Calcium oxide (CaO) is an ideal casting mold material with the advantages of high service temperature, good chemical stability at high temperature, similar thermal expansion coefficient to superalloy, easy removal, low price, etc. The advantages and problems of CaO-based ceramic mold in turbine blade investment casting are investigated in this paper, the research progress of the preparation of integral CaO-based ceramic casting is introduced, and the application prospect of integral CaO-based ceramic casting in turbine blade investment casting is discussed.

Keywords: Stereolithography; Turbine blade; Integral; Calcium oxide (CaO); Ceramic mold

(责编 雷松)

引文格式: 张云, 陈志同, 朱正清. 航空发动机叶片阵列抛光轨迹调整技术研究 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 58-64.

ZHANG Yun, CHEN Zhitong, ZHU Zhengqing. Research on array polishing path adjustment for aero-engine blade[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 58-64.

航空发动机叶片阵列抛光轨迹调整技术研究*

张云¹, 陈志同², 朱正清²

(1. 北方工业大学, 北京 100144;
2. 北京航空航天大学, 北京 100191)

[摘要] 航空发动机叶片的高效率自动化抛光是替代人工打磨、保证精加工型面质量的重要手段。本研究在前期研制的阵列加工机床上, 针对多主轴阵列抛光时由批量叶片制造误差引起的抛光轨迹自动化调整需求, 开展待抛光叶片变形分析及进排气边关键区域的抛光工艺试验, 由此建立以抛光去除量差异最小为目标函数, 表面粗糙度为约束条件的阵列抛光轨迹调整算法, 并利用数控系统坐标转换功能实现 G 代码的自动调整。在保证阵列抛光精度及表面粗糙度的前提下, 达到高效率多主轴同步抛光的目的。采用 4 件典型叶片进行阵列抛光验证, 抛光后线轮廓度 ≤ 0.032 mm, 表面粗糙度 $R_a < 0.4$ μm , 平均单件叶片抛光工时达到 2.75 min。

关键词: 航空发动机叶片; 阵列机床; 同步抛光; 轨迹调整; 抛光工艺

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.058



张云

讲师, 研究方向为复杂曲面 CAD/CAM 技术、先进制造装备与数字化制造。

叶片是航空发动机中数量最多、且直接参与能量转换的核心动力部件^[1], 其加工质量及生产效率尤为重要。目前, 国内航发制造企业仍大规

模采用人工打磨方式进行叶片抛光, 但随着叶片设计、材料、工艺体系的快速发展, 对于已经完成型面精加工的批量叶片, 高效率、自动化数控抛光成为替代人工打磨、保证抛光质量的有效手段之一^[2]。

数控抛光的工艺灵活性和装备适应性较强^[3], 主要实现形式为以砂带、砂布轮、橡胶轮等为工具的工业机器人和数控机床抛光^[4]。近年来, 为了全面替代人工打磨, 在保证抛光质量的前提下, 众多学者开展了大量抛光提效研究。其中, 华中科技大学徐小虎^[5]通过力-位双控及工艺参数优化, 使得机器人砂带磨抛效率相较于人工打磨可提高 50% 以上。重庆大学 Xiao^[6]和 Li^[7]等研制出多工位集成自适应砂带磨抛系统, 具备上料、检测、力控调整等自动化功能。西北工业大学淮文博^[8]和 Chen^[9]等

根据弹性工具抛光原理建立了抛光效率的数学模型, 并结合正交试验结果的灰色关联度优化抛光参数组合。北京航空航天大学陈志同等^[10]为提高抛光效率研制了可同步加工多个叶片的多主轴阵列加工系统。德国亚琛工业大学与 STAMA 公司的研究表明, 当采用双主轴阵列机床时, 平均单件加工成本和工时可降低到单主轴机床上加工同样两件工件的 70% 以下^[11-12]。然而, 由于叶片制造面临薄壁结构、复杂曲面、难加工材料等难点, 型面精加工后叶片普遍存在线轮廓度、位置度、相对扭转等误差^[13]。为此, 本团队依据误差分布情况开展批量叶片数字化分组研究, 以降低阵列抛光时各叶片间的型面差异^[14]。但同组叶片实际型面与理论模型间仍存在差异, 由理论模型生成的抛光轨迹极易出现过抛、漏抛

* 基金项目: 航空科学基金(20200016112001)。

等问题。因此,本文以叶片变形分析及进排气边抛光工艺试验为基础,开展阵列抛光轨迹自动化调整研究,在保证抛光精度及表面质量的前提下,达到高效率、自动化多主轴阵列抛光的目的。

1 多主轴同步定轨迹抛光

1.1 多主轴同步抛光

如图1所示,多主轴(2×2)同步加工机床具有3个移动轴X、Y、Z和2个转动轴B、C,主轴摆头B转动角度为±45°,回转工作台C为360°连续转动,多支(2×2)轮式抛光工具通过标准刀柄连接至B上,工件通过快换工装安装于C上,通过工具与叶片间的轨迹控制,即定轨迹轮式抛光方式,实现高效率的同步抛光。

1.2 定轨迹轮式抛光

定轨迹轮式抛光采用具有准确尺寸和确定弹性的柔性工具(图2(a)),该工具设计直径为D,环面管半径为ρ。当给定转速ω时,该工具在预压力E下与叶片表面接触后被压缩产生弹性变形,进而提供稳定可控的接触压力,使得工具表面附着的超硬磨料对接触表面起到抛光作用(图2(b))。

2 叶片变形分析及抛光工艺试验

精加工后叶片实际型面普遍存在设计公差内容许的线轮廓度、位置度、相对扭转等误差,而这些误差又显著影响进排气边区域的实际形状,图3(a)给出了第4节验证实例中9件抽样叶片进排气边区域的测量结果。当抽样叶片采用阵列抛光时,各叶片实际形状差异,尤其在进排气区域,将导致抛光预压力E的差异,进而造成阵列抛光后各叶片抛光去除量ε和表面粗糙度R_a存在差异。因此,阵列抛光轨迹应在考虑上述差异的影响下实现自动调整。

针对验证实例中型面精加工后

待抛光叶片进排气边圆弧半径r范围(r=0.1~0.3 mm),设计如图3(b)所示圆弧试件r=0.1 mm、0.2 mm、0.3 mm,开展抛光工艺试验建立预压力E与抛光去除量ε、表面粗糙度R_a的关系,如式(1)和(2)所示。

$$\varepsilon = f_1(r, E) = a_1 r + b_1 E + c_1 r^2 + d_1 E^2 + g_1 r E + h_1 \quad (1)$$

$$R_a = f_2(r, E) = a_2 r + b_2 E + c_2 r^2 + d_2 E^2 + g_2 r E + h_2 \quad (2)$$

式中,拟合参数 $a_1/a_2=-0.34/-0.37$, $b_1/b_2=0.57/-7.81$, $c_1/c_2=0.98/1.44$, $d_1/d_2=-0.1/23.71$, $g_1/g_2=-1.5/-0.55$, $h_1/h_2=0.012/0.82$ 。图4给出了E与ε、R_a关系图,如r=0.1 mm时,随着E

(E=0.05 mm、0.10 mm、0.15 mm、0.20 mm)的增加,ε增加,而R_a先降低后增加。而实际上,图3(a)所示型面精加工后叶片实际形状存在差异,造成阵列抛光时实际预压力较理论值存在差异。所以,应结合叶片实际形状对阵列抛光轨迹中实际预压力进行调整,保证叶片各不同圆弧半径处抛光去除量的差异最小,同时抛光表面质量满足设计要求。

3 阵列抛光轨迹调整

阵列抛光轨迹调整主要包括3个步骤。

(1) 测量规划。采用接触式扫

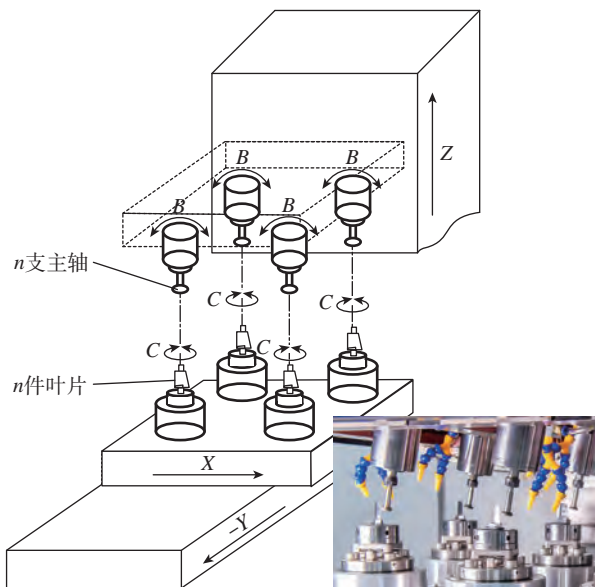


图1 4主轴阵列抛光机床

Fig.1 Four-spindle array polishing machine tool

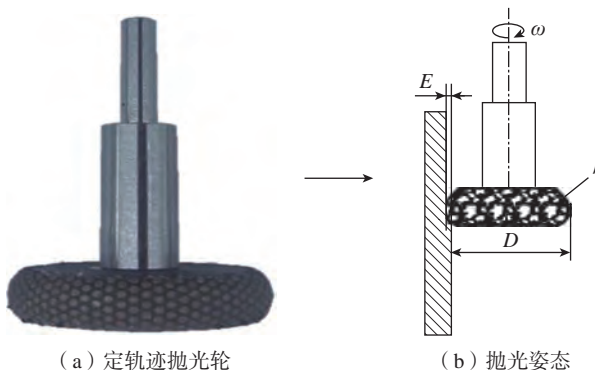


图2 定轨迹轮式抛光

Fig.2 Wheel polishing with determined-path

测测头对叶片进行测量,但由于对象为批量叶片,应尽可能减少测量时间。由第2节分析可得各叶片进排气边处差异显著,因此测量点应分布于进排气边处,为实际预压量调整提供测量数据。

(2) 最优配准。将各测点处实际预压量和曲率半径共同代入式(1)和(2),可得到执行当前抛光轨迹后各测点处表面粗糙度和抛光去除量。而在轨迹调整时,以抛光后表面粗糙度为约束,以实际预压量引起的抛光去除量差异最小为配准目标函数,通过求解旋转和平移量实现最优配准。

(3) 轨迹调整。由数控系统坐标转换功能对阵列抛光轨迹所在加工坐标系进行旋转与平移,实现实际预压量的在机调整,从而提高阵列抛

光加工的效率 and 自动化程度。

3.1 阵列抛光叶片的测量规划

采用同一加工轨迹进行阵列抛光的叶片数量记为 n , 在理论加工坐标系 MCS 下由定义截面蒙皮方式构建的叶片型面记为 $S(u, v)$ 。采用三坐标测量机(配置接触式扫描测头 PH10M SP25M)检测如图5所示测量曲线(红色线条,是进排气边与盆背转接点的等 u 线, $u=0, 0.45, 0.50, 0.95$), 由测量曲线与定义截面求交可获得 m 个测量点, 则 n 件叶片的测量点集为 $P=\{p_{ij}|i=1, \dots, n; j=1, \dots, m\}$ 。

3.2 面向阵列抛光的最优配准

通过最小二乘拟合算法求解 $S(u, v)$ 与 P 之间的平移与旋转变换矩阵 RT , 考虑到计算复杂度和截面定义方式, 如图5中 RT 的参量

简化为绕着 Z 坐标轴的旋转分量 $\Delta\gamma$ 和沿着 X, Y 坐标轴的平移分量 $\Delta x, \Delta y$ 。 p_{ij} 至 $S(u, v)$ 的最短距离点为 $q_{ij}=S(u_{ij}, v_{ij})$, 相应点集记为 $Q=\{q_{ij}|i=1, \dots, n; j=1, \dots, m\}$ 。

则在目标函数 $\min F(RT)$ 下以 $\dot{Q}=Q \cdot RT$ 逐步逼近 P , 其中 $\dot{q}_{ij}=q_{ij} \cdot RT$, 当相邻迭代目标函数差值小于指定阈值时, 迭代终止。

在 MCS 下, 由 $S(u, v)$ 生成的阵列抛光加工轨迹为 $GPath$, 由工艺要求确定各点理论预压量函数为 $E_0(u, v)$, 则在 q_{ij} 处实际预压量为 $\dot{E}(u_{ij}, v_{ij})=E_0(u_{ij}, v_{ij})+\overline{QP} \cdot \bar{n}(u_{ij}, v_{ij})$ 。其中, $\bar{n}(u_{ij}, v_{ij})$ 为 $S(u, v)$ 在 \dot{q}_{ij} 处的外法矢方向。给定在 \dot{q}_{ij} 处的曲面曲率半径为 $r(u_{ij}, v_{ij})$, 则依据式(1)和(2)计算抛光去除量 ε_{ij} 和抛

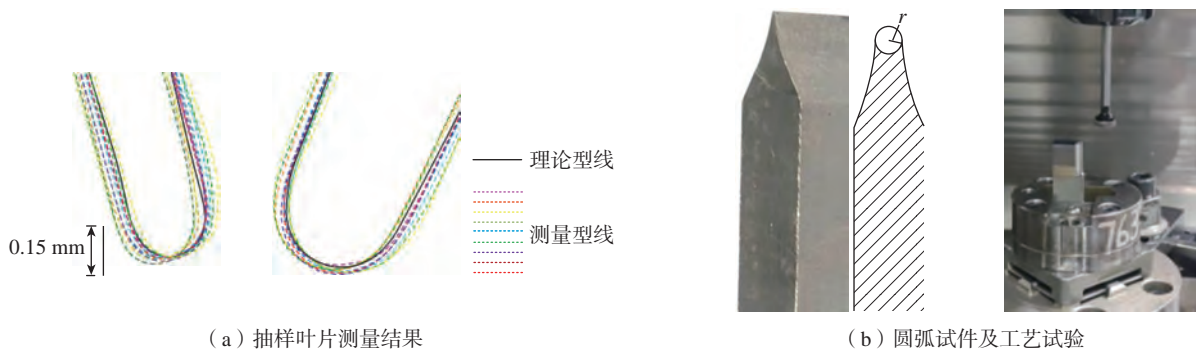


图3 叶片变形分析及抛光工艺试验

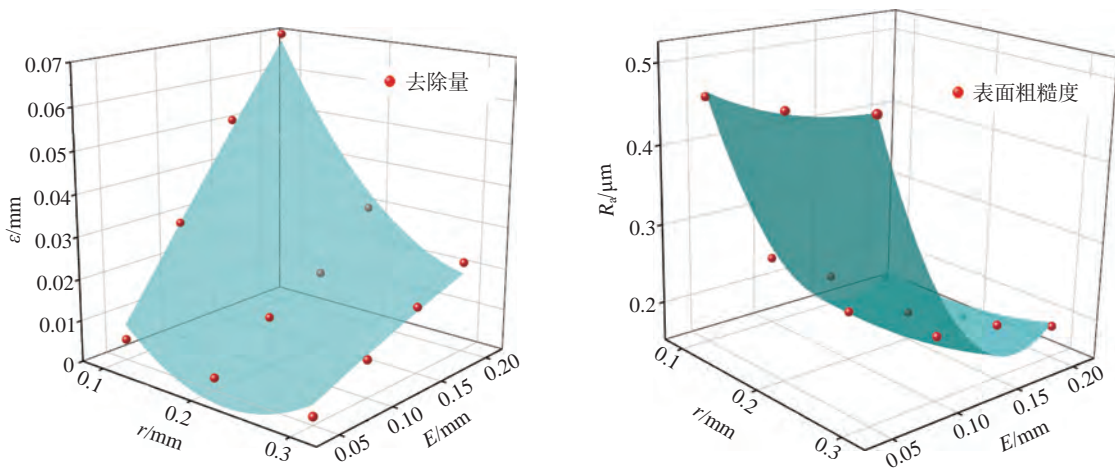


图4 对 $r=0.1\text{ mm}, 0.2\text{ mm}, 0.3\text{ mm}$ 试件抛光建立 E 与 ε, R_a 关系曲线

光后表面粗糙度 $R_{a,ij}$ 为

$$\varepsilon_{ij}(\mathbf{RT}) = f_1[r(u_{ij}, v_{ij}), \dot{E}(u_{ij}, v_{ij})] \quad (3)$$

$$R_{a,ij}(\mathbf{RT}) = f_2[r(u_{ij}, v_{ij}), \dot{E}(u_{ij}, v_{ij})] \quad (4)$$

给定目标函数 $\min F(\mathbf{RT})$ 为阵列抛光时各叶片测量点处抛光去除量差异最小,则可写作

$$\min F(\mathbf{RT}) = \sum_{j=1}^m \sum_{i=1}^n |\varepsilon_{ij}(\mathbf{RT}) - \bar{\varepsilon}_j| \quad (5)$$

式中, $\bar{\varepsilon}_j$ 为 \dot{q}_{ij} ($i=1, \dots, n$) 处的去除量均值。当要求叶片抛光表面粗糙度达到 $R_a 0.4 \mu\text{m}$ 以下时,给定约束条件为

$$\text{s.t. } R_{a,ij}(\mathbf{RT}) \leq 0.4 \quad (6)$$

由式(5)和(6)求解 \mathbf{RT} 为典型的非线性约束优化问题,可用非线性优化算法进行求解 $(\Delta x, \Delta y, \Delta \gamma)$, 本文不再详述^[15]。

3.3 阵列抛光轨迹的在机调整

由3.2节所得 $(\Delta x, \Delta y, \Delta \gamma)$ 对 GPath 进行调整。如图6所示,由于在数控系统中加工轨迹执行先旋转再平移的绝对变换,因此由 MCS 形成新的加工坐标系 MCS' 时,式(7)给出了先旋转 $\Delta \gamma$ 后的平移量 $\Delta x', \Delta y'$ 计算方法。

$$\begin{cases} \Delta x' = \Delta x \cdot \cos \Delta \gamma + \Delta y \cdot \sin \Delta \gamma \\ \Delta y' = \Delta y \cdot \cos \Delta \gamma - \Delta x \cdot \sin \Delta \gamma \end{cases} \quad (7)$$

则调整后的阵列抛光轨迹 GPath 采用 Simense 840D 数控系统坐标转换功能对 GPath 进行自动调整,代码释义如表1所示。

4 阵列抛光加工验证

所验证实例为某型号航空发动机压气机叶片,材料为高温合金,如图7所示,尺寸规格约为 $22 \text{ mm} \times 35 \text{ mm}$,依据型面几何属性确定柔性轮式工具尺寸为 $D=29.6 \text{ mm}$ 、 $\rho=1.5 \text{ mm}$ 。

对待阵列抛光验证的4件叶片进行三坐标测量,测量曲线与定义截面求交可获得如图8所示的测量点集 P 。

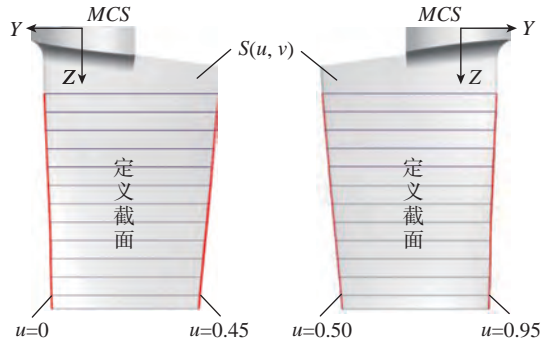


图5 叶片扫描测量线示意图
Fig.5 Sketch of blade measurement

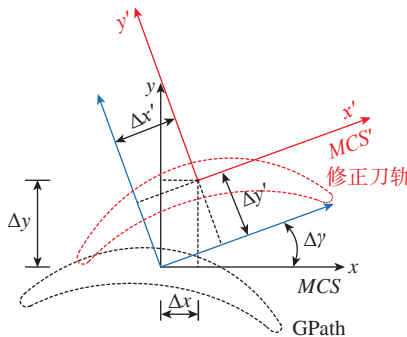


图6 阵列抛光轨迹调整-坐标变换
Fig.6 Array polishing path adjustment-coordinate transformation



图7 阵列抛光加工验证叶片模型
Fig.7 Array polishing blade model

表1 GPath 的 G 代码与注释
Table 1 G-code and its denote of GPath

程序代码	注释
N10 G17 G54	设置轨迹工作平面 X/Y, 工件零点
N20 AROT RPL= $\Delta \gamma$	围绕垂直于平面 G17 的 Z 轴旋转 $\Delta \gamma$
N30 TRANS X $\Delta x'$ 0 $\Delta y'$	沿着 X 与 Y 轴绝对偏移 $\Delta x'$ 和 $\Delta y'$
N40...	在新坐标系 MCS' 下执行 GPath
⋮	⋮
N100 M30	阵列抛光程序结束

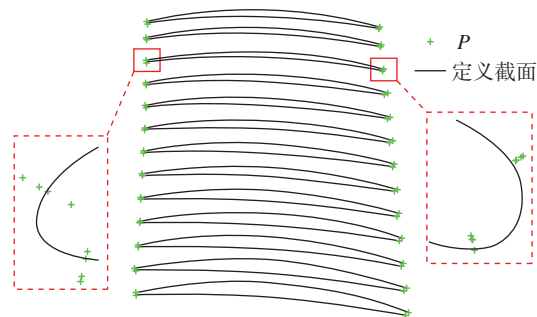


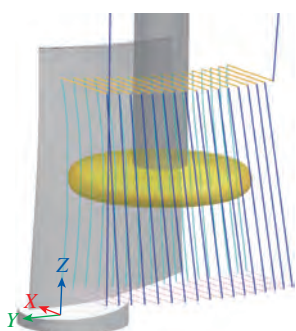
图8 4件待阵列抛光叶片的测量结果
Fig.8 Measurement result of 4 blades before array polishing

将 P 代入式(5)和(6),利用外罚函数法求解得到 $\Delta x = -0.024 \text{ mm}$, $\Delta y = +0.0103 \text{ mm}$, $\Delta \gamma = -0.262^\circ$ 。则对4件待抛光叶片进行坐标变换,重新计算 P 至 $S(u, v)$ 的偏差值,结果如表2所示。

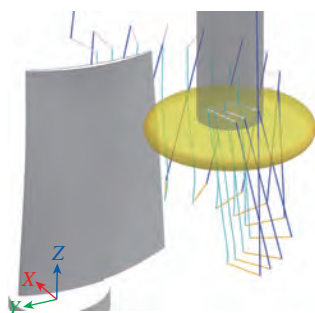
用式(7)换算后 $\Delta x' = -0.0241 \text{ mm}$, $\Delta y' = 0.0102 \text{ mm}$,图9举例给出了在 MCS' 下叶背、进气边加工程序。阵列抛光过程如图10所示,包括粗抛光、半精抛光和精抛光过程,所用抛光轮的磨料及主要抛光工艺参数

表2 4件叶片坐标变换后的偏差分析
Table 2 Deviation analysis of 4 blades after coordinate transformation

叶片序号	最大正偏差 / mm	最大负偏差 / mm
1#	0.0395	-0.015
2#	0.0479	-0.0111
3#	0.0347	-0.0158
4#	0.0376	-0.0184



(a) 叶背精抛光刀轨



(b) 进气边精抛光刀轨

图9 叶背、进气边精抛光加工程序
Fig.9 Finishing polishing machining program for pressure side and leading edge

如表3所示。

目前,在航空发动机制造企业中该叶片采用人工打磨方式,单件打磨时间约为10 min。而采用表3中抛光轮和工艺参数进行单件抛光时,粗抛、半精抛、精抛工时分别约为4.5 min、3 min和3.5 min,则单件抛光工时约为11 min,此时单件抛光效率较人工打磨略有降低。而采用4主轴阵列抛光后,由于同步抛光4件叶片,平均单件抛光工时约为11/4 min=2.75 min,阵列抛光效率比人工打磨提高了约2.6倍。因此,采用阵列抛光后效率提升明显。

采用三坐标测量机对抛光后4件叶片进行精度检测,盆/背的最大/最小误差(CV/CC_MAX/MIN)、进/排气边的最大/最小误差(LE/TE_MAX/MIN)如表4所示。则1#~4#叶片经过阵列抛光后,由最大误差与最小误差的差值确定的线轮廓度分别为0.031 mm、0.032 mm、0.0265 mm和0.0306 mm。

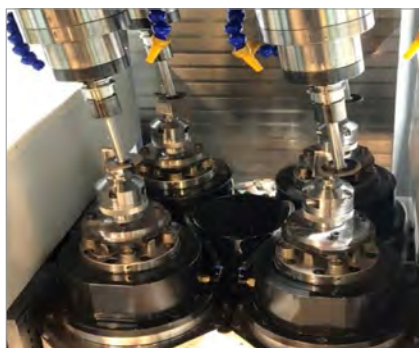


图10 4件叶片阵列抛光加工工况
Fig.10 Array polishing for 4 blades

采用车间型精密粗糙度轮廓仪(Form TalySurf Intra)对抛光后4件叶片的中间截面进行表面粗糙度检测,表面粗糙度 $R_a < 0.4 \mu\text{m}$,满足设计要求。

5 结论

本文针对阵列抛光加工轨迹的自动调整需求开展技术研究,并利用典型型号叶片进行了阵列抛光验证,取得的主要结论如下。

(1)结合叶片关键区域抛光预压量与抛光去除量、表面粗糙度的工艺试验分析结果,对阵列加工轨迹的配准变换进行了有效求解,并利用数控系统坐标转换功能完成G代码的自动调整,实现阵列抛光过程轨迹调整的自动化。

(2)4件典型叶片经过阵列抛光后,线轮廓度分别达到0.031 mm、0.032 mm、0.0265 mm和0.0306 mm以内,表面粗糙度 $R_a < 0.4 \mu\text{m}$,阵列抛光质量得到保证。同时,平均单件叶片抛光工时达到2.75 min,抛光效率提升明显。

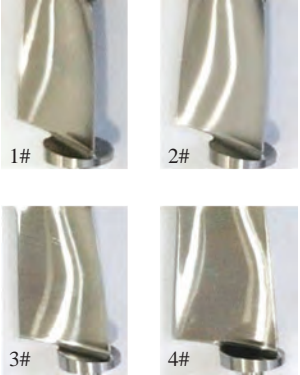
参考文献

- [1] 朱大虎,徐小虎,蒋诚,等.复杂叶片机器人磨抛加工工艺技术研究进展[J].航空学报,2021,42(10):524265.
ZHU Dahu, XU Xiaohu, JIANG Cheng, et al. Research progress in robotic grinding technology for complex blades[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2021, 42(10): 524265.

表3 阵列抛光所用抛光轮磨料和工艺参数
Table 3 Polishing wheel abrasive and polishing parameters

抛光工序	抛光轮		抛光参数	
	磨料	粒度号/#	主轴转速/(r·min ⁻¹)	进给速度/(mm·min ⁻¹)
粗抛	金刚石	400	6000	600
半精抛		2000	6000	700
精抛		6000	7000	900

表 4 4 件叶片表面粗糙度和精度分析
Table 4 Surface roughness and accuracy analysis of 4 blades

分析项	1# 叶片	2# 叶片	3# 叶片	4# 叶片	叶片实物
CV_MAX/mm	0.0214	0.0209	0.0092	0.0064	
CV_MIN/mm	0.0097	-0.0028	0.0012	-0.0041	
CC_MAX/mm	0.0202	0.0139	0.0063	0.0042	
CC_MIN/mm	0.0055	-0.0047	-0.0074	-0.0086	
LE_MAX/mm	0.0244	0.0132	0.0147	0.0076	
LE_MIN/mm	-0.001	-0.0111	-0.0118	-0.0184	
TE_MAX/mm	0.0295	0.0179	0.0126	0.0122	
TE_MIN/mm	-0.0015	-0.0099	-0.0061	-0.0114	
$R_a/\mu\text{m}$	0.31	0.35	0.32	0.28	

[2] 蔺小军, 杨艳, 吴广, 等. 面向叶片型面的五轴联动柔性数控砂带抛光技术 [J]. 航空学报, 2015, 36(6): 2074–2082.

LIN Xiaojun, YANG Yan, WU Guang, et al. Flexible polishing technology of five-axis NC abrasive belt for blade surface[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2015, 36(6): 2074–2082.

[3] 黄云, 肖贵坚, 邹莱. 航空发动机叶片机器人精密砂带磨削研究现状及发展趋势 [J]. 航空学报, 2019, 40(3): 022508.

HUANG Yun, XIAO Guijian, ZOU Lai. Current situation and development trend of robot precise belt grinding for aero-engine blade[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2019, 40(3): 022508.

[4] 王志伟, 蔺小军, 史耀耀, 等. 基于压缩量偏差约束的整体叶盘砂轮数控抛光路径规划 [J]. 航空学报, 2020, 41(2): 623330.

WANG Zhiwei, LIN Xiaojun, SHI Yaoyao, et al. A polishing path planning method for blisk with abrasive cloth wheel based on compression deviation constraint[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2020, 41(2): 623330.

[5] 徐小虎. 压气机叶片机器人砂带磨抛加工关键技术研究 [D]. 武汉: 华中科技大学, 2019.

XU Xiaohu. Research on the key technology of robotic abrasive belt grinding of compressor blade[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2019.

[6] XIAO G J, HUANG Y, YIN J C. An integrated polishing method for compressor

blade surfaces[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 88(5–8): 1723–1733.

[7] LI Z R, ZOU L, YIN J C, et al. Investigation of parametric control method and model in abrasive belt grinding of nickel-based superalloy blade[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 108(9–10): 3301–3311.

[8] 淮文博, 史耀耀, 蔺小军. 整体叶盘自适应柔性抛光效率优化 [J]. 计算机集成制造系统, 2021, 27(6): 1550–1557.

HUAI Wenbo, SHI Yaoyao, LIN Xiaojun. Optimization of adaptive flexible blisk polishing efficiency[J]. Computer Integrated Manufacturing Systems, 2021, 27(6): 1550–1557.

[9] CHEN Z, SHI Y Y, LIN X J, et al. A profile-adaptive compliant polishing tool for aero-engine blade finishing process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 102(9–12): 3825–3838.

[10] 陈志同, 张云, 刘瑞松, 等. 航空发动机叶片矩形阵列磨削加工技术 [J]. 航空制造技术, 2018, 61(9): 34–39.

CHEN Zhitong, ZHANG Yun, LIU Ruisong, et al. Rectangular array grinding process of aero-engine blade with complex surface[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(9): 34–39.

[11] STAMA. System 5 Two Place [EB/OL]. [2022–04–09]. <https://stama.de/1/overview-machining-centers/system-5-two-place.html>.

[12] CHIRON. Multi-spindle machining

[EB/OL]. [2022–04–09]. <https://chiron.de/en/products/technology/multi-spindle-machining.html>.

[13] 蔺小军, 崔彤, 杨碧颖, 等. 薄壁叶片叶型多工序加工检验模型建立方法 [J]. 航空学报, 2019, 40(11): 423034.

LIN Xiaojun, CUI Tong, YANG Biying, et al. Method for establishing machining and inspection model of multi-stage machining processes of thin-walled blades[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2019, 40(11): 423034.

[14] 王小东. 面向阵列抛光的叶片分组技术研究 [D]. 北京: 北京航空航天大学, 2020.

WANG Xiaodong. Research on blades grouping method for array polishing[D]. Beijing: Beihang University, 2020.

[15] 韦增欣, 陆莎. 非线性优化算法 [M]. 北京: 科学出版社, 2016.

WEI Zengxin, LU Sha. Nonlinear optimization algorithm[M]. Beijing: Science Press, 2016.

通讯作者: 陈志同, 教授, 博士生导师, 博士, 研究方向为先进数控加工技术与装备。

(责编 阳光)

Research on Array Polishing Path Adjustment for Aero-Engine Blade

ZHANG Yun¹, CHEN Zhitong², ZHU Zhengqing²

(1. North China University of Technology, Beijing 100144, China;

2. Beihang University, Beijing 100191, China)

[ABSTRACT] High efficiency automatic polishing of aero-engine blade is an important means to replace manual polishing and ensure the quality of finish machined profile. In this paper, blade measurement analysis and polishing experiment for leading/trailing edge are carried out on the array machining machine tool. Therefore, the array polishing path adjustment algorithm with the objective function of minimum polishing removal difference and the constraint condition of surface roughness is established, and the coordinate transformation function of NC system is used to realize the automatic adjustment of G-code. On the premise of ensuring the polishing accuracy and surface roughness, the purpose of high-efficiency multi-spindle synchronous polishing is achieved. Four typical blades are used for array polishing verification, their linear profile is no more than 0.032 mm and the surface roughness is $R_a < 0.4 \mu\text{m}$. The average polishing time of a single blade is 2.75 min.

Keywords: Aero-engine blade; Array machine tool; Synchronous polishing; Path adjustment; Polishing process

(责编 阳光)

(上接第 48 页)

Study on Stepwise Pulsant Precision Electrochemical Machining Method for Aero-Engine Blade

XU Zhengyang, WANG Jingtao, LIU Jia, ZHU Dong, WEI Haodi

(Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

[ABSTRACT] Electrochemical machining (ECM) has played an important role in the efficient and precise manufacturing of core components such as aero-engine blades or blisks in Europe and the United States. Using the traditional ECM, the cathode tools for machining blade concave and convex surfaces move towards each other, and the profile of the blade and the contour of the leading and trailing edges are processed at the same time. At this time, the accuracy of blade profile is easy to ensure, while the accuracy of leading and trailing edges is low. In this paper, a stepwise pulsant precision ECM method for blade is proposed, which aims to further improve the profile accuracy of blade and the contour accuracy of leading and trailing edges. The method is divided into two different stages. Firstly, the blade surface is machined precisely by pulsant dynamic variable parameter ECM mode, and then the leading and trailing edges are machined by micro pulse ECM mode. The research of the above two stages in machining mechanism and processing experiment are described in detail. Aiming at the problem of passive diversion in the traditional radial flow field, an active diversion axial flow field is proposed. The experimental results indicate that this method shows favorable process effects. The machining error of the concave surface and convex surface is $-0.013-0.025 \text{ mm}$ and $-0.003-0.030 \text{ mm}$, respectively. The machining error of leading edge is $-0.034-0.041 \text{ mm}$, the machining error of trailing edge is $-0.038-0.034 \text{ mm}$, and the surface roughness of the concave profile and the convex profile are respectively $R_a 0.333 \mu\text{m}$ and $R_a 0.287 \mu\text{m}$. The proposed method provides a new solution for the realization of high-precision manufacturing of aero-engine blades, and can be used for machining of other complex-shaped components.

Keywords: Electrochemical machining (ECM); Step by step processing; Pulsant dynamic; Micro energy pulse;

Blade; Blisk; Aero-engine

(责编 阳光)

引文格式: 陈明和, 冯瑞, 王宁, 等. 钛合金宽弦空心风扇叶片高温弯扭成形及性能调控研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 65-73.

CHEN Minghe, FENG Rui, WANG Ning, et al. Research on twist-bend forming and performance control of titanium alloy wide-chord hollow fan blade under high temperature[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 65-73.

钛合金宽弦空心风扇叶片高温弯扭成形及性能调控研究*

陈明和¹, 冯瑞¹, 王宁², 史文祥¹, 谢兰生¹, 马广璐³, 徐彦强³, 梅寒³

(1. 南京航空航天大学, 南京 210016;

2. 南京工业职业技术大学, 南京 210023;

3. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司, 沈阳 110043)

[摘要] 利用 UTM 5504X 电子万能试验机对 TC4 钛合金在变形温度 650~850 °C 和应变速率 10^{-3} ~ 1 s⁻¹ 条件下进行高温拉伸试验, 研究了 TC4 钛合金热变形行为, 建立了修正的 Misiolek 硬化方程, 可以准确预测该材料在不同变形条件下的流动应力。同时构建 TC4 钛合金空心叶片的高温弯扭成形有限元模型, 结合有限元仿真研究结果确定空心风扇叶片弯扭成形的最佳工艺参数为扭转成形温度 750 °C、扭转成形截面 550 mm 和扭转角速度 1.938°/min。结合微观组织试验观察发现, 高温变形条件下 α 相含量减少, β 相含量持续升高, 材料具备较高的延伸率和塑性成形性能。最终通过弯扭成形制备的空心叶片的叶身整体过渡圆滑、无表面缺陷, 成形质量良好, 研究结果可为 TC4 钛合金宽弦空心风扇叶片批量化制造生产提供指导性意见。

关键词: TC4 钛合金; 热变形; 本构模型; 空心风扇叶片; 弯扭成形; 数值模拟

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.065



陈明和

教授, 博士生导师, 博士, 主要研究方向为板料成形 CAE 技术、高性能轻量化材料精确成形技术、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。

钛合金风扇叶片是军用航空发动机的核心部件之一, 其成形制造是国家航空工业研制的关键技术, 制造质量将直接影响到发动机的整体寿命和运行的可靠性, 同时它代表着国家国防工业的发展。传统实心叶片的窄弦设计阻碍了弦线宽度设计, 无法避免超高转速时的颤振(气动弹性共振变形)问题, 并且大直径的实心风扇叶片还会带来重量过大、制造及维修成本高和噪声大等问题^[1-2]。为解决以上问题, 20 世纪 80 年代美国率先研制出新一代钛合金宽弦空心风扇叶片, 具有重量轻、高推重比和抗外物损伤能力强等优点^[3], 并受到国内

外学者的广泛关注。

某型号新型对开式钛合金宽弦空心叶片设计要求空心率不低于 20%, 扭转角度为 58°, 其外形为弯扭复合的叶型, 内部为有筋条支撑的空心结构, 具体外形结构如图 1(a) 所示。复杂的空心结构设计可以有效减少叶片的总质量并提高其性能, 但在制造中既要保证内部减重结构的完整性, 又要保证外部气动曲面形状的准确性, 故其制造技术难度非常高。世界各国纷纷选择超塑性/扩散连接(Superplastic forming/diffusion bonding, SPF/DB)成形技术^[4]来制备钛合金宽弦空心风扇叶片。目前

* 基金项目: 中国航发自主创新专项资金(ZZCX-2018-031)。

英国罗·罗和美国普惠等公司均大规模采用该技术制造钛合金空心叶片,并一直占据着世界航空发动机空心风扇叶片大部分市场^[5]。国内中国航空制造技术研究院开展了SPF/DB钛合金空心风扇叶片成形有限元分析和数控精加工研究^[6-7],成功研制且通过了CJ-1000AX装机考核。本课题组也独自摸索出一套完整的对开式钛合金宽弦空心风扇叶片制造工艺^[8],其主要流程为铣削内筋→扩散焊接→扭转预成形→模具精整→超塑气胀成形→数控精加工,其中在高温下“扭转预成形”是成形的关键工序,同时也是技术难点。在高温炉中一端夹住榫头,另一端夹住叶尖进行等温扭转,其弯扭成形示意图如图1(b)所示。在国外,Sharman等^[9]学者对TC4钛合金进行了高温弯扭变形试验,研究结果证明高温扭转变形可以细化晶粒,提高材料的抗拉强度。在国内,张文井等^[10]学者同样证明TC4钛合金在经历高压扭转后微观组织更为均匀,从而证明了本研究钛合金高温弯扭成形的理论可行性。

选用超塑性材料是SPF/DB工艺的基础,大部分钛合金在高温下具有较高的延伸率。考虑到 α 型和 β 型均为单相钛合金,其塑性变形能力较差, $\alpha+\beta$ 两相钛合金在高温超塑性变形中两相相互制约,晶粒难以长大,细晶粒能长时间保持下来有利于超塑性变形^[11]。沈阳工业大学王鑫等^[12]对TC4钛合金在变形温度800℃下进行 $10^{-2}\sim 10^{-4} s^{-1}$ 超塑拉伸试验,其最大延伸率为867%;Velay等^[13]学者通过对比TC4钛合金不同晶粒尺寸下等轴组织在热超塑性成形条件下的组织演变和力学行为,发现在650℃下, α 相平均晶粒尺寸为 $3\mu m$ 的超塑拉伸的延伸率超过1000%。故选择延伸率较高的TC4两相钛合金作为空心风扇叶片的材料。

本研究针对钛合金空心风扇叶片的高温弯扭成形工艺展开研究,首

先以TC4钛合金高温拉伸物理试验为基础,结合材料热变形行为,建立材料的修正Misioliek硬化方程;然后在有限元ABAQUS软件上建立高温弯扭仿真模型和设计模型对比,得到最优成形工艺参数;最后对空心风扇叶片毛坯进行高温扭转试验,得到空心叶片叶身整体过渡圆滑,无过度减薄、凹陷,验证了有限元模型仿真的正确性,为TC4钛合金宽弦空心风扇叶片工艺方案制定及批量化生产提供技术储备。

1 试验及方法

试验用原始材料为TC4钛合金

板材,厚度为70 mm,其化学成分如表1所示。TC4钛合金的原始微观组织如图2(a)所示,合金材料由初生等轴 α 相、次生 α 相和 β 双相组成,高温拉伸试样按照GB/T 24172—2009《金属超塑性材料拉伸性能测定方法》^[14]制备,形状尺寸如图2(b)所示。在变形温度^[15]为650℃、700℃、750℃、800℃和850℃及应变速率 $10^{-3} s^{-1}$ 、 $10^{-2} s^{-1}$ 、 $10^{-1} s^{-1}$ 和 $1 s^{-1}$ 条件下,利用UTM 5504X电子万能试验机进行TC4钛合金高温拉伸试验。试验前,为了减少高温氧化对拉伸试验结果的不利影响,在试样表面喷涂了少量氮化硼。通过此试验获取

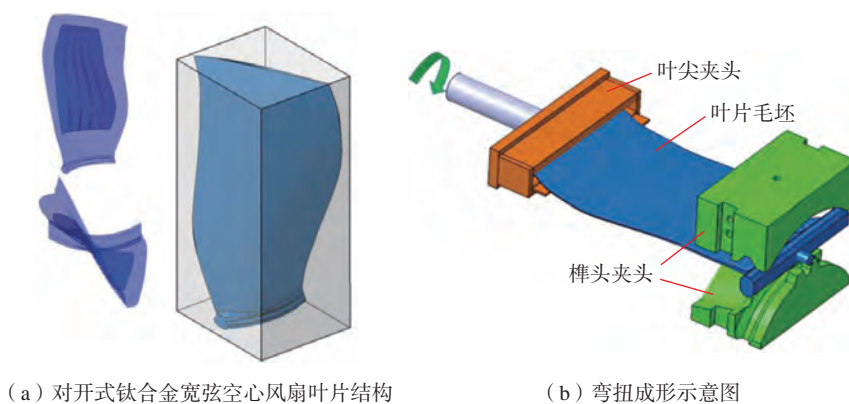


图1 双层钛合金宽弦空心风扇叶片结构及弯扭成形示意图

Fig.1 Structure of two layers titanium alloy wide-chord hollow fan blade and diagram of twist-bend forming

表1 TC4钛合金化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of TC4 alloy (mass fraction) %

Al	V	Fe	N	C	O	H	Ti
6.2	4.16	0.05	0.01	0.03	0.15	0.012	余量

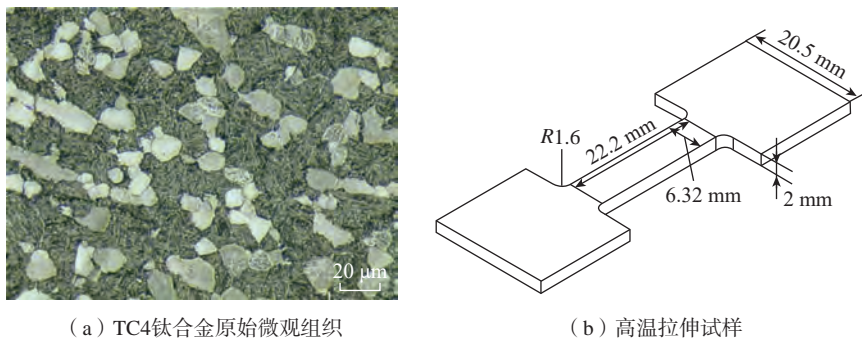


图2 TC4钛合金原始微观组织及高温拉伸试样

Fig.2 Original microstructure of TC4 titanium alloy and high temperature tensile specimen

TC4 母材高温拉伸力-位移曲线, 进行数据处理后可获得真应力-真应变曲线。

试验完成后立即采用水淬冷却, 将试样沿着轴向剖开并镶嵌, 然后用砂纸打磨并在抛光机上进行抛光, 再选择腐蚀试剂(体积比 $\text{HNO}_3 : \text{HF} : \text{H}_2\text{O} = 1 : 3 : 7$) 进行腐蚀, 最后在光学显微镜下对试样组织进行观察, 后续利用 Image-pro plus 软件对微观组织图像进行二值化处理, 并统计分析相含量。

2 结果与讨论

2.1 TC4 钛合金热变形行为

图 3 为 TC4 钛合金在变形温度为 $650 \sim 850 \text{ }^\circ\text{C}$ 和应变速率 $10^{-3} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 下的高温拉伸真应力-真应变曲线, 反映了变形温度和应变速率对流动应力的影响。由图 3 可知在拉伸试验初期, 流动应力随真应变的增大而迅速上升, 达到屈服应力后随真应变的增大而缓慢下降。达到颈缩后, 流动应力曲线迅速降至 0。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。随着拉伸应变的增大, 出现 DRV 和 DRX, 软化效应增强, 流动应力缓慢减小, 直至颈缩^[16-17]。

从图 3 的总体趋势可以看出, 当变形温度一定时, 屈服强度会随着应变速率的增大而增大; 当应变速率一定时, 变形温度的升高会导致屈服强度的降低。主要原因是在相同的变形程度下, 应变速率的增加会缩短拉伸时间, 材料在短时间内不能完全发生位错滑移和孪生, 加工硬化占主导地位, 增加了材料的变形抗力。变形温度的升高会增强材料中原子的激活能, 原子扩散速度的加快会促进材料的动态软化效应, 降低合金的流动应力^[18]。

2.2 建立 TC4 钛合金的修正

Misiolek 硬化方程

钛合金属于高层错能金属, 具有

明显的加工软化现象, 流动应力在进入塑性阶段后增长速度放缓出现下降, 尤其在发生颈缩后应力直线下降。考虑到传统的 Arrhenius、JC 和 Fields-Backofen 等^[19-20] 唯象本构模型无法准确预测材料在断裂后的流动应力趋势, 故 20 世纪 70 年代波兰 Misiolek 等^[21] 在研究锌合金中温单向拉伸变形试验时提出建立分段模型, 又称 Misiolek 本构模型。该模型采用两个不同的公式分别对应应变硬化和应变软化两个阶段进行描述, 可以精确地预测拉伸流动应力曲线。具体如式(1)和(2)所示。

$$\sigma_e = E \times \varepsilon \quad (1)$$

$$\sigma_p = C \times \varepsilon^n \exp(n_1 \varepsilon) \quad (2)$$

式中, σ_e 和 σ_p 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; C 、 n 和 n_1 均代表材料参数。尽管分段式 Misiolek 方程的拟合精度较高, 但并没有考虑到应变速率和变形温度的影响, 故本文在此参照 F-B 修正本构模型, 引入变形工艺参数对 Misiolek 本构模型进行修正。具体方程如式(3)所示。

$$\sigma_p = C \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \exp(n_1 \varepsilon) \quad (3)$$

式中, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; m 为应变速率敏感系数; n 和 n_1 为应变硬化指数; C 为材料的强化系数。其中 C 、 n 、 n_1 和 m 4 个参数均与应变速率和变形

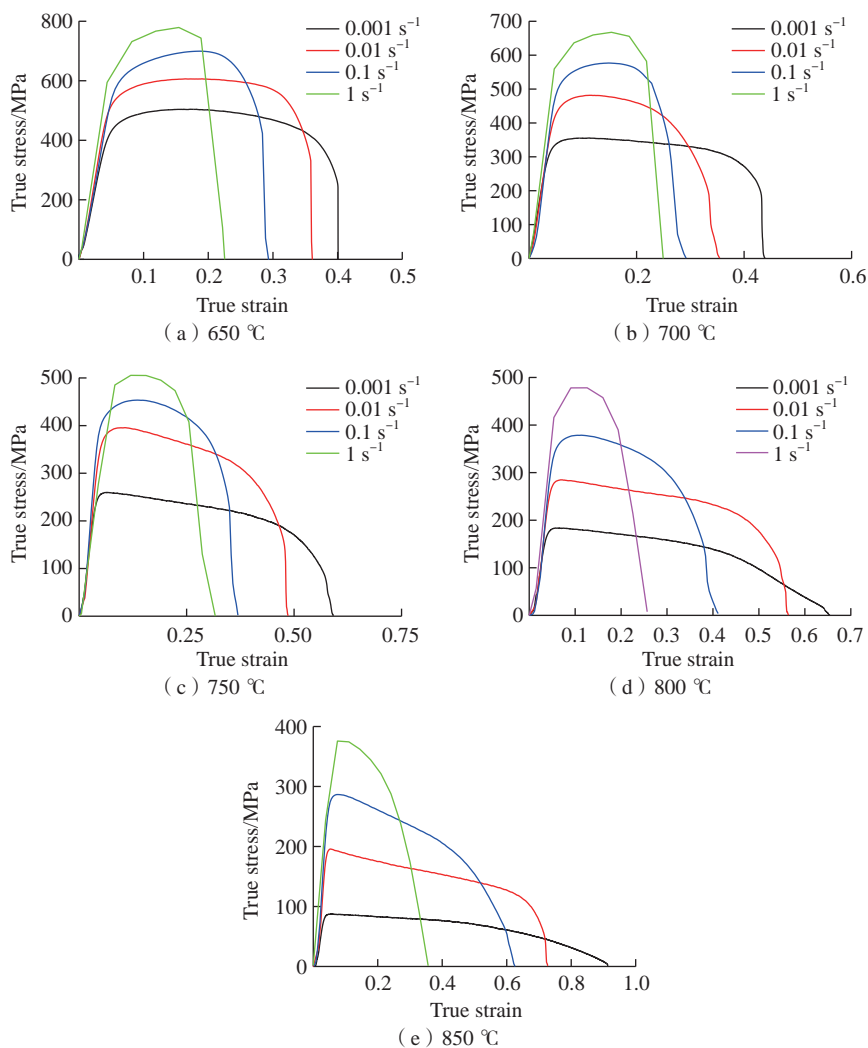


图 3 TC4 母材高温拉伸真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curve of TC4 material at high temperature tensile

温度相关,为进一步求解参数,对方程(3)等式两侧取对数,可得

$$\ln \sigma_p = \ln C + n \ln \varepsilon + m \ln \dot{\varepsilon} + n_1 \varepsilon \quad (4)$$

对式(4)求偏导,可得

$$m = \partial \ln \sigma_p / \partial \ln \dot{\varepsilon} \quad (5)$$

$$n = \partial \ln \sigma_p / \partial \ln \varepsilon \quad (6)$$

结合 2.1 节流动应力试验数据,取塑性段真应变 0.2 为例进行计算,建立 $\ln \sigma_p - \ln \dot{\varepsilon}$ 的线性拟合关系,其拟合直线斜率即为 m 值。如图 4 所示,计算可得 m 的平均值为 0.113。对真应力-真应变曲线上塑性流动阶段进行线性拟合,得到不同变形条件下的加工硬化 n 值,考虑到软化阶段流动应力数值波动较大,其平均值不具备参考价值,故对 n 值进行应变速率修正,建立 n 值与应变速率的一元线性方程,如式(7)所示。

$$n = \frac{\partial \ln(\sigma_1 - \sigma_2)}{\partial \ln(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)} = A \ln \dot{\varepsilon} + B \quad (7)$$

继续建立 $n - \ln \dot{\varepsilon}$ 的线性拟合关系,如图 4 所示,通过拟合直线斜率的平均值可得 A 和 B 的值分别为 0.0036 和 0.0411。根据拟合后的式(7)计算不同变形温度和应变速率下的 n 值,带入到修正后的 Misiolek 硬化方程中。考虑到 C 和 n_1 属于与变形参数相关的材料参数,故用 Matlab 软件对其进行非线性拟合,可得参数表达式为

$$n_1 = 0.026(\ln \dot{\varepsilon})^2 + 37.379/T + 18.923 \quad (8)$$

$$C = 569.941 + 67901/T - 1.704(\ln \dot{\varepsilon})^2 \quad (9)$$

综上,可得 TC4 钛合金在变形温度 650~850 °C、应变速率 0.001~1 s⁻¹ 下修正的 Misiolek 硬化方程为

$$\sigma_p = \left(569.941 + 67901/T - 1.704(\ln \dot{\varepsilon})^2 \right) \varepsilon^{0.0036 \ln \dot{\varepsilon} + 0.0411} \dot{\varepsilon}^{0.113} \exp \left(0.026(\ln \dot{\varepsilon})^2 + \frac{37.379}{T} + 18.923 \right) \quad (10)$$

通过上述所建立的 Misiolek 硬化模型,带入不同变形温度和应变速率,得到图 5 所示的预测数值与试验数据对比,选取 650 °C 和 700 °C,拟合结果和试验数据基本吻合,可以得出该修正模型可以较好地预测 TC4 钛合金的流变行为,研究结果可为该合金的后续有限元仿真和实际热加工成形提供理论指导。

2.3 空心叶片高温弯扭成形工艺有限元仿真

分析空心叶片外形特征,考虑到其特殊的扭转工艺角度,将模型设计为由扭转夹具、压弯模具和平板叶片 3 部分组成。采用叶片榫头端弯曲后固定夹持、叶尖端通过夹具带动扭转成形方法,设计榫头弯曲模具及扭转夹具。为优化有限元分析流程、减少运算量,将有限元分析模型简化,如图 6 (a) 所示。由于空心叶片在

整体上并非呈对称分布,且弯扭预成形过程是非均塑性变形,因此需取完整的空心叶片毛坯进行建模分析。在不影响成形质量的基础上合理简化压弯模具和扭转夹具,将其设置为刚体,并进行离散化处理。空心叶片平板毛坯是变厚度的中空结构件,采用 ABAQUS 自带的网格划分工具会影响叶身的布局,因此采用前处理软件 HyperMesh 对空心叶片平板毛坯进行网格划分,生成三维四面体网格,网格尺寸为 5 mm,整个叶身共计 90447 个网格。将生成的网格导入 ABAQUS 赋予单元类型,采用四节点线性三维四面体单元 C3D4,各向同性,结合上述 TC4 高温拉伸试验数据及修正 Misiolek 硬化方程,选用 Mises 屈服准则。对于简化后的压弯模具和扭转夹具,同样选择 C3D4 网格属性。

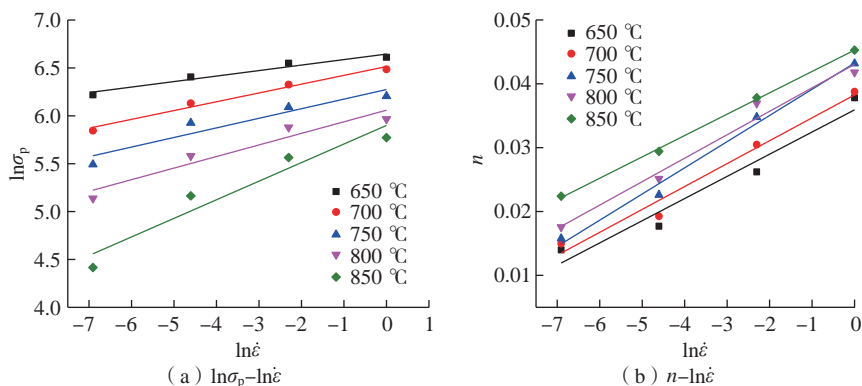


图 4 线性拟合关系
Fig.4 Relationship of linear fitting

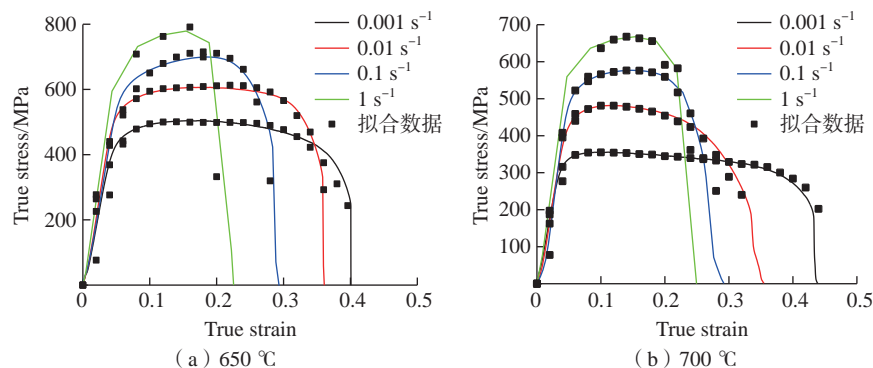


图 5 不同变形条件下修正 Misiolek 本构模型的预测值与试验数据对比
Fig.5 Comparisons of predicted values of modified Misiolek constitutive model under different deformation conditions and the experimental data

同时为了更好地检验空心叶片有限元分析结果与设计要求的匹配度,分析从不同截面扭转获取到的成形结果与后续加工情况来选取合适的成形截面,用以确定最终开展成形试验时扭转夹具的位置。故将榫头处定位圆柱底面定为基准面,按梯次分别设立 350 mm、400 mm、450 mm、500 mm、550 mm 5 个等截面,如图 6 (b) 所示。在确定扭转截面后,为进一步确定扭转中心和扭转角,在 Catia 软件中依据叶片设计外形作叶片中性面,以叶片榫头底部平面为参照,如图 7 所示。之后作平行的一系列扭转截面与叶片中性面的相交线,作过相交线两端点的辅助线,辅助线平行且与相交线相切,继续作两辅助线的中心线,叶片毛坯榫头底部平面中心线及辅助线中心线交点即为扭转截面内的扭转中心 P ,两中心线夹角为扭转截面内的扭转角 α 。

对成形工艺参数进行分析,在本研究中主要讨论试验温度、扭转截面位置以及扭转角度等工艺参数变量。根据上述 TC4 高温拉伸试验数据及修正的 Misiolak 硬化方程,确定有限元分析模型的主要工艺参数:扭转温度分别为 650 °C、700 °C、750 °C、800 °C 和 850 °C,扭转截面位置分别为 350 mm、400 mm、450 mm、500 mm 和 550 mm,扭转角速度分别为 0.969 °/min、1.938 °/min 和 3.876 °/min,其中扭转中心设为 (78.695 mm, 6.762 mm, 596 mm),扭转时间均为 1800 s。确定工艺参数后,规划有限元分析的试验方案,确定不同工艺参数条件下的成形质量,从而确定最优化工工艺参数指导后续空心叶片成形试验。

2.4 弯扭成形有限元仿真分析结果

如图 8 和 9 所示,分别为变形温度 750 °C 和 850 °C 下不同扭转截面位置(距离叶片榫头底面距离为 350 mm、400 mm、450 mm、500 mm、550 mm)经历 1800 s 高温扭转后叶片变形情况。从图 8 (a)~(e)可以

看出,成形过程平均应力差别不大,相比较低温(650 °C 和 700 °C)条件下有所下降。但扭转截面在 350 mm、400 mm 位置时,空心叶片两侧薄边部位和尺寸突变部位的应力集中情况较为明显。从成形质量来看,叶身整体圆滑过渡效果良好,无表面塌陷等失效情况出现。从图 9 (a)~(e)中可以明显观察到高温 Mises 应力整体继续下降,在两侧薄边部位和尺寸突变部位的应力集中情况轻微,但由于弯扭温度较高,材料流动特性比较明显,在夹具夹持部位厚度方向有所减薄,有轻微成形缺陷出现。

对比相同截面内扭转截面条件下在经历不同温度、1800 s 扭转时间后的应力分布图可以看出,成形过程平均应力随着温度的升高逐渐下降,在成形过程中的应力集中情况也有所降低,无明显成形缺陷出现。在 450 mm 扭转截面条件下,在 800 °C、850 °C 时有成形缺陷出现。在 500

mm 扭转截面条件下,在 850 °C 时有较为明显成形缺陷出现,且厚度方向出现严重减薄。在 550 mm 扭转截面条件下,无明显的应力集中现象,且应力分布较为均匀,无明显的成形缺陷出现。

通过以上模拟结果可以看出,叶片成形过程中,平均应力的大小随着温度的升高不断降低,应力的分布随着温度的升高变得均匀,随着温度的升高,材料的流变特性变得越来越好,在温度达到 800 °C 以上时有应力集中和边缘减薄等成形缺陷出现。同时,随着扭转截面的不断升高,成形应力的分布也变得更加均匀。综合仿真结果,选择 750 °C 为扭转成形温度,选择 550 mm 截面为扭转成形截面。

对 550 mm 扭转截面在 750 °C 变形温度条件下进行不同扭转角速度的扭转过程有限元模拟,分析扭转角速度对成形结果的影响,如图 10 所

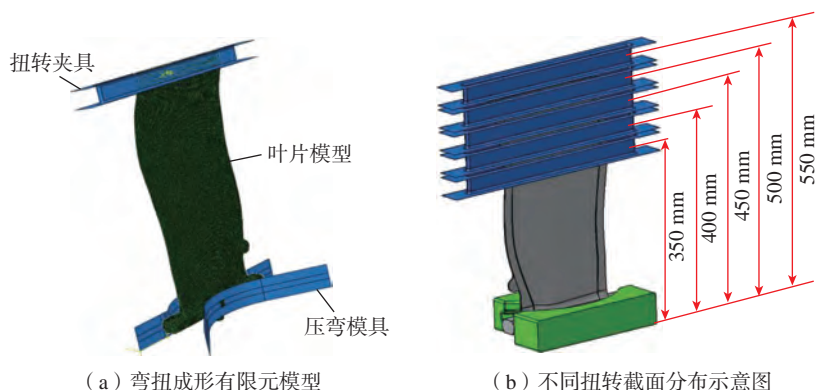


图 6 钛合金空心风扇叶片弯扭成形有限元分析模型

Fig.6 Finite element analysis model of twist-bend forming about titanium alloy wide-chord hollow fan blade

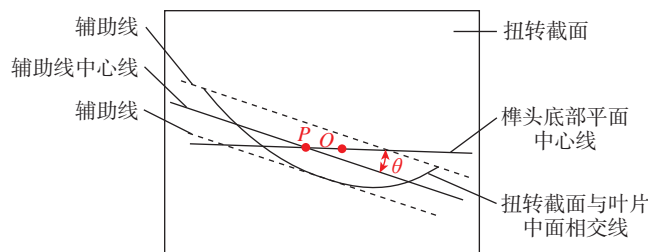


图 7 空心叶片在扭转截面内扭转中心及扭转角度计算方法

Fig.7 Calculation method of twist center and twist angle of hollow blade in twist section

示。可以看出,随着扭转角速度的降低,叶身在扭转过程中产生的应力减小。在扭转角速度为 3.876°/min 时,在叶片空心部位蒙皮产生的凹陷更小,但叶身左侧沿着边缘出现应力集中,减薄现象严重。同理,当扭转角

速度为 0.969°/min 时,在叶片边缘产生局部的应力集中,易导致叶片局部过度减薄,极易导致最终成形叶片局部材料不足,无法机加工出目标叶片外形。综合考虑扭转过程所需扭矩及成形质量,选择 1.938°/min 作为最终

扭转角速度。

综上所述,综合考虑 TC4 高温力学性能、弯扭预成形有限元模拟分析结果,选定 750 °C 为扭转成形温度,扭转成形截面 550 mm、扭转角速度 1.938°/min 为钛合金宽弦空心风扇叶

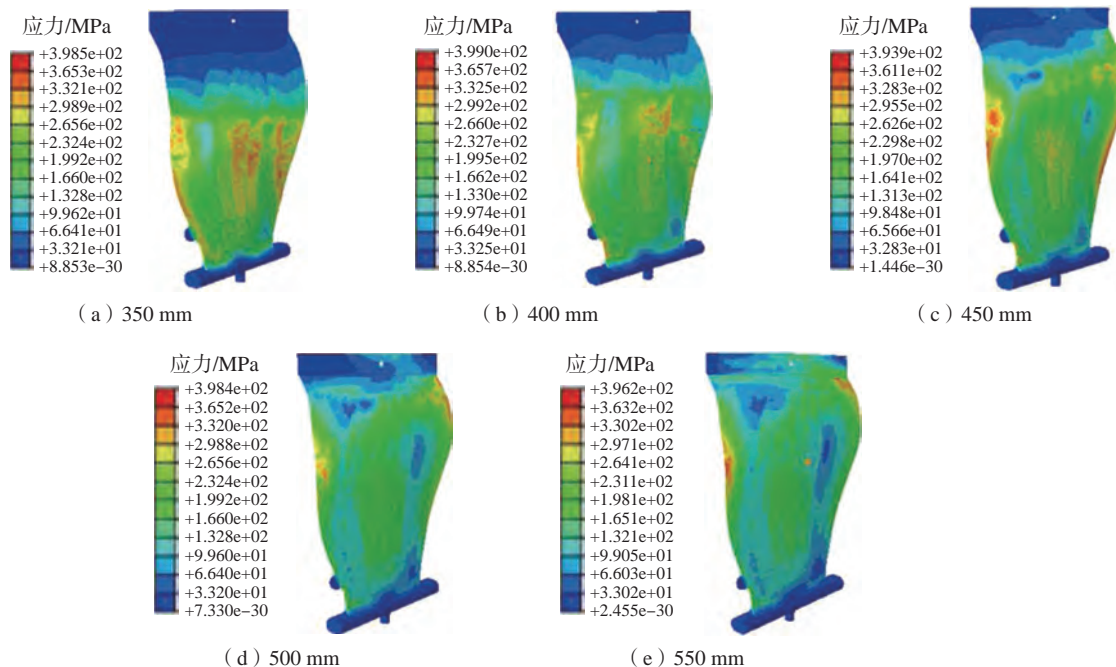


图 8 在 750 °C、扭转时间 1800 s 条件下不同扭转截面高温扭转模拟结果
Fig.8 High temperature twist simulation results of different torsional sections at 750 °C in 1800 s

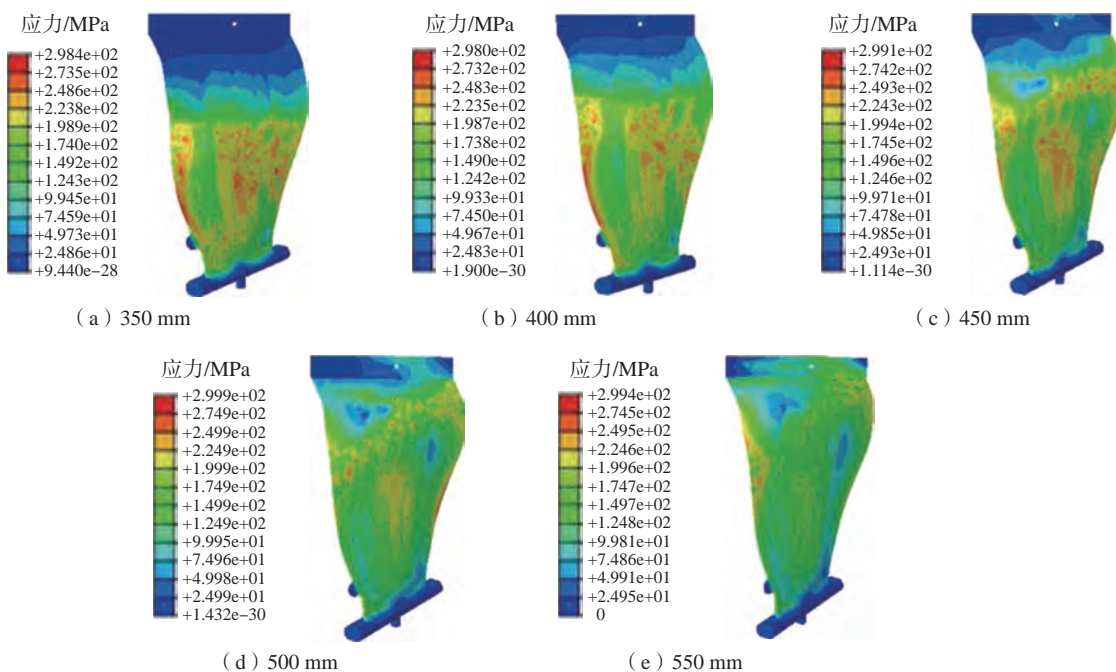


图 9 850 °C、扭转时间 1800 s 条件下不同扭转截面高温扭转模拟结果
Fig.9 High temperature twist simulation results of different torsional sections at 850 °C in 1800 s

片的最佳弯扭成形工艺参数。

2.5 空心叶片弯扭成形过程微观组织性能调控

在应变速率 0.001 s^{-1} 、真应变 0.2 下不同变形温度的 TC4 微观组织如图 11 所示。可以看出,经过 700~850 $^{\circ}\text{C}$ 退火,微观组织发生了再结晶现象, α 相形成细小的无畸变小晶粒,随着变形温度的升高,再结晶程度不断加强,小晶粒不断相互吞食而长

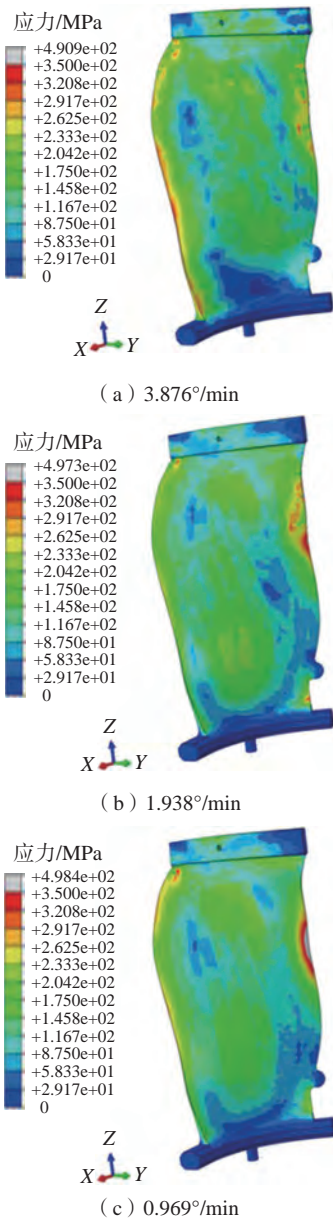


图 10 550 mm 扭转截面在不同扭转角速度下的应力分布

Fig.10 Stress distribution of 550 mm twist cross section at different twist angular velocities

大,等轴 α 相含量减少,同时转变 β 相含量增加, β 相转变基体上析出少量的次生片状 α 相。

图 12 为相含量统计结果,可以发现随着拉伸变形温度的升高,等轴 α 相(包含次生 α 相)含量减少,考虑到钛合金 α 相是密排六方结构,具有高强度特点,此时材料的强度降低,但又因为 β 相是体心立方,具有较高的塑性延伸率,故高温情况下具有较好的塑性加工成形性能,可在高温变形下实现空心叶片的性能协调调控。

2.6 弯扭成形空心叶片试验及外形检验

试验前在空心叶片平板毛坯、叶身扭转夹头、榫头压弯模具表面喷涂具备抗氧化能力的氮化硼试剂,以降低在试验过程中高温带来的表面氧化的影响。按照卧式弯扭预成形试验平台的设计原理开展空心叶片平板毛坯的高温弯扭预成形试验。利用加热控制柜将目标成形温度设定为 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$,加热升温速度为 $150\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{h}$,在炉温达到 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时各保温 10 min,最终在模具温度达到 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$

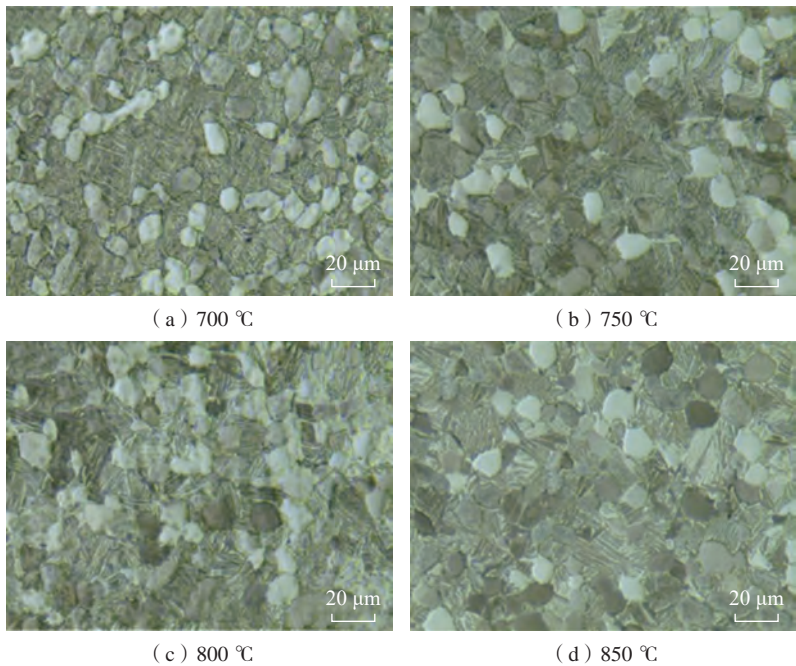


图 11 不同温度下应变速率 0.001 s^{-1} 、真应变 0.2 时的 TC4 微观组织

Fig.11 Microstructure of TC4 with strain rate 0.001 s^{-1} and true strain 0.2 at different temperatures

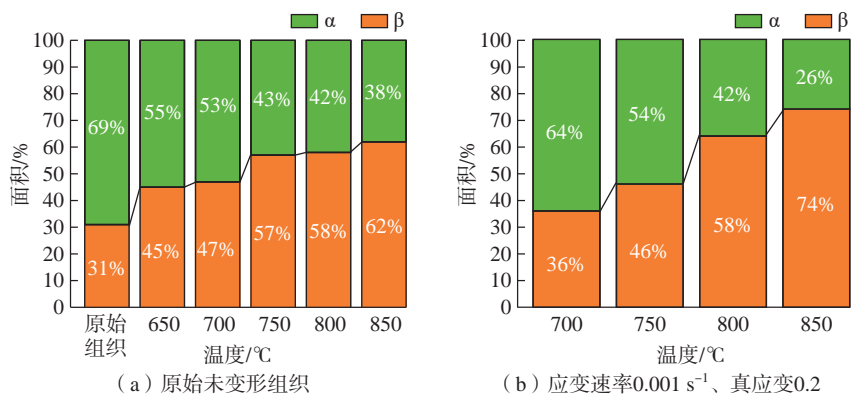


图 12 不同变形温度下 TC4 微观组织相含量

Fig.12 TC4 microstructure phase content at different deformation temperatures

后保温 1 h。通过 PLC 控制器设置叶尖扭转角度。在叶片扭转试验结束后, 榫头压弯模具、叶身扭转夹头和空心叶片均随炉冷却。待炉内温度在 200℃ 以下时, 打开炉门, 取出叶片, 之后随空气冷却至室温。

如图 13 所示, 对高温弯扭预成形后的空心叶片进行外形检测, 对叶片表面进行细致的检查后发现叶身整体过渡圆滑, 无过度减薄、表面凹陷、扭转过度等情况出现。为判断空心叶片平板毛坯经高温弯扭预成形后的成形质量, 以榫头底面为基准, 偏移 80 mm 作为第一外形检验样板截面 1, 依次向叶尖作 100 mm 间距的其他 4 个检测截面, 分别对叶片 5 个截面进行外形检验。通过塞尺对每个截面样板及叶片外形进行间隙检验, 发现预成形后具备过渡外形的空心叶片可以与样板很好地贴合, 各截面样板最大间隙为 0.2 mm, 这就说明高温弯扭预成形试验可以将空心叶片平板毛坯成形至所需的过渡外形。

3 结论

(1) 对 TC4 钛合金在变形温度为 650~850℃ 和应变速率 $10^{-3} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 下进行高温拉伸试验, 分析材料的热变形行为, 采用线性拟合的方法建立修正的 Misiólek 硬化方程, 该模型可以准确预测 TC4 钛合金不同变形条件下的流动应力。

(2) 建立 TC4 高温弯扭预成形

有限元模型, 验证了空心叶片弯扭成形工艺的可行性。结合有限元模拟仿真结果确定空心风扇叶片弯扭成形的最佳工艺参数: 扭转成形温度 750℃、扭转成形截面 550 mm 和扭转角速度 $1.938^\circ/\text{min}$ 。

(3) 随着变形温度的增加, TC4 钛合金微观组织中 α 相含量减少, 但体心立方 β 相含量持续升高, 材料具备较高的塑性延伸率, 具有良好的塑性加工成形性能。最终通过弯扭成形制备的空心叶片的叶身整体过渡圆滑、无表面凹陷, 成形质量高, 对航空发动机扭转类零件的精确热成形工艺研究进行了有益的探索。

参考文献

[1] XUN Y W, TAN M J. Applications of superplastic forming and diffusion bonding to hollow engine blades[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 99(1-3): 80-85.

[2] 胡钰昊, 田伟, 刘砚飞, 等. 模拟打伤/抛修缺口对 TC17 钛合金叶片振动疲劳性能的影响[J]. 航空制造技术, 2021, 64(6): 96-101.

HU Yuhao, TIAN Wei, LIU Yanfei, et al. Effect of damaged and repaired notch on vibration fatigue property of TC17 titanium alloy simulated blades[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(6): 96-101.

[3] AMOO L M. On the design and structural analysis of jet engine fan blade structures[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2013, 60: 1-11.

[4] 杨剑秋, 王延荣. 基于正交试验设计的空心叶片结构优化设计[J]. 航空动力学报, 2011, 26(2): 376-384.

YANG Jianqiu, WANG Yanrong. Structural optimization of hollow fan blade based on orthogonal experimental design[J]. Journal of Aerospace Power, 2011, 26(2): 376-384.

[5] KOFF B L. Gas turbine technology evolution: A designers perspective[J]. Journal of Propulsion and Power, 2004, 20(4): 577-595.

[6] ZHAO B, LI Z Q, HOU H L, et al. Three dimensional FEM simulation of titanium hollow blade forming process[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(6): 963-968.

[7] 刘轩, 赵正彩, 傅玉灿, 等. 钛合金风扇叶片磨抛加工性能试验研究[J]. 航空制造技术, 2017, 60(17): 84-90.

LIU Xuan, ZHAO Zhengcai, FU Yucan, et al. Research on grinding and polishing performance of titanium alloy fan blade[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(17): 84-90.

[8] 吴心晨. 宽弦空心风扇叶片超塑成形/扩散连接工艺研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2015.

WU Xinchen. Research on superplastic forming and diffusion bonding technology of hollow wide-chord fan blade[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2015.

[9] SHARMAN K, BAZARNIK P, BRYNK T, et al. Enhancement in mechanical properties of a β -titanium alloy by high-pressure torsion[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2015, 4(1): 79-83.

[10] 张文井, 付杰, 黄毅, 等. 相比比例对高压扭转 Ti-6Al-4V 合金晶粒细化及显微硬度的影响[J]. 材料与冶金学报, 2015, 14(4): 298-304.

ZHANG Wenjing, FU Jie, HUANG Yi, et al. Influence of phase volume fraction on grain refinement and microhardness of a Ti-6Al-4V alloy by high-pressure torsion[J]. Journal of Materials and Metallurgy, 2015, 14(4): 298-304.

[11] LIU Y G, LI M Q. The coordination behaviors of alpha and beta phases with different grain sizes in Ti-6Al-4V subjected to surface severe plastic deformation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 745: 291-299.

[12] 王鑫, 周舸, 刘超, 等. 退火温度对 Ti-6Al-4V 合金超塑性组织与性能的影响[J]. 塑性工程学报, 2020, 27(11): 195-201.

WANG Xin, ZHOU Ge, LIU Chao, et al. Effects of annealing temperature on superplastic organization and performance of Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2020, 27(11): 195-201.

[13] VELAY V, MATSUMOTO H, VIDAL

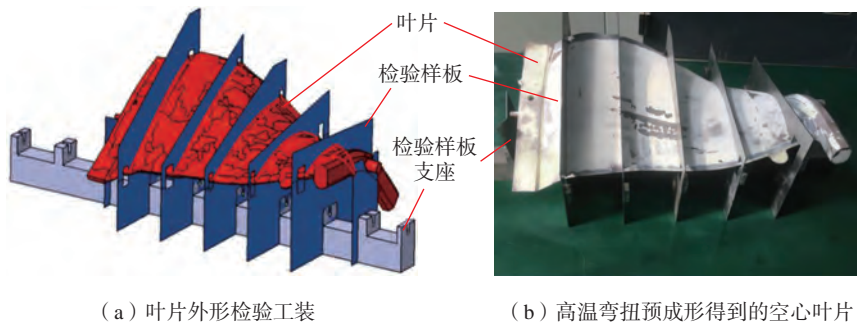


图 13 钛合金空心叶片的外形检测

Fig.13 Shape detection of titanium alloy hollow blade

V, et al. Behavior modeling and microstructural evolutions of Ti-6Al-4V alloy under hot forming conditions[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2016, 108-109: 1-13.

[14] 中国国家标准委员会. 金属超塑性材料拉伸性能测定方法: GB/T 24172—2009[S]. 北京: 中国标准出版社, 2009.

China National Standardization Commission. Method for determination of tensile properties of metallic superplastic materials: GB/T 24172—2009[S]. Beijing: Standards Press of China, 2009.

[15] OZTURK F, ECE R E, POLAT N, et al. Application of electric resistance heating method on titanium hot forming at industrial scale[J]. Arabian Journal for Science and Engineering, 2016, 41(11): 4441-4448.

[16] HAJARI A, MORAKABATI M,

ABBASI S M, et al. Constitutive modeling for high-temperature flow behavior of Ti-6242S alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 681: 103-113.

[17] 王恒强, 高建新, 王兵, 等. TC4合金热变形特性及变形参数对组织和性能的影响[J]. 航空制造技术, 2013, 56(16): 146-149, 153.

WANG Hengqiang, GAO Jianxin, WANG Bing, et al. Influence of TC4 alloy deformation characteristics and parameters on microstructure and mechanical property[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013, 56(16): 146-149, 153.

[18] 王旭, 李四清, 邓雨亭, 等. TC17合金热塑性变形的微观组织演变研究[J]. 航空制造技术, 2021, 64(14): 34-39.

WANG Xu, LI Siqing, DENG Yuting,

et al. Microstructure evolution of TC17 alloy in thermal plastic deformation processes[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(14): 34-39.

[19] YU R H, LI X, LI W J, et al. Application of four different models for predicting the high-temperature flow behavior of TG6 titanium alloy[J]. Materials Today Communications, 2021, 26: 102004.

[20] JIANG Y Q, LIN Y C, WANG G Q, et al. Microstructure evolution and a unified constitutive model for a Ti-55511 alloy deformed in β region[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 870: 159534.

[21] MISIOLEK Z, KOWALCZYK J, KASTNER P. Investigation on plastifying strain of Zn and its alloys[J]. Archiwum Hutnictwa, 1977, 22(1): 71-88.

Research on Twist-Bend Forming and Performance Control of Titanium Alloy Wide-Chord Hollow Fan Blade Under High Temperature

CHEN Minghe¹, FENG Rui¹, WANG Ning², SHI Wenxiang¹, XIE Lansheng¹,
MA Guanglu³, XU Yanqiang³, MEI Han³

(1. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China;

2. Nanjing Vocational University of Industry Technology, Nanjing 210023, China;

3. AECC Shenyang Liming Aero-Engine Co., Ltd., Shenyang 110043, China)

[ABSTRACT] The thermal deformation behavior of TC4 titanium alloy was studied by using UTM 5504X electronic universal testing machine at 650–850 °C and strain rate 10^{-3} – 1 s⁻¹. The modified Misiolek hardening model was established and the flow stress of the material under different deformation conditions can be predicted accurately by this model. At the same time, the finite element model of high temperature twist-bend forming of TC4 titanium alloy hollow blade was established. Considering the simulation results, the optimal process parameters of twist-bend forming of TC4 titanium alloy hollow blade were determined as follows: twist forming temperature 750 °C, twist forming section 550 mm and twist angular velocity 1.938°/min. The result is found that the content of α phase decreases and the content of β phase continues to increase under the condition of high temperature deformation, and the material has high elongation and plastic forming property. Finally, the hollow blade prepared by bending and torsional forming has a smooth overall transition, no surface defects and has good forming quality. The research results can provide guidance for the mass manufacturing of TC4 titanium alloy wide-string hollow fan blade.

Keywords: TC4 titanium alloy; Hot deformation; Constitutive model; Hollow fan blade; Twist-bend forming; Numerical simulation

(责编 阳光)

引文格式: 赵运兴, 员莹莹, 马德新, 等. 高温合金 CMSX-4 和 DD419 单晶铸件中共晶含量的试验研究 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 74-80.

ZHAO Yunxing, YUAN Yingying, MA Dexin, et al. Experimental investigation on eutectic fraction in single crystal castings of superalloy CMSX-4 and DD419[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 74-80.

高温合金CMSX-4和DD419单晶铸件中共晶含量的试验研究*

赵运兴^{1,2}, 员莹莹², 马德新^{1,2}, 徐维台², 徐福泽², 魏冰²

(1. 中南大学粉末冶金研究院, 长沙 410083;

2. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 深圳 518045)

[摘要] 使用两种第二代镍基高温合金 CMSX-4 和 DD419 在相同工艺条件下制备相同形状的单晶叶片和试板铸件, 检验铸件的铸态和固溶热处理态组织。结果表明, 两种合金虽然化学成分相似, 但 CMSX-4 合金铸态组织中的 γ/γ' 共晶分数比 DD419 高出约 39%, 固溶热处理后的残余共晶含量也相应更多, 存在残余共晶含量超过技术标准的风险。CMSX-4 合金叶片铸件中共晶组织在不同部位的分布呈现更明显的不均匀性, 这些都对单晶叶片的机械性能产生不利影响。

关键词: 高温合金; 单晶叶片; 共晶组织; 铸态; 热处理态

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.074



赵运兴

工程师, 博士研究生, 研究方向为铸造高温合金研究及涡轮叶片制造。

镍基单晶高温合金具有优良的高温性能, 被广泛应用于航空发动机单晶涡轮叶片的制备^[1-3]。单晶高温合金的铸态组织主要由树枝状的 γ 基体和团状的 γ/γ' 共晶组织组成。经固溶热处理后, 合金中的元素分布会趋于均匀化, γ/γ' 共晶组织会减少甚至完全消除。通常情况下, 叶片铸态组织中共晶组织的含量越少, 经热处理后的残余 γ/γ' 共晶组织也就越少, 叶片的高温性能越好^[4-8]。残余 γ/γ' 共晶的含量是单晶叶片质量检测的一项重要指标, 对叶片的不同位置, 一般规定残余共晶的上限是 1%~3%。若铸态组织中 γ/γ' 共晶含量太多, 不但造成后续热处理过程的复杂化, 也会使残余 γ/γ' 共晶超出技术标准, 造成单晶铸件废品率的增加。

CMSX-4 为美国 CM 公司研发的第二代单晶高温合金, 其耐高温能力

高出第一代单晶高温合金 CMSX-2 和 CMSX-3 合金约 18 °C, 在国内航空发动机和燃气轮机的单晶涡轮叶片中有着广泛的应用^[9-10]。DD419 为国产第二代单晶高温合金, 其成分及性能与进口 CMSX-4 合金基本相当, 目前已应用到国产航空发动机单晶叶片的研制。本文对进口合金 CMSX-4 与国产合金 DD419 在相同工艺条件下进行相同形状单晶叶片的铸造试验, 检测其在铸态及固溶热处理态组织中的 γ/γ' 共晶含量, 对比两者的铸造性能, 为单晶叶片生产工艺的合理制定提供相关的依据和支撑。

1 试验方法

试验中所用的进口 CMSX-4 合金和国产 DD419 合金的实测成分见表 1, 对比其中数据可见, 两种合金

* 基金项目: 国家自然科学基金(91860103, 92060104); 深圳市海外高层次人才资金(KQTD2015032716463668)。

表 1 CMSX-4 合金和 DD419 合金的化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of CMSX-4 alloy and DD419 alloy (mass fraction) %

合金	Cr	Co	Mo	W	Re	Al	Ti	Ta	Hf	Ni
CMSX-4	6.26	9.51	0.58	6.37	2.82	5.72	0.94	6.51	0.09	余量
DD419	6.36	9.49	0.59	6.23	2.92	5.44	1.02	6.43	0.10	余量

中各种元素的含量非常相似。

使用上述两种合金,在进口的 VIM-IC/DS/SC (ALD) 真空定向凝固炉中,以同样的浇铸工艺,在同样的 Al_2O_3 基陶瓷型壳中分别浇注了一批某型号的双联导向单晶叶片和厚度为 5 mm 的带凸台单晶试板,如图 1 所示。具体浇铸工艺为:模壳加热器保温温度 1550 °C,抽拉速率 3.5 mm/min。铸造完成后除去模壳,切除浇注系统。取其中 1 片叶片铸件,按照技术标准规定的共晶检测方法做纵向剖面,如图 1 (a) 所示,在上部的缘板部位 A 和中部的叶身部位 B 选取若干视场,检测相应的铸态组织。对于单晶试板,在距离试板底部 25 mm 位置处取截面进行检测,如图 1 (b) 所示。采用型号为 NIKON MM-400 的光学显微镜 (OM) 观察铸态金相组织,检测其中的 γ/γ' 共晶含量。另各取 1 件叶片和试板铸件在 15.0VPT-4022/24HVIQ 型真空热处理炉中按照以下制度进行固溶热处理:1280 °C/1 h+1290 °C/2 h+1300 °C/2 h+1308 °C/4 h+氩气冷淬;然

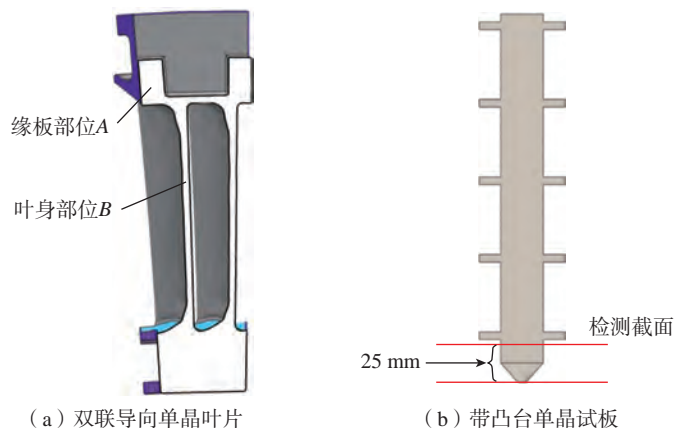


图 1 叶片和试板铸件形状和检测位置示意图
Fig.1 Blade and plate shape and inspection position

后按同样方法在叶片及试板检测位置选取若干视场,用光学显微镜 (OM) 观察其热处理态下的残余 γ/γ' 共晶含量。同时,为了验证检测结果的可靠性,对采用 CMSX-4 和 DD419 合金铸造并热处理的相同型号的双联导向单晶叶片的批量产品中的残余共晶情况进行了统计和比较。

2 试验结果

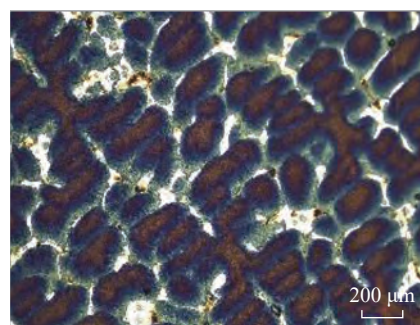
2.1 铸态组织的共晶含量

图 2 为 CMSX-4 合金浇注的单晶叶片铸态组织的金相图,其中图 2 (a) 的样品取自叶片缘板部位 A,图 2 (b) 取自叶片叶身部位 B。其中亮白色的团块状组织为 γ/γ' 共晶组织,可以看到 CMSX-4 合金铸件中共晶组织含量较多,其中部位 A 比叶身部位 B 的共晶组织更多些。

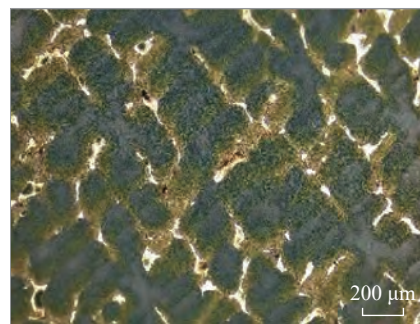
在上述叶片的部位 A 和 B 中分别随机选取了 4 个视场,定量检测了各视场中亮白色 γ/γ' 共晶组织的面积分数作为铸态组织中共晶分数 f_E (也称共晶含量),检测结果如表 2 所示。

可以看到,在铸态条件下部位 A 每个视场的共晶含量都高于部位 B 的各个视场。部位 A 和 B 两处的平均共晶含量分别为 8.09% 和 6.51%,可见尺寸厚大的缘板部位 A 比起薄壁部位的叶身部位 B 会产生更多的共晶组织。这一方面是因为 A 处的散热和凝固速率较慢,元素偏析更严重,利于产生大块的共晶团;另一方面是因为部位 A 位于叶片上端,共晶由于上聚效应会在部位 A 产生富集^[11-12]。

采用同样的方法对国产 DD419 合金叶片的缘板部位 A 和叶身部位 B 的铸态组织进行了观察,图 3 展示了两处的典型铸态组织。可以看到,在铸态条件下,作为第二代单晶高温



(a) 缘板部位A



(b) 叶身部位B

图 2 CMSX-4 合金叶片的铸态组织
Fig.2 As-cast microstructure of CMSX-4 alloy blade

表 2 CMSX-4 合金和 DD419 合金叶片铸态组织中共晶分数 f_E 测量结果

Table 2 Measurement result of eutectic fraction f_E in as-cast structure of CMSX-4 alloy and DD419 alloy blades

合金	缘板部位 A					叶身部位 B					总平均
	视场 1	视场 2	视场 3	视场 4	平均	视场 1	视场 2	视场 3	视场 4	平均	
CMSX-4	8.28	8.43	7.50	8.16	8.09	6.19	7.08	6.55	6.21	6.51	7.30
DD419	5.55	5.47	5.35	5.68	5.51	4.98	4.71	5.18	5.11	5.00	5.25

合金的 DD419 中共晶组织含量也较多。在部位 A 和 B 分别随机选取了 4 个视场,进行了共晶分数 f_E 的定量检测,结果如表 2 所示。可以看到,在叶片缘板部位 A 的共晶平均含量为 5.51%,高于叶身部位 B 的 5.00%。

从图 4 可以看到,叶片的缘板部位 A 中 CMSX-4 合金的平均共晶含量远高于 DD419 合金。而在叶身部位 B 中 CMSX-4 合金的平均共晶含量也明显高于 DD419 合金。若将每种叶片 A 处和 B 处的数据进行综合平均,得到 CMSX-4 和 DD419 合金铸态组织中共晶平均含量分别为 7.30% 和 5.25%,前者为后者的 1.39 倍。

为了验证上述叶片中检测结果的可靠性,采用相同的检测方法对相同工艺浇铸的 1 组试板铸件的铸态共晶含量进行了检测,金相图如图 5 所示。可以看到,采用 CMSX-4 合金浇铸的试板铸件图 5 (a) 中共晶含量明显高于 DD419 合金的试板(图 5 (b)),这与叶片的检测结果相同。在两种合金试板铸件的检测截面上分别随机选取 8 个视场进行共晶含量 f_E 的定量检测,检测结果如表 3 所示。

可以看到,在铸态条件下, CMSX-4 合金试板中几乎每个视场的共晶含量都高于 DD419 合金试板。对于试板铸件,合金 CMSX-4 与 DD419 的平均共晶含量分别为 7.10% 和 5.62%,前者为后者的 1.26 倍。再次表明,两种合金的成分虽然非常相似,但 CMSX-4 合金铸态组织中的共晶含量要明显高于 DD419 合金。

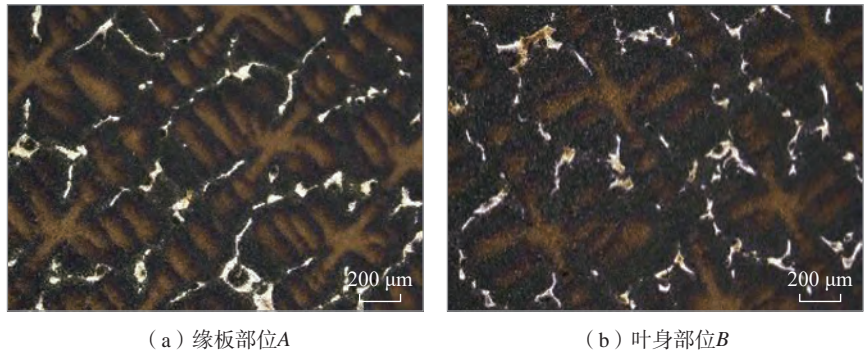


图 3 DD419 合金叶片的铸态组织

Fig.3 As-cast microstructure of DD419 alloy blade

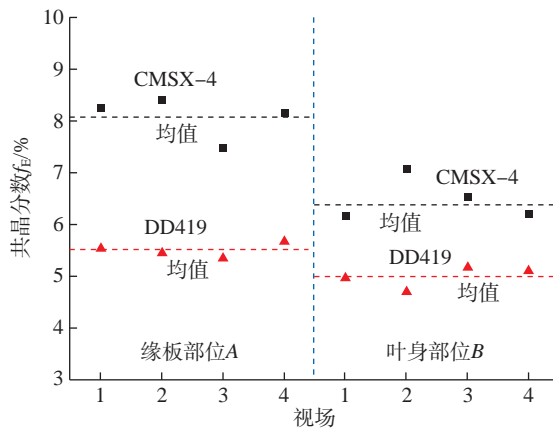


图 4 CMSX-4 合金和 DD419 合金叶片中铸态共晶含量对比

Fig.4 Comparison of eutectic fraction in as-cast blade of CMSX-4 alloy and DD419 alloy

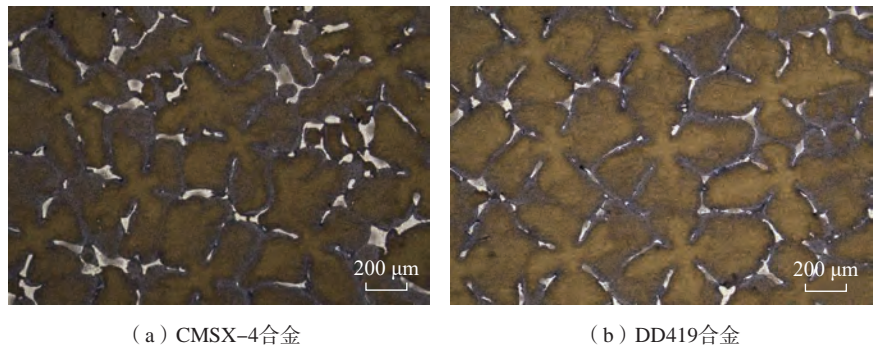


图 5 CMSX-4 合金及 DD419 合金单晶试板铸态金相组织

Fig.5 As-cast microstructure of CMSX-4 alloy and DD419 alloy plate

表 3 CMSX-4 合金和 DD419 合金试板铸态组织中共晶分数 f_E 测量结果
Table 3 Measurement result of eutectic fraction f_E in as-cast structure of CMSX-4 alloy and DD419 alloy plates %

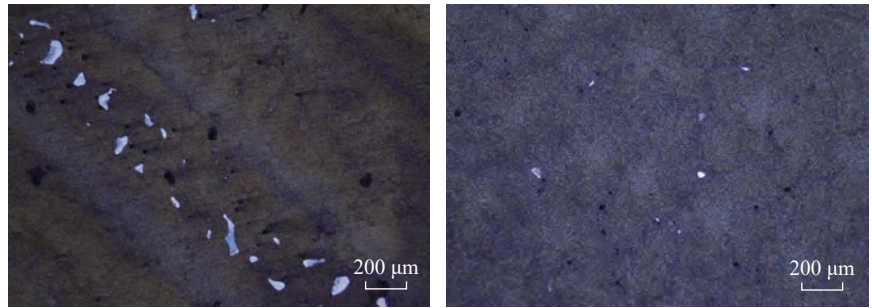
合金	视场								均值
	1	2	3	4	5	6	7	8	
CMSX-4	7.42	6.88	8.71	6.76	6.82	6.83	6.92	6.42	7.10
DD419	6.64	5.27	6.36	5.59	5.29	5.63	4.52	5.67	5.62

2.2 热处理后的共晶含量

图 6 (a) 和 (b) 分别为固溶热处理后的 CMSX-4 合金叶片在缘板部位 A 和叶身部位 B 的金相组织图。可以看到, 叶片经固溶热处理后, 共晶组织显著减少, 特别是叶身部位 B, 仅有少量残余共晶存在。

同样, 对 DD419 合金叶片铸件固溶热处理后的组织进行了检测, 如图 7 所示。由于这种合金铸态组织的共晶含量本来就相对较少, 经固溶热处理后, 仅叶片缘板部位还存在少量的残余共晶, 而叶片叶身部位的共晶组织已经完全回溶, 没有发现残余共晶。

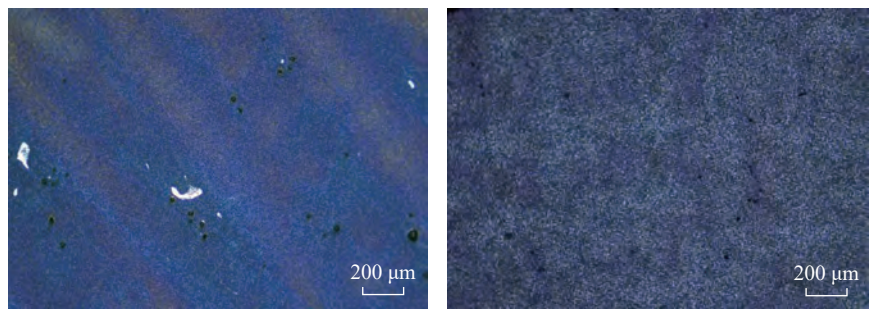
在固溶热处理后的 CMSX-4 和 DD419 合金叶片的缘板与叶身部位分别随机选取 4 个视场, 进行共晶含量检测, 结果如表 4 所示。可以看到, CMSX-4 合金中残余共晶的含量明显多于 DD419 合金。在叶片的缘板部位, CMSX-4 合金的平均残余共晶含量为 1.45%, 远高于 DD419 合金中的 0.48%。在叶身部位, CMSX-4 合金残余共晶为 0.14%, 而 DD419 合金的共晶组织已经完全固溶, 各个视场中均未发现残余共晶。将 A 处和 B 处的数据进行综合平均, CMSX-4 叶片中的残余共晶为 0.80%, 而 DD419



(a) 缘板部位A (b) 叶身部位B

图 6 CMSX-4 合金叶片的热处理态组织

Fig.6 Heat treated microstructure of CMSX-4 alloy blade



(a) 缘板部位A (b) 叶身部位B

图 7 DD419 合金叶片的热处理态组织

Fig.7 Heat treated microstructure of DD419 alloy blade

合金中仅为 0.24%, 前者为后者的 3.3 倍。可见, 不论是在叶片铸件的缘板还是叶身部分, 固溶热处理后 CMSX-4 合金中残余共晶含量都明显高于合金 DD419 (图 8)。

同样, 为了验证上述检测结果的

可靠性, 对用相同工艺浇注及热处理后的试板铸件, 采用相同的检测方法检测了残余共晶的含量, 金相图如图 9 所示。可以看到, CMSX-4 合金试板中残余共晶的含量明显高于 DD419 合金试板, 这与叶片的检测

表 4 CMSX-4 合金与 DD419 合金热处理态叶片共晶分数 f_E
Table 4 Eutectic fraction of heat treated blade of CMSX-4 alloy and DD419 alloy %

合金	缘板部位 A					叶身部位 B					总平均
	视场 1	视场 2	视场 3	视场 4	平均	视场 1	视场 2	视场 3	视场 4	平均	
CMSX-4	1.20	1.69	1.41	1.48	1.45	0.22	0.13	0.15	0.06	0.14	0.80
DD419	0.56	0.36	0.61	0.39	0.48	0	0	0	0	0	0.24

结果一致。

固溶热处理后,在两种合金试板的检测截面分别随机选取 8 个视场进行残余共晶含量检测,结果如表 5 所示。可以看出,试板铸件中 CMSX-4 合金残余共晶含量平均值为 0.11%,远高于 DD419 合金中的残余共晶含量(0.01%)。

为了进一步验证检测结果的可靠性,在进行试验工作的同时,也对批量生产的相同型号的双联导向单晶叶片的有关质量检查情况进行了统计。根据客户需求,采用 CMSX-4 和 DD419 合金分别生产了 6 个熔批共 705 件单晶叶片铸件。作为产品的一项重要技术指标,需要检测铸件中的残余共晶含量。根据要求在热处理后,在每种合金的每个熔批中随机抽取 1 片叶片进行解剖,在双联导向单晶叶片相同的部位采用相同的方式进行了残余共晶含量的检测。经统计,在抽查的 6 件 CMSX-4 合金叶片样品中,残余共晶含量的平均值为 0.79%,而 DD419 合金的 6 件叶片中残余共晶含量仅为 0.36%,前者为后者的 2.2 倍。由于进行的热处理制度相同,可以推断,两种合金铸态组织中的共晶含量存在差别,再次验证了不论是在铸态条件下,还是在经过相同的热处理后,CMSX-4 合金铸件中的共晶含量明显高于 DD419 合金。

3 讨论

3.1 合金种类与共晶含量

在镍基高温合金单晶叶片的凝固过程中,先是 γ 相以柱状树枝晶的形态从合金熔体中长出,随着固相分数的不断增加,被排入到液体的 γ' 相形成元素 Al+Ti+Ta 的含量也不断增加。当液相中的 Al+Ti+Ta 的含量超过共晶成分饱和度时,枝晶间的残余液体中开始产生 γ/γ' 共晶。从表 1 可以看到,虽然 CMSX-4 和 DD419 合金的化学成分非常相似,

但 CMSX-4 合金中的 Al+Ti+Ta 含量为 13.17%,要高于 DD419 合金中的 12.89%。特别是最重要的 γ' 相形成元素 Al 的含量在 CMSX-4 合金中为 5.72%,要高于 DD419 中的 5.44%,这就决定了 CMSX-4 合金铸态组织中的 γ/γ' 共晶含量要高于 DD419 合金。但是这两种合金中的 γ' 相形成元素的差别微小(Al 含量仅相差 5.1%,Al+Ti+Ta 含量仅相差 2.2%),却导致了合金铸态组织中 γ/γ' 共晶含量的明显差别(表 2 和 3),这

其中的机理还需要进一步研究。

本文的研究结果表明,CMSX-4 和 DD419 合金铸态组织中共晶含量的不同,导致两者在经过相同的固溶热处理后残余共晶含量相差 2 倍多。而在高温合金单晶叶片的生产制造过程中,对残余共晶含量的要求是比较严格的。叶片在服役过程中,若叶片中的残余共晶含量较高,残余共晶往往会是裂纹萌生的起点,造成叶片发生断裂失效。本文研究的导向叶片中,CMSX-4 合金叶片经热处理

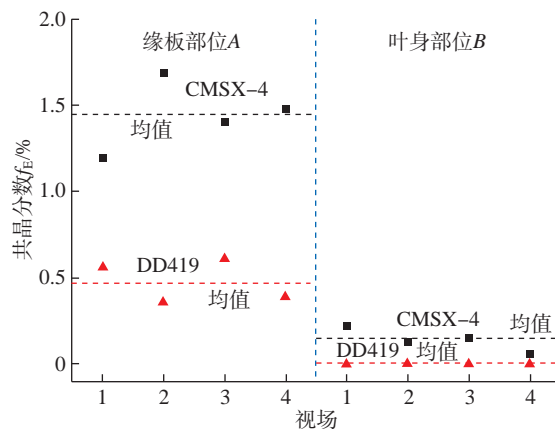
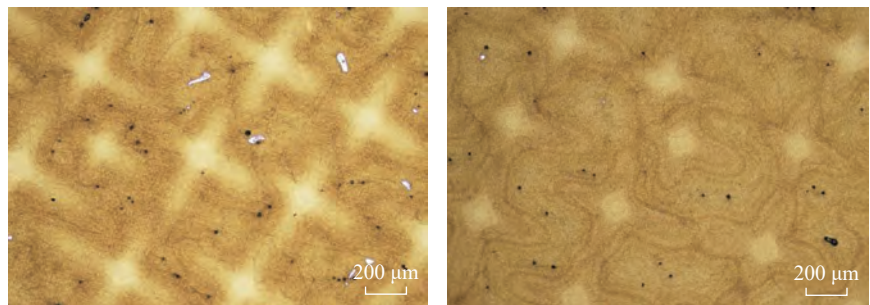


图 8 CMSX-4 合金和 DD419 合金叶片铸件热处理后共晶含量对比

Fig.8 Comparison of eutectic fraction of heat treated blade of CMSX-4 alloy and DD419 alloy



(a) CMSX-4合金 (b) DD419合金

图 9 CMSX-4 合金及 DD419 合金试板热处理后金相组织

Fig.9 Heat treated microstructure of CMSX-4 alloy and DD419 alloy plate

表 5 CMSX-4 合金与 DD419 合金热处理态试板共晶含量

Table 5 Eutectic fraction in heat treated plate of CMSX-4 alloy and DD419 alloy %

合金	视场								均值
	1	2	3	4	5	6	7	8	
CMSX-4	0.16	0.09	0.03	0	0.09	0.13	0.34	0.02	0.11
DD419	0	0.01	0	0.01	0.01	0.02	0	0.02	0.01

后,虽然残余共晶含量的总量在标准规定的范围之内(小于3%),没有造成叶片报废,但残余共晶含量明显高于合金 DD419 的叶片,这使其机械性能会受到一定的影响。

本文作者在制备尺寸更大的另一种型号的叶片时发现,部分 CMSX-4 合金叶片的厚大缘板部位在经固溶热处理后,出现残余共晶总量超出标准的情况。如图 10(a)所示,该 CMSX-4 合金叶片在缘板厚壁处的残余共晶组织含量为 3.90%,超出了标准规定值 3.00%,从而造成了该叶片的报废。而在同样条件下制备的 DD419 合金叶片在同一部位的残余共晶含量仅为 0.14%,如图 10(b)所示,为合格产品。这说明,使用 CMSX-4 合金生产单晶叶片时,有可能因残余共晶超标而报废,而采用 DD419 合金时则不存在该风险。

3.2 共晶在铸件中的非均匀分布

本研究还发现,叶片上部的厚大缘板部位的共晶含量要高于中部的叶身部位,一方面是因为共晶组织的形成除了受合金成分影响外,还受铸件局部凝固条件影响。作为 γ' 相的形成元素,Al、Ti 和 Ta 为典型的正偏析元素,凝固过程中富集于枝晶间的残余液体中,凝固后富集于以 γ/γ' 共晶形式析出的 γ' 相中。在尺寸和壁厚较大的缘板部位,由于散热和凝固速率较慢,会出现较宽的糊状区和粗大的枝晶组织,元素偏析更严重,

利于产生大块的共晶团。

另一方面,叶片上部缘板处共晶较多的原因是共晶组织的上聚效应^[11-12]。在 γ 相柱状枝晶向上生长过程中,富集在残余液体中的 Al+Ti+Ta 元素除了溶入枝晶间析出的 γ/γ' 共晶外,也会由于溶质浓度的差别而向上部的液体区扩散。此外,由于 Al 和 Ti 的密度很小,导致枝晶间残余液体因 Al 和 Ti 浓度的提高而发生密度反转即密度减小^[13-21],并在重力作用下向上对流,导致 γ/γ' 共晶组织在铸件上端如上部缘板处富集。合金 CMSX-4 不但比 DD419 具有更高含量的共晶组织,而且其共晶组织在铸件中非均匀分布的现象也更为明显。

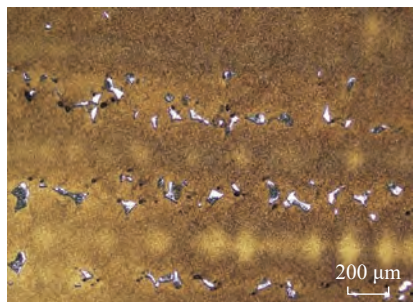
4 结论

虽然高温合金 CMSX-4 与 DD419 的化学成分相似,但是前者铸态和热处理后组织中的 γ/γ' 共晶含量明显高于后者。因此采用合金 CMSX-4 生产单晶叶片时有可能因残余共晶含量超过技术标准而报废,而采用 DD419 合金时风险则减小很多。本研究还发现,高温合金叶片上部厚大的缘板部位共晶含量要高于中部的叶身部位,特别是在合金 CMSX-4 中更为严重。这一方面是因为铸件厚壁处散热和凝固较慢,元素偏析更严重,利于产生大块的共晶团;另一方面是由于共晶的上聚效应导致共

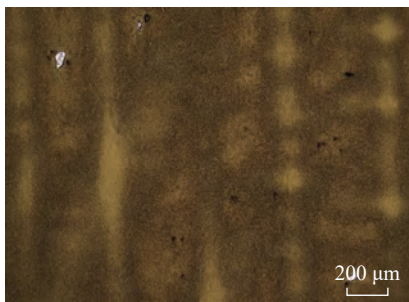
晶在铸件上端产生富集。

参考文献

- [1] 孙晓峰,金涛,周亦青,等.镍基单晶高温合金研究进展[J].中国材料进展,2012,31(12):1-11.
SUN Xiaofeng, JIN Tao, ZHOU Yizhou, et al. Research progress of nickel-base single crystal superalloys[J]. Materials China, 2012, 31(12): 1-11.
- [2] 郭建亭.高温合金材料学-中册-制备工艺[M].北京:科学出版社,2008.
GUO Jianing. Materials science and engineering for superalloys[M]. Beijing: Science Press, 2008.
- [3] CARON P, KHAN T. Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade applications[J]. Aerospace Science and Technology, 1999, 3(8): 513-523.
- [4] 张琰斌.第三代镍基单晶高温合金固溶处理研究及工艺优化[D].西安:西北工业大学,2018.
ZHANG Yanbin. Study on the solution heat treatment and processing optimization of third generation Ni-base single crystal superalloys[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.
- [5] YAN X W, GUO X, LIU Y L, et al. Numerical simulation of dendrite growth in Ni-based superalloy casting during directional solidification process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(2): 338-348.
- [6] 贾志宏,朱翔,马铭泽,等.热处理对定向凝固 CMSX-6 合金组织及拉伸性能的影响[J].有色金属(冶炼部分),2014(6):63-67.
JIA Zhihong, ZHU Xiang, MA Mingze, et al. Effects of heat treatment on microstructure and tensile properties of directional solidification CMSX-6 alloy[J]. Nonferrous Metals (Extractive Metallurgy), 2014(6): 63-67.
- [7] 田素贵,张超,薛永超,等.枝晶间距对镍基单晶合金蠕变性能的影响[J].沈阳工业大学学报,2013,35(4):378-384.
TIAN Sugui, ZHANG Chao, XUE Yongchao, et al. Influence of dendrite spacing on creep properties of single crystal nickel-based superalloys[J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2013, 35(4): 378-384.
- [8] 张少华,卢玉章,郑伟,等.一次枝晶间距对 DD26 单晶高温合金持久各向异性的影响[J].材料导报,2016,30(14):6-9.
ZHANG Shaohua, LU Yuzhang, ZHENG



(a) CMSX-4



(b) DD419

图 10 采用 CMSX-4 合金和 DD419 合金制备的某型叶片固溶热处理后金相组织
Fig.10 Solution heat treated microstructure of CMSX-4 and DD419 blades

Wei, et al. Effect of primary dendrite arm spacing on the anisotropic stress rupture properties in a nickel-base single crystal superalloy DD26[J]. Materials Review, 2016, 30(14): 6–9.

[9] REED R C. The superalloys[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.

[10] 航空发动机设计用材料数据手册编委会. 航空发动机设计用材料数据手册: 第4册[M]. 北京: 航空工业出版社, 2010.

Editorial Board of Material Data Manual for Aeroengine Design. Material data manual for aeroengine design: Volume 4[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2010.

[11] 马德新, 赵运兴, 魏剑辉, 等. 单晶高温合金叶片铸件中的共晶上聚现象分析[J]. 铸造, 2021, 70(11): 1302–1306.

MA Dexin, ZHAO Yunxing, WEI Jianhui, et al. Upward accumulation analysis of eutectics in single crystal superalloy blade castings[J]. Foundry, 2021, 70(11): 1302–1306.

[12] 马德新, 赵运兴, 徐维台, 等. 高温合金单晶铸件中共晶组织分布的表面效应[J]. 金属学报, 2021, 57(12): 1539–1548.

MA Dexin, ZHAO Yunxing, XU Weitai, et al. Surface effect on eutectic structure distribution in single crystal superalloy castings[J]. Acta

Metallurgica Sinica, 2021, 57(12): 1539–1548.

[13] GIAMEI A F, KEAR B H. On the nature of freckles in nickel base superalloys[J]. Metallurgical Transactions, 1970, 1(8): 2185–2192.

[14] COPLEY S M, GIAMEI A F, JOHNSON S M, et al. The origin of freckles in unidirectionally solidified castings[J]. Metallurgical Transactions, 1970, 1(8): 2193–2204.

[15] AUBURTIN P, COCKCROFT S L, MITCHELL A. Liquid density inversions during the solidification of superalloys and their relationship to freckle formation in castings[C]//The Minerals, Metals and Materials Society. Canada: University of British Columbia, 1996, 443–450.

[16] BECKERMANN C, GU J P, BOETTINGER W J. Development of a freckle predictor via Rayleigh number method for single-crystal nickel-base superalloy castings[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(10): 2545–2557.

[17] MA D X, BÜHRIG-POLACZEK A. The geometrical effect on freckle formation in the directionally solidified superalloy CMSX-4[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014,

45(3): 1435–1444.

[18] 马德新. 定向凝固的复杂形状高温合金铸件中的雀斑形成[J]. 金属学报, 2016, 52(4): 426–436.

MA Dexin. Freckle formation during directional solidification of complex castings of superalloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(4): 426–436.

[19] HONG J P, MA D X, WANG J, et al. Freckle defect formation near the casting interfaces of directionally solidified superalloys[J]. Materials, 2016, 9(11): 929.

[20] HONG J P, MA D X, WANG J, et al. Geometrical effect of freckle formation on directionally solidified superalloy CM247 LC components[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 648: 1076–1082.

[21] MA D X, ZHOU B, BÜHRIG-POLACZEK A. Investigation of freckle formation under various solidification conditions[J]. Advanced Materials Research, 2011, 278: 428–433.

通讯作者: 马德新, 教授, 博士, 研究方向为铸造高温合金。

Experimental Investigation on Eutectic Fraction in Single Crystal Castings of Superalloy CMSX-4 and DD419

ZHAO Yunxing^{1,2}, YUAN Yingying², MA Dexin^{1,2}, XU Weitai², XU Fuze², WEI Bing²

(1. Powder Metallurgy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Wedge Central South Research Institute Co., Ltd., Shenzhen 518045, China)

[ABSTRACT] Using two types of the second generation superalloys CMSX-4 and DD419, the single crystal blades and plates with the same shape were produced under the same process conditions. The as-cast and solution heat treated microstructures of the blade castings were detected and analyzed. It was found that the γ/γ' eutectic fraction in as-cast structure of CMSX-4 alloy is about 39% higher than that in alloy DD419, in spite of the similar chemical compositions of the both alloys. After solution heat treatment, the residual eutectic in CMSX-4 alloy was observed to be higher than that of DD419 alloy, revealing more risk to exceed the technical standard. Besides the significant higher eutectic fraction, CMSX-4 exhibits also more non-uniform distribution of eutectic in different blade positions, so that the mechanical properties of the CMSX-4 castings is further negatively influenced.

Keywords: Superalloy; Single crystal blade; Eutectic structure; As-cast state; Heat treated state

(责编 晓月)

引文格式: 孙洪元, 马德新, 龚晓毅, 等. DD5 高温合金单晶叶片振动频率的试验研究 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 81-87.

SUN Hongyuan, MA Dexin, GONG Xiaoyi, et al. Experimental investigation on vibration frequency of DD5 superalloy single crystal blades[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 81-87.

DD5 高温合金单晶叶片振动频率的试验研究*

孙洪元^{1,2}, 马德新^{1,2}, 龚晓毅², 赵运兴^{1,2}, 员莹莹², 魏冰²

(1. 中南大学粉末冶金研究院, 长沙 410083;

2. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 深圳 518045)

[摘要] 利用第二代单晶高温合金 DD5, 在工业设备条件下批量制备了两种结构的单晶叶片铸件, 并对它们的振动频率进行了测量和分析。结果表明, 叶片的振动频率随着一次晶向偏离角增大而显著提高, 但受二次晶向偏离角的影响很小; 叶身结构是决定叶片振动频率的另一重要因素, 但对叶片总重量的影响并不显著。为严格控制叶片的振动频率, 在设计上应进一步优化叶身结构, 在铸造过程中应尽量减少叶片的一次晶向偏离。

关键词: 高温合金; DD5; 单晶叶片; 振动频率; 结晶取向

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.081



孙洪元

工程师, 博士研究生, 研究方向为单晶高温合金冶金缺陷与检测技术。

经过几十年的发展, 航空发动机工作时涡轮前进气口温度越来越高, 推重比进一步增大, 这对涡轮叶片的合金材料及其制造工艺提出了更高的要求。相比于高温合金等轴晶和

定向晶叶片, 单晶高温合金叶片具有更出色的蠕变持久性能和热机械疲劳性能^[1-3], 如等轴晶合金 K417 在 850 °C/500 MPa 下的持久时间为 30 h^[4], 二代单晶合金 DD6 在同样条件下持久时间约为 500 h^[4], DD6 持久性能是 K417 的 17 倍。因单晶高温合金具有更优异的力学性能^[5], 越来越多的单晶叶片被应用到航空发动机与燃气轮机高低压涡轮工作叶片和导向叶片中^[6-8]。其中镍基单晶高温合金为面心立方结构, 材料物理特性具有各向异性, 即弹性模量、泊松比等参数均具有方向性, 结晶取向的偏离将直接影响叶片的疲劳强度和振动等性能^[1,9]。

目前, 关于结晶取向对高温合金单晶叶片振动频率影响的研究较少。陶仙德等^[10]研究了结晶取向对 DD3 单晶叶片固有频率的影响, 采用有限元法分析了该叶片的前 6 阶静频和

45000 r/min 工作转速下该叶片的前 6 阶振动频率在相应结晶取向范围内的变化规律, 发现第二欧拉角对该叶片的低阶固有频率影响较大, 但该研究未涉及实测数据。张根等^[11]研究了晶轴偏转(结晶取向偏离)对 DD6 合金带冠叶片频率特性的影响, 采用有限元分析方法, 对 DD6 单晶带冠叶片进行静应力和模态分析, 获得了不同偏转角下叶片固有频率及叶冠间挤压力的变化规律, 但未将固有频率与结晶取向之间的关系进行量化分析。张江伟等^[12]以某型号航空发动机高压涡轮转子叶片为研究对象, 对其叶冠进行改型分析, 发现叶冠改型后叶片各阶固有频率均略有降低。王瀚艺^[13]对某故障涡轮叶片进行延展改型并通过 ANSYS 有限元进行验证, 发现改型后的叶片成功避开了原叶片发生故障时的频率。

鉴于目前有关叶片结晶取向和

* 基金项目: 深圳市海外高层次人才资金(KQTD2015032716463668)。

叶片结构对振动频率影响方面的研究并不充分,本文对两种结构的DD5合金低压涡轮转子叶片振动频率进行测量研究,对影响因素进行探讨,可为叶片结构的设计与振动频率控制提供基础数据。

1 试验方法

本研究采用的合金材料为第二代单晶高温合金 DD5,合金成分见表 1。

本研究制备的产品为某型航空发动机带冠低压涡轮转子叶片,改型前为 A 型结构,改型后为 B 型结构(图 1),两者的高度、叶冠结构和榫齿至缘板的结构完全相同,设计重量也相同。不同的是 A 型叶片的叶身带有排气窗口,而 B 型叶片没有。另外, A 型叶片实际重心位置比 B 型叶片的更靠近榫齿, B 型叶片的扭角在 A 型叶片基础上进行了调整。

用常规的熔模法制备叶片浇注用陶瓷型壳,所有单晶叶片均采用德国 ALD 公司的真空定向凝固炉(VIM-IC/DS/SC)铸造而成。单晶叶片均按以下不同工艺进行标准热处理:固溶热处理为 1300 °C,保温 2 h+氩气冷却;1 次时效处理为 1120 °C,

保温 4 h+氩气冷却;2 次时效处理为 1080 °C,保温 4 h+氩气冷却;3 次时效处理为 900 °C,保温 4 h+氩气冷却。对叶片采用完整的机械加工、喷丸、涂层等成品叶片加工工序。

采用加拿大 Proto 公司的劳厄晶体衍射仪(LAUE COS XRD)对两种单晶叶片的一次与二次晶向偏离角(分别记为 β 和 α)进行检测,如图 2 所示^[11]。根据技术标准要求,一次晶向偏离角($\beta < 15^\circ$)的单晶叶片作为晶向合格产品,对二次晶向偏离角 α 未作要求。

如图 3 所示^[11],分别将 A 型与 B 型叶片的榫头采用专用夹具刚性夹紧(夹紧力固定),然后固定到定制的专用振动台上,采用敲击共振法对叶片一阶弯曲振动频率(简称振动频率)进行检测。

2 结果与讨论

2.1 A 型叶片振动频率

对 68 件 $\beta < 15^\circ$ 的 A 型叶片,按照 β 值从小到大的顺序测量振动频率,结果如表 2 所示。该型叶片振动频率的要求值为 (395 ± 20) Hz,测量结果显示有 18 件叶片超出规格上限值 415 Hz。该型叶片外形尺寸和壁

厚尺寸等均满足设计要求,但出现了高达 26.5% 的频率超标的报废叶片,需要分析原因并进行改进。

从表 2 可以看出,超标的频率主要分布在 β 值较大的区域。在 $\beta < 7.5^\circ$ 的前 43 件叶片中,仅有 3 件的频率超标,超标率为 7.0%;而在 $7.5^\circ < \beta < 15^\circ$ 范围的后 25 件叶片中,却有 15 件频率超标,超标率高达 60%。可见当 β 值增大时,不仅叶片机械性能逐渐变差,频率超标率更是显著增大,严重影响单晶叶片的成品率。因此需要加强对单晶铸件定向凝固工艺的控制,尽可能减小一次晶向偏差。

2.2 B 型叶片振动频率

B 型叶片为 A 型叶片的设计改进版,去掉了尾缘排气窗口,并调整了叶型尺寸。对 44 件 $\beta < 15^\circ$ 的 B 型单晶叶片进行振动频率测量,结果如表 3 所示。该型叶片振动频率要求值与 A 型叶片一样,为 (395 ± 20) Hz。从表 3 可以看出,仅有 β 值最大的 44 号叶片的频率较高,超出规格上限 415 Hz。

通过对比表 2 和表 3 发现, B 型叶片中的频率超标率仅为 2.3%,比 A 型叶片的 26.5% 的平均频率超标率低了约 1 个数量级。实际上 B 型叶片的频率平均值约为 405.9 Hz,低于

表 1 DD5 合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of DD5 alloy (mass fraction)

%

C	Al	Co	Cr	W	Ta	Mo	Hf	Re	B	Ni
0.050	6.16	7.42	6.85	4.97	6.52	1.52	0.15	3.03	0.004	余量

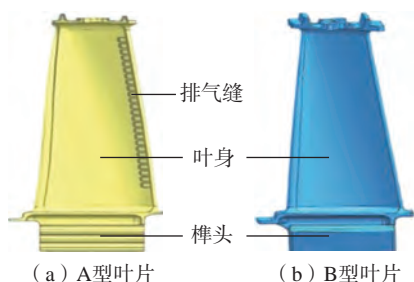


图 1 两种结构叶片的外形示意图

Fig.1 Schematic image of two structural blades

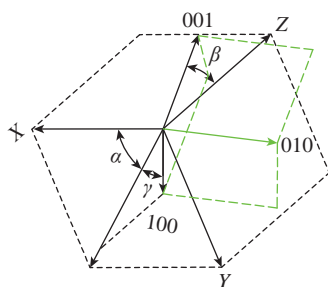


图 2 一次与二次结晶取向偏离角示意图^[11]

Fig.2 Schematic image of primary and secondary crystal orientation deviation angles^[11]

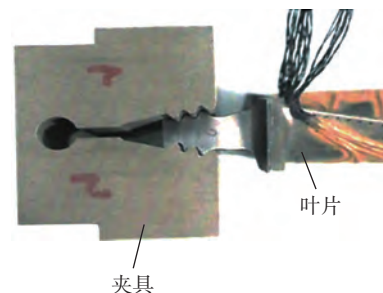


图 3 叶片测频装夹^[11]

Fig.3 Clamping of vibration frequency measurement for blades^[11]

A型叶片的频率平均值(约413 Hz),更接近标准要求值(395±20) Hz。这说明B型叶片在结构上有利于降低频率,能够实现较高的频率合格率。

2.3 影响叶片振动频率的相关因素

叶片无阻尼自由振动方程为^[14]

$$[M]\{\ddot{q}\} + [K]\{q\} = 0 \quad (1)$$

$$[M] = \sum [M]^e = \sum \iiint \rho [N]^T [N] dv \quad (2)$$

$$[K] = \sum [K]^e = \sum \iiint ([B]^e)^T [D][B]^e dv \quad (3)$$

式中, $[M]$ 为总质量矩阵; $[K]$ 为总刚度矩阵; $\{q\}$ 为节点位移矩阵; $[N]$ 为

形状函数矩阵; $[B]^e$ 为应变-位移矩阵, $[D]$ 为弹性矩阵。

设解的形式为

$$\{q\} = \{\Phi\} \sin \omega t \quad (4)$$

式中, $\{\Phi\}$ 为振幅列向量,是时间 t 的函数; ω 为频率。将式(4)代入式(1)得

$$[K]\{\Phi\} = \omega^2 [M]\{\Phi\} \quad (5)$$

求解式(5),即可得到叶片的各阶固有频率。

从式(5)可以看出,频率 ω 主要与叶片的总刚度矩阵 $[K]$ 和总质量矩阵 $[M]$ 相关。

表2中A型叶片频率平均值约

为413 Hz,接近规格上限,超标率高,可能是由于刚度矩阵偏大或者重量矩阵偏小。

对于叶片的刚度,一方面叶片结构会对其产生影响;另一方面,在叶片结构一定时,影响刚度的主要为弹性模量(结晶取向、内部组织等影响弹性模量),经金相检测分析比较叶片内部组织无明显差异,所以推测结晶取向为影响频率的重要因素,包括一次晶向偏离角 β 和二次晶向偏离角 α 。

对于重量矩阵,有两个方面的影响因素,即重量大小和重量分布。

表2 A型叶片振动频率测量结果

Table 2 Vibration frequency of blade type A

序号	频率 ω /Hz	$\beta/(\circ)$	$\alpha/(\circ)$	重量/g	序号	频率 ω /Hz	$\beta/(\circ)$	$\alpha/(\circ)$	重量/g	序号	频率 ω /Hz	$\beta/(\circ)$	$\alpha/(\circ)$	重量/g
1	412	2.3	76.0	243.2	24	406	5.1	73.9	249.5	47	405	8.5	55.6	247.4
2	406	2.7	23.1	247.8	25	409	5.1	28.3	248.2	48	410	8.7	12.7	245.1
3	408	2.8	16.7	246	26	412	5.1	2.8	243	49	411	9.0	2.5	245.7
4	416	3.0	62.7	249	27	411	5.1	70.7	244.3	50	411	9.2	3.1	246.3
5	409	3.1	24.2	249.4	28	407	5.3	58.4	247.1	51	419	9.6	84.1	246.3
6	408	3.1	35.5	243.7	29	407	5.4	61.0	244.7	52	424	9.8	36.0	243.9
7	410	3.2	4.9	246.8	30	410	5.4	44.1	248.6	53	411	10.1	78.3	247.5
8	416	3.4	80.1	242.8	31	411	5.6	20.9	242.5	54	421	10.2	12.0	244.6
9	402	3.8	15.0	249.1	32	411	5.6	71.5	246.9	55	413	10.2	12.9	243.5
10	417	3.8	36.1	243.1	33	414	5.7	50.0	247.9	56	423	10.5	50.0	246.6
11	405	4.0	65.6	247.5	34	410	6.1	71.8	242	57	419	10.5	50.4	244.3
12	413	4.0	12.7	246.8	35	405	6.1	13.1	246	58	414	10.7	51.2	242.2
13	414	4.1	86.8	245.7	36	404	6.1	58.6	244.5	59	425	10.9	48.3	245.8
14	410	4.2	66.3	249	37	407	6.2	36.1	247.2	60	418	11.1	23.1	242.2
15	404	4.3	2.4	248.4	38	409	6.4	33.5	247.3	61	416	11.2	5.0	244.8
16	411	4.7	86.8	243.1	39	413	6.4	18.7	245.8	62	424	11.3	33.0	248
17	409	4.7	46.9	248.4	40	408	6.6	6.6	245.5	63	429	11.8	14.0	245.7
18	404	4.8	20.8	245.6	41	412	6.9	43.5	244.6	64	411	12.1	12.6	247.7
19	410	4.8	84.3	247.6	42	412	7.2	43.3	242.1	65	426	12.7	88.8	243.5
20	408	4.9	41.0	249.1	43	410	7.4	20.0	247.3	66	419	12.8	82.8	248.6
21	408	4.9	82.8	247	44	414	7.8	44.1	247.7	67	414	12.8	51.9	242.6
22	413	5.0	22.3	247.5	45	418	8.2	68.2	246.2	68	426	13.8	27.4	248.2
23	408	5.0	57.6	242.8	46	421	8.3	53.9	245.4	平均	413	6.9	42.3	245.9

表 3 B 型叶片振动频率测量结果
Table 3 Vibration frequency of blade type B

序号	频率 ω /Hz	$\beta/(\circ)$	$\alpha/(\circ)$	重量/g	序号	频率 ω /Hz	$\beta/(\circ)$	$\alpha/(\circ)$	重量/g	序号	频率 ω /Hz	$\beta/(\circ)$	$\alpha/(\circ)$	重量/g
1	406.0	0.9	69.5	241.3	16	402.0	4.8	36.2	242.5	31	408.0	6.8	64.3	239.1
2	403.0	1.3	24	239.3	17	403.0	4.9	82.8	242.8	32	407.0	6.9	1.1	236.7
3	403.0	1.7	61.8	241.9	18	402.0	5	34	240.7	33	415.0	7.8	36.2	243.2
4	404.0	1.8	80.5	242.2	19	406.0	5	13.1	237	34	403.0	7.9	87.7	241.9
5	402.0	1.9	66.2	240.8	20	405.0	5.3	69.8	241.9	35	409.0	8	2.1	237.7
6	400.0	2.1	63.9	241	21	404.0	5.4	70.1	239.6	36	414.0	8.1	48.1	243.3
7	407.0	2.2	19.2	241.1	22	410.0	5.5	48.8	238.2	37	407.0	8.2	89.4	234.9
8	402.0	2.4	32.2	240.6	23	406.0	5.6	69.9	240.5	38	415.0	8.9	60.7	239.5
9	405.0	2.8	44.1	242.9	24	405.0	5.8	35.1	242.1	39	402.0	8.9	79.6	240
10	409.0	3.5	18.1	238.1	25	403.0	5.8	47.5	241.9	40	404.0	8.9	23.2	241.2
11	405.0	4	30	238.9	26	405.0	5.9	19.2	242.8	41	408.0	10	20.7	241.9
12	398.0	4.2	89.3	238.7	27	406.0	6	27.9	241.1	42	415.0	10.9	67.9	238.8
13	401.0	4.4	30.4	240.2	28	405.0	6.2	46.9	239.8	43	409.0	12.2	74.7	242
14	404.0	4.4	46.3	241.7	29	403.0	6.5	32.1	239.9	44	422.0	12.4	1.3	242.5
15	400.0	4.4	22	242.2	30	407.0	6.7	36.9	239.1	平均	405.9	5.7	46	240.5

2.4 振动频率的相关性分析

采用 QI Macros 软件对 A 型和 B 型两种结构叶片的频率与一次晶向偏离角 β 、二次晶向偏离角 α 、重量的相关性进行分析,分析结果如表 4 所示。

可以看出, A 型和 B 型叶片频率与一次晶向偏离角 β 的相关性系数分别为 0.652 和 0.615, p 值均为 0, 具有显著相关性, 并且呈正相关; A 型和 B 型叶片频率与二次晶向偏离角 α 的相关性系数分别为 0.093 和 -0.227, p 值均大于 0.05, 基本不具有相关性。A 型和 B 型叶片频率与重量的相关性系数分别为 -0.197 和 -0.017, p 值均大于 0.05, 基本不具有相关性。

2.5 一次晶向偏离角 β 与振动频率的关系

分别将 A 型叶片 (68 个) 与 B 型叶片 (44 个) 的振动频率测量数据, 以一次晶向偏离角 β 为横坐标, 振动频率 ω 为纵坐标, 绘制成散点图, 如图 4 所示。

表 4 A 型和 B 型叶片振动频率与一次晶向偏离角 β 、二次晶向偏离角 α 和重量的相关性
Table 4 Vibration frequency of blade type A&B correlated with primary orientation β , secondary orientation α and weight

类别	相关系数		p 值	
	A 型叶片	B 型叶片	A 型叶片	B 型叶片
频率&一次晶向 (偏离角 β)	0.652	0.615	0	0
频率&二次晶向 (偏离角 α)	0.093	-0.227	0.451	0.138
频率&重量	-0.197	-0.017	0.107	0.913

注: $p \leq 0.05$ 代表显著相关。

拟合得到的线性方程见式 (6) 和 (7), 拟合后关系式的决定系数 R^2 分别为 0.434 和 0.378, 发现频率与 β 呈线性正相关, 与表 4 得出的结论一致。

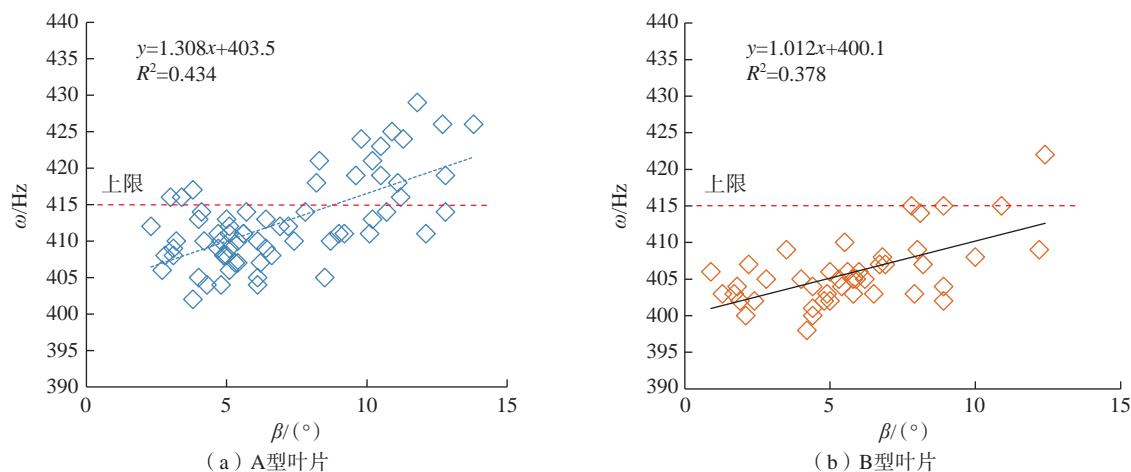
$$y_A = 1.308\beta_A + 403.5 \quad (6)$$

$$y_B = 1.012\beta_B + 400.1 \quad (7)$$

按式 (6) 和 (7) 计算, 在一次取向为 10° 时, A 型与 B 型叶片的振动频率分别为 416.6 Hz 和 410.2 Hz。可以看出, 通过降低叶片的一次晶向偏离角 β 可以解决单晶叶片振动频率

超出设计上限的问题。按表 2 和表 3 数据, 如果将一次结晶取向偏离角的控制范围由 $\beta < 15^\circ$ 改进为 $\beta < 10^\circ$, A 型叶片频率超标率将由 26.5% 降到 13.5%, 而 B 型叶片则全部合格。

由式 (6) 计算得到, A 型叶片在一次晶向偏离角 β 由 0 增加到 15° 时, 振动频率由 404.9 Hz 提高到 423.1 Hz, 增加了 4.5%; 由式 (7) 计算得到, B 型叶片在一次晶向偏离角 β 由 0 增加到 15° 时, 振动频率由 400.1 Hz 提高到 415.2 Hz, 增加了 3.8%。

图4 A型与B型叶片振动频率 ω 与一次晶向偏离角 β 的关系Fig.4 Relationship between vibration frequency ω and primary orientation deviation angle β of blade type A and B

张根等^[11]采用 ANSYS 有限元法对 DD6 合金的某型带冠叶片也进行了类似分析,结果为一次晶向偏离角 $\beta=15^\circ$ 时的频率比 $\beta=0$ 时的大5%,与本文研究结果接近,说明振动频率随一次晶向偏离角的增加而不断提高,如图5所示。

图6^[15]为 Wells 模型和 Voigt 模型得到的杨氏模量与一次晶向的关系图,可以看出,一次结晶取向在 $0\sim 15^\circ$ 变化时,杨氏模量均呈现接近线性增加。由于叶片的刚度同样随着杨氏模量的增加而增加,所以推测振动频率随着一次晶向的增大而增大,本质上是由杨氏模量的变化引起的。

2.6 二次晶向偏离角 α 对振动频率的影响

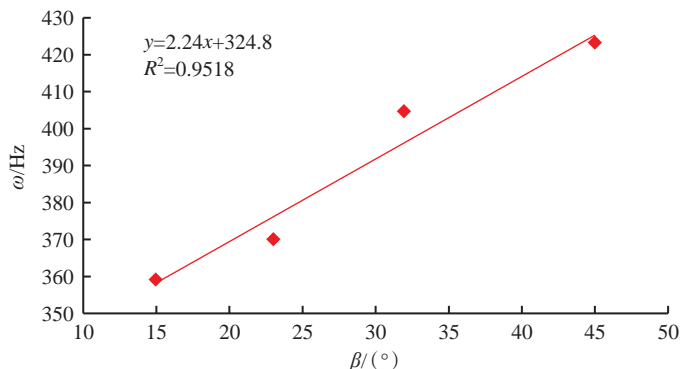
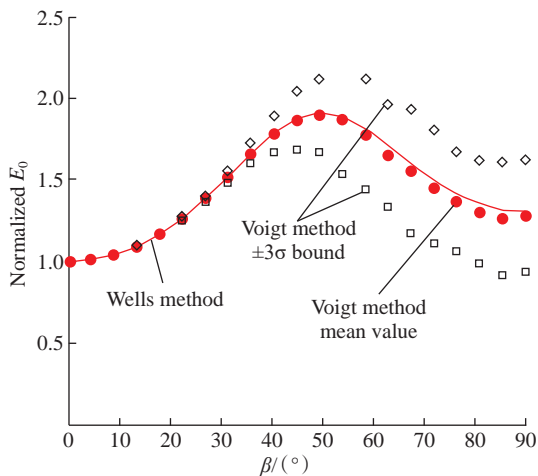
分别将 A 型叶片(68个)与 B 型叶片(44个)的振动频率测量数据,以二次晶向偏离角 α 为横坐标,振动频率为纵坐标,绘制成散点图(图7),发现数据较发散。将 A 和 B 型叶片频率测量数据与二次取向偏离角 α 进行拟合,拟合后关系式的决定系数 R^2 分别为0.0099和0.0517,发现无明显相关性,说明二次取向不是影响振动频率的主要因素。

2.7 重量大小与重量分布的影响

分别以 A 型叶片(68个)与 B 型叶片(44个)的涂层重量为横坐

标,振动频率为纵坐标,绘制成图8,拟合得到关系式的决定系数 R^2 分别

为0.0428和0.0003。根据式(5)得出叶片的振动频率与重量有着密切

图5 某 DD6 叶片振动频率 ω 与一次晶向 β 的关系^[11]Fig.5 Relationship between vibration frequency ω and primary orientation deviation angle β of a DD6 blade^[11]图6 杨氏模量与一次晶向的关系^[15]Fig.6 Relationship between Young's modulus and primary orientation deviation angle^[15]

关系,但从图 8 来看,随重量增大 A 型叶片振动频率仅有小幅度下降,而 B 型叶片振动频率无明显变化。A 型和 B 型叶片的重量控制较严格,波动范围分别为 242~249.5 g 和 234.9~243.3 g,约 3% 的重量变化未引起振动频率的明显变化。特别是叶片的重量主要集中在厚大的榫头部位,但进行振动试验时榫头被专用夹具夹紧,被敲击振动的主要是空心薄壁的叶身部位。由于各个叶片在叶身部位的重量差别较小,所以不会引起叶身振动频率的明显变化,也就无法证明叶片重量大小与振动频率的相关性。

为了排除一次取向偏离角 β 的

干扰,将表 2 和 3 中 $\beta < 10^\circ$ 的叶片测量数据进行统计,得出 A 型与 B 型叶片平均重量分别为 246.1 g 和 240.5 g,而两者的平均振动频率分别为 410 Hz 和 405.2 Hz,也就是说,重量较大的 A 型叶片的振动频率也较大,但似乎与常识不符。根据上面所述,叶片的重量主要集中在不参与振动的厚大榫头部位,所以叶片的振动频率并不取决于叶片的总重量,而是与参与振动的叶身本身的结构和重量等因素有关。A 型叶片叶身的尾缘开有一列排气缝,比起具有封闭尾缘的 B 型叶身减轻了重量,也使得叶身的重心更靠向被夹紧固定的榫头,这些因素都使得 A 型叶身的振

动频率增大。

3 结论

(1) 单晶叶片的一次晶向偏离角 β 对振动频率值 ω 有显著影响, ω 值随 β 值的增大而显著增大。但二次晶向偏离角 α 对叶片振动频率的影响较小。

(2) 叶片的振动频率与叶身的结构密切相关,但叶片总重量对其影响不显著,这是因为重量集中的厚大榫头部位并不参与振动。

(3) 为了有效控制叶片铸件的振动频率,在设计上应该优化叶身结构,在铸造过程中尽量减少一次晶向的偏离。

参考文献

- [1] 岳珠峰, 吕震宙, 杨治国, 等. 晶体取向的偏差和随机性对镍基单晶叶片强度与蠕变寿命的影响[J]. 航空动力学报, 2003, 18(4): 477-480.
- [2] YUE Zhufeng, LÜ Zhenzhou, YANG Zhiguo, et al. Influence of deviation and randomness of crystallographic orientations on the strength and life of nickel-base single crystal superalloy turbine blades[J]. Journal of Aerospace Power, 2003, 18(4): 477-480.
- [3] LAMM M, SINGER R F. The effect of casting conditions on the high-cycle fatigue properties of the single-crystal nickel-base superalloy PWA 1483[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(6): 1177-1183.
- [4] WAN J S, YUE Z F. A low-cycle fatigue life model of nickel-based single crystal superalloys under multiaxial stress state[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 392(1-2): 145-149.
- [5] 颜鸣皋. 中国航空材料手册: 第 2 卷[M]. 第 2 版. 北京: 中国标准出版社, 2002.
- [6] YAN Minggao. China aeronautical materials handbook: volume 2[M]. 2nd ed. Beijing: Standards Press of China, 2002.
- [7] REED R C. The superalloys: Fundamentals and applications[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
- [8] 梁春华, 李晓欣. 先进材料在战斗机发动机上的应用与研究趋势[J]. 航空材料学报, 2012, 32(6): 32-36.

LIANG Chunhua, LI Xiaoxin. Application and development trend of advanced materials

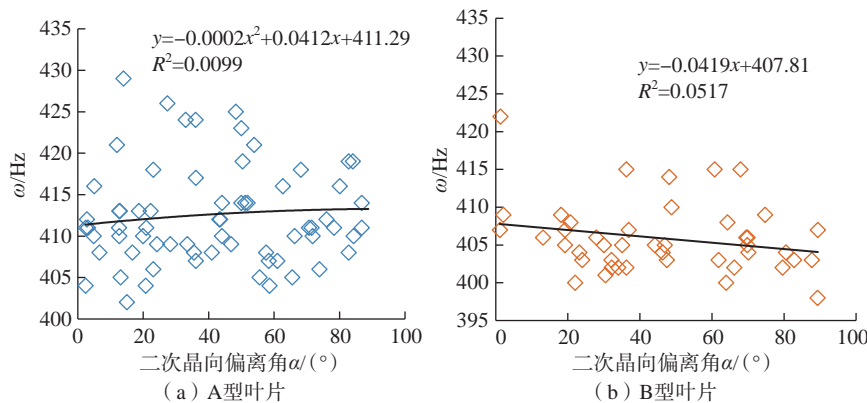


图 7 A 型与 B 型单晶叶片振动频率与二次晶向的关系

Fig.7 Relationship between vibration frequency ω and secondary orientation deviation angle α of blade type A and B

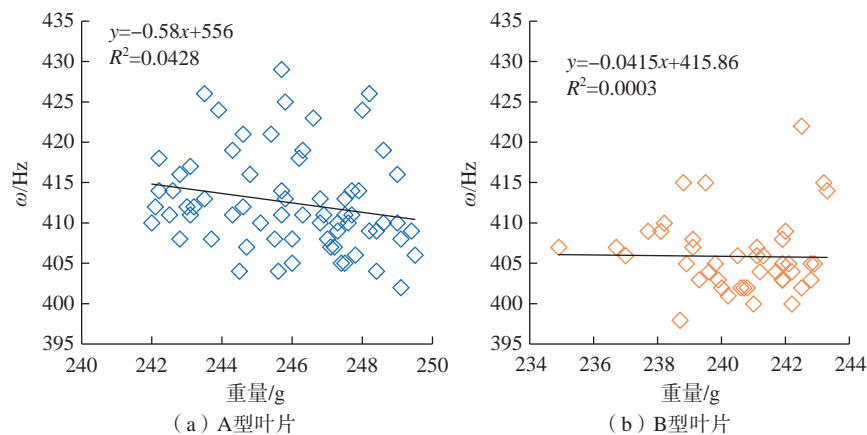


图 8 A 型与 B 型叶片振动频率与重量的关系

Fig.8 Relationship between vibration frequency ω and blade weight of type A and B

for fighter engine[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 32–36.

[7] 董志国, 王鸣, 李晓欣, 等. 航空发动机涡轮叶片材料的应用与发展[J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(S2): 455–457.

DONG Zhiguo, WANG Ming, LI Xiaoxin, et al. Application and progress of materials for turbine blade of aeroengine[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2011, 23(S2): 455–457.

[8] 刘巧沐, 黄顺洲, 刘佳, 等. 高温材料研究进展及其在航空发动机上的应用[J]. 燃气涡轮试验与研究, 2014, 27(4): 51–56.

LIU Qiaomu, HUANG Shunzhou, LIU Jia, et al. Progress and application of high temperature structural materials on aero-engine[J]. Gas Turbine Experiment and Research, 2014, 27(4): 51–56.

[9] 于庆民, 岳珠峰, 刘永寿, 等. 镍基单晶合金叶片振动特性分析[J]. 航空发动机, 2005, 31(3): 30–34.

YU Qingmin, YUE Zhufeng, LIU Yongshou, et al. Vibration characteristics analysis of nickel-base single crystal blades[J]. Aeroengine, 2005, 31(3): 30–34.

[10] 陶仙德, 高德平, 尹泽勇. 晶向对DD3单晶叶片固有频率的影响[J]. 燃气涡轮试验与研究, 1999, 12(1): 44–47.

TAO Xiande, GAO Deping, YIN Zeyong. Effect of crystal orientation on natural frequency of DD3 single crystal blade[J]. Gas Turbine Experiment and Research, 1999, 12(1): 44–47.

[11] 张根, 李龙, 高原. 晶轴偏转对DD6带冠叶片频率特性的影响[J]. 燃气涡轮试验与研究, 2018, 31(5): 31–34, 50.

ZHANG Gen, LI Long, GAO Yuan. Influence of crystal axis deflection on frequency characteristic of DD6 shrouded blade[J]. Gas Turbine Experiment and Research, 2018, 31(5): 31–34, 50.

[12] 张江伟, 李斌. 航空发动机高压涡轮转子叶片叶冠改型分析[J]. 机械制造, 2021, 59(9): 44–46, 74.

ZHANG Jiangwei, LI Bin. Modification analysis of blade crown of aero-engine high-pressure turbine rotor blade[J]. Machinery, 2021, 59(9): 44–46, 74.

[13] 王瀚艺. 基于模态共振分析的某

故障涡轮叶片改型设计[J]. 机械设计与制造, 2019(2): 131–133, 137.

WANG Hanyi. Retrofit design of turbine blade based on modality and resonance analysis[J]. Machinery Design & Manufacture, 2019(2): 131–133, 137.

[14] WEN Z X, MAO H Z, YUE Z F, et al. The influence of crystal orientation on vibration characteristics of DD6 nickel-base single crystal superalloy turbine blade[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(2): 372–377.

[15] KANEKO Y. Study on vibration characteristics of single crystal blade and directionally solidified blade[C]//Volume 6: Structures and Dynamics, Parts A and B. Vancouver: ASME, 2011: 931–940.

通讯作者: 马德新, 教授, 博士, 研究方向为铸造高温合金。

Experimental Investigation on Vibration Frequency of DD5 Superalloy Single Crystal Blades

SUN Hongyuan^{1,2}, MA Dexin^{1,2}, GONG Xiaoyi², ZHAO Yunxing^{1,2},
YUAN Yingying², WEI Bing²

(1. Powder Metallurgy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Wedge Central South Research Institute Co., Ltd., Shenzhen 518045, China)

[ABSTRACT] In the present work, two types of single crystal (SC) blades using second generation superalloys DD5 were directionally solidified under industrial conditions. As one of the important material properties, the vibration frequency of the blades were measured and analyzed. It was found that clearly higher vibration frequency was exhibited in the blades with larger primary orientation deviation. In comparison, it was little affected by secondary orientation deviation. Another important factor influencing the vibration frequency is the airfoil constitution, instead of the total weight of a blade. In order to strictly control the blade vibration frequency, the airfoil constitution should be further optimized in the design, and the deviation of the primary crystal orientation of the blades should be minimized during the casting process.

Keywords: Superalloy; DD5; Single crystal blade; Vibration frequency; Crystal orientation

(责编 晓月)

引文格式:李文辉,温学杰,李秀红,等.整体叶盘抛磨技术研究现状及其发展趋势[J].航空制造技术,2022,65(17):88-102.

LI Wenhui, WEN Xuejie, LI Xiuhong, et al. Research status and development trend of blisk polishing technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 88-102.

整体叶盘抛磨技术研究现状及其发展趋势*

李文辉^{1,2}, 温学杰^{2,3}, 李秀红^{2,3}, 张 演^{2,3}

(1. 太原理工大学航空航天学院, 晋中 030600;

2. 精密加工山西省重点实验室, 太原 030024;

3. 太原理工大学机械与运载工程学院, 太原 030024)

[摘要] 整体叶盘的表面完整性对航空发动机的服役性能和寿命影响巨大,而抛磨技术是用于实现整体叶盘成形制造的一类关键技术。针对整体叶盘成形制造后不满足使用要求的问题,从材料特性、结构特征、加工要求3个层面分析了整体叶盘的抛磨特点;综述了手工抛磨、数控抛磨、磨粒流抛磨、磁力研磨、滚磨光整加工的发展历程、研究现状和抛磨效果,对比分析了各类抛磨技术的优势与局限性。在此基础上,提出整体叶盘抛磨技术的发展趋势,即探索形性协同式、多工序组合式的抛磨工艺,实现抛磨工艺的智能决策化,并向绿色环保方向转型发展。

关键词: 整体叶盘; 抛磨技术; 数控抛磨; 磨粒流抛磨; 磁力研磨; 滚磨光整加工

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.088



李文辉

教授,研究方向为高性能零件形性协同制造。

先进航空发动机的加工制造水平是国家综合科技水平、工业基础实力和综合国力的重要标志^[1]。整体

叶盘作为航空发动机的核心零件,创新性地将叶片和轮盘作为整体结构,取代了传统的榫头榫槽结构,减少了零件数量,使结构大为简化,同时便于装配平衡,工作效率和可靠性也得到提升^[2]。与传统结构相比,整体叶盘结构重量可减轻约50%^[3];GE公司研制的F414发动机采用了5级整体叶盘结构,使其推重比提升至9.1^[4]。目前,整体叶盘结构已在YF22、FA18、F22A等战斗机和波音787、空客A380等客机上得到应用^[5]。国家在“两机”专项、《中国制造2025》、“十三五”科技重大专项等重大战略规划中都重点强调了上述高端装备制造的重要地位^[6]。

表面完整性是从加工表面的几何纹理状态和物理力学性能变化等方面来评价和控制表面质量的技术指标,主要包括表面粗糙度、表面残

余应力、表面纹理等^[7]。整体叶盘长期服役于高温、高压、高速的复杂工况下,其表面完整性对发动机的服役性能和寿命影响巨大。例如,叶片表面粗糙度增大是发动机性能下降的重要原因^[8];Gilge等^[9]发现压气机叶片粗糙度增大会导致压力升高,增加发动机的燃油消耗率;Liu等^[10]通过试验研究了叶片表面粗糙度对压气机性能和噪声的影响,结果表明,随着叶片表面粗糙度的增加,压气机总压比和等熵效率逐渐降低,总噪声级增加,当发动机转子叶片的加工精度从60 μm提高至12 μm,表面粗糙度 R_a 由0.5 μm降至0.2 μm时,发动机的效率将从89%提升至94%^[11];同时,表面粗糙度增大还会导致抗疲劳性、抗腐蚀性降低,而表面残余压应力能够阻碍裂纹扩展,延长其疲劳寿命^[12-13]。

* 基金项目: 国家自然科学基金(51875389, 51975399)。

整体叶盘制造工艺技术包括近净成形毛坯制造技术、精确成形技术和表面成性技术^[14]。精确成形制造主要依赖于精密加工技术的发展,但成形加工后,整体叶盘的表面完整性仍不满足使用要求。例如,数控铣削后表面粗糙度 R_a 在 $1.6\ \mu\text{m}$ 左右,存在加工纹理和接刀痕,且表面存在残余拉应力^[15-16];电解加工后表面粗糙度 R_a 可达 $0.6\ \mu\text{m}$,且加工稳定性不易控制^[17];电火花适用于加工闭式整体叶盘,加工后表面粗糙度 R_a 在 $0.8\sim 1.6\ \mu\text{m}$,表面存在残余拉应力,且表面存在重熔层、微裂纹等缺陷^[18-19]。

目前,表面完整性已成为制约整体叶盘质量提升的难题。针对整体叶盘成形加工后不满足使用要求的问题,本文从整体叶盘的材料特性、结构特征、加工要求3个层面总结分

析了整体叶盘的抛磨特点;对整体叶盘现有抛磨工艺(手工抛磨、数控抛磨、磨粒流抛磨、磁力研磨、滚磨光整加工)的发展历程、研究现状、抛磨效果、技术优势与局限性进行了综述,并提出了整体叶盘抛磨技术的发展趋势,为高性能整体叶盘的成性制造提供了研究思路与方向。图1为研究内容结构图。

1 整体叶盘抛磨特点

整体叶盘长期处于高温、高压、高速环境下,受离心载荷、气动载荷、高周疲劳载荷等多种载荷作用,容易产生外物损伤失效、腐蚀失效、疲劳失效等^[20-21]。图2^[22]为叶片失效原因统计,可见叶片材料、加工技术等对其使用寿命有很大影响。随着航空发动机服役性能和寿命要求的持续提升,对整体叶盘的材料、结构

和加工质量提出了更高的要求,其抛磨特点包括难加工的材料特性、复杂的结构特征和较高的加工要求。

1.1 材料特性

整体叶盘常用材料包括钛合金、高温合金、不锈钢、复合材料等,具体牌号如表1所示,不同的材料对抛磨过程影响不同。由于钛合金导热系数小,与磨具材料的化学亲和性较强,容易造成磨屑黏附,还会形成较大热应力,造成局部烧伤或变形^[23-25];高温合金中钴、铬、钼等强化元素含量较高,高温强度高,且导热系数小,容易造成表面烧伤^[26-27];不锈钢导热系数小,线膨胀系数较大,在抛磨过程中容易引起表面烧伤或变形^[28-29];复合材料导电性能低、硬度高、脆性大,抛磨过程中易造成磨具磨损,且容易导致表面烧伤、产生表面拉应力等^[30]。针对不同的材料,需要选择

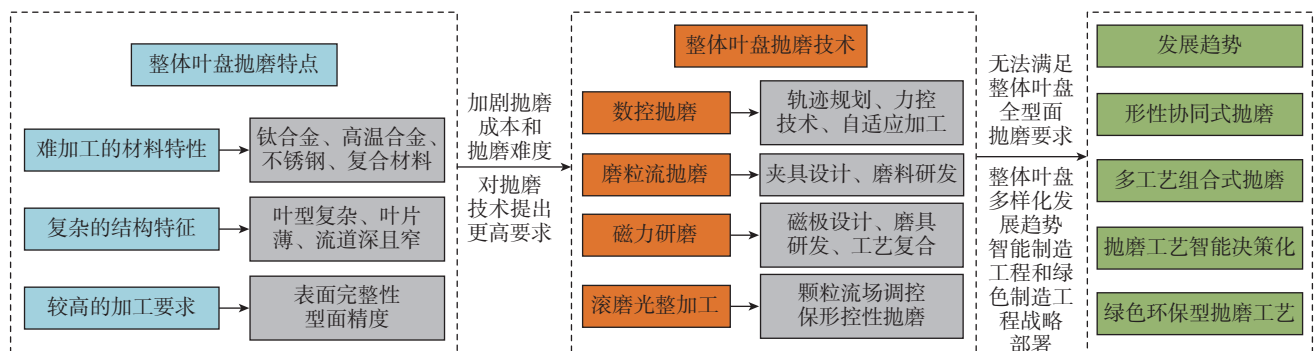


图1 研究内容结构图

Fig.1 Structure chart of research content

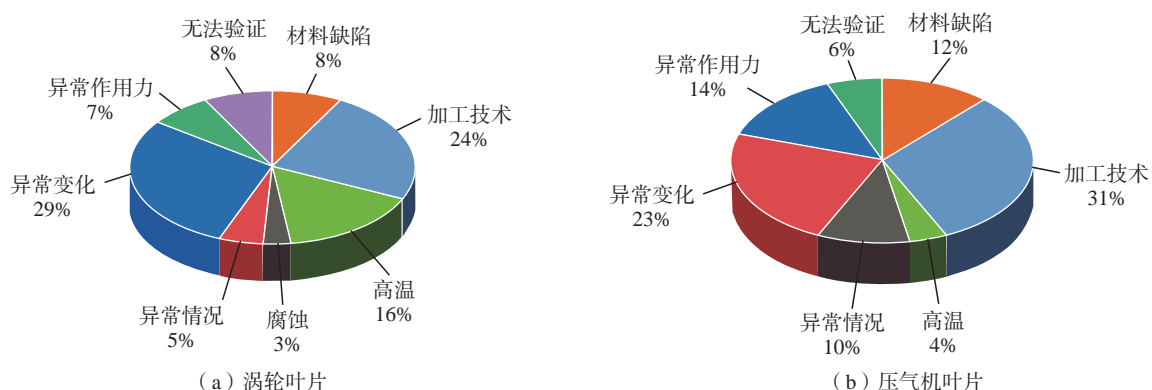


图2 叶片失效原因统计^[22]

Fig.2 Statistical of blade failure causes^[22]

合适的抛磨工艺以实现难加工材料的高效率、高质量去除。

1.2 结构特征

如图3所示,整体叶盘在结构上呈现出叶片厚度薄且薄厚不均、叶型复杂、弯扭度大、叶展长、流道深且窄等结构特征,使得整体叶盘抛磨的难度和成本大幅增加。整体叶盘叶片型面为复杂自由曲面,薄厚不均使得其加工余量分布不均匀,磨具系统让刀现象严重;叶片厚度薄,使得其刚性差,在抛磨过程中极易发生变形,从而影响表面质量和型面精度;进排气边厚度更薄,如大型风扇整体叶盘叶片进排气边厚度约0.3 mm,小型压气机叶盘叶片厚度甚至可达0.1 mm,在抛磨过程中易发生过抛现象;由于流道深且窄的特点,磨具系统的可达性差,在抛磨过程中磨具易与叶片发生干涉,使得整体叶盘叶根处及流道面的抛磨效果较差^[30-33]。

1.3 加工要求

由于整体叶盘的表面完整性和型面精度对航空发动机的服役性能和寿命影响巨大,使得其具有较高的

加工要求。图4为整体叶盘抛磨部位示意图,包括叶盆型面、叶背型面、进气边、排气边、叶端、轮盘端面、轮盘流道面等,其抛磨要求如下:叶片全型面表面粗糙度 R_a 低于 $0.4 \mu\text{m}$,轮盘流道表面粗糙度 R_a 低于 $0.8 \mu\text{m}$,轮盘端面 R_a 低于 $1.6 \mu\text{m}$;轮盘端面轮廓度 0.1 mm 、流道面轮廓度 $0.2\sim 0.4 \text{ mm}$;压气机整体叶盘叶片型面轮廓度为 $-0.03\sim +0.05 \text{ mm}$,风扇整体叶盘的叶片型面轮廓度为 $-0.12\sim +0.08 \text{ mm}$;材料去除深度为 $0.002\sim 0.020 \text{ mm}$;表面残余压应力在 -800 MPa 左右^[30,34-36]。

2 整体叶盘抛磨技术

目前整体叶盘抛磨技术包括手工抛磨、数控抛磨(数控抛光轮抛磨、数控砂带抛磨、机器人辅助抛磨)、磨粒流抛磨、磁力研磨、滚磨光整加工等。手工抛磨依靠技术人员利用手持式砂带或砂轮抛光机对整体叶盘进行抛磨,最终的表面质量主要取决于工人的经验和技能,且抛磨效率低、劳动强度大、加工质量不稳

定,因此迫切需要发展其他抛磨技术以适应整体叶盘日益增长的需求。

2.1 数控抛磨

数控抛磨是利用多轴数控机床或机器人等夹持抛光轮、砂带等磨具,根据整体叶盘结构特征,执行一定的运动轨迹,从而实现对整体叶盘型面的数控抛磨。根据数控设备和磨具的不同,数控抛磨分为数控抛光轮抛磨、数控砂带抛磨、机器人辅助抛磨等。

2.1.1 数控抛光轮抛磨

20世纪80年代美国开始研究整体叶盘的数控CBN砂轮抛磨技术,到20世纪末,美国HUFFMAN公司已开发出了系列化的砂轮和砂带磨削机床。在国内,北京航空航天大学提出了利用CBN砂轮实现整体叶盘及其叶片型面的抛磨方法,并研制出QMK50A和QMK100两种型号的五轴联动磨床^[37]。中国航发南方工业有限公司黎先才等^[16]从抛光轮结构、抛磨轨迹及工艺参数等方面对中小型整体叶盘进行抛磨研究,抛磨后铣削纹理被完全去除,表面粗糙度 R_a 小于 $0.4 \mu\text{m}$ 。中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司陈雷等^[38]针对窄流道整体叶盘构型特征,分别设计了用于抛磨叶片型面、流道及叶根处的抛光轮,抛磨后表面粗糙度 R_a 小于 $0.4 \mu\text{m}$ 。

北京航空航天大学陈志同教授团队从抛磨工艺、抛磨轨迹、抛光轮设计等方面对数控CBN砂轮抛磨整体叶盘工艺进行研究:Li等^[39]采用电镀CBN砂轮对GH4169整体叶盘进行抛磨试验,抛磨后叶片表面显微硬度为538.6HV,残余压应力可达 -1200 MPa ,显著提高了表面完整性;Zhu等^[40]研究了插磨加工、螺旋加工、宽行加工3种抛磨轨迹对整体叶盘的抛磨效果;徐汝锋等^[41]采用分层对称周磨、分层对称插磨、螺旋周磨和对称插磨4种抛磨轨迹对GH710整体叶盘进行抛磨,4种抛磨

表1 整体叶盘常用材料
Table 1 Blisk commonly used material

材料	类别
钛合金	TC4、TC17、TC25G、Ti60、Ti6242
高温合金	MAR-M247、GH4169、GH710
不锈钢	1Cr11Ni2W2MoV
复合材料	陶瓷基复合材料、SiC纤维增强钛基复合材料



图3 整体叶盘
Fig.3 Blisk

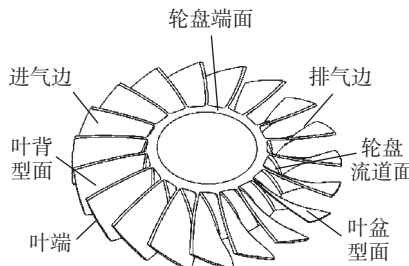


图4 整体叶盘抛磨部位示意图
Fig.4 Schematic diagram of the polishing parts of blisk

轨迹如图5所示; Zhang等^[42]提出一种近净成形整体叶盘叶片前后缘的五轴自适应加工方法,抛磨后叶片前后缘尺寸精度满足加工要求,表面粗糙度 R_a 在 $0.3\mu\text{m}$ 左右。

由于CBN砂轮磨削力较大,抛磨过程中砂轮和叶片为刚性接触,不仅容易引起叶片变形,还可能出现过抛现象,严重时导致整体叶盘报废。为此,西北工业大学自主研发了“五轴数控+柔性磨头+弹性磨具”的抛磨装置用于整体叶盘抛磨,装置示意图如图6(a)所示^[30]。该机床采用龙门式结构, X、Y、Z为直线坐标轴,为磨具提供3向直线运动; A、C为旋转坐标轴, A轴实现磨具提供摆动, C轴实现工作台旋转从而带动整体叶盘做旋转运动。为实现柔性化,设计了浮动主轴机构,如图6(b)所示^[30],通过调节气缸流量来调节抛光力的大小。

西北工业大学史耀耀教授团队对抛磨工艺参数和砂布轮轨迹进行优化研究: Zhang等^[43]采用响应曲面法建立表面粗糙度与砂布轮直径、接触力、主轴转速、进给速度等参数的预测模型,优化后叶片表面粗糙度 R_a 在 $0.4\mu\text{m}$ 以下,抛磨前后对比如图7所示; Huai^[44]和Lin^[45-46]等利用正交试验和响应曲面试验确定了表面粗糙度 R_a 、材料去除深度和表面残余应力对抛磨参数的敏感性和相对敏感性程度,得到较优的抛磨参数区间,抛磨后表面粗糙度 R_a 为 $0.32\mu\text{m}$,材料去除深度为 $2\mu\text{m}$ 左右,残余压应力可达 -786.62MPa ; 淮文博等^[47]基于砂布轮抛磨原理提出了抛磨效率优化方法,通过灰色关联度分析获得较优的工艺参数,抛磨时间为 32min ,表面粗糙度 R_a 由 $0.96\mu\text{m}$ 降至 $0.37\mu\text{m}$; Huai等^[48]提出了一种砂布轮抛磨路径轨迹规划方法,给出了偏移曲面、抛磨间距、抛磨步长和刀轴矢量的计算公式,使得抛光轮在抛磨过程中与叶片有效贴合,且抛磨力的方

向和大小基本相同; Wang等^[49-50]建立了砂布轮抛磨曲面的物理模型,分析了砂布轮位置对压缩量偏差和晶

粒轨迹的影响规律,在此基础上提出砂布轮位置优化方法,抛磨后表面粗糙度 R_a 可达 $0.20\sim 0.25\mu\text{m}$ 。

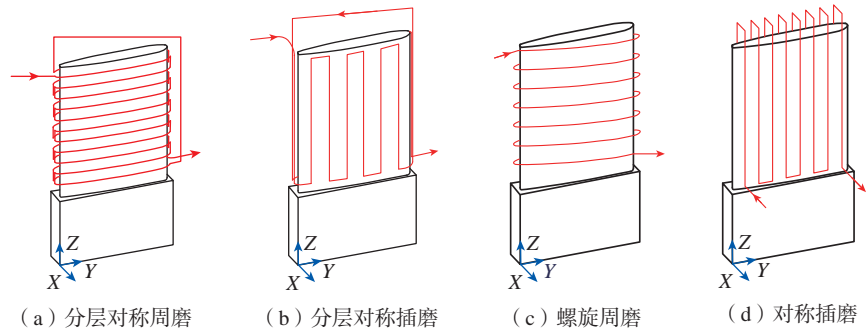


图5 抛磨轨迹简图^[41]

Fig.5 Diagram of polishing trajectory^[41]

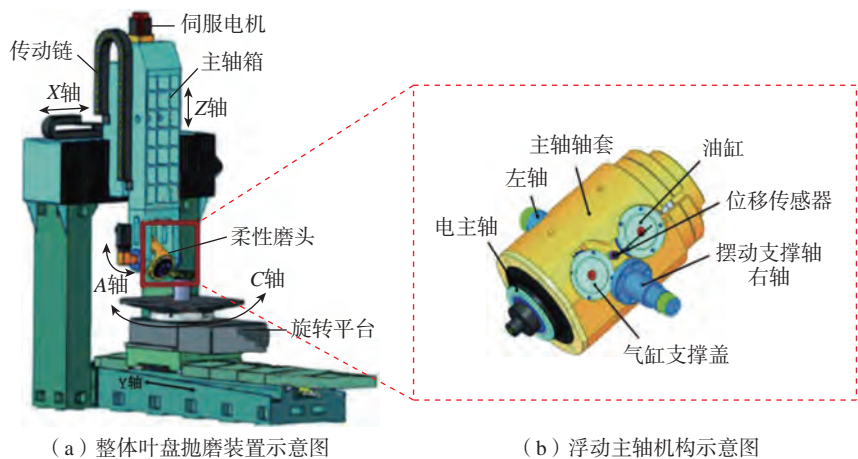


图6 整体叶盘抛磨装置示意图^[30]

Fig.6 Schematic diagram of the blisk polishing device^[30]

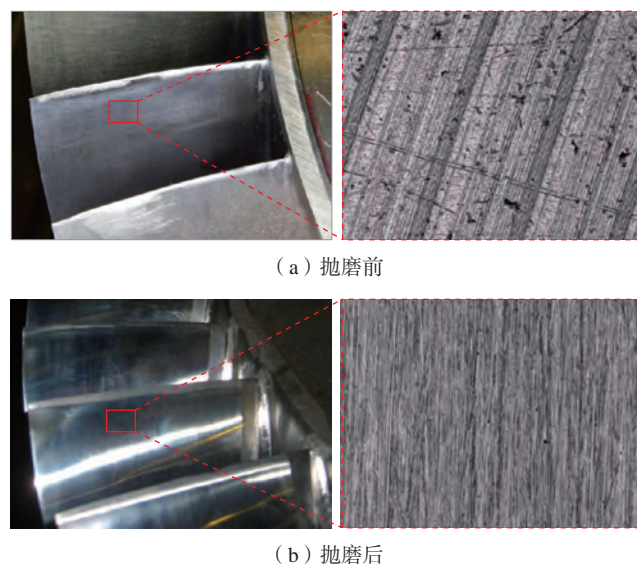


图7 砂轮抛磨前后整体叶盘表面形貌对比^[43]

Fig.7 Comparison of surface morphology of blisk before and after grinding wheel polishing^[43]

2.1.2 数控砂带抛磨

重庆大学黄云教授团队对砂带抛磨整体叶盘开展了大量研究：基于整体叶盘构型特征，程荣凯^[51]分析了整体叶盘砂带磨削特点，在UG环境下探究了整体叶盘多磨头式、刀库式、内外弧砂带磨削及机器人磨削方案的优缺点，得到整体叶盘全型面磨削集成装备；张叠^[52]进行整体叶盘砂带当量磨削试验，得出当量磨削对表面质量的影响规律；为保证整体叶盘的加工均匀一致性，肖贵坚等^[53]提出一种砂带磨削新方法，基本原理如图8所示，运用该方法对整体叶盘叶片型面进行抛磨，加工后表面粗糙度 R_a 低于 $0.25\ \mu\text{m}$ ，表面残余应力为 $-200\sim-400\ \text{MPa}$ ，均匀一致性较好；刘秀梅等^[54]分析了数控砂带抛磨整体叶盘叶身、叶缘和叶根部位的过程，提出了带有压力反馈的磨削压力控制系统来实现磨削变形的控制，叶身和叶根部位抛磨前后对比如图9所示；Xiao^[55-56]和梅科^[57]等利用ANSYS等软件对砂带磨削过程仿真，分析各工艺参数对抛磨过程中振动现象的影响规律。

为消除多次定位和装夹产生的误差，吉林大学张雷教授团队设计了一种用于整体叶盘抛磨检测一体化的砂带抛磨装置，装置分为基础结构、工作台模块、加工模块、检测模块、数控系统和冷却润滑系统，可实现整体叶盘的抛磨加工和检测一体化功能^[58-59]。在该设备基础上，高亚鹏^[60]基于模糊PID控制方法开发恒压力抛磨控制软件，并通过试验证明了该方法的有效性。贺昌龙^[61]针对叶片叶身、叶缘和叶根部分不同的特征，分别设计了专用的抛磨工具。袁强^[62]对整体叶盘的抛磨和测量轨迹进行了规划，并进行整体叶盘砂带抛磨试验，验证了该装置抛磨系统和检测系统的性能。

2.1.3 机器人辅助抛磨

工业机器人已应用于搬运、喷涂

及焊接等简单作业和尺寸测量、磨削等精密作业，在航空航天、汽车、船舶等领域有着广泛的应用前景^[63]。机器人具有灵活性强、通用性强、智能化、操作空间大等优点，已被应用于整体叶盘的抛磨加工中。美国ACME、HUCK等公司采用机器人砂带抛磨整体叶盘^[30]。对于国内而言，各高校主要将机器人应用于单个叶

片的抛磨加工中^[64-66]，对于整体叶盘的机器人抛磨研究较少。中国航发西安航空发动机有限公司李飞等^[67]利用等弦误差法对整体叶盘机器人砂带抛磨轨迹进行优化，优化后整体叶盘加工效率提高42.9%，表面粗糙度 R_a 可达 $0.26\ \mu\text{m}$ ，其表面纹理较均匀一致，抛磨后表面形貌如图10所示。华中科技大学尝试将机器人抛

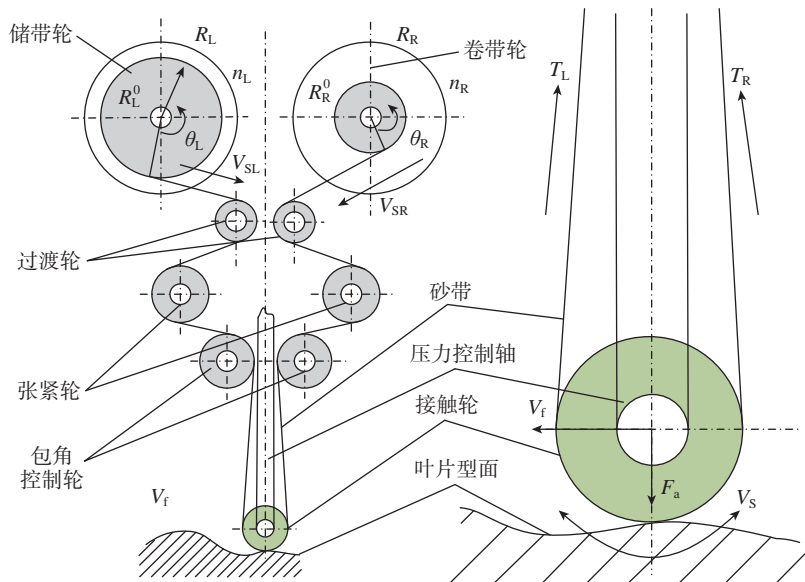
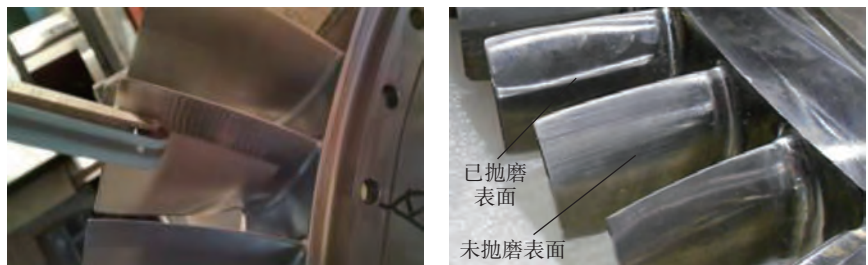
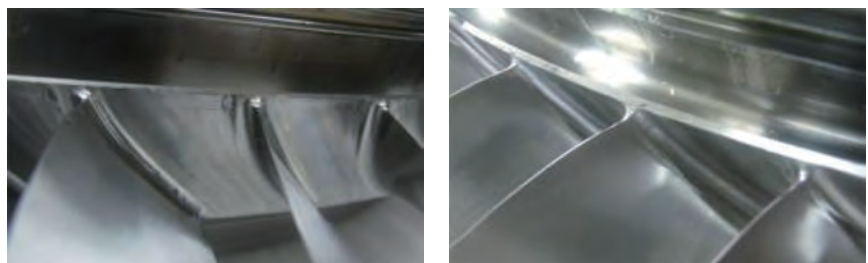


图8 砂带抛磨新方法基本原理^[53]

Fig.8 Basic principle of new abrasive belt polishing method^[53]



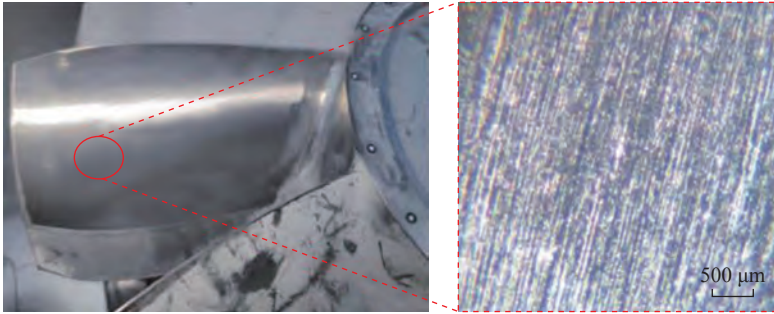
(a) 叶片型面



(b) 叶根

图9 叶片型面和叶根抛磨前后对比^[54]

Fig.9 Comparison of blade profile and blade root before and after polishing^[54]

图10 机器人抛磨后表面形貌^[67]Fig.10 Surface morphology after robot polishing^[67]

磨技术应用于整体叶盘抛磨,李鼎威^[68]提出了规划接触力方向角的力控方法,并进行了仿真分析和试验验证。陈霖^[69]搭建了整体叶盘机器人抛磨系统,并基于叶片曲面主曲率特征对抛磨轨迹进行规划,对抛磨力、转速和进给速度等参数进行优化和抛磨试验验证。

随着数控技术的蓬勃发展,整体叶盘数控抛磨装置已逐渐走向成熟,国内众多高校从抛磨工艺参数优化、抛磨轨迹规划、抛磨工具设计等方面对整体叶盘数控抛磨技术开展研究。但由于砂带和砂粒易磨损、抛磨过程中易发生颤振等问题导致整体叶盘各部位的接触状态、受力情况、运动轨迹发生变化,从而使得加工均匀性变差;且抛磨工具易与叶片之间发生干涉,使得叶根处的抛磨效果较差。为解决这些问题,应当分析抛磨过程中的颤振远离,并采用数控编程技术、抛磨工艺参数优化、提高系统刚性等方式抑制抛磨过程中的颤振作用;基于力控原理控制抛磨工具与整体叶盘之间的接触力,从而实现各区域具有相同的材料去除率;通过无干涉抛磨路径规划、抛磨轨迹运动仿真等技术避免抛磨过程中的轨迹干涉问题。

2.2 磨粒流抛磨

磨粒流抛磨是指磨料介质在压力作用下沿着夹具与整体叶盘形成的特定流道运动,使磨粒与整体叶盘表面发生相对运动,从而对整体叶盘

进行加工,达到材料去除、表面抛光及提高表面完整性的目的。磨粒流抛磨具有抛磨效率高、质量好、形状适应性强等优点,目前已应用于航空航天、生物医学、汽车、增材制造等领域零件的抛磨加工^[70]。

美国 DYNATICS、EXTRUDEHONE 等公司采用磨粒流抛磨整体叶轮,提高了发动机性能,解决了叶轮因应力集中而断裂的问题^[71]。GE 公司采用磨粒流技术抛磨 T700 发动机上 I 级压气机叶盘 1 h 后,表面粗糙度 R_a 从 $2.0 \mu\text{m}$ 降至 $0.8 \mu\text{m}$ ^[72]。法国 SNECMA 公司将磨粒流技术应用于粗铣前、精铣前和精铣后整体叶盘的抛磨加工^[1]。首都航空机械公司陈济轮等^[71]利用加工实例说明磨粒流技术对电解加工、电火花加工、数控铣削和精密铸造后的叶轮等零件均有较好的抛磨效果。北京航空工艺研究所郭应竹等^[73]介绍了磨粒流技术在航空发动机扩压器叶片和涡轮泵转子等关键零部件中的应用,与手工抛磨相比,磨粒流抛磨效率提高数十倍。沈阳鼓风机有限集团刘向东等^[74]采用磨粒流技术对窄流道闭式叶轮进行抛磨,抛磨后流道表面粗糙度 R_a 可达 $0.14 \sim 0.45 \mu\text{m}$,效率提高 1% 左右;季田等^[75]采用磨粒流技术对离心压缩机闭式叶轮流道进行抛磨,抛磨后表面粗糙度 R_a 可达 $0.29 \mu\text{m}$ 左右,且各流道加工效果较均匀。

大连理工大学高航教授团队建立了整体叶盘磨粒流抛磨试验平台,

并开展了大量模拟分析和可行性研究: Fu 等^[76-77]采用数值模拟和试验相结合的预测方法,对单个和多个颗粒进行了材料去除分析,说明了单向和双向磨粒流的材料去除分布规律,并进行了试验验证,通过模拟分析整体叶轮流道内的磨料流场分布,如图 11 所示,磨料介质在叶片前后缘发生不规则运动,导致叶片前后缘发生过抛现象,并设计了一种带导向块的新式夹具用于调节整体叶轮叶片前后缘附近的磨料流动,改善叶片表面加工均匀一致性,表面粗糙度 R_a 从 $0.513 \mu\text{m}$ 降至 $0.141 \mu\text{m}$;为提高整体叶轮和叶盘的表面完整性, Fu 等^[78]提出了旋转磨粒流抛磨方法,基本原理如图 12 所示;朱建辉^[11]从理论上分析了旋转磨粒流抛磨过程中的磨粒运动及材料去除模型,模拟分析了单个叶片流道的流场动力学特性;高航等^[79]采用旋转磨粒流机床抛磨钛合金整体叶轮,以整体叶轮运动状态和磨粒流挤压出口有无背压为变量进行对比试验,抛磨前后对比如图 13 所示。

国内其他高校也对磨粒流抛磨整体叶轮和整体叶盘开展了一些研究。李俊焯等^[80]采用 Fluent 软件模拟了磨粒流抛磨整体叶轮的过程,分析了磨料速度对静态压强、动态压强、湍动能、湍流强度和壁面剪切力的影响。赵路等^[81]利用 Fluent 软件仿真分析夹具对流场的影响规律,优化夹具结构并用于整体叶盘抛磨试验,验证了夹具对于整体叶盘的适用性。孙冉^[82]分析了涡轮整体叶盘构型特征,在此基础上设计了磨粒流抛磨整体叶盘的夹具,并进行了抛磨试验。蔺小军等^[83]提出一种整体叶盘磨粒流抛磨专用夹具,能够正确引导磨料流动,避免整体叶盘在抛磨过程中发生叶片进排气边过抛、变形等现象。

目前,磨粒流抛磨整体叶盘技术已在国内外企业中得到应用,但由于磨粒流技术的局限性,难以抛磨大尺

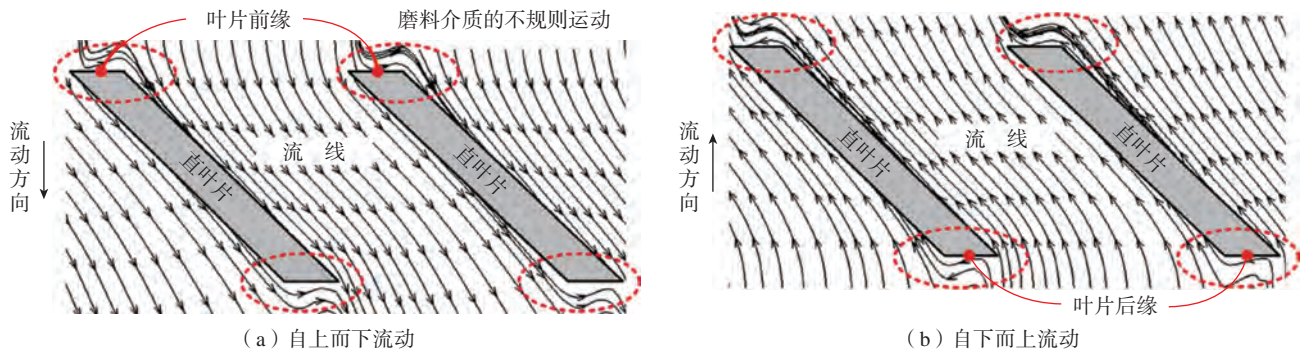


图 11 磨料介质流场分布^[77]

Fig.11 Flow field distribution of abrasive medium^[77]

寸的整体叶盘。此外,整体叶盘的复杂构型特征使得叶片进排气边处容易发生过抛,叶片型面各区域加工不均匀。因此,需通过仿真分析磨料介质的流场分布特征和动力学行为,设计夹具以改变整体叶盘叶片附近磨料介质的流动特性,缓解叶片进排气边处磨料的运动紊乱现象,适应不同大小、间距的叶盘流道,从而改善叶片型面的加工均匀性,满足高性能整体叶盘零件的抛磨要求。

2.3 磁力研磨

磁力研磨是利用磁性磨粒在磁场作用下形成柔性磁刷,并产生研磨压力,施加运动使得磁刷与整体叶盘发生相对运动,从而实现整体叶盘抛磨^[84]。由于其良好的适应性、自锐性、可控性,又可与数控机床或机器人结合,对于复杂曲面抛磨具有较大的优势^[85-87]。

辽宁科技大学陈燕教授团队提出一种整体叶盘磁力研磨方法:杜兆伟等^[88]采用该方法对GH4169高温合金整体叶盘抛磨30 min后,表面粗糙度 R_a 由 $0.82\ \mu\text{m}$ 降至 $0.25\ \mu\text{m}$;郭龙文等^[89]对2017硬质铝合金的整体叶盘叶背区域进行抛磨,从表面粗糙度、微观形貌和残余应力等方面验证了抛磨效果;陈燕等^[90]分析了磁极布置形式、开槽形状、比例等对加工效果的影响,得出径向磁力研磨可避免磁极与整体叶盘叶片发生干涉,开矩形槽可有效增大研磨压力,

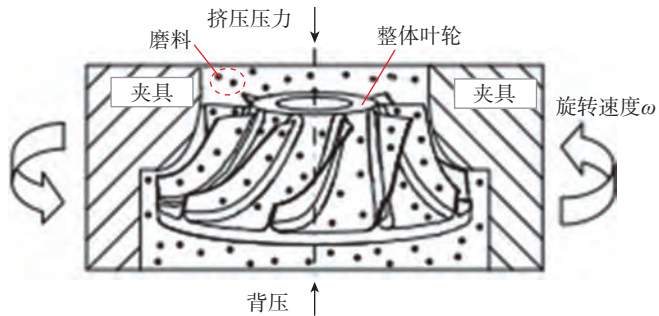


图 12 旋转磨粒流加工原理图^[78]

Fig.12 Schematic diagram of rotary abrasive flow machining^[78]

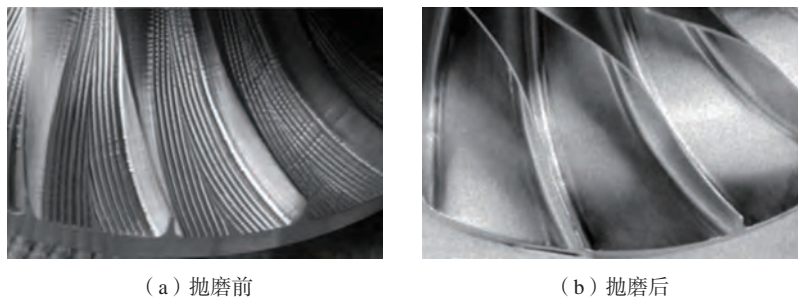


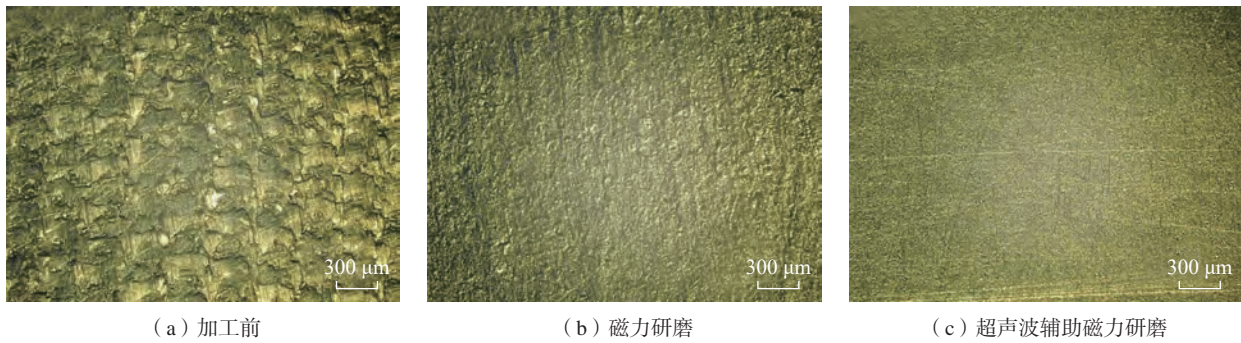
图 13 磨粒流抛磨前后对比^[79]

Fig.13 Comparison before and after abrasive flow polishing^[79]

从而提高抛磨效率;为进一步提高效率,于克强等^[91]提出了超声波辅助磁力研磨加工整体叶盘的方法,加工60 min后,表面粗糙度 R_a 由 $1.38\ \mu\text{m}$ 降至 $0.18\ \mu\text{m}$,效率比无超声波研磨更高,表面更加细密、均匀,图14为抛磨前后表面形貌对比;此外,Du等^[92]提出了电解磁力复合研磨GH4169高温合金整体叶盘的加工工艺方案,与传统磁力研磨工艺相比,复合工艺效率提高约50%,但电

解加工时需严格控制影响因素,避免加工质量下降。

随着加工技术向高效、精密和超精密方向发展,具有纳米级光整潜力的磁力研磨方法已得到广泛应用与研究。但与其他抛磨技术相比,其材料去除率低,对镍基合金等难加工材料的加工效果有限。为此,应着重分析磁性磨粒的组成成分,制备新型磁性磨粒以提高磁性磨粒的硬度和强度,从而增强磁性磨粒的加工能力和

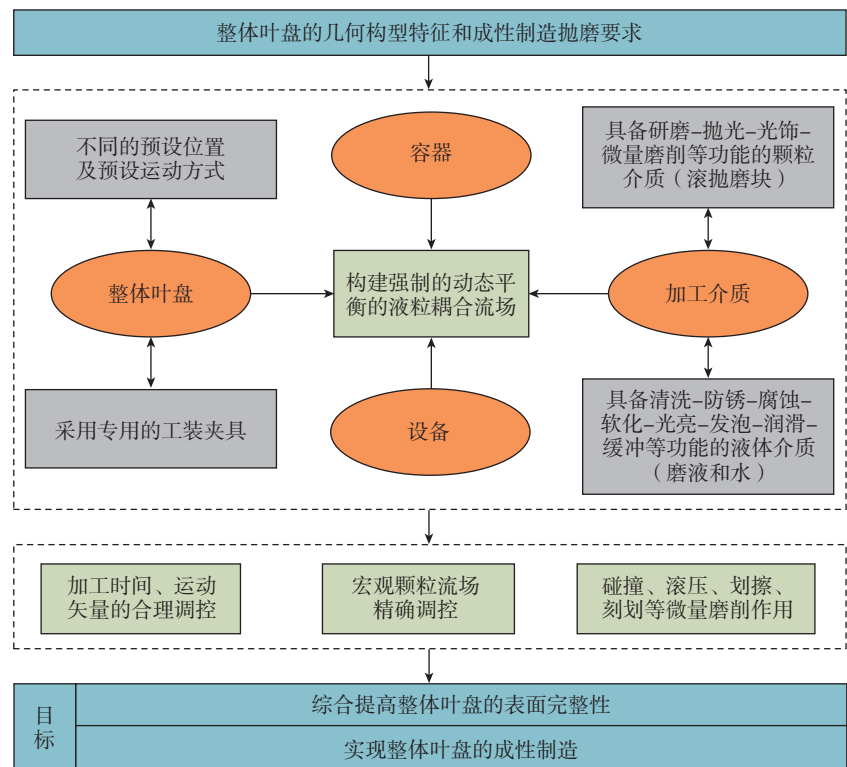
图 14 磁力研磨抛磨前后表面形貌对比^[91]Fig.14 Comparison of surface morphology before and after magnetic abrasive finishing^[91]

使用寿命; 深入探究磁场源产生磁场的机理, 通过改变磁场分布来提高磁性磨粒的研磨压力; 探索磁力研磨与其他加工技术的复合工艺, 如超声复合、化学复合、电化学复合等, 充分发挥各加工技术的优势, 从而进一步提高加工质量和加工效率。

2.4 滚磨光整加工

滚磨光整加工是将颗粒介质和液体介质放入容器中, 依据一定的几何约束和运动约束, 构成强制的动态平衡的液粒耦合流场; 整体叶盘以不同的预设位置及不同的预设运动方式运动, 与颗粒介质发生相对运动, 颗粒介质以不同程度的作用力对整体叶盘表面进行碰撞、滚压、划擦、刻划等综合的微量磨削作用, 从而提高整体叶盘的表面完整性, 实现整体叶盘的成性制造, 整体叶盘滚磨光整加工内涵如图 15 所示^[93]。

国内外企业采用振动设备对整体叶盘进行抛磨。Feldmann 等^[94-95]利用喷丸强化、振动光饰、振动喷丸方法加工三级整体叶盘, 并从表面粗糙度 R_a 值、表面残余应力和高周疲劳强度等方面评价其加工效果, 研究表明振动喷丸方法使得表面粗糙度 R_a 降低至 $0.25 \mu\text{m}$ 以下, 残余压应力可达 -800 MPa , 疲劳强度提高约 35%; 喷丸强化显著提高了表面残余压应力和疲劳强度, 但增大了表面粗糙度 R_a 值, 不同工艺改善残余应力效果如图 16 所示。Alcaracz 等^[96]提出了一种 DEM-FEM 耦合方法研究

图 15 整体叶盘滚磨光整加工内涵^[93]Fig.15 Connotation of barrel finishing technology of blisk^[93]

振动喷丸三级整体叶盘的抛磨强化过程, 结果表明, 滚抛磨块的相对速度和法向累积接触能量影响整体叶盘的表面强化效果, 而滚抛磨块的接触力和切向累积接触能量影响整体叶盘的抛磨效果。中国航发西安航空发动机有限公司何坚等^[97]采用 R420DL 振动光饰机和 RCP 203/05 ZS-V 滚抛磨块对钛合金和高温合金整体叶盘进行抛磨, 使得整体叶盘叶片表面粗糙度 R_a 值提高 1~1.5 个等级。汪斌等^[98]阐述了振动光饰技术

在航空发动机叶片、整体叶盘等重要零件抛磨中的应用情况, 抛磨后整体叶盘表面粗糙度 R_a 值提高 1~1.5 个等级, 采用合理的工艺方法和参数以及叶缘保护装置, 可避免叶缘过抛。中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司刘随建等^[35]采用 BJG-2500 振动光饰机对整体叶盘进行抛磨, 加工 4 h 后表面粗糙度 R_a 值由 $1.6 \mu\text{m}$ 降至 $0.4 \mu\text{m}$ 以下。杨万辉等^[99]采用无岛式振动光饰机对整体叶盘进行抛磨, 其表面粗糙度 R_a 值提高 1~2 个等级, 在

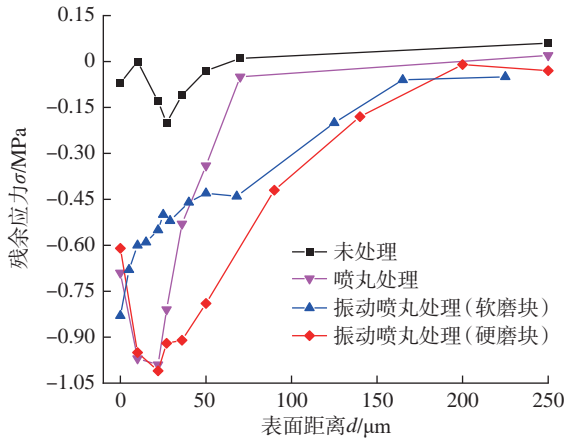


图 16 不同工艺改善残余应力效果 [94]
Fig.16 Improvement effect of residual stress of different processes [94]

叶片表面引入残余压应力,表层显微硬度和疲劳强度提高。张文明等 [100] 提出了一种整体叶盘振动光饰保护方法,对进排气边进行仿形保护,缓解进排气边的过抛问题。

基于大量的滚磨光整工艺研发和工业应用,太原理工大学尝试采用新的滚磨光整加工方法实现整体叶盘叶片型面抛磨:王秀枝等 [101] 利用 EDEM 软件对航空发动机盘类零件滚磨光整加工过程进行模拟,提取了多个区域滚抛磨块的接触力、相对速度和磨损量,得出一定条件下振动式优于回转式和离心式方法的结论,为航空发动机盘类零件加工工艺的选择提供了参考依据;在此基础上,李鹏 [102]、郭鹏辉 [103]、闫泽昭 [104] 等以接触力、磨损量、累积接触能量等为

评价指标,分析了振幅、频率、回转速度、滚抛磨块填充量等参数对整体叶盘加工效果的影响规律,得出振动回转式方案可得到较好的加工效果,并采用振动平台进行了整体叶盘模拟件加工试验,验证了仿真的有效性;此外,对滚抛磨块在不同工况下的流场分布特征和动力学行为进行了深入研究,图 17 为振动回转式滚磨光整加工整体叶盘过程中滚抛磨块流场分布,由于整体叶盘的复杂结构特征,叶片型面不同区域所受的滚抛磨块作用行为呈现出较大差别,导致加工均匀一致性差;为此,闫泽昭等 [104] 尝试采用挡条等装置调控流场分布,改善叶片型面的加工均匀性。

相较于其他抛磨工艺,滚磨光整加工设备简单,操作方便,成本较低,

且滚抛磨块兼具微量材料去除、表面光整和表面强化的作用,现已在众多航空企业中得到应用,已成为提高整体叶盘服役性能和寿命的一种极具发展潜力的成性制造技术。滚磨光整加工技术可较好地适应整体叶盘的特殊型面,但加工均匀一致性同样难以保证。为使得滚磨光整加工技术有效解决整体叶盘叶片型面光整加工均匀一致性难题,首先应当通过模拟分析振动式、回转式等多种工艺下滚抛磨块之间的相互作用关系,探究整体叶盘的复杂构型特征对于颗粒流场的影响规律,研究滚抛磨块在抛磨过程中的流场分布、速度场和作用力场特征;其次研究抛磨过程中的加工机理,从微观、介观、宏观多角度分析滚抛磨块作用特征和加工效果之间的映射关系;然后通过优化加工工艺参数、滚筒形状、夹具设计等手段使得滚抛磨块对整体叶盘进行“适流道”加工,提高整体叶盘的加工均匀性;同时,研究滚抛磨块对整体叶盘的表面强化作用,综合改善整体叶盘的表面完整性。

2.5 对比分析

通过对整体叶盘抛磨技术的发展历程、研究现状、抛磨效果的分析可知,针对整体叶盘抛磨国内高校和企业已进行大量研究,但各类抛磨技术大多处于研究阶段,在抛磨效率、抛磨质量、抛磨成本等方面存在差

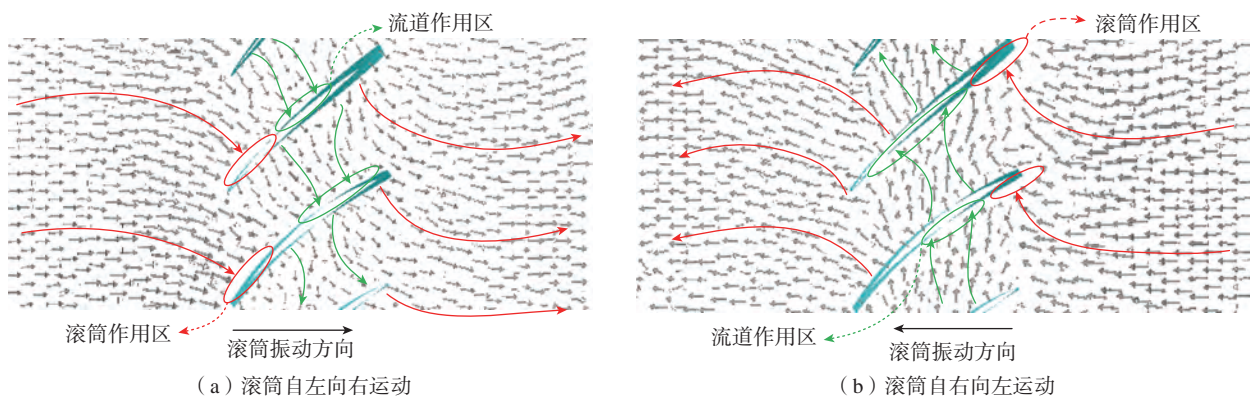


图 17 滚抛磨块流场分布

Fig.17 Flow field distribution of the granular block

异,基于此对各类抛磨技术的特点、局限性和抛磨效果进行对比分析,如表2所示。

3 整体叶盘抛磨技术发展趋势

目前,先进航空发动机已朝着高推重比、长寿命和低油耗方向发展,其服役性能和寿命的提高强烈依赖于先进设计技术、先进材料和先进制造技术的发展。整体叶盘大多采用钛合金、镍基高温合金及金属基复合材料等典型难加工材料,而整体叶盘结构上呈现出叶片薄、扭曲大、叶展长、流道深且窄等特点,其难加工的材料特性和复杂的结构特征使得抛磨难度显著提升。我国航空发动机整体叶盘抛磨技术处于发展阶段,难以满足整体叶盘日益增长的市场需求,针对现有整体叶盘抛磨技术的局限性及研究现状,提出其发展趋势,即探索形性协同式、多工序组合式的抛磨工艺,实现抛磨工艺的智能决策化,并向绿色环保方向转型发展。

(1)整体叶盘的型面精度同样对航空发动机的服役性能有较大影响,其叶片前后缘的形状尺寸决定了

气流方向,影响航空发动机的气动性能。现有抛磨技术在研究过程中或重点关注型面精度,或关注表面完整性,没有全面分析。形性协同式抛磨,即在保证整体叶盘型面精度的前提下,提升其表面完整性。需深入研究各类抛磨技术的加工机理和表面完整性创成机理;采用理论研究、仿真分析、试验验证相结合的手段研究抛磨工艺参数对整体叶盘型面精度和表面质量的影响规律;以整体叶盘表面粗糙度 R_a 值、型面精度、残余应力等为评价指标,研发具有形性协同抛磨优势的抛磨技术,满足整体叶盘对于型面精度和表面完整性的加工要求。

(2)各类抛磨技术在抛磨效率、抛磨质量、抛磨成本上存在差异,具有不同的优势和局限性,采用一种抛磨工艺或一道抛磨工序难以实现整体叶盘全型面抛磨要求。采用多工序组合式抛磨工艺,即充分发挥各类抛磨技术的优势,选用最优的抛磨工序组合,实现整体叶盘优质抛磨。应基于各类抛磨技术的加工机理,结合各类抛磨技术的特点设计不同的多

工序组合式抛磨工艺,分析不同工序组合对整体叶盘型面精度和表面质量的作用规律,指导研发最优的抛磨工艺,进一步提高整体叶盘的抛磨质量。

(3)随着航空发动机服役性能和寿命要求的不断提高,整体叶盘材料更为特殊,结构更加复杂,为适应整体叶盘多样化的发展趋势及日益增长的市场需求,实现抛磨工艺的智能决策化势在必行。目前,国外对整体叶盘抛磨技术及其装备严格保密,国内抛磨技术大多处于研究和试验阶段,导致整体叶盘抛磨工艺数据较少,难以实现对后续整体叶盘抛磨的指导作用。基于各类抛磨技术的整体叶盘抛磨案例构建抛磨工艺案例库,具体涉及整体叶盘材料特性、结构特征、加工要求、抛磨工艺及抛磨效果;结合人工智能、大数据、云平台等手段,基于案例库开发面向整体叶盘成性制造的智能工业软件,通过深度学习、遗传算法等方法对整体叶盘抛磨过程进行智能化分析、判断、决策,优选抛磨工艺方案;利用先进的检测手段实时监测并控制抛磨过程,提高抛磨质量,并将抛磨过程及

表2 整体叶盘不同抛磨工艺对比

Table 2 Comparison of different blisk polishing processes

抛磨工艺	特点	局限性	抛磨效果
手工抛磨	成本低,可根据实际情况对局部区域进行抛磨	抛磨效率低,劳动强度大,质量不稳定	$R_a 0.4 \sim 0.8 \mu\text{m}$,有不规则的表面纹理 ^[78]
数控CBN砂轮抛磨	效率高,易于对进排气边、叶尖等区域抛磨	磨削力大,易导致叶片变形	$R_a 0.2 \sim 0.4 \mu\text{m}$,残余压应力可达 -1200 MPa ^[39]
数控柔性抛光轮抛磨	效率高,灵活性好,可控制抛磨力大小	磨具利用率低,易磨损;易与叶片发生干涉;未对叶片根部、边缘展开研究	$R_a 0.2 \sim 0.4 \mu\text{m}$,材料去除深度 $2 \mu\text{m}$ 左右,残余压应力可达 -780 MPa ^[44-46]
数控砂带抛磨	效率高,柔性好,抛磨力小,材料去除量小,温度低	抛磨过程中砂带易磨损、易颤振导致加工质量变差;加工小叶盘时易干涉	$R_a 0.2 \sim 0.3 \mu\text{m}$,残余压应力为 $-200 \sim -400 \text{ MPa}$ ^[54]
磨粒流抛磨	效率高,加工质量较好	夹具设计难度大、通用性差;加工均匀性差;难以引入残余压应力;加工叶盘尺寸受限	$R_a 0.2 \sim 0.4 \mu\text{m}$ ^[78]
磁力研磨	柔性好,自适应性、自锐性、可控性强,加工质量较均匀	效率较低,难以去除大余量;磨具易飞溅,损耗较快,重复利用率低;难以引入残余压应力	$R_a 0.2 \sim 0.4 \mu\text{m}$ ^[89, 92]
滚磨光整加工	效率高,适应性强,成本低,磨具使用寿命较长,可引入残余应力	进排气边、叶尖处易过抛;叶根处磨料受阻导致欠抛;加工均匀性较差	$R_a 0.4 \mu\text{m}$ 以下,残余压应力可达 -800 MPa ^[34, 94]

时反馈至案例库中。通过一系列手段实现整体叶盘抛磨技术的智能化决策化,这也与《中国制造2025》中智能制造工程战略高度融合。

(4)随着可持续发展的不断深入,资源和环境问题成为整体叶盘抛磨工艺必须考虑的因素。各类整体叶盘抛磨技术中磨具损耗、磨液排放等问题引起的能源损耗和环境污染使得抛磨成本急剧增加。为响应《中国制造2025》中“全面推行绿色制造”和实施“绿色制造工程”的战略部署,整体叶盘抛磨工艺应向绿色环保方向转型发展。一方面,需要从磨具高效利用、磨具与磨液回收、磨液后处理等方面开展研究,减少环境污染、资源浪费;另一方面,探索高效率、高质量的整体叶盘抛磨技术,提高整体叶盘寿命裕量,减少抛磨成本和维修成本,实现绿色制造。

参考文献

- [1] 黄云,李少川,肖贵坚,等.航空发动机叶片材料及抗疲劳磨削技术现状[J].航空材料学报,2021,41(4):17-35.
- HUANG Yun, LI Shaochuan, XIAO Guijian, et al. Research progress of aero-engine blade materials and anti-fatigue grinding technology[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2021, 41(4): 17-35.
- [2] 石鑫.现代航空发动机整体叶盘及其制造技术[J].科技展望,2016,26(4):55.
- SHI Xin. Modern aero engine blisk and its manufacturing technology[J]. Science and Technology, 2016, 26(4): 55.
- [3] 阎兵,曹著明.整体叶盘数控铣削优化技术探讨[J].制造技术与机床,2020(4):50-55.
- YAN Bing, CAO Zhuming. A review of the optimization technology for NC milling of blisk[J]. Manufacturing Technology & Machine Tool, 2020(4): 50-55.
- [4] 陈光.整体叶盘在国外航空发动机中的应用[J].航空发动机,1999,25(1):1-6,44.
- CHEN Guang. Application of blisk in aeroengine abroad[J]. Aeroengine, 1999, 25(1): 1-6, 44.
- [5] 王中富.整体叶盘技术在某型压气机中的应用研究[D].成都:电子科技大学,2010.
- WANG Zhongfu. Application research of blisk technology in a certain compressor[D]. Chengdu: University of Electronic Science and Technology of China, 2010.
- [6] 高航,袁业民,陈建锋,等.航空发动机整体叶盘磨料水射流开坯加工技术研究进展[J].航空学报,2020,41(2):6233-19.
- GAO Hang, YUAN Yemin, CHEN Jianfeng, et al. Research progress of abrasive water jet blanking technology for aero-engine integral blade[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2020, 41(2): 6233-19.
- [7] 王松涛,武鹏飞.整体叶盘的表面完整性研究[J].机械,2017,44(8):27-30.
- WANG Songtao, WU Pengfei. Research on surface integrity of blisk[J]. Machinery, 2017, 44(8): 27-30.
- [8] BONS J P. A review of surface roughness effects in gas turbines[J]. Journal of Turbomachinery, 2010, 132(2): 021004.
- [9] GILGE P, KELLERSMANN A, FRIEDRICHS J, et al. Surface roughness of real operationally used compressor blade and blisk[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering, 2019, 233(14): 5321-5330.
- [10] LIU C, CAO Y P, DING S H, et al. Effects of blade surface roughness on compressor performance and tonal noise emission in a marine diesel engine turbocharger[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering, 2020, 234(14): 3476-3490.
- [11] 朱建辉.航空叶轮的磨料流加工模拟分析及可行性研究[D].大连:大连理工大学,2013.
- ZHU Jianhui. Simulating analysis and feasibility research of aero-impeller in abrasive flow machining[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2013.
- [12] 聂祥樊,李应红,何卫锋,等.航空发动机部件激光冲击强化研究进展与展望[J].机械工程学报,2021,57(16):293-305.
- NIE Xiangfan, LI Yinghong, HE Weifeng, et al. Research progress and prospect of laser shock peening technology in aero-engine components[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(16): 293-305.
- [13] OMARI M A, MOUSA H M, AL-OQLA F M, et al. Enhancing the surface hardness and roughness of engine blades using the shot peening process[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2019, 26(8): 999-1004.
- [14] 史耀耀,段继豪,张军锋,等.整体叶盘制造工艺技术综述[J].航空制造技术,2012,55(3):26-31.
- SHI Yaoyao, DUAN Jihao, ZHANG Junfeng, et al. Blisk disc manufacturing process technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012, 55(3): 26-31.
- [15] 安硕.开式整体叶盘通道高效复合铣加工工艺优化研究[D].哈尔滨:哈尔滨理工大学,2014.
- AN Shuo. Machining process optimization research on efficient compound milling for blisk channel[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2014.
- [16] 黎先才,叶欢,何志强.航空发动机中小型整体叶盘自动化抛光技术[J].组合机床与自动化加工技术,2021(11):143-146.
- LI Xiancai, YE Huan, HE Zhiqiang. Automatic polishing technology for small and medium sized blisk of aeroengine[J]. Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2021(11): 143-146.
- [17] 张明岐,张志金,黄明涛.航空发动机压气机整体叶盘电解加工技术[J].航空制造技术,2016,59(21):86-92.
- ZHANG Mingqi, ZHANG Zhijin, HUANG Mingtao. Electrochemical machining technology of aeroengine compressor blisk[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(21): 86-92.
- [18] 沈帅伟.闭式整体涡轮叶盘加工电极设计及进给轨迹规划研究[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2021.
- SHEN Shuaiwei. Research on electrode design and feeding trajectory of closed interal turbine blade[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021.
- [19] KLOCKE F, ZEIS M, KLINK A, et al. Technological and economical comparison of roughing strategies via milling, sinking-EDM, wire-EDM and ECM for titanium- and nickel-based blisks[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2013, 6(3): 198-203.
- [20] 李文辉,温学杰,李秀红,等.航空发动机叶片再制造技术的应用及其发展趋势[J].金刚石与磨料磨具工程,2021,41(4):8-18.
- LI Wenhui, WEN Xuejie, LI Xiuhong, et al. Application and development trend of aero-engine blade remanufacturing technology[J]. Diamond & Abrasives Engineering, 2021, 41(4): 8-18.
- [21] 赵振华,张钧贺,王凌峰,等.钛合金叶片前缘的外物损伤残余应力数值分析[J].航空动力学报,2020,35(11):2284-2292.
- ZHAO Zhenhua, ZHANG Junhe, WANG Lingfeng, et al. Numerical analysis on residual

stress of foreign object damage on the leading edge of titanium alloy blade[J]. Journal of Aerospace Power, 2020, 35(11): 2284–2292.

[22] 马楠楠,陶春虎,何玉怀,等.航空发动机叶片多轴疲劳试验研究进展[J].航空材料学报,2012,32(6):44–49.

MA Nannan, TAO Chunhu, HE Yuhuai, et al. Research progress of multi-axial fatigue test methods on blades of aviation engine[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 44–49.

[23] 蔡建明,弭光宝,高帆,等.航空发动机用先进高温钛合金材料技术研究与发展[J].材料工程,2016,44(8):1–10.

CAI Jianming, MI Guangbao, GAO Fan, et al. Research and development of some advanced high temperature titanium alloys for aero-engine[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(8): 1–10.

[24] 吕嗣孝,周洪,崔建昆.钛合金材料切削加工参数优化和实验研究[J].机械工程师,2022(1):154–156.

LÜ Sixiao, ZHOU Hong, CUI Jiankun. Optimization and experimental research on cutting parameters of titanium alloy materials[J]. Mechanical Engineer, 2022(1): 154–156.

[25] ULUTAN D, OZEL T. Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2011, 51(3): 250–280.

[26] WANG C, YAN X F, LIAO H Z, et al. Process parameter optimization and anisotropy sensitivity study for abrasive belt grinding of nickel-based single-crystal superalloy[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2021, 21(4): 1–18.

[27] QUAN F, CHEN Z T, LI Q T, et al. Effects of process combinations of milling, grinding, and polishing on the surface integrity and fatigue life of GH4169 components[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2020, 234(3): 538–548.

[28] 袁美霞,刘少楠,高振莉,等.微细铣削不锈钢310S表面完整性试验研究[J].表面技术,2017,46(7):240–244.

YUAN Meixia, LIU Shaonan, GAO Zhenli, et al. Experimental research on surface integrity of micro milling stainless steel 310S[J]. Surface Technology, 2017, 46(7): 240–244.

[29] 罗学全,于涛,温光华,等.不同基体硬质合金刀具铣削不锈钢的试验研究[J].稀有金属与硬质合金,2021,49(4):87–93.

LUO Xuequan, YU Tao, WEN Guanghua,

et al. Experimental study on milling stainless steel by cemented carbide tools with different matrix[J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2021, 49(4): 87–93.

[30] 黄云,肖贵坚,邹莱.整体叶盘抛光技术的研究现状及发展趋势[J].航空学报,2016,37(7):2045–2064.

HUANG Yun, XIAO Guijian, ZOU Lai. Current situation and development trend of polishing technology for blisk[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2016, 37(7): 2045–2064.

[31] 史耀耀,张军锋,李小彪,等.整体叶盘数控抛光工艺及工艺装备技术研究[J].航空制造技术,2011,54(10):26–29.

SHI Yaoyao, ZHANG Junfeng, LI Xiaobiao, et al. Research on the CNC polishing process and process equipment technology of blisk[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2011, 54(10): 26–29.

[32] 余强,唐兰剑,赵强.基于路径规划的大掠扭叶型整体叶盘的叶片分离技术[J].机械制造与自动化,2020,49(5):135–138.

YU Qiang, TANG Lanjian, ZHAO Qiang. Blade separation technology for blisk with large swept twisted blades based on path planning[J]. Machine Building & Automation, 2020, 49(5): 135–138.

[33] 段继豪.整体叶盘构件数控磨削工艺关键技术研究[D].西安:西北工业大学,2016.

DUAN Jihao. Research on the key technology of NC grinding process for blisk structural components[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2016.

[34] 《航空制造工程手册》总编委会.航空制造工程手册:发动机机械加工[M].北京:航空工业出版社,2016.

General Editorial Board of Aviation Manufacturing Engineering Manual. Aeronautical manufacturing engineering handbook: Aero-engine machining[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2016.

[35] 刘随建,吴伟东.整体叶盘叶片光饰抛光试验及发展应用探析[J].航空制造技术,2010,53(5):84–86.

LIU Suijian, WU Weidong. Research of development and application of polishing test for blisk blade[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2010, 53(5): 84–86.

[36] 黄智,魏鹏轩,万从保,等.整体叶盘磨抛加工碰撞检测方法[J].计算机集成制造系统,2020,26(12):3350–3358.

HUANG Zhi, WEI Pengxuan, WAN Congbao, et al. Collision detection method of blisk

grinding and polishing[J]. Computer Integrated Manufacturing Systems, 2020, 26(12): 3350–3358.

[37] 陈志同,朱燊,张云,等.整体叶盘超硬磨料砂轮数控磨削加工技术[J].航空制造技术,2018,61(19):64–72.

CHEN Zhitong, ZHU Yu, ZHANG Yun, et al. CNC grinding technology with super-abrasive grinding wheels for blisk[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(19): 64–72.

[38] 陈雷,张云,陈志同,等.窄流道整体叶盘定轨迹数控抛光技术研究[J].制造技术与机床,2021(7):89–92.

CHEN Lei, ZHANG Yun, CHEN Zhitong, et al. Determined-path polishing technology of narrow flow channel blisk[J]. Manufacturing Technology & Machine Tool, 2021(7): 89–92.

[39] LI X, MENG F J, CUI W, et al. The CNC grinding of integrated impeller with electroplated CBN wheel[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 79(5–8): 1353–1361.

[40] ZHU Y, CHEN Z T, ZHANG Y, et al. Tool positioning method for achieving double-point contact in flank milling of a concave surface with a barrel cutter[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 93(5–8): 1791–1807.

[41] 徐汝锋,王海宁,付余,等.GH710整体叶盘叶片型面磨削加工技术研究[J].航空制造技术,2019,62(17):73–80,94.

XU Rufeng, WANG Haining, FU Yu, et al. Study on grinding technology for blade surface of GH710 blisk[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(17): 73–80, 94.

[42] ZHANG Y, CHEN Z T, ZHU Z Q. Adaptive machining framework for the leading/trailing edge of near-net-shape integrated impeller[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 107(9–10): 4221–4229.

[43] ZHANG J F, SHI Y Y, LIN X J, et al. Parameter optimization of five-axis polishing using abrasive belt flap wheel for blisk blade[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2017, 31(10): 4805–4812.

[44] HUAI W B, SHI Y Y, TANG H, et al. Sensitivity of surface roughness to flexible polishing parameters of abrasive cloth wheel and their optimal intervals[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2017, 31(2): 865–873.

[45] LIN X J, XIN X P, SHAN X F, et al. Optimal parameter ranges of material removal depth of abrasive cloth wheel polishing based on

- sensitivity analysis[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 105(12): 5165–5179.
- [46] LIN X J, XIN X P, YANG R, et al. Sensitivity analysis and parameter interval optimization for residual stress in polishing process of GH4169 blisk blade[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2021, 35(2): 515–524.
- [47] 淮文博, 史耀耀, 蔺小军. 整体叶盘自适应柔性抛光效率优化[J]. 计算机集成制造系统, 2021, 27(6): 1550–1557.
- HUAI Wenbo, SHI Yaoyao, LIN Xiaojun. Optimization of adaptive flexible blisk polishing efficiency[J]. Computer Integrated Manufacturing Systems, 2021, 27(6): 1550–1557.
- [48] HUAI W B, SHI Y Y, TANG H, et al. An adaptive flexible polishing path programming method of the blisk blade using elastic grinding tools[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2019, 33(7): 3487–3495.
- [49] WANG Z W, LIN X J, SHI Y Y, et al. Reducing roughness of freeform surface through tool orientation optimization in multi-axis polishing of blisk[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 108(3): 917–929.
- [50] 王志伟, 蔺小军, 史耀耀, 等. 基于压缩量偏差约束的整体叶盘砂轮数控抛光路径规划[J]. 航空学报, 2020, 41(2): 623330.
- WANG Zhiwei, LIN Xiaojun, SHI Yaoyao, et al. A polishing path planning method for blisk with abrasive cloth wheel based on compression deviation constraint[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2020, 41(2): 623330.
- [51] 程荣凯. 整体叶盘型面磨削加工工艺研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2014.
- CHENG Rongkai. Research on the grinding process of the blisk moulding surface[D]. Chongqing: Chongqing University, 2014.
- [52] 张叠. 整体叶盘型面砂带当量磨削及工艺参数研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2015.
- ZHANG Die. Research on the quantitative grinding control system of the blisk[D]. Chongqing: Chongqing University, 2015.
- [53] 肖贵坚, 黄云, 伊浩. 面向型面精度一致性的整体叶盘砂带磨削新方法及实验研究[J]. 航空学报, 2016, 37(5): 1666–1676.
- XIAO Guijian, HUANG Yun, YI Hao. Experimental research of new belt grinding method for consistency of blisk profile and surface precision[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2016, 37(5): 1666–1676.
- [54] 刘秀梅, 肖贵坚, 刘智武, 等. 航空发动机整体叶盘数控砂带磨削变形行为及其试验研究[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2020, 40(3): 25–32.
- LIU Xiumei, XIAO Guijian, LIU Zhiwu, et al. Research on deformation behavior of NC belt grinding of aero-engine blisk and its test[J]. Diamond & Abrasives Engineering, 2020, 40(3): 25–32.
- [55] XIAO G J, HUANG Y, LIU Y, et al. Analysis of vibration from low-rigidity contact in belt grinding of blisk blade[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2019, 233(12): 2345–2357.
- [56] LIU Y, LI Q, XIAO G J, et al. Study of the vibration mechanism and process optimization for abrasive belt grinding for a blisk-blade[J]. IEEE Access, 2019, 7: 24829–24842.
- [57] 梅科, 刘颖, 金华, 等. 整体叶盘叶片砂带磨削加工振动数值仿真研究[J]. 组合机床与自动化加工技术, 2019(2): 23–26, 32.
- MEI Ke, LIU Ying, JIN Hua, et al. Numerical simulation study on vibration in abrasive belt grinding for blisk[J]. Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2019(2): 23–26, 32.
- [58] 张雷, 王昕, 张小光, 等. 整体叶盘磨抛加工与测量一体化装置: ZL2013110358708.X[P]. 2013–12–18.
- ZHANG Lei, WANG Xin, ZHANG Xiaoguang, et al. Integrated device for grinding, polishing and measuring of the blisk: ZL2013110358708.X[P]. 2013–12–18.
- [59] 袁帅. 整体叶盘磨抛检测一体化机床结构开发与装配工艺研究[D]. 长春: 吉林大学, 2015.
- YUAN Shuai. Research on design and assembly of polishing and measuring machine tool for blisk finishing[D]. Changchun: Jilin University, 2015.
- [60] 高亚鹏. 整体叶盘磨抛工具系统控制研究[D]. 长春: 吉林大学, 2016.
- GAO Yapeng. Research on the tool system control for blisk grinding and polishing[D]. Changchun: Jilin University, 2016.
- [61] 贺昌龙. 叶片进排气边及叶根磨抛研究[D]. 长春: 吉林大学, 2015.
- HE Changlong. Research on polishing for blade inlet and exhaust edge and blade root[D]. Changchun: Jilin University, 2015.
- [62] 袁强. 整体叶盘磨抛/测量轨迹规划与工艺研究[D]. 长春: 吉林大学, 2016.
- YUAN Qiang. Research on belt polishing/measuring path planning and processing technology for blisk[D]. Changchun: Jilin University, 2016.
- [63] 黄云, 肖贵坚, 邹莱. 航空发动机叶片机器人精密砂带磨削研究现状及发展趋势[J]. 航空学报, 2019, 40(3): 022508.
- HUANG Yun, XIAO Guijian, ZOU Lai. Current situation and development trend of robot precise belt grinding for aero-engine blade[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2019, 40(3): 022508.
- [64] 赵赞, 黄云, 常涛岐, 等. 机器人自适应砂带磨削镍基高温合金精铸叶片试验研究[J]. 航空制造技术, 2018, 61(15): 48–53.
- ZHAO Yun, HUANG Yun, CHANG Taoqi, et al. Research on adaptive belt grinding nickel-based superalloy blades with robot[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(15): 48–53.
- [65] 崔一辉, 贞超, 李成群, 等. 基于复杂曲面加工的机器人砂带磨削系统的设计及其试验分析[J]. 中国机械工程, 2009, 20(10): 1144–1147, 1154.
- CUI Yihui, YUN Chao, LI Chengqun, et al. Design of robotic belt grinding system based on complex shade surface and its experimental analysis[J]. China Mechanical Engineering, 2009, 20(10): 1144–1147, 1154.
- [66] 肖贵坚, 张友栋, 黄云, 等. 基于灰色关联法的航发叶片机器人砂带磨削精度控制技术[J]. 航空制造技术, 2020, 63(9): 63–70.
- XIAO Guijian, ZHANG Youdong, HUANG Yun, et al. Robotic belt grinding accuracy control technology of aero-engine blade based on grey correlation method[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2020, 63(9): 63–70.
- [67] 李飞, 陈树林, 崔茂博, 等. 整体叶盘机器人砂带磨削轨迹优化及其实验[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2022, 42(1): 23–29.
- LI Fei, CHEN Shulin, CUI Pangbo, et al. Trajectory optimization and experiment of robotic belt grinding blisk[J]. Diamond & Abrasives Engineering, 2022, 42(1): 23–29.
- [68] 李鼎威. 面向航空发动机整体叶盘的机器人力控磨抛技术[D]. 武汉: 华中科技大学, 2020.
- LI Dingwei. Force control of robotic grinding for the aeroengine blisk[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2020.
- [69] 陈霖. 航空发动机整体叶盘机器人磨抛工艺与参数优化[D]. 武汉: 华中科技大学, 2020.
- CHEN Lin. Robotic blisk grinding process and parameter optimization for aero engine[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2020.
- [70] DIXIT N, SHARMA V, KUMAR P. Research trends in abrasive flow machining: A systematic review[J]. Journal of Manufacturing

Processes, 2021, 64: 1434–1461.

[71] 陈济轮, 陈靖, 王伟荣, 等. 磨粒流加工技术在航天工业中的应用 [C]//2005 年中国机械工程学会年会. 重庆, 2005.

CHEN Jilun, CHEN Jing, WANG Weirong, et al. Application of abrasive flow machining technology in aerospace industry[C]//2005 Annual Conference of Chinese Mechanical Engineering Society. Chongqing, 2005.

[72] 郭应竹. 磨粒流加工在航空发动机制造中的应用 [J]. 航空制造技术, 1993, 36(5): 28–32.

GUO Yingzhu. Application of abrasive flow machining in aeroengine manufacturing industry[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 1993, 36(5): 28–32.

[73] 郭应竹. 整体叶轮叶片型面抛光的最佳选择——磨粒流加工 [J]. 航空制造技术, 1995, 38(5): 27–29.

GUO Yingzhu. Abrasive flow machining—The most optimal selection for blade profile polishing of integrated impeller[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 1995, 38(5): 27–29.

[74] 刘向东, 季田, 庞占元, 等. 离心压缩机叶轮流道磨料流抛光及其对压缩机效率的影响 [J]. 组合机床与自动化加工技术, 2009(3): 12–15.

LIU Xiangdong, JI Tian, PANG Zhanyuan, et al. Study on AFM polishing of flow passage of centrifugal compressor impeller and its effects on compressor efficiency[J]. Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2009(3): 12–15.

[75] 季田, 卞桂虹, 刘向东, 等. 离心压缩机窄流道闭式叶轮抛光工艺研究 [J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2007, 27(6): 38–41, 50.

JI Tian, BIAN Guihong, LIU Xiangdong, et al. Study on polishing technology for narrow path enclosed Impeller of centrifugal compressor[J]. Diamond & Abrasives Engineering, 2007, 27(6): 38–41, 50.

[76] FU Y Z, GAO H, YAN Q S, et al. A new predictive method of the finished surface profile in abrasive flow machining process[J]. Precision Engineering, 2019, 60: 497–505.

[77] FU Y Z, WANG X P, GAO H, et al. Blade surface uniformity of blisk finished by abrasive flow machining[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 84(5–8): 1725–1735.

[78] FU Y Z, GAO H, WANG X P, et al. Machining the integral impeller and blisk of aero-engines: A review of surface finishing and strengthening technologies[J]. Chinese Journal of

Mechanical Engineering, 2017, 30(3): 528–543.

[79] 高航, 吴鸣宇, 付有志, 等. 流体磨料光整加工理论与技术的发展 [J]. 机械工程学报, 2015, 51(7): 174–187.

GAO Hang, WU Mingyu, FU Youzhi, et al. Development of theory and technology in fluid abrasive finishing technology[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2015, 51(7): 174–187.

[80] 李俊焯, 周立宾, 张心明, 等. 整体叶轮磨粒流抛光数值模拟研究 [J]. 制造业自动化, 2016, 38(12): 88–93.

LI Junye, ZHOU Libin, ZHANG Xinming, et al. The numerical simulation research on abrasive flow polishing integral impeller[J]. Manufacturing Automation, 2016, 38(12): 88–93.

[81] 赵路, 孙玉利, 施凯博, 等. 整体叶盘磨粒流加工仿真与试验研究 [J]. 航空制造技术, 2019, 62(13): 53–59.

ZHAO Lu, SUN Yuli, SHI Kaibo, et al. Simulations and experiments on blisk by using abrasive flow machining[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(13): 53–59.

[82] 孙冉. 复杂曲面磨粒流抛光过程和数值分析 [D]. 长春: 长春理工大学, 2017.

SUN Ran. The process and numerical analysis of abrasive flow polishing complex curved surface[D]. Changchun: Changchun University of Science and Technology, 2017.

[83] 蔺小军, 吴广, 张军锋, 等. 整体叶盘磨粒流抛光用夹具: CN103111946A[P]. 2013–05–22.

LI Xiaojun, WU Guang, ZHANG Junfeng, et al. Fixture for abrasive flow polishing of blisk: CN103111946A[P]. 2013–05–22.

[84] 刘乐, 李秀红, 李文辉, 等. 磁性磨料光整加工中基于 Halbach Array 的磁场设计与实验研究 [J]. 表面技术, 2020, 49(4): 47–54, 73.

LIU Le, LI Xiuhong, LI Wenhui, et al. Magnetic field design and experimental research based on Halbach Array in magnetic abrasives finishing[J]. Surface Technology, 2020, 49(4): 47–54, 73.

[85] LI W H, LI X H, YANG S Q, et al. A newly developed media for magnetic abrasive finishing process: Material removal behavior and finishing performance[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 260: 20–29.

[86] GUO C, ZHANG D L, LI X H, et al. A permanent magnet tool in ultrasonic assisted magnetic abrasive finishing for 30CrMnSi grooves part[J]. Precision Engineering, 2022, 75: 180–192.

[87] 徐会, 康仁科, 刘冬冬, 等. 磁力研磨法去除航空发动机涡轮轴内表面积碳的试验

分析 [J]. 表面技术, 2020, 49(1): 336–342, 355.

XU Hui, KANG Renke, LIU Dongdong, et al. Experimental analysis of removing the carbon deposition by magnetic grinding from the inner surface of an aero-engine turbo-shaft[J]. Surface Technology, 2020, 49(1): 336–342, 355.

[88] 杜兆伟, 陈燕, 周锟, 等. 磁力研磨法对整体叶盘的抛光工艺研究 [J]. 航空制造技术, 2015, 58(20): 93–95, 100.

DU Zhaowei, CHEN Yan, ZHOU Kun, et al. Study on blisk surface polishing by magnetic abrasive finishing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(20): 93–95, 100.

[89] 郭龙文, 杨能阁, 陈燕. 磁力研磨工艺对整体叶盘表面完整性的影响 [J]. 中国表面工程, 2013, 26(3): 10–14.

GUO Longwen, YANG Nengge, CHEN Yan. Influence of magnetic abrasive finishing technology on surface integrity of vane-integrated disk[J]. China Surface Engineering, 2013, 26(3): 10–14.

[90] 陈燕, 周锟, 牛凤丽, 等. 航空发动机整体叶盘磁力研磨光整实验 [J]. 航空动力学报, 2015, 30(10): 2323–2330.

CHEN Yan, ZHOU Kun, NIU Fengli, et al. Experiment of surface finishing on aero-engine blisk by magnetic abrasive finishing[J]. Journal of Aerospace Power, 2015, 30(10): 2323–2330.

[91] 于克强, 周锟, 陈燕. 超声波辅助磁力研磨整体叶盘试验研究 [J]. 电镀与精饰, 2020, 42(7): 42–46.

YU Keqiang, ZHOU Kun, CHEN Yan. Experimental study on blisk by ultrasonic vibration assisted MAF[J]. Plating & Finishing, 2020, 42(7): 42–46.

[92] DU Z W, CHEN Y, ZHOU K, et al. Research on the electrolytic-magnetic abrasive finishing of nickel-based superalloy GH4169[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 81(5–8): 897–903.

[93] 杨胜强, 李文辉, 陈红玲, 等. 表面光整加工理论与新技术 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2011.

YANG Shengqiang, LI Wenhui, CHEN Hongling. Surface finishing theory and new technology[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2011.

[94] FELDMANN G, WONG C C, WEI W, et al. Application of vibropeening on aero-engine component[J]. Procedia CIRP, 2014, 13: 423–428.

[95] FELDMANN G G, HAUBOLD T. Mechanical surface treatment technologies for

improving HCF strength and surface roughness of blisk-rotors[J]. Materials Science Forum, 2013, 768-769: 510-518.

[96] ALCARAZ J Y II, ZHANG J, NAGALINGAM A P, et al. Numerical modeling of residual stresses during vibratory peening of a 3-stage blisk-a multi-scale discrete element and finite element approach[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 299: 117383.

[97] 何坚, 朱红钢, 刘秀梅. 整体叶盘振动光饰加工技术[C]/2010年“航空航天先进制造技术”学术交流会. 南京, 2010.

HE Jian, ZHU Honggang, LIU Xiumei. Integral blade-disc vibration finishing technology[C]/Proceedings of 2010 “Aerospace advanced Manufacturing Technology” academic exchange. Nanjing, 2010.

[98] 汪斌, 何坚, 余杰, 等. 高效光饰加工技术在航空发动机典型零件加工中的应用[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2018, 38(3): 75-80.

WANG Bin, HE Jian, YU Jie, et al. Application of high efficiency polishing technology in manufacturing aero-engine components[J]. Diamond & Abrasives Engineering, 2018, 38(3): 75-80.

[99] 杨万辉, 朱静宇, 陈雷, 等. 整体叶盘疲劳失效分析与抗疲劳强化技术应用[J]. 金属加工(冷加工), 2019(9): 43-46.

YANG Wanhui, ZHU Jingyu, CHEN Lei, et al. Fatigue failure analysis and application of anti-fatigue strengthening technology for integral blade disk[J]. Metal Working (Metal Cutting), 2019(9): 43-46.

[100] 张文明, 吴伟东, 张莹. 一种整体叶盘振动光饰保护方法: CN103317427A[P]. 2013-09-25.

ZHANG Wenming, WU Weidong, ZHANG Ying. A method of vibration light decoration protection for blisk: CN103317427A[P]. 2013-09-25.

[101] 王秀枝, 杨胜强, 李文辉. 航空发动机盘类零件滚磨光整加工的模拟[J]. 机械设计与制造, 2019(2): 142-145, 149.

WANG Xiuzhi, YANG Shengqiang, LI Wenhui. Simulation of mass finishing for aeroengine disc parts[J]. Machinery Design & Manufacture, 2019(2): 142-145, 149.

[102] 李鹏, 李文辉, 李秀红, 等. 航空发动机整体叶盘回转式滚磨光整加工数值模拟与分析[J]. 机械科学与技术, 2021, 40(4):

633-640.

LI Peng, LI Wenhui, LI Xiuhong, et al. Numerical simulation and analysis of rotary-typed mass finishing for aeroengine blisk[J]. Mechanical Science and Technology for Aerospace Engineering, 2021, 40(4): 633-640.

[103] 郭鹏辉, 李文辉, 李秀红, 等. 一维振动式滚磨光整加工颗粒流场的离散元模拟分析[J]. 机械科学与技术, 2021, 40(7): 1037-1042.

GUO Penghui, LI Wenhui, LI Xiuhong, et al. Discrete element simulation analysis of particle flow field in one-dimensional vibration barrel finishing[J]. Mechanical Science and Technology for Aerospace Engineering, 2021, 40(7): 1037-1042.

[104] 闫泽昭, 李文辉, 李秀红, 等. 航发叶盘类零件不同抛磨工艺的仿真对比分析[J]. 组合机床与自动化加工技术, 2022(1): 138-143.

YAN Zezhao, LI Wenhui, LI Xiuhong, et al. Simulation and comparative analysis of different mass finishing for aeroengine blisk parts[J]. Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2022(1): 138-143.

Research Status and Development Trend of Blisk Polishing Technology

LI Wenhui^{1,2}, WEN Xuejie^{2,3}, LI Xiuhong^{2,3}, ZHANG Yan^{2,3}

(1. College of Aeronautics and Astronautics, Taiyuan University of Technology, Jinzhong 030600, China;

2. Shanxi Key Laboratory of Precision Machining, Taiyuan 030024, China;

3. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

[ABSTRACT] The surface integrity of the blisk has a great influence on the engine performance and service life, and the polishing technology is the key technology to realize the blisk performance manufacturing. In view of the problem that the blisk does not meet the use requirements after forming and manufacturing, the characteristics of polishing were analyzed from three aspects of material characteristics, structural characteristics and processing requirements. The development history, research status and polishing effect of polishing technology were introduced from the aspects of manual polishing, numerical control polishing, abrasive flow polishing, magnetic abrasive finishing and barrel finishing. And the advantages and limitations of each polishing technology were compared and analyzed. On this basis, the development trend of the blisk polishing technology was put forward, to explore the precision and performance coordination type and multi-process combination type of polishing technology, to realize the intelligent decision making of the polishing process, and to the direction of green environmental protection.

Keywords: Blisk; Polishing technology; Numerical control polishing; Abrasive flow polishing; Magnetic abrasive finishing; Barrel finishing

(责编 阳光)

引文格式: 叶欢, 陈志同, 佘传瑞, 等. 整体叶盘根部与流道面分区域抛光技术 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 103-109.

YE Huan, CHEN Zhitong, SI Chuanrui, et al. Subregional polishing technology for root and hub area of blisk[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 103-109.

整体叶盘根部与流道面分区域抛光技术

叶欢¹, 陈志同¹, 佘传瑞¹, 黎先才², 郑强², 柴晋峰²

(1. 北京航空航天大学, 北京 100191;

2. 湖南南方通用航空发动机有限公司, 株洲 412000)

[摘要] 针对抛光整体叶盘根部与流道面工具损耗快、抛光效率低等问题, 基于分区域抛光的思路从工具选型、轨迹优化、区域搭接及划分等方面开展研究。对抛光工具与轨迹进行优化; 针对子区域之间的搭接问题建立优化模型并进行分析计算。在此基础上, 基于分区域加工的方式对根部与流道面进行划分。工程环境下的抛光试验表明, 分区域抛光将根部与流道面的工具损耗降低约 30%, 同时抛光效率提升约 30%, 从而推进了自动化抛光技术在整体叶盘上的工程化应用。

关键词: 整体叶盘; 抛光; 分区域加工; 根部; 流道面

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.103



叶欢

博士研究生, 研究方向为先进制造技术。

的结构, 称为整体叶盘。该结构在简化发动机结构的同时, 还减少了气流损失, 提高了发动机的效率^[3]。因此, 美国 IHPDET 计划指出, 其战斗机上发动机的涡轮都将采用整体叶盘结构。可见, 自主掌握并提高整体叶盘的设计制造技术对于提升我国未来航空发动机的竞争力意义重大。

抛光是整体叶盘整个制造流程中的重要一环, 直接影响零件的最终尺寸与表面质量。在国外, 整体叶盘的自动化抛光技术已达到工程化应用的水平, 如机器人抛光、磨粒流抛光等^[4-5]。在国内, 由于起步较晚, 目前仍依赖于手工抛光的方式, 导致零件质量的一致性和稳定性难以保证, 且操作人员的身体健康受到严重威胁。近年来国内也相继开展了航空发动机叶片与整体叶盘的自动化抛光技术研究。重庆大学黄云教授团队在多轴砂带磨削装备研制、工艺研究与优化以及轨迹规划等领域开展

了研究, 其研究成果已在航空发动机叶片上得到了应用, 并且在整体叶盘部分型面的砂带磨削试验方面也取得了一定进展^[6-7]。西北工业大学在整体叶盘抛光机床与抛光磨头研制、叶片型面抛光轨迹以及前后缘抛光方法等领域取得了一定的成果^[8-9]。在机器人抛光领域, 华中科技大学在材料去除率、轨迹规划以及末端柔顺控制等技术上开展了较多工作^[10-11]。

经过多年的研究与积累, 国内在自动化抛光技术领域取得了较大的进步, 目前基本能够实现航空发动机单个叶片、大中型整体叶盘叶片型面等开敞性良好区域的自动化抛光加工, 但对于诸如中小型整体叶盘等干涉严重的结构, 目前国内鲜有完全突破该技术的报道。事实上, 整体叶盘中干涉最为严重的区域为根部区域与流道面区域。可以说, 若能彻底突破中小型整体叶盘的根部与流道面抛光问题, 则整体叶盘抛光的干涉问

在航空制造领域, 推重比是衡量航空发动机性能的重要指标之一^[1]。传统情况下, 发动机叶片采用榫头安装于轮盘上的榫槽中, 再利用锁紧装置将叶片固定^[2]。20世纪80年代中期出现了将叶片与轮盘做成一体

题都将得到解决。

北京航空航天大学在航空发动机叶片及整体叶盘等零件的制造技术领域开展了长期的研究工作。在复杂曲面宽行加工理论方面,提出了刀具离散的经线法与纬线法、基于特征线的刀位优化方法以及中点法、端点法、双端点法、双切点法等刀轨生成算法^[12];在软件方面,自主开发了国产CAM软件CAM5;在实际加工方面,研究了宽行铣削与磨削加工技术,叶片型面加工后面轮廓度达到了 $30\ \mu\text{m}$ 以内,可加工最小前后缘半径达到了 $50\ \mu\text{m}$ ^[13];针对闭式曲面的加工难题,提出了利用非回转工具进行加工的装置及刀轨生成算法;在零件的抛光方面,发明了超硬磨料柔性抛光轮^[14],研制了多主轴阵列抛光机床,实现了多个叶片的高效阵列抛光,并得到了中国航发各应用单位的一致认可。此前,北京航空航天大学联合中国航发南方工业有限公司等单位对整体叶盘的自动化抛光技术进行攻关,实现了中小型整体叶盘的全型面自动化抛光^[15]。但在抛光根部与流道面区域时,由于只采用了小尺寸的球头抛光工具,其损耗较快,抛光效率较低。此外,单次完成整个根部或流道面的抛光必须采用五轴联动的方式,因而轨迹干涉与光顺性等问题也增加了工艺人员编制程序的难度。因此,本文在前期研究基础上提出分区域抛光的方案,从抛光工具、工艺以及轨迹等方面开展研究,旨在推进整体叶盘自动化抛光技术的工程化应用。

1 整体叶盘抛光要求

以某型号整体叶盘为例(图1),该零件材料为钛合金TC11,流道面铣削残余高度为 $0.01\ \text{mm}$,要求全型面抛光,去除深度为 $0.01\sim 0.02\ \text{mm}$,抛光后表面粗糙度 $R_a < 0.6\ \mu\text{m}$,且表面无凸起、凹坑等缺陷。

图2展示了该零件一个通道内

的根部与流道面区域。尺寸上,相邻叶片最小间距不足 $10\ \text{mm}$,空间较为狭小;区域一致性上,流道面区域较为平坦,而根部圆弧半径只有 $2\ \text{mm}$,曲率变化较大;形状上,在靠近叶盆叶背附近,流道面区域边界较为规则,而在靠近前后缘的部分,流道面区域边界形状较复杂。此外,叶根圆弧在铣削清根时留下了深浅不一的接刀痕,需要通过抛光进行去除。因此,相比于叶盆叶背等区域的抛光,根部与流道面区域对抛光工具研制、工艺方案以及轨迹规划等提出了更高的要求。为了降低轨迹规划与抛

光区域搭接的难度,研究团队在流道面区域采用半径为 $R3$ 的球头抛光工具进行抛光,从而抛光工具的寿命、抛光效率以及轨迹生成等方面受到较大限制。因此,本文针对根部与流道面的分区域抛光技术开展研究。

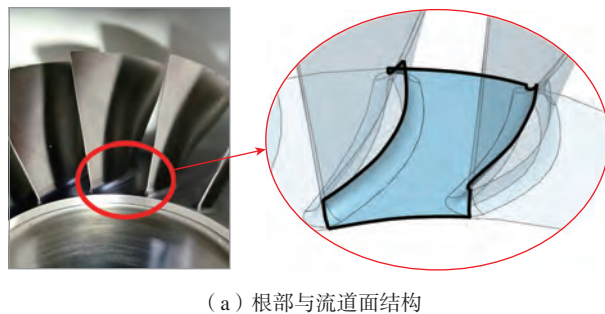
2 根部与流道面分区域抛光技术

2.1 抛光工具选型

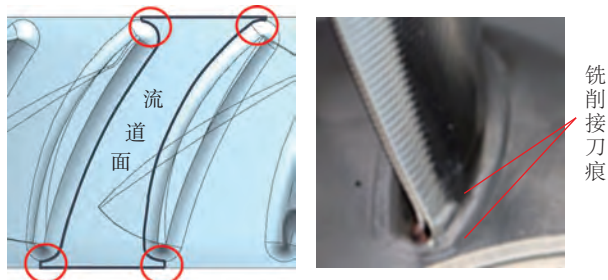
根部及其附近区域是限制抛光工具尺寸的主要因素。对于根部区域,考虑到抛光工具的适用性,仍使用 $R2$ 球头抛光工具,对于流道面而言,可分为主要区域与边界区域,如图3所示。由于边界区域与根部具有公共边界,需要使用 $R2$ 球头抛光工具,而对于主要区域,可以使用诸如鼓形轮等更大尺寸的抛光工具。本研究设置边界区域的宽度为 $0.3\ \text{mm}$,并据此设计了针对主要区域的鼓形抛光工具。最终,抛光根部与流道面将使用图3(b)所示的两种抛光工具。该工具为北京航空航天大学发明的一种新型抛光工具,其表层



图1 某型号整体叶盘
Fig.1 A certain type of blisk



(a) 根部与流道面结构



(b) 流道区域边界与根部的接刀痕

图2 根部与流道面抛光难点

Fig.2 Polishing difficulties of root and hub area

为电镀 CBN 砂带,磨料粒度可根据需要进行选择(本研究选择 400#),柔性基体为橡胶,具体结构与详细制作方法见文献 [14]。

2.2 根部抛光轨迹优化

抛光轨迹是影响球头抛光工具寿命的重要因素之一。在磨削加工中,提高砂轮线速度能够降低磨料的负荷,从而提高砂轮的使用寿命。依据这个思路,本研究尽可能使用球头抛光工具上线速度较大的部分进行抛光。图 4 为根部抛光时刀轴矢量示意图,其中, θ 角为刀轴矢量与触点法矢的夹角。考虑刀杆与零件之间需留有足够的空间以避免干涉,本研究取 $\theta \approx 75^\circ$,而优化前 θ 角范围为 $20^\circ \sim 40^\circ$,优化后抛光线速度提高了 1.5~2.8 倍。

影响根部抛光效率的另一个重要因素是铣削清根时留下的接刀痕。该接刀痕一般位于根部与叶身以及流道面的交界处,且去除难度较大,如图 5 所示。根据手工抛光的经验可知,当抛光进给方向与待抛光表面纹路方向接近垂直时,材料去除效率最高。优化前抛光进给方向与接刀痕方向近似平行,因此本文将其调整为垂直于接刀痕方向。

2.3 抛光区域搭接方法研究

调整抛光工具与轨迹后,对于根部或流道面区域,单次抛光难以覆盖整个区域。以流道面为例,在抛光远离刀杆且位于前后缘附近的流道面区域时容易发生干涉,且叶片中弧线的曲率越大,发生干涉的可能性也越大,如图 6 所示。因此,需要将根部与流道面区域分为若干个子区域进行抛光以避免干涉。

首先对抛光区域的去除轮廓进行说明。图 7 (a) 为单个抛光区域在某个截面内的轮廓示意图。抛光工具走过某段轨迹后,将去除部分工件材料并形成新的工件表面。由于抛光工具与工件表面的接触作用以及退刀轨迹设置等因素,实际去除区

域的范围要大于 CAM 软件中编程区域的范围。本文称超出编程区域外的部分为边界区域,其宽度为 W_b 。图 7 (b) 为两个相邻抛光区域的轮廓示意图,可见区域搭接的光滑程度

主要取决于搭接区域轮廓。

假设两个区域的最大去除深度相等,为 h_0 ,且不同抛光区域的边界曲线是相同的。建立如图 8 所示坐标系,记左侧区域在整个相邻抛光区

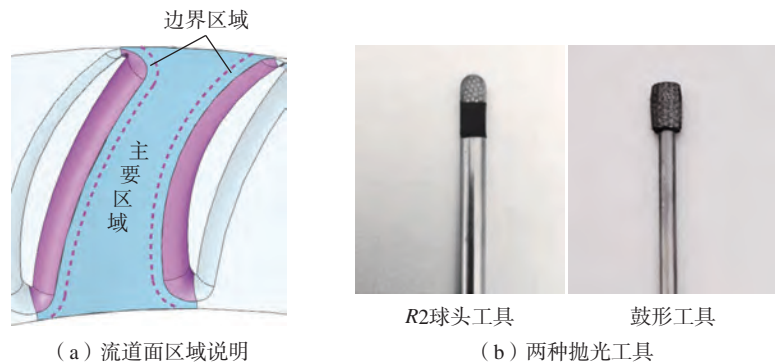


图 3 抛光工具选型

Fig.3 Lectotype of polishing tools

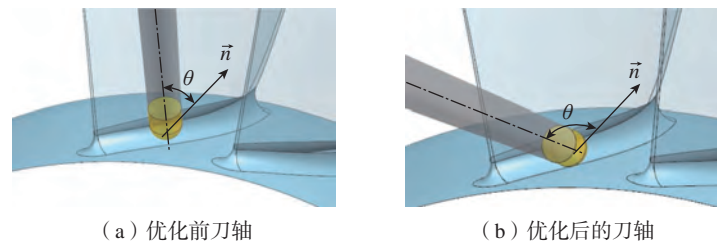


图 4 刀轴矢量优化

Fig.4 Optimization of tool axis vector

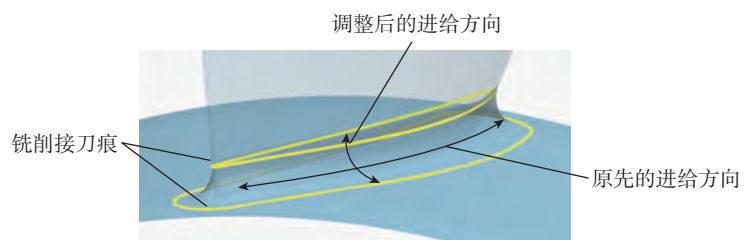


图 5 根部抛光轨迹调整

Fig.5 Adjustment of toolpath for root area

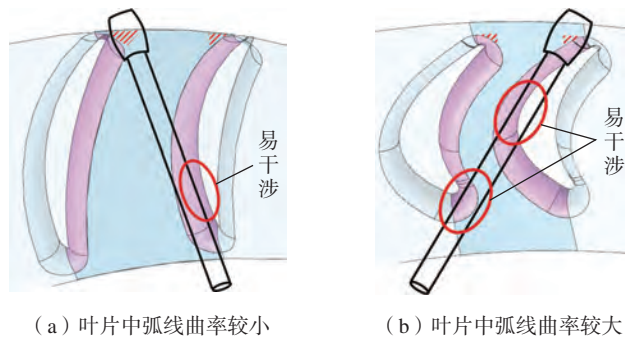


图 6 抛光流道面干涉示意图

Fig.6 Interference schematic of polishing hub area

域内的轮廓曲线为

$$y_1(x) = \begin{cases} 0 & x \leq 0 \\ f(x) & x \in (0, W_b) \\ h_0 & x \geq W_b \end{cases} \quad (1)$$

式中, W 为搭接区域的宽度; $f(x)$ 为边界区域轮廓曲线的表达式。由对称性知, 右侧区域在整个相邻抛光区域内的轮廓曲线为 $y_2(x) = y_1(W-x)$, 从而整个相邻抛光区域内的轮廓曲线可表示为

$$y(x) = y_1(x) + y_2(x) - h_0 \quad (2)$$

因此, 抛光搭接问题即为求最优曲线 $y_1(x)$, 使得搭接区域光滑性最佳。

为了衡量区域搭接的光滑程度, 选择 $\|\rho(x)\|_\infty$ 作为指标, $\rho(x)$ 为 $y(x)$ 的曲率半径。考虑到对于实际工程应用的需要, 本研究以搭接稳定性为目标进行优化, 约束条件为: 对于单个区域的轮廓曲线 $y_1(x)$, 要求在理论搭接宽度 W 下由 $y_1(x)$ 得到的 $\|\rho(x)\|_\infty$ 在整个搭接区域都为 0, 记满足该条件的 $y_1(x)$ 的集合为 L 。优化目标为: 当实际搭接宽度与理论搭接宽度存在偏差 ΔW 时, 求最优 $y_1^*(x)$ 满足

$$\|\rho^*(x)\|_\infty = \min_{y_1(x) \in L} \|\rho(x)\|_\infty \quad (3)$$

式中, $\rho^*(x)$ 和 $\rho(x)$ 分别是由最优 $y_1^*(x)$ 与满足约束条件的 $y_1(x)$ 计算得到的曲率半径。由约束条件可得, 当 $x \in (0, W)$ 时, 有

$$y(x) = y_1(x) + y_1(W-x) - h_0 = 0 \quad (4)$$

即 $y_1(x)$ 关于点 $(W/2, h_0/2)$ 中心对称。当实际搭接距离存在偏差 ΔW 时, 相当于将 $y_2(x)$ 沿 x 轴进行

平移得到 $y_2(x-\Delta W)$, 如图 9 中虚线所示。此时 $y(x)$ 仍可按式 (2) 求得, 且由几何关系得

$$\int_0^{W+\Delta W} y(x) dx = \Delta W \times h_0 \quad (5)$$

根据式 (1)~(5), 若给定去除深度 h_0 、搭接宽度 W 及偏差 ΔW , 则可求得 $f(x)$ 的数值解, 或限制 $f(x)$ 为多项式函数进行求解。

2.4 抛光区域划分

由于定轴加工的刚性好, 进给速度平稳, 因此在定轴抛光的基础上进行区域划分, 并计算各子区域所需刀轴矢量。图 10 (a) 为区域划分的流程, 主要包括初值选取、曲面离散、可行域计算、稳定值判断以及刀轴矢量计算等步骤。需要指出的是, 由于流道面在靠近前后缘附近的部分尺寸较小, 且边界形状复杂, 因而选择 $R2$ 球头工具进行抛光。最终整个区域划分的结果与使用的抛光工具如图 10 (b) 所示。其中, 右侧的备注为抛光工具及其方位, 例如, “B+ 鼓形” 表示从刀杆指向 B 侧, 并使用鼓形工具进行抛光。

3 试验验证与结果分析

为了验证分区域抛光的可行性, 本研究首先在北京航空航天大学实验室中的五轴数控磨抛机床上对试验件开展了抛光试验。所用抛光工具如图 3 (b) 所示; 在进行区域搭接时, 给定了搭接宽度及其最大偏差, 限制 $f(x)$ 为三次多项式函数进行了求解; 其他抛光参数如下。

(1) 抛光根部时, 转速 15000 r/min、

进给速度 1500 mm/min、压紧量约 0.2 mm;

(2) 抛光流道面时, 转速 20000 r/min、进给速度 3000 mm/min、压紧量约 0.2 mm。

在 CAM 软件 NX12.0 中生成了各子区域的抛光轨迹, 如图 11 所示。

以流道面的两个相邻子区域为例, 说明子区域之间的搭接轨迹, 如图 12 所示。可以看到, 两个子区域之间存在一定范围的搭接区域; 在非搭接区域内, 抛光轨迹与常规轨迹是相同的, 而在搭接区域内, 考虑搭接的抛光轨迹将会缓慢离开工件表面, 从而在满足去除深度要求的前提下, 实现相邻区域之间的光滑过渡。开展抛光试验, 并对搭接区域的表面轮廓进行了测量, 其结果如图 13 所示。可以看到, 采用分区域抛光后, 抛光表面效果较好, 无明显残留痕迹; 搭接区域无明显凸起或凹坑, 局部高度差不超过 $2 \mu\text{m}$, 可以认为区域之间的过渡较为光滑。需要指出的是, 分区域抛光将会带来子程序数量的增加, 但由于每个子程序的编制过程较为相似, 因此程序编制的工作量不会很大。

针对真实零件的抛光试验是在

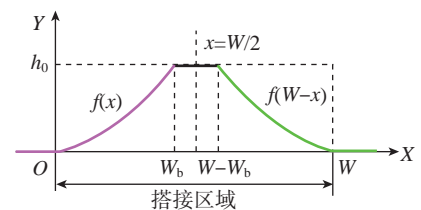


图 8 搭接区域坐标系

Fig.8 Coordinate system for overlapping area

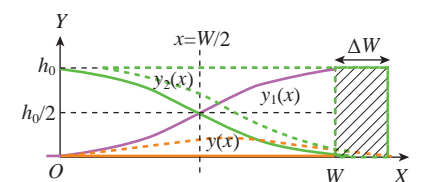


图 9 搭接宽度偏差示意图

Fig.9 Schematic of overlapping width deviation

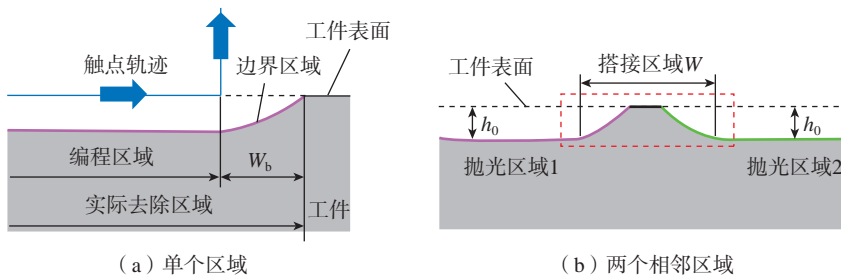
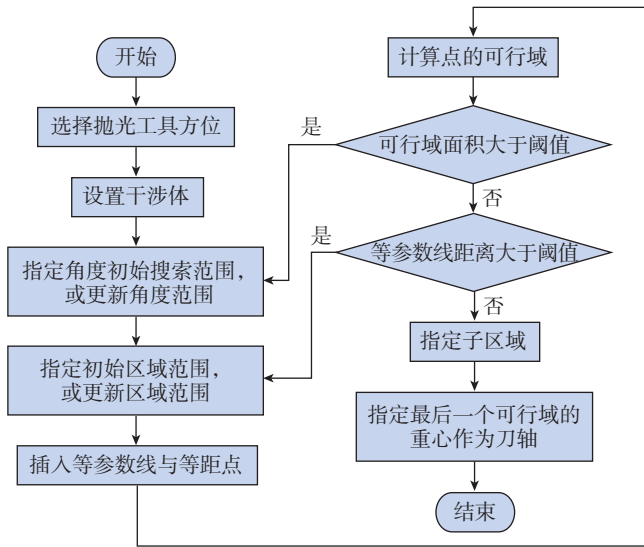
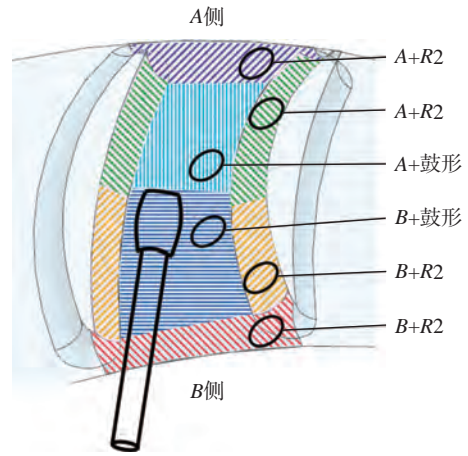


图 7 抛光区域轮廓示意图

Fig.7 Schematic of polishing area profiles



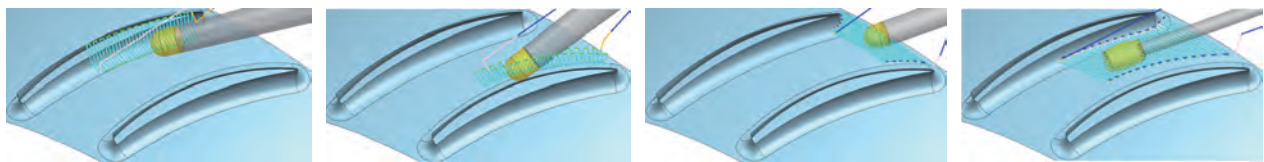
(a) 划分流程



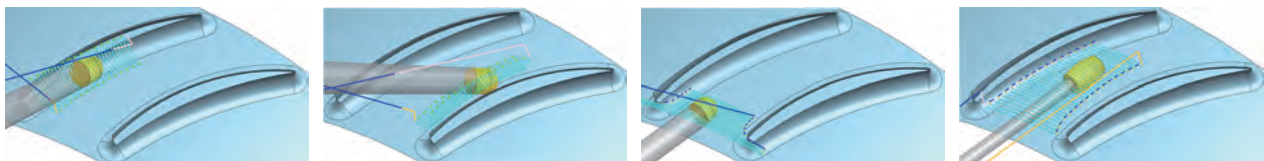
(b) 划分结果

图 10 区域划分实例

Fig.10 An instance of the region partition



(a) 抛光A侧的根部与流道面

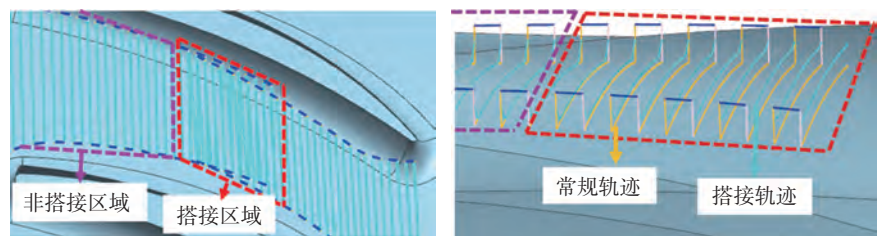


(b) 抛光B侧的根部与流道面

图 11 各区域抛光轨迹

Fig.11 Tool paths of subregions

中国航发湖南南方通用发动机有限公司的五轴专用磨抛机床上进行的, 试验对象为某型号整体叶盘零件。抛光现场如图 14 所示, 所用抛光参数与上述试验相同。为了验证抛光过程的稳定性, 在抛光现场连续抛光了 6 个通道区域, 并在根部与流道面上各取 3 处位置进行了测量, 其结果如表 1 所示。可以看到, 抛光去除深度约为 0.01~0.02 mm, 表面粗糙度 R_a 约为 0.3~0.4 μm , 与文献 [15] 达到的效果相当, 且满足该零件的技术指标。此外, 在效率方面, 抛光单个根部时间为 320 s, 相比优化前的 500 s



(a) 搭接区域与非搭接区域

(b) 考虑搭接的抛光轨迹

图 12 流道面子区域之间的搭接轨迹

Fig.12 Overlapping tool path in the hub area

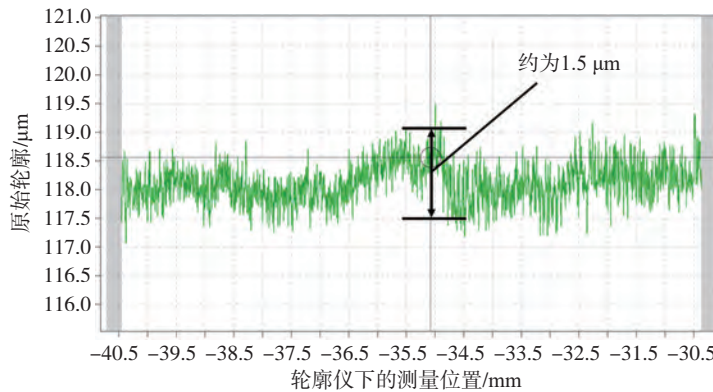
缩短了约 36%; 抛光整个流道面的时间为 150 s, 相比优化前的 240 s 缩短了约 37.5%; 在工具损耗方面, 单个 R2 球头工具与单个鼓形工具在抛光

6 个根部与流道面区域后, 抛光工具无明显磨损, 去除深度与表面粗糙度未发生明显差异, 相比优化前的单个工具抛光 3~4 个根部或流道具有较



抛光前 抛光部分区域 抛光整个区域

(a) 抛光表面效果



(b) 搭接区域的轮廓

图 13 分区域抛光实例

Fig.13 Verification of regional polishing



图 14 零件抛光试验

Fig.14 Polishing experiments for the part

技术[J]. 航空制造技术, 2015, 58(22): 34-38.

WANG Zengqiang. Key manufacturing technology of advanced aeroengine[J]. Aeronautical Manufacturing Tech-nology, 2015, 58(22): 34-38.

[2] 陈光, 洪杰, 马艳红. 航空燃气涡轮发动机结构[M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2010.

CHEN Guang, HONG Jie, MA Yanhong. Aviation gas turbine engine structure[M]. Beijing: Beijing University of Aeronautics & Astronautics Press, 2010.

[3] 史耀耀, 段继豪, 张军锋, 等. 整体叶盘制造工艺技术综述[J]. 航空制造技术, 2012, 55(3): 26-31.

SHI Yaoyao, DUAN Jihao, ZHANG Junfeng, et al. Blisk disc manufacturing process technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012, 55(3): 26-31.

[4] 季田, 卞桂虹, 刘向东, 等. 离心压缩机窄流道闭式叶轮抛光工艺研究[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2007, 27(6): 38-41, 50.

Ji Tian, BIAN Guihong, LIU Xiangdong, et al. Study on polishing technology for narrow path enclosed impeller of centrifugal compressor[J]. Diamond & Abrasives Engineering, 2007, 27(6): 38-41, 50.

[5] BERLANGER S, BORDU S, MALEVILLE T J, et al. Process for manufacturing a single-piece blisk with a temporary blade

大提升。

4 结论

通过对抛光工具、轨迹规划以及工艺方法等方面的优化研究,实现了整体叶盘根部与流道面的分区域抛光加工,在提高抛光效率的同时,降低了抛光工具的损耗以及轨迹生成的难度。

(1)分区域抛光可满足根部与流道面抛光的区域全覆盖、尺寸精度以及表面质量要求,有望解决诸如离心叶轮、闭式叶环等复杂零件的自动

化抛光难题。

(2)在满足精度与质量的前提下,抛光工具寿命、抛光效率等指标在原先的基础上提升约 30%,有利于推进该技术的工程化应用。

下一步,研究团队将针对整体叶盘实际加工中存在的局部超差问题开展整体叶盘局部误差自适应修正技术研究,为实现整体叶盘自动化抛光技术的全面应用提供技术支持。

参考文献

[1] 王增强. 先进航空发动机关键制造

表 1 根部与流道面抛光前后对比

Table 1 Comparison between root and hub area before and after polishing

参数	抛光	根部			流道面		
		位置 1	位置 2	位置 3	位置 1	位置 2	位置 3
零件余量/mm	抛光前	0.052	0.036	0.085	0.037	0.064	0.083
	抛光后	0.038	0.020	0.065	0.021	0.053	0.067
表面粗糙度 $R_a/\mu\text{m}$	抛光前	0.84	0.87	0.86	1.47	1.51	1.53
	抛光后	0.36	0.35	0.38	0.33	0.30	0.31

support ring removed after a milling finishing step: US8429817[P]. 2013-04-30.

[6] 路勇. 航发精锻叶片全型面磨削加工工艺方案及试验研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2015.

LU Yong. Grinding processing method of profile and experiment research of aero engine precision forged blade[D]. Chongqing: Chongqing University, 2015.

[7] 肖贵坚. 整体叶盘面开式砂带精密磨削方法及其实验研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2016.

XIAO Guijian. Experimental research on the precision grinding method of blink with open-loop abrasive belt[D]. Chongqing: Chongqing University, 2016.

[8] 张军锋. 整体叶盘叶片前后缘柔性抛光工艺及参数优化[D]. 西安: 西北工业大学, 2018.

ZHANG Junfeng. Flexible polishing technology and parameters optimization for the leading and trailing edges of blink blade[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.

[9] 王志伟, 蔺小军, 史耀耀, 等. 基于压缩量偏差约束的整体叶盘砂布轮数控抛光

路径规划[J]. 航空学报, 2020, 41(2): 623330.

WANG Zhiwei, LIN Xiaojun, SHI Yaoyao, et al. A polishing path planning method for blink with abrasive cloth wheel based on compression deviation constraint[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2020, 41(2): 623330.

[10] 黄浩杰. 叶片机器人砂带磨削材料去除率预测研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2020.

HUANG Haojie. Prediction research on material removal rate of blade robot belt grinding[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2020.

[11] CHEN F, ZHAO H, LI D W, et al. Contact force control and vibration suppression in robotic polishing with a smart end effector[J]. Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 2019, 57: 391-403.

[12] ZHU Y, CHEN Z T, ZHANG Y, et al. Tool positioning method for achieving double-point contact in flank milling of a concave surface with a barrel cutter[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 93(5-8): 1791-1807.

[13] 孟凡军. 整体叶盘叶片型面数控精密磨削加工技术研究[D]. 北京: 北京航空

航天大学, 2015.

MENG Fanjun. Study on the precision grinding technology for the CNC machining of blade surface of blink[D]. Beijing: Beihang University, 2015.

[14] 陈志同. 一种具有局部增强结构的复杂母线抛光轮的制作方法: CN105818008B[P]. 2018-01-12.

CHEN Zhitong. A manufacturing method of complex busbar polishing wheel with local reinforcement structure: N105818008B[P]. 2018-01-12.

[15] 黎先才, 叶欢, 何志强. 航空发动机中小型整体叶盘自动化抛光技术[J]. 组合机床与自动化加工技术, 2021(11): 143-146.

LI Xiancai, YE Huan, HE Zhiqiang. Automatic polishing technology for small and medium sized blink of aeroengine[J]. Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique, 2021(11): 143-146.

通讯作者: 陈志同, 教授, 博士生导师, 博士, 研究方向为先进数控加工技术与装备。

Subregional Polishing Technology for Root and Hub Area of Blink

YE Huan¹, CHEN Zhitong¹, SI Chuanrui¹, LI Xiancai², ZHENG Qiang², CHAI Jinfeng²

(1. Beihang University, Beijing 100191, China;

2. Hunan South General Aviation Engine Co., Ltd., Zhuzhou 412000, China)

[ABSTRACT] Aiming at the problems of severe tool wear and low polishing efficiency in polishing the root and hub area of blink, a study was carried out based on the idea of subregional polishing from the aspects of tool selection, toolpath optimization, area overlapping and division. Based on the idea of subregional machining, the polishing tool and toolpath are optimized; An optimization model for the overlapping problem between subregions is established and analyzed. After that, the root and hub area is divided based on the method of subregional polishing. Experiments in engineering environment show that the tool wear is reduced by about 30% and the polishing efficiency is increased by about 30%, which promotes the engineering application of automatic polishing technology in blink.

Keywords: Blink; Polishing; Subregional machining; Root area; Hub area

(责编 阳光)

引文格式: 洪智亮, 崔永静, 郭洪宝, 等. 等离子喷涂 BSAS 环境障涂层 SiC_f/SiC 复合材料扇形燃烧室环境损伤行为 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 110-116.

HONG Zhiliang, CUI Yongjing, GUO Hongbao, et al. Damage behavior of SiC_f/SiC composites with BSAS environmental barrier coating by plasma spraying during sector combustor test[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 110-116.

等离子喷涂BSAS环境障涂层 SiC_f/SiC 复合材料扇形燃烧室环境损伤行为*

洪智亮¹, 崔永静^{2,3}, 郭洪宝¹, 周晨¹, 侯敬通⁴, 蒋婷¹, 王子媛¹, 陈超³, 冯晓星¹

(1. 中国航发商用航空发动机有限责任公司, 上海 200241;

2. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095;

3. 西北工业大学超高温结构复合材料重点实验室, 西安 710072;

4. 中国航发四川燃气涡轮研究院, 成都 610500)

[摘要] 针对基于化学气相沉积工艺(CVI)的 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料扇形火焰筒, 利用扇形燃烧室试验台进行燃气环境性能考核。其中, 扇形火焰筒试验件由内/外环和左/右侧板组成, 并在其流道表面采用大气等离子喷涂工艺制得BSAS/Mullite/Si 3层结构环境障涂层(EBC)。试验后, 取样并分别利用力学性能测试、扫描电子显微镜和X射线衍射分析等手段进行分析, 对试验件的力学性能、微观结构和表面相组成的演变进行表征。结果表明, 喷涂态涂层主要由单斜结构钡长石BSAS相和 BaAl_2O_4 相组成。试验后, 核心烧蚀区域主要由斜方晶系莫来石相 $\text{Al}_2(\text{Al}_{2.8}\text{Si}_{1.2})\text{O}_{9.6}$ 、立方晶系Si和六方晶系 BaAl_2O_4 相组成, 可以观测到表面出现硅熔滴和残留孔洞。取样力学性能分析结果显示, 涂层完整区域 SiC_f/SiC 复合材料的拉伸强度未受影响; 核心烧蚀区域, SiC_f/SiC 复合材料的拉伸强度出现明显下降, 最终探讨出涂层的高温烧蚀损伤机制。

关键词: 环境障涂层(EBC); 等离子喷涂; SiC_f/SiC 复合材料; BSAS; 环境损伤

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.110



洪智亮

高级工程师, 博士, 研究方向为陶瓷基复合材料及其环境障涂层应用技术。

连续碳化硅纤维增韧碳化硅(SiC_f/SiC)陶瓷基复合材料(Ceramic matrix composite, CMC)具有耐高温、低密度、高比强、高比模量等优点, 已经成为商用航空发动机燃烧室和涡轮等部件的主要候选结构材料之一^[1-8]。法国Sneema公司生产的 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料调节片、密封片已经获得应用, 减重达到50%, 其高温疲劳性能优于高温合金; 美国GE公司持续投入CMC材料相关技术的研发工作, 在LEAP和GE9X发动机中大规模采用CMC材料制备燃烧室火焰筒内外环、涡轮外环和

导向叶片等热端零件。CMC材料已经成为先进航空发动机热端部件的必然选择和发展趋势。

然而, 在发动机燃气环境下, 高温、水蒸气等介质腐蚀、燃气冲刷以及复杂应力等多因素交互作用使得干燥环境具有良好稳定性的CMC材料表面稳定性发生急剧恶化, 与水蒸气反应生成挥发性的 $\text{Si}(\text{OH})_4$, 导致材料发生损失, 综合性能明显下降, 这成为目前限制CMC材料在热端部件实现工程应用的主要因素^[9-15]。Padture^[16]研究发现, 在燃气环境中, SiC 材料的损失速率达到约 $1 \mu\text{m}/\text{h}$,

* 基金项目: 国家科技重大专项(2017-VI-0007-0077)。

极大地制约了该材料在航空发动机热端部件领域的应用。BSAS($\text{BaO-SrO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$)涂层具有较低的硅活度(<0.1)、与碳化硅基体有较好的热物理化学匹配性,可以有效提高碳化硅陶瓷基复合材料在 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 以下的抗环境腐蚀性能和可靠性^[17]。针对CMC材料的水氧腐蚀问题,美国GE公司率先在发动机燃烧室和外环部件上测试了BSAS环境障涂层体系的有效性,结果显示在测试温度 $1250\text{ }^\circ\text{C}$ 、 0.1 MPa 的水汽条件下,BSAS环境障涂层经历 12822 h (包含46次启停循环)考核后未发生失效,验证了BSAS环境障涂层的有效性^[18]。鲁琳静等^[19]利用浆料工艺研究了 $\text{Ba}_{0.25}\text{Sr}_{0.75}\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_8$ 环境障涂层的制备与耐水腐蚀性能。焦春荣等^[20]研究了不同BSAS粉体材料等离子喷涂涂层的性能,结果显示喷涂态涂层呈现单斜相BSAS和BAS两种相结构。贺世美等^[21]的研究结果显示等离子喷涂的BSAS涂层内含有单斜相BSAS、四方晶 SrO_2 和正斜方晶的 SiO_2 。同时,高温水汽环境下涂层内部的相变不可避免地会在涂层内部产生应力,进而导致涂层内部产生裂纹,最终引起涂层失效。然而,针对BSAS环境障涂层在发动机模拟高温燃气环境下涂层的烧蚀行为鲜有报道。

本文使用固相烧结法制备出BSAS粉末,采用大气等离子喷涂工艺制备了BSAS/Mullite/Si 3层结构环境障涂层试验件,利用燃烧试验台对试验件进行高温燃气环境性能考核试验,对试验前后环境障涂层组织结构、相变规律以及复合材料的力学性能进行了分析测试,探讨了BSAS涂层高温燃气烧蚀损伤机制。

1 试验及方法

1.1 试验件

扇形燃烧室试验件由火焰筒内/外环和左/右侧板组成,如图1所

示。试验件本体采用CVI工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料。其中,纤维采用福建立亚新材公司生产的SiC纤维(Cansas-3303);纤维预制体为二维叠层缝合结构。试验件流道表面白色涂层为BSAS系EBC涂层。

1.2 涂层制备与热处理

涂层由BSAS/Mullite/Si 3层结构组成,其中Si层采用市售熔融破碎硅粉,粒度 $44\sim 74\text{ }\mu\text{m}$;Mullite层采用固相烧结法制造 $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$,粒度 $10\sim 90\text{ }\mu\text{m}$;BSAS面层喷涂粉末以 BaCO_3 、 SrCO_3 、 Al_2O_3 和 SiO_2 为原材料,采用固相烧结法制备,粉末粒度 $10\sim 90\text{ }\mu\text{m}$ 。

采用美科公司F4等离子喷涂设备,以氩气和氢气为等离子气体,按表1中的参数在SiC陶瓷片表面依次制备Si层、Mullite+BSAS层和BSAS层。将涂层试样放置于电阻炉中,温度分别设定为 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $1350\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $1400\text{ }^\circ\text{C}$,保温时间均为 2 h ,将试样取出置于空气中冷却,随后进

行微观组织和相结构分析。

1.3 扇形燃烧室试验

利用扇形燃烧室产生的高温高压燃气对带EBC涂层的 SiC_f/SiC 复合材料单扇区火焰筒试验件进行模拟台架试验考核。其中,燃烧室进口压力约 2100 kPa ,燃烧室进口总温约 800 K 。试验工况主要模拟了慢车、进场、巡航、起飞和爬升等典型工况,试验时数总计 16.5 h 。扇形燃烧室试验台的试验段与后测量段如图2所示。

1.4 取样力学性能测试与微观结构及物相分析

受限于火焰筒内外环试验件的结构约束,难以取出其中标准平板力学性能试样。与此同时,结合试验前后CMC火焰筒内外环的目视观测和CT扫描结果,均未发现损伤迹象。因此,本工作将针对侧板试验件烧蚀区域以及未烧蚀区域进行取样对比分析。试样形式和尺寸要求参照ASTM-C1275标准要求,试样尺寸



图1 BSAS涂层CVI-SiC_f/SiC复合材料扇形燃烧室试验件
Fig.1 CVI-SiC_f/SiC sector combustor liner with BSAS coating

表1 等离子喷涂工艺参数

Table 1 Parameters of plasma spray

材料	电流/A	氩气/nlpm	氢气/nlpm	送粉速率/(g·min ⁻¹)	喷涂距离/mm
Si	400	40	4	15	150
Mullite	500	45	8	20	150
BSAS	500	45	8	20	150

为 120 mm × 10 mm × 3 mm。采用万能试验机对燃烧试验后的试样进行常温面内拉伸强度测试,取 3 点平均值作为拉伸强度值。

利用美国 FEI 公司的 Quanta 600 扫描电子显微镜观察涂层试样的微观形貌并使用自带的能谱仪测定涂层化学成分;利用 Image J 软件测试涂层截面孔隙率;采用 RIGAKU 公司的 SmartLab 衍射仪(Cu 靶)进行涂层的相结构分析。其中,扫描步长 0.02°,扫描速度 8°/min,扫描范围 10°~90°。

2 结果与讨论

2.1 制备态涂层显微组织和相组成

采用大气等离子喷涂工艺制备 BSAS 环境障涂层,图 3 显示了喷涂态涂层的截面显微组织。可以看到,涂层由 3 层结构组成,从内到外依次是 Si 层、Mullite 层和 BSAS 层。Si 层与基体界面结合紧密,未发现界面裂纹, Si 层的厚度为 75 μm; Mullite 层呈现深灰色,厚度约为 108 μm;面层内部未发现贯穿性裂纹, BSAS 层的厚度约为 220 μm, BSAS 层内部可以观察到孔隙和少量微裂纹存在,如图 3 (a) 所示。采用 Image J 软件测试 BSAS 层的孔隙率为 14.0% ± 1.5%。图 3 (b) 显示了喷涂涂层表面的形貌,可以看到试样表面呈现典型等离子喷涂 BSAS 形貌,EDS 能谱测试涂层化学成分为(原子分数): 5.8% Ba、1.77% Sr、15.06% Si、17.66% Al 和 59.71% O,与 Ba_{0.75}Sr_{0.25}Al₂Si₂O₈ 相接近。XRD 测试结果显示,喷涂态涂层主要由 44% 单斜结构钡长石 BSAS 相(PDF38-1450)和 56% BaAl₂O₄ 相(PDF71-1323)组成(图 4)。

2.2 试验后力学性能测试和断口分析

图 5 显示了燃烧试验后试验件表面的宏观形貌,目视可以观察到黑色的核心烧蚀区(Ablation zone)和白色涂层完整区域(Intact zone)。在核心烧蚀区域和白色涂层完整区域

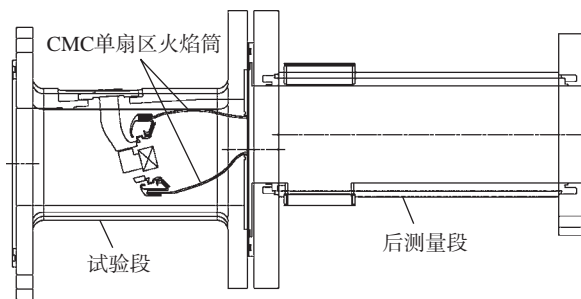
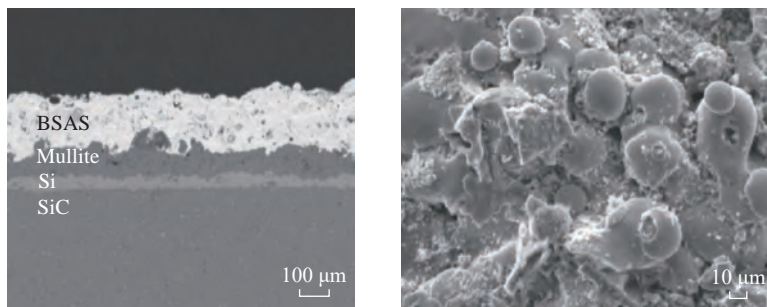


图 2 扇形燃烧室试验台示意图

Fig.2 Schematic of sector combustor test rig



(a) 截面形貌 (b) 喷涂涂层

图 3 喷涂态涂层截面和喷涂涂层形貌

Fig.3 Cross section morphology and surface morphology of the as-sprayed coatings

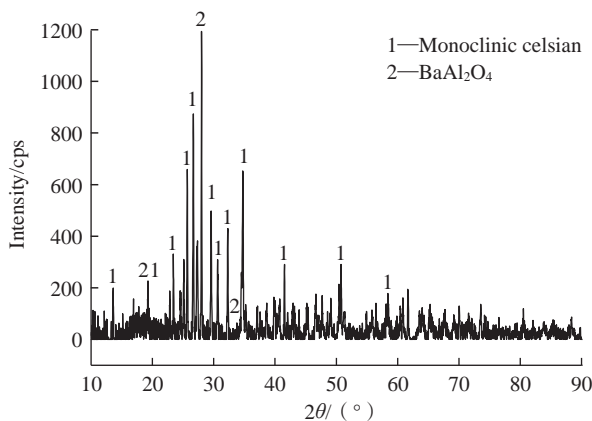


图 4 喷涂态涂层 XRD 图谱

Fig.4 XRD pattern of as-sprayed coating



(a) 烧蚀形貌 (b) 拉伸试样

图 5 试验件烧蚀后形貌及拉伸试样

Fig.5 Morphology of the test piece after ablation and tensile specimen

分别截取3件试样进行拉伸强度测试,测试结果如图6所示。可以看到白色涂层完整区域烧蚀试验后, SiC_f/SiC 复合材料的拉伸强度平均值为(256.9 ± 36.7) MPa, 该测试值与 SiC_f/SiC 复合材料制备态的测试值相当; 核心烧蚀区域内, SiC_f/SiC 复合材料的拉伸强度平均值为(154.8 ± 10.8) MPa。显然, 烧蚀过程对复合材料的拉伸强度产生较大影响, 证明完整的EBC涂层对于 SiC_f/SiC 复合材料力学性能的保持至关重要。

从拉伸试验试样断口的显微组织可以看到核心烧蚀区域浅表层已经发生明显的烧结现象, 非烧结区域纤维断口呈现明显的纤维拔出效应, 有利于保证复合材料的拉伸强度; 而浅表层由于发生高温烧结产生的孔洞, 一定程度上加速了裂纹的萌生和扩展, 对基体材料的力学性能造成了一定影响, 如图7(a)所示。涂层完整部位的CMC材料符合典型的2D-SiC_f/SiC复合材料内部微观形貌特点, 表面存在完整致密的EBC涂层, 断口呈现蜂窝状结构; Si层与SiC基体材料结合良好, SiC材料内部SiC纤维外存在完整界面层, 并被致密的SiC基体包裹, 可见其材料内部没有出现氧化、烧蚀等损伤, 如图7(b)所示。

2.3 试验后的显微组织和相组成

图8(a)中箭头所示区域呈现明显的鼓包, EDS能谱分析该鼓包主要存在Si元素和O元素, 确认该鼓包来源于环境障涂层中的硅层。同时烧蚀区域涂层表面呈现出大量的孔洞和凹坑, 如图8(b)和(c)所示。EDS能谱分析烧蚀区表面主要存在Al、Si、Ba和O元素。采用XRD测试烧蚀区表面相组成(图9), 结果显示涂层表面主要由54%的斜方晶系莫来石相 Al₂(Al_{2.8}Si_{1.2})O_{9.6} (PDF79-1275)、18%的立方晶系 Si (PDF27-1402) 和28%的六方晶系 BaAl₂O₄ 相 (PDF71-1323) 组成。

XRD的测试结果与EDS测试结果一致。分析认为由于硅的熔点较低(1410℃), 烧蚀过程中的局部高温效应造成了环境障底层的Si出现熔融现象, 熔融的硅通过毛细管效应逐渐渗透腐蚀Mullite中间层和BSAS面层形成低熔点和低黏度的玻璃相。在高速燃气的冲刷作用下, BSAS面层和Mullite中间层形成的低黏度玻璃相又相继发生了挥发、鼓泡和剥离等损失现象。原有的涂层结构也受到破坏。因此, 核心烧蚀区域所显示的是涂层残留且已被破坏的结构。

图10显示了烧蚀区域与涂层完好区域交界面的显微组织。可以看到烧蚀过渡区表面光滑, 呈现一定玻璃化倾向, 而涂层完整区域表面呈现与沉积态涂层相类似的球形颗粒堆叠形貌。背散射电子扫描显微镜下观察过渡区由短棒状钡长石相组成, 越靠近涂层完好区钡长石相越细密。这主要是因为烧蚀试验过程中核心区的烧蚀温度较高, 钡长石相的长大较快, 而远离核心区的温度较低, 钡长石相长大较慢, 因此产生了钡长石相尺寸的过渡分布。

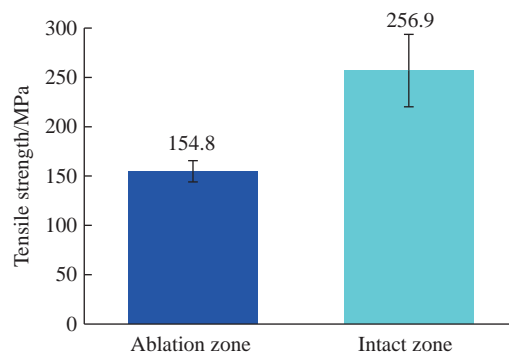
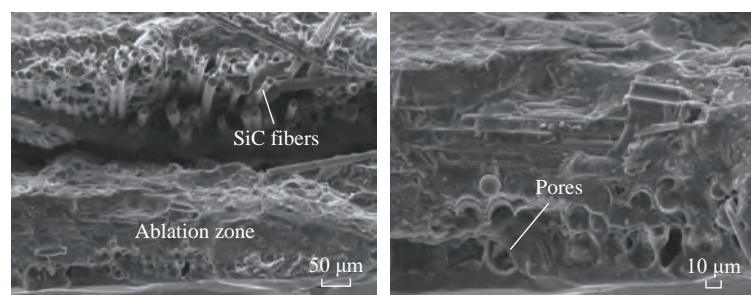
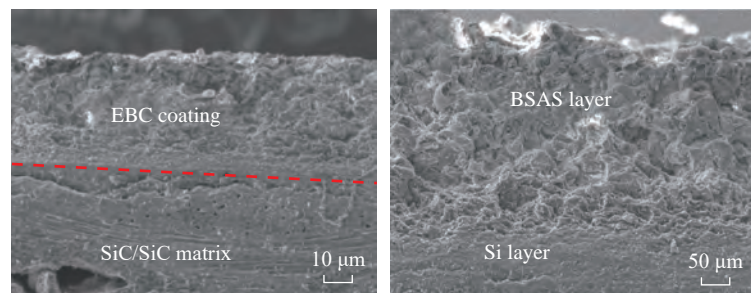


图6 试验件烧蚀后拉伸强度测试

Fig.6 Tensile strength test of test piece after ablation



(a) 核心烧蚀区



(b) 涂层完整区

图7 拉伸试验断口显微组织

Fig.7 Microstructure of fracture surface in tensile test

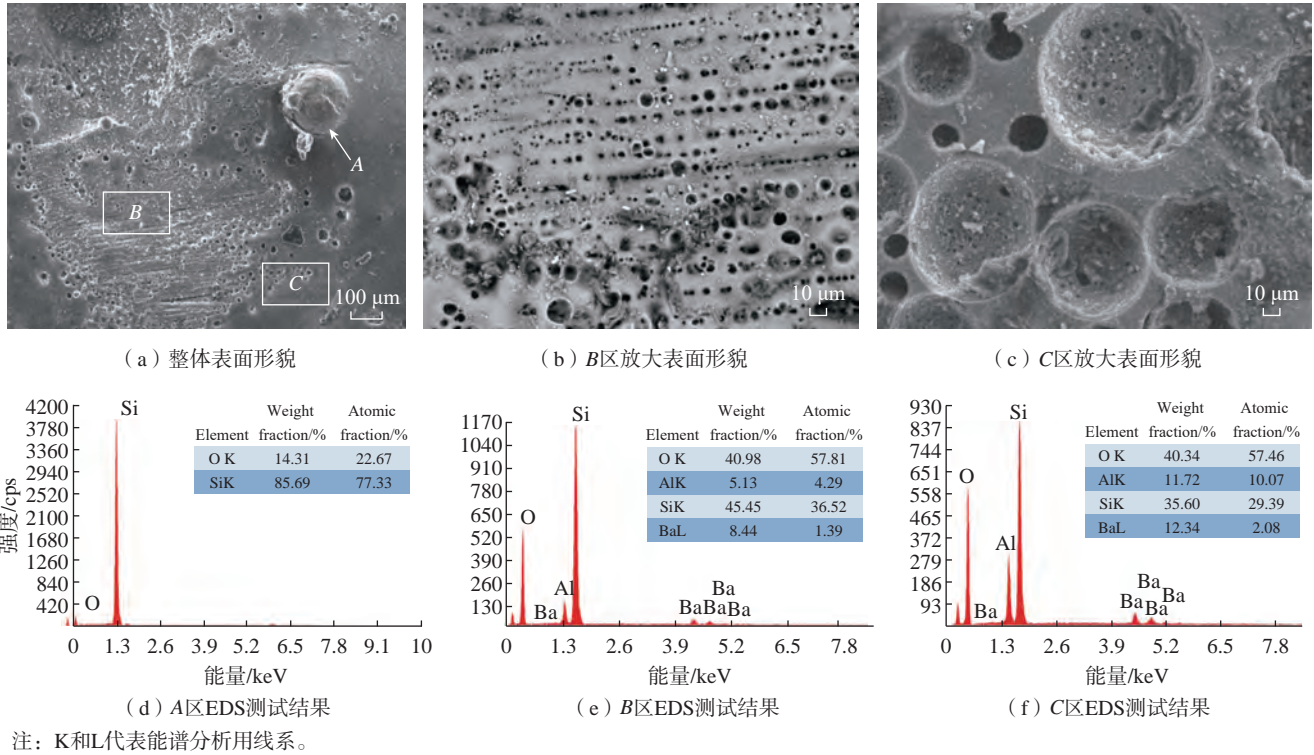


图 8 核心烧蚀区域表面形貌及不同区域的 EDS 测试结果
Fig.8 Surface morphology of core ablation area and EDS results of different area

图 11 显示了烧蚀核心区 and 过渡区的截面显微组织,可以看到核心区的外表面仍残留一定量的多孔氧化物,EDS 能谱分析成分(原子分数)主要为 33.96% Si、8.25% Al、1.4% Ba 和 56.39% O。同时可以发现在 CMC 基体内部存在一定的内氧化现象,如图 11 (a) 箭头所示。在烧蚀过渡区,BSAS 环境障涂层保持完整,可以观察到从表面延伸至莫来石层的裂纹,BSAS 表层呈现明显烧结和玻璃化倾向,表面致密度显著提升。BSAS 表面玻璃化区域主要由白色相和暗色相组成,呈现枝晶状排列,其中白色相的化学成分(原子分数)为 17.96% Si、22.08% Al、6.58% Ba 和 53.38% O;而暗色相的化学成分(原子分数)为 19.43% Si、21.59% Al、2.75% Ba 和 56.23% O。显然白色相的钡含量更高。

综上所述,燃烧试验过程中烧蚀区的温度应在 1400 °C 以上,高温下烧蚀区面层中的 BSAS 发生了快速

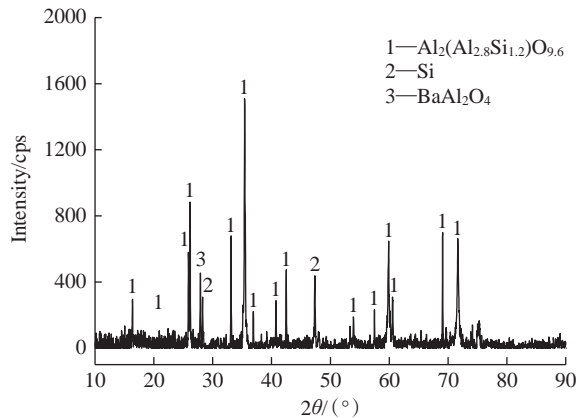


图 9 核心烧蚀区域表面 XRD 图谱
Fig.9 XRD pattern of the core ablation area surface

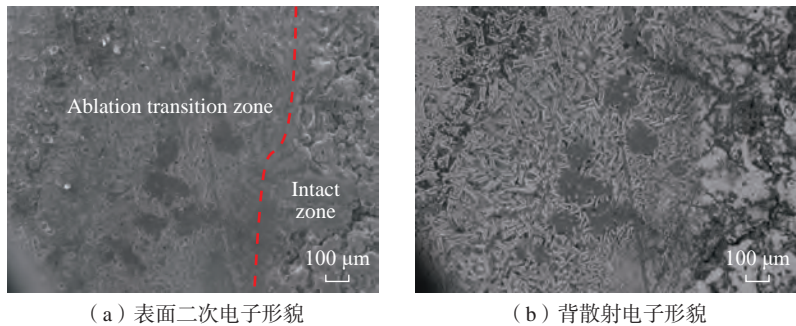


图 10 烧蚀过渡区表面二次电子形貌及背散射电子形貌
Fig.10 Surface morphology of the ablation transition zone secondary electron and backscattered electron

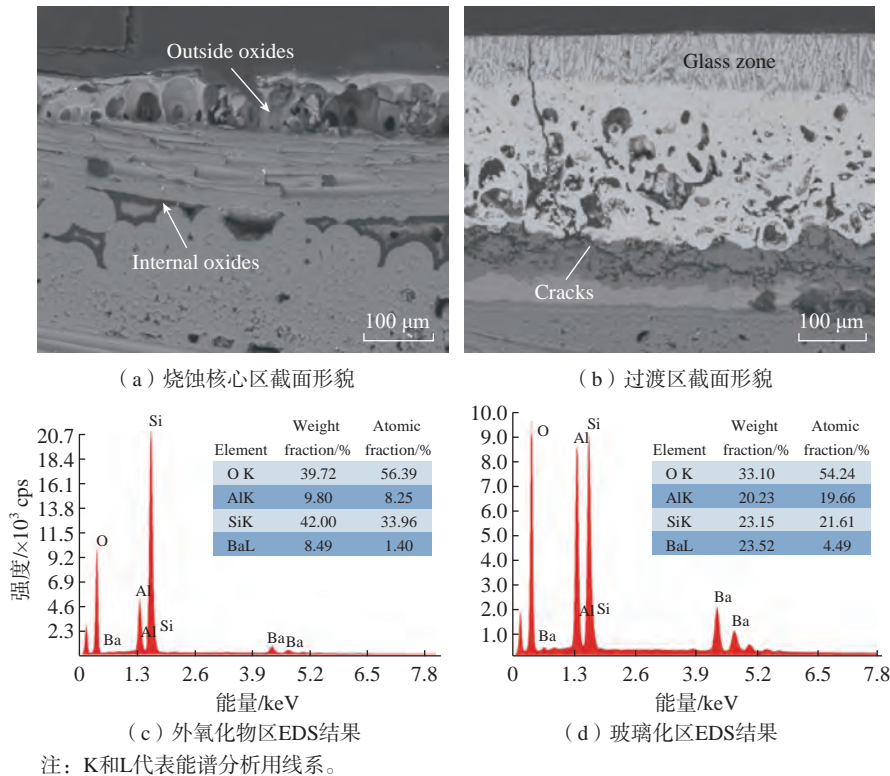


图 11 试验件烧蚀后烧蚀区截面形貌及 EDS 结果
Fig.11 Cross section morphology of the ablation zone and EDS results

烧结,形成短棒状的钡长石相,烧蚀造成涂层内部应力过大,产生裂纹宽展至莫来石层。而环境障涂层中的硅黏结层在高温下逐渐熔化并沿裂纹和孔洞逐渐渗透到 BSAS 涂层表面,形成球形液滴。在高速的燃气流下,环境障涂层从莫来石层内部被冲刷掉,残留少量莫来石层,部分区域裸露出硅层。对于烧蚀核心区,由于缺少涂层的有效保护,陶瓷基复合材料基体出现了局部烧结,导致材料拉伸强度显著降低,而涂层完整区域的力学性能未受到显著影响。

3 结论

(1) 采用等离子喷涂工艺在 SiC 陶瓷基复合材料表面成功制备了 BSAS/Mullite/Si 3 层结构环境障涂层,喷涂态涂层主要由 44% 单斜结构钡长石 BSAS 相和 56% BaAl₂O₄ 相组成。
(2) 燃烧试验后,涂层完整区域 SiC_f/SiC 复合材料的拉伸强度平均值

为 (256.9 ± 36.7) MPa,基本未受影响,烧蚀区域, SiC_f/SiC 复合材料的拉伸强度平均值为 (154.8 ± 10.8) MPa,拉伸强度出现明显下降。

(3) 烧蚀过程中核心区的温度在 1400 °C 以上,高温下核心区面层中的 BSAS 发生了快速烧结,形成短棒状的钡长石相,烧蚀造成涂层内部应力过大,产生裂纹宽展至莫来石层。而环境障涂层中的硅黏结层在高温下逐渐熔化并沿裂纹和孔洞逐渐渗透到 BSAS 涂层表面,形成球形液滴。在高速的燃气流下,环境障涂层从莫来石层内部被冲刷掉,残留少量莫来石层,部分区域裸露出硅层。

参考文献

- [1] CORMAN G S, LUTHRA K L. 5.13 development history of GE's prepreg melt infiltrated ceramic matrix composite material and applications[M]//Comprehensive Composite Materials II. Amsterdam: Elsevier, 2018: 325–338.
- [2] KENNEDY R. Ceramic matrix composite

technology is GE's centerpiece jet propulsion strategy for the 21st century[R/OL]. (2019-04-22) [2020-04-08]. <https://blog.geaviation.com/technology/42869/>.

[3] STEIBEL J. Ceramic matrix composites taking flight at GE Aviation[J]. American Ceramic Society Bulletin, 2019, 98(3): 30–53.

[4] BANSAL N P, LAMON J. Ceramic matrix composites[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2014.

[5] LACOMBE A, SPRIET P, HABAROU G, et al. Ceramic matrix composites to make breakthroughs in aircraft engine performance[C]//50th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference. Reston: AIAA, 2009: 2675.

[6] BAROUMES L, BOUILLON E, CHRISTIN F. An improved long life duration ceramic matrix composite material for jet aircraft engine applications[C]//24th International Congress of the Aeronautical Sciences, Yokohama: 2004.

[7] 刘虎,杨金华,焦健.航空发动机用连续 SiC_f/SiC 复合材料制备工艺及应用前景[J].航空制造技术,2017,60(16): 90–95.

LIU Hu, YANG Jinhua, JIAO Jian. Fabrication technique and application prospect of continuous SiC fiber reinforced ceramic matrix composites for aeroengine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(16): 90–95.

[8] 高铁,洪智亮,杨娟.商用航空发动机陶瓷基复合材料部件的研发应用及展望[J].航空制造技术,2014,57(6): 14–21.

GAO Tie, HONG Zhiliang, YANG Juan. Application and prospect of ceramic matrix composite components for commercial aircraft engine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(6): 14–21.

[9] OPILA E J, FOX D S, JACOBSON N S. Mass spectrometric identification of Si–O–H(g) species from the reaction of silica with water vapor at atmospheric pressure[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2005, 80(4): 1009–1012.

[10] ROBINSON R C, SMIALEK J L. SiC recession caused by SiO₂ scale volatility under combustion conditions: I, experimental results and empirical model[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1999, 82(7): 1817–1825.

[11] OPILA E J, SMIALEK J L, ROBINSON R C, et al. SiC recession caused by SiO₂ scale volatility under combustion conditions: II, thermodynamics and gaseous-diffusion model[J].

Journal of the American Ceramic Society, 1999, 82(7): 1826–1834.

[12] OPILA E J. Oxidation and volatilization of silica formers in water vapor[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2003, 86(8): 1238–1248.

[13] KIMMEL J, MIRIYALA N, PRICE J, et al. Evaluation of CFCC liners with EBC after field testing in a gas turbine[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2002, 22(14–15): 2769–2775.

[14] KANG L, MARK V R, TANIA K, et al. Environmental barrier coatings for ceramic matrix composites—An overview[R/OL]. (2017–01–24)[2022–02–25]. <https://ntrs.nasa.gov/citations/20170004751>.

[15] KANG L, DEBBIE W, GUSTAVO C, et al. Current EBC development and testing at NASA[R/OL]. (2017–11–05)[2022–02–25]. <https://ntrs.nasa.gov/citations/20180004253>.

[16] PADTURE N. Environmental degradation of high-temperature protective coatings for ceramic-matrix composites in gas-turbine engines[J]. npj Materials Degradation, 2019, 3(1): 11.

[17] LEE K N, ZHU D M, LIMA R S. Perspectives on environmental barrier coatings (EBCs) manufactured via air plasma spray (APS) on ceramic matrix composites (CMCs): A tutorial paper[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2021, 30(1–2): 40–58.

[18] CORMAN G, LUTHRA K, JONKOWSKI J, et al. Melt infiltrated ceramic matrix composites for shrouds and combustor liners of advanced industrial gas turbines[R/OL]. (2011–11–07)[2022–02–25]. <https://www.osti.gov/biblio/1004879>.

[19] 鲁琳静, 成来飞, 洪智亮, 等. Ba_{0.25}Sr_{0.75}Al₂Si₂O₈环境障碍涂层的制备与耐腐蚀性能研究[J]. 无机材料学报, 2011, 26(7):

701–706.

LU Linjing, CHENG Laifei, HONG Zhiliang, et al. Fabrication and water-vapor corrosion resistance of Ba_{0.25}Sr_{0.75}Al₂Si₂O₈ environmental barrier coating[J]. Journal of Inorganic Materials, 2011, 26(7): 701–706.

[20] 焦春荣, 焦健, 陈大明, 等. BSAS 喷涂粉体制备工艺及其对涂层性能的影响[J]. 材料工程, 2016, 44(8): 51–57.

JIAO Chunrong, JIAO Jian, CHEN Daming, et al. Preparation of BSAS powders and its effect on properties of coatings[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(8): 51–57.

[21] 贺世美, 牟仁德, 陆峰, 等. BSAS 环境障碍涂层抗水蒸汽性及其失效机理[J]. 失效分析与预防, 2011, 6(1): 44–49.

HE Shimei, MU Rende, LU Feng, et al. Vapor resistance and failure mechanism of BSAS environment barrier coatings[J]. Failure Analysis and Prevention, 2011, 6(1): 44–49.

Damage Behavior of SiC_f/SiC Composites With BSAS Environmental Barrier Coating by Plasma Spraying During Sector Combustor Test

HONG Zhiliang¹, CUI Yongjing^{2,3}, GUO Hongbao¹, ZHOU Chen¹, HOU Jingtong⁴,

JIANG Ting¹, WANG Ziyuan¹, CHEN Chao³, FENG Xiaoxing¹

(1. AECC Commercial Aircraft Engine Co., Ltd., Shanghai 200241, China;

2. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

3. Science and Technology on Thermostructural Composite Materials Laboratory,

Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

4. AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610500, China)

[ABSTRACT] SiC_f/SiC composites combustor liner which consists of inner liner, outer liner, left and right plate prepared by chemical vapour infiltration process (CVI), was exposed to simulated aero-engine service environment by sector combustor rig. A three-layer BSAS/Mullite/Si environmental barrier coating (EBC) was deposited on the flow surface of the combustor liner by atmospheric plasma spraying. The evolution of the defect, mechanical property, microstructure and surface phase composition of the composite liner subjected to combustion environment were evaluated by mechanical test, scanning electron microscope and X-ray diffraction, respectively. The results indicate that the as-sprayed coating is mainly composed of monoclinic celsian BSAS phase and BaAl₂O₄ phase; After the sector combustor test, the core ablation area is mainly composed of orthorhombic mullite phase Al₂(Al_{2.8}Si_{1.2})O_{9.6}, cubic Si, and BaAl₂O₄ phases. Meanwhile, silicon droplets and holes can also be observed on the surface. In addition, the results of mechanical properties after the burner rig test show that the tensile strength of SiC_f/SiC composites in the coating integrity area is not affected, while that of the core ablation area decreased significantly. The high-temperature ablation mechanism of the coating was discussed at final.

Keywords: Environmental barrier coating (EBC); Plasma spraying; SiC_f/SiC composite material; BSAS; Environmental damage

(责编 晓月)

引文格式: 蔡杰, 姚逸铭, 高杰, 等. 强流脉冲电子束作用下多弧离子镀 NiCoCrAlYSiHf 涂层改性机理及循环氧化行为研究 [J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 117-126.

CAI Jie, YAO Yiming, GAO Jie, et al. Modification mechanism and thermal cycling oxidation behavior of arc ion plated NiCoCrAlYSiHf coating irradiated via high-current pulsed electron beam[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 117-126.

强流脉冲电子束作用下多弧离子镀 NiCoCrAlYSiHf 涂层改性机理及循环氧化行为研究*

蔡杰^{1,2}, 姚逸铭^{1,2}, 高杰^{1,2}, 关庆丰³

(1. 江苏大学先进制造与现代装备技术工程研究院, 镇江 212013;

2. 江苏大学机械工程学院, 镇江 212013;

3. 江苏大学材料科学与工程学院, 镇江 212013)

[摘要] 利用强流脉冲电子束(HCPEB)技术对 NiCoCrAlYSiHf 涂层进行辐照处理, 对改性前后涂层表面状态(粗糙度、宏观形貌)和微观结构(相组成、晶体缺陷和活性元素分布)进行表征, 并对改性前后涂层 1100 °C 循环氧化性能进行研究。微观表征结果表明, 脉冲电子束改性后原始涂层制备缺陷消失, 涂层表面平整致密, 并形成丰富的变形结构及均匀分布的活性元素析出相; 循环氧化结果表明, 改性态涂层在循环过程中热生长氧化物(TGO)具有更优异的化学稳定性, 脉冲电子束改性技术能够显著延缓 TGO 开裂剥落现象, 提高涂层抗热循环性能。

关键词: 强流脉冲电子束(HCPEB); NiCoCrAlYSiHf 涂层; 微观结构; 循环氧化; 热生长氧化物(TGO)

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.17.117



蔡杰

副研究员, 主要研究方向为高能束表面改性技术和高温防护涂层。

热障涂层(Thermal barrier coatings, TBCs)是以特定方法将具有高热稳定性、低热导率的材料覆盖于高温合金基体表面所形成的热防护涂层, 具有高效热障、抗氧化、抗冲蚀等复合功能^[1-2]。沉积 100~400 μm 的 TBCs 可使高温合金基体工作温度降低 100~300 °C, 有效延长热端零部件使用寿命, 间接提高了发动机推重比以及燃料燃烧效率^[1-4]。典型 TBCs 多采用双层结构, 表层为陶瓷层, 起隔热降温作用, 常见材料为氧化钇部分稳定氧化锆(7~8YSZ)^[5-6]; 底层为金属黏结层, 主要用于改善陶瓷与基体合金间力学匹配和物理相容性, 并起到抗高温氧化的作用, 常用材料有

或 Ni+Co 混合, X 是添加活性元素)、Ni/PtAlX 等^[7-9]。在高温环境下, 黏结层中的金属元素(以 Al 为主)会向外扩散, 并在陶瓷层/黏结层界面处形成热生长氧化层(TGO), 其是影响 TBCs 热力学性能和耐久性的关键因素。理想状态下, 以连续、致密且单一的 Al₂O₃ 为主的 TGO 可以有效提高涂层热防护性能, 但随着热暴露时间的延长, Al₂O₃ 会逐渐消耗并转化为以尖晶石氧化物为主的 TGO, 此时 TGO 形貌、成分及形态均会发生剧烈变化, TGO 的非受控生长及快速增厚被认为是导致 TBCs 剥落失效的最关键因素^[8,10-11]。

研究表明, MCrAlYX 涂层的表面状态、微观结构及元素分布等对诱

* 基金项目: 国家自然科学基金民航联合基金(U1933124); 中国博士后科学基金(2021M701476)。

导 TGO 稳态生长并提高涂层抗高温氧化性能至关重要,不同工艺制备的涂层具有不同的结构特点。按照原理不同,MCrAlYX 涂层制备工艺总体可分为喷涂沉积法与物理气相沉积法两大类。物理气相沉积法中,多弧离子镀(Arc ion plating, AIP)技术由于离化率高、生产率高、绕镀性好及成本低等优点,在制备高致密组织、高结合强度以及低内应力水平的优质金属涂层方面具有突出优势^[12-14]。但是, AIP 涂层在制备过程中,高温弧斑使靶材突然蒸发会产生不均匀的大颗粒,进而引起涂层表面粗糙不平,降低表面质量,给涂层服役性能带来不利影响,因此,通常需要进一步优化工艺或结合后续处理来消除这一制备缺陷^[14-16]。

强流脉冲电子束(High-current pulsed electron beam, HCPEB)是一种极具应用价值的材料表面结构优化技术^[17-19],具有以下技术特点:低加速电压(20~30 kV)使电子能量集中于材料表层;非聚焦型束斑(Φ60~100 mm)实现大面积辐照处理;短脉冲(1~5 μs)和强束流(约 10 kA)配合产生高能注入,将材料表层瞬间加热、熔化甚至汽化,并借助基体的导热急剧冷却;在此过程中同时会诱发超高幅值应力使材料发生强烈而快速的变形,进而实现材料表层抛光净化、晶粒细化、成分均匀化,并产生丰富的变形结构。利用 HCPEB 改性技术改善材料表面状态并获得特殊的改性效果是传统表面处理工艺无法实现的。针对 MCrAlYX 涂层,以上改性特征中,通过晶粒细化和塑性变形结构能够有效促进氧化初期单一的保护性 Al₂O₃ 膜快速形成;化学成分的均匀调控(主要是活性元素)有利于提高氧化膜界面结合强度;表面形貌的精整处理有利于降低氧化膜局部应力集中,进而有效提高涂层的抗高温氧化性能。

本文以 AIP-NiCoCrAlYSiHf 涂

层为研究载体,分析 HCPEB 辐照效应对涂层微观结构及化学成分的影响,并在此基础上对比测试改性前后涂层抗高温服役性能,分析 TGO 生长演化规律与涂层改性机理,建立 HCPEB 改性技术-涂层微观结构-TGO 生长行为的关系,为提高 MCrAlYX 涂层服役寿命提供必要的试验和理论储备。

1 试验及方法

1.1 NiCoCrAlYSiHf 涂层制备

选用 GH4169 (Inconel 718) 镍基高温合金为基体材料,其化学元素组成见表 1,基体尺寸为 10 mm × 10 mm × 5 mm (单面沉积涂层,用于微观表征)及 12 mm × 10 mm × 3 mm (全包覆涂层,用于氧化称重)。采用多弧离子镀技术制备涂层,沉积所用的 NiCoCrAlYSiHf 阴极合金靶材化学元素组成见表 2。采用真空热压烧结方法制备靶材,由广东中吉新材料科技有限公司提供。涂层制备前需要对基体表面进行预处理:首先利用 600~2000 目砂纸依次对基体表面进行机械打磨及抛光处理,后在丙酮、乙醇中超声清洗,以获得清洁的表面状态。

采用沈阳威利德真空技术有限公司的 PVD-7590 型多弧离子镀设备进行涂层制备。首先,将弧源靶材固定于镀膜室内壁,样品通过定制模具固定于工件转架,靶基距为 130 mm。沉积过程中,镀膜室首先升温至 200

℃,抽真空至 5×10^{-3} Pa 后通入氩气,在高温及外加 -1000 V 偏压作用下 Ar 原子离子化得到 Ar⁺,在电磁场作用下对基体表面轰击 1 h 以清除杂物杂质。采用优化后的多弧离子镀工艺参数(弧电流 85 A,弧电压 20 V,基体偏压 -100 V,占空比 60%)所制备的涂层厚度为 50~60 μm。为消除制备过程引起的残余应力,提高涂层与基体界面间的结合力,将制备态涂层置于 900 ℃、 10^{-3} Pa 的条件下进行真空退火 4 h,升温速率 7 ℃/min,降温过程采用随炉冷却方式,真空退火设备为 KCTL-300 热处理炉。

1.2 HCPEB 表面改性

对退火态涂层进行 HCPEB 辐照改性试验,设备为大连理工三束改性实验室研制的 HOPE-1 型强流脉冲电子束系统,如图 1 所示,该系统包括电子枪真空室、电源、真空系统以及控制测量面板。HOPE-1 型 HCPEB 设备电子枪真空室内部结构见图 1 (b),主要包括:磁场线圈、阴极、阳极(包括阳极环与等离子体发生装置)、样品、工作台。电子束由阴极部分产生并发射,在阳极环及磁场线圈约束和驱动下到达样品台。试验所选用的辐照工艺参数如下:辐照室真空度为 5×10^{-3} Pa、能量 27 keV、电流脉宽 1.5 μs、能量密度 5 J/cm²,辐照轰击次数为 24 次。

1.3 试验测试及表征

按照 HB 5258—2000 航空工业标准《钢及高温合金的抗氧化性测

表 1 GH4169 高温合金化学元素组成(质量分数)

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

Cr	Nb	Mo	Co	Ti	Al	Mn	Si	Ni
17~21	5~5.5	2.8~3.3	≤1.00	0.8~1.2	0.3~0.7	≤0.35	≤0.35	余量

表 2 NiCoCrAlYSiHf 弧源靶材元素组成(质量分数)

Table 2 Chemical composition of NiCoCrAlYSiHf alloy (mass fraction) %

Cr	Co	Al	Y	Hf	Si	Ni
28	20	10	0.8	0.15	0.08	余量

定试验方法》开展循环氧化试验,循环条件为:1100 ℃下保温 1 h+ 空冷 5 min (降至约 400 ℃) 记作 1 次循环,共计进行 100 次循环。采用氧化增重法分析涂层氧化动力学行为,试验前 10 次循环,分别在第 1、第 4、第 7、第 10 次循环结束后进行称重,之后每隔 10 次循环取样称重,每次记录多组数据以计算其平均增重量,将结果绘制成增重曲线并计算平均氧化速率。此外,在试验过程中选取 10 次、50 次以及 100 次循环点样品进一步表征其微观形貌及相组成。其中,采用全包覆涂层(脉冲电子束全面辐照)进行氧化称重试验,单面沉积涂层(脉冲电子束单面辐照)进行微观分析。

采用 SHIMADZU XRD-6000 型 X 射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)分析 HCPEB 改性前后及循环氧化测试后的样品物相组成,所选量程为 20°~90°,测试速率为 8°/min。宏观形貌通过高清摄像机、VK-X260K 三维激光共聚焦显微镜(3D laser scanning microscopy, 3D-LSM)表征,表面粗糙度由 VK-X260K 激光共聚焦显微镜输出;采用 JSM 7800F 和 FEI Nova Nano 450 型扫描电子显微镜(Scanning electron microscope, SEM)及 JSM-IT300 能谱仪(Energy dispersive spectroscopy, EDS)分析涂层微观形貌及成分分布。其中,循环氧化测试前的样品截面需要金相腐蚀以区别涂层、基体与重熔层,将 H₃PO₄、H₂SO₄、H₂O 按体积比 6:3:1 配置腐蚀液,腐蚀时间为 75 s,结束后流水冲洗掉残余腐蚀液。采用 FEI F200X TALOS 透射电子显微镜(Transmission electron microscopy, TEM)对样品的表面微观结构进一步表征,重点分析改性态涂层表面晶体缺陷、析出相等。制样过程中,首先从涂层表面切割 500 μm 薄片并机械减薄至 100 μm,后冲成尺寸为 Φ3 mm 的圆片,机械减薄至 30 μm 后在 Gatan 精密离子抛光机上进行离子减

薄直至穿孔,待观察。

2 结果与讨论

2.1 形貌表征

退火态及改性态涂层宏观形貌、三维形貌及表面粗糙度大小如图 2 所示。退火过程中引起的轻微氧化导致涂层表面呈现深灰色。从 3D-LSM 输出的三维形貌中可以观察到涂层表面分布较大颗粒,经测量

退火态涂层表面粗糙度 S_a 值为 2.66 μm。HCPEB 辐照后,改性态涂层表面呈现银白色抛光态,三维形貌较为平整,退火态涂层表面的大颗粒缺陷消失,表面粗糙度 S_a 降低至 1.35 μm。

图 3 为退火态及改性态涂层的 XRD 图谱。HCPEB 改性前后涂层均由 γ-Ni/γ'-Ni₃Al 相组成,但主衍射峰取向有所变化,改性后涂层晶体生长的择优取向明显,主峰由(111)



图 1 HOPE-1 强流脉冲电子束系统
Fig.1 HOPE-1 HCPEB system

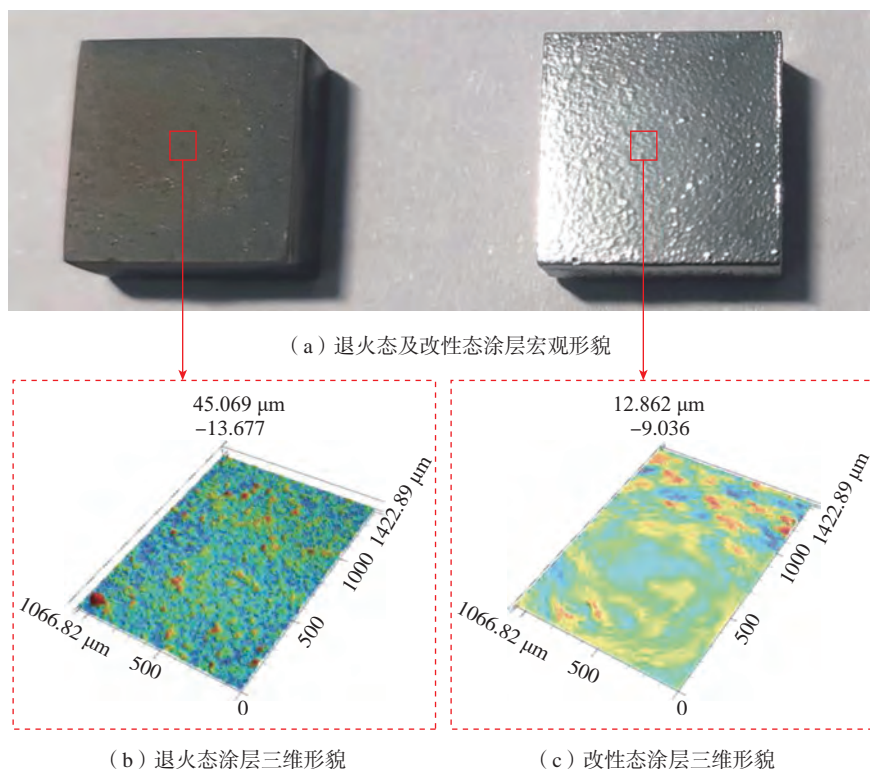


图 2 退火态与 HCPEB 改性态涂层表面状态
Fig.2 Surface states of annealed and HCPEB modified coating

转变为(200),这主要由脉冲电子束辐照处理后涂层表层产生的凝固组织结构所致^[14]。此外,HCPEB辐照后,退火态涂层中的NiCoCr相以及 β -NiAl相消失,前者由于辐照重熔过程中发生了固溶,后者则是由于辐照过程中相变所致(γ -Ni+ β -NiAl \rightarrow γ' -Ni₃Al)。利用JADE软件进行分析,改性态涂层的 γ/γ' 相的FWHM(半峰全宽) B 值高于退火态涂层。参考Scherrer公式($D = K\lambda/B\cos\theta$), B 值越高,则说明晶粒尺寸越细小(即 D 越小),该晶粒细化现象可归因于辐照改性过程中涂层表层组织的快速重熔和凝固,辐照后晶体大量形核但无法在短时间内快速长大。

图4所示为HCPEB改性前后AIP涂层表面及截面SEM形貌。图4(a)中,退火态涂层表面较为粗糙,可以观察到AIP沉积引起的典型大颗粒缺陷(框线标记)及其周围存在的微裂纹(箭头标记)。图4(b)为退火态涂层的截面形貌,涂层厚度约为55 μm ,其中的黑色点状区域是金相腐蚀后所造成的,用以标记 β -NiAl相。对比之下,图4(c)中HCPEB改性态涂层表面被重熔抛光,大颗粒及微裂纹消失,高倍下可以观察到滑移变形结构,说明HCPEB辐照后涂层表面发生了剧烈的塑性变形。从图4(d)截面图像可以观察到约为6 μm 厚的重熔改性层,熔化层抗腐蚀能力非常强,且界面处非常光滑平整。

图5所示为制备态、退火态及HCPEB改性态涂层表层区域TEM结果。制备态及退火态涂层均由 γ/γ' 相组成,退火前晶粒尺寸较小,约为100 nm(图5(a));退火后纳米晶转化为等轴晶,晶粒尺寸为200~1000 nm,且晶粒内部伴有典型的退火孪晶产生(图5(c))。改性态涂层表层同样以 γ/γ' 相为主,且观察到大量的位错结构,如图5(e)所示。此外,在晶粒内部观察到大量均匀弥散的黑

色小颗粒,如图5(f)中区域1所示,EDS点扫描结果显示这些纳米颗粒Y元素含量非常高(原子分数11%)。由于Y元素在 γ/γ' 相基体内固溶度过低,其在辐照改性引起的快速重熔及凝固过程中未能溶入基体而被脱溶析出,并被快速“冷冻”,进而形成了这些纳米级的析出颗粒。大量弥散的纳米析出颗粒可以有效钉扎位错,将其划分为更加细小的位错胞或

亚晶结构,由此也说明辐照处理后涂层表层晶粒明显细化。

2.2 循环氧化试验

1100 $^{\circ}\text{C}$ 热循环10次、50次及100次后退火态涂层XRD图谱如图6所示。10次热循环后,初始态涂层中的NiCoCr相、 β -NiAl相消失,此时TGO主要成分为 Al_2O_3 ,说明此阶段主要以Al元素的选择性氧化为主;50次热循环后, Al_2O_3 衍射峰逐渐增

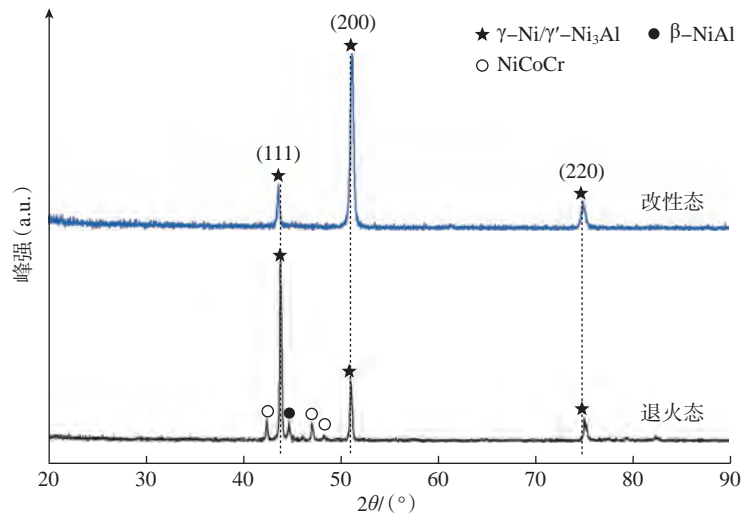


图3 HCPEB改性前后涂层XRD结果
Fig.3 XRD results of coatings before and after HCPEB modification

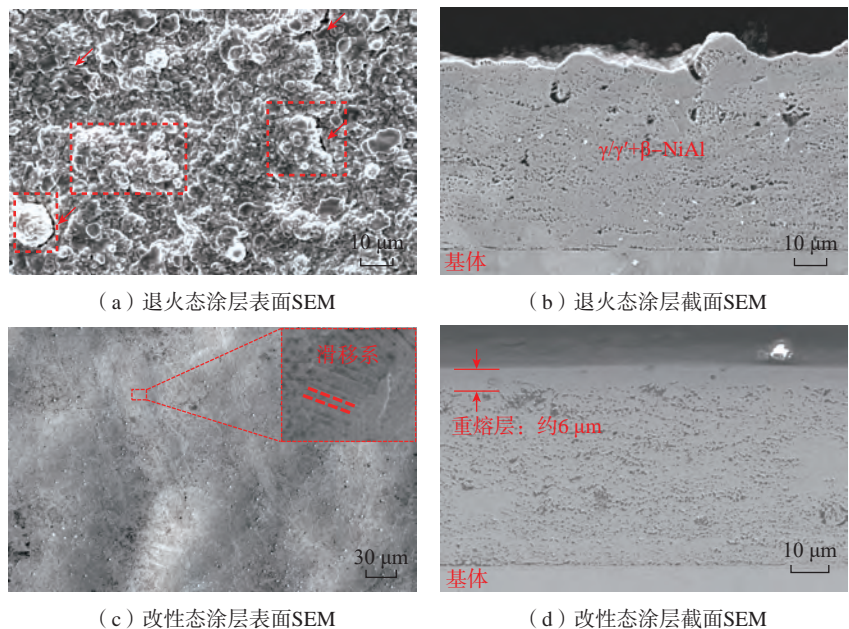


图4 扫描电镜下HCPEB改性前后涂层的表/截面形貌
Fig.4 Surface and cross-sectional SEM morphologies of the coatings before and after HCPEB modification

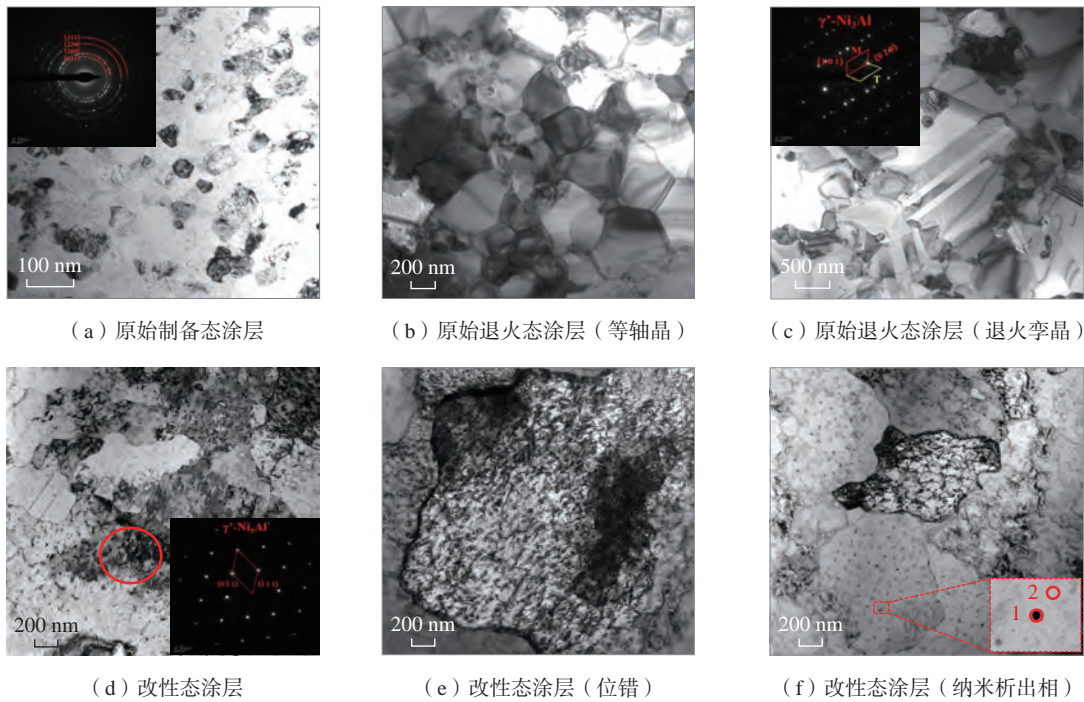


图5 原始及改性态涂层表层区域透射电镜表征结果

Fig.5 TEM analysis of surface region on the original and modified coatings

加,同时观察到 NiAl_2O_4 、 NiCr_2O_4 尖晶石氧化物与 Cr_2O_3 衍射峰。100次热循环后, TGO 相组成较为复杂, NiAl_2O_4 、 NiCr_2O_4 尖晶石氧化物以及 Cr_2O_3 的含量明显增加,同时 Al_2O_3 衍射峰占比减少,说明此时涂层发生了贫 Al 现象,进而导致混合氧化物的大量生成。

相比之下,如图7所示,改性态涂层循环10次后,涂层表面除探测到 Al_2O_3 衍射峰外,还观察到 Cr_2O_3 及 YAM ($\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9$) 相衍射峰;循环50次后, Al_2O_3 相衍射峰增多,而 Cr_2O_3 衍射峰强度明显降低,这一阶段 TGO 主要成分为 Al_2O_3 ;循环100次后,观察到少量的 Cr_2O_3 和尖晶石氧化物衍射峰,但 TGO 主要物相仍为 Al_2O_3 ,且伴有少量的 YAM 相。在循环氧化中所形成的 YAM 相能够有效钉扎氧化膜,提高氧化膜结合强度,并减少氧化膜开裂倾向^[20]。

图8为1100℃循环氧化10次、50次及100次后原始涂层 TGO 表面 SEM 形貌。表3为图8中红色标记区域 EDS 能谱扫描结果。循环氧

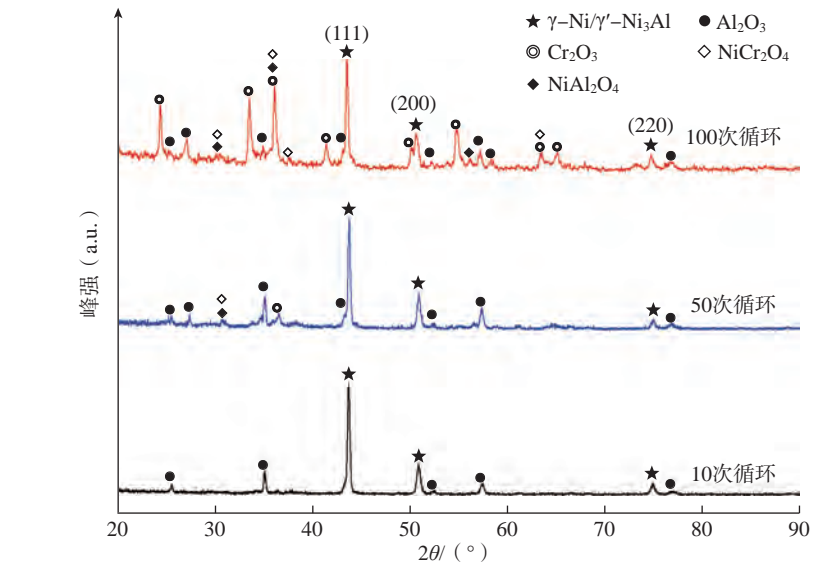


图6 1100℃循环氧化不同次数后退火态涂层表面 XRD 图谱

Fig.6 XRD results of annealed coating under thermal cycling at 1100 °C

化10次后,从低倍率图中可以看出涂层表面较为粗糙(图8(a)),弥散分布较多的团簇状氧化物,局部放大如图8(b)所示,高倍率下表面起伏形貌明显,且团簇状氧化物与周围组织间观察到微裂纹。对区域A及区域B进行EDS扫描,其主要成分均为 Al_2O_3 。平整区域局部放大如图8

(c)所示,该区域 Al_2O_3 呈紧密堆积的颗粒状结构。50次循环后, TGO 表面形貌如图8(d)~(f)所示,低倍下可以观察到局部凹陷及团簇大颗粒形貌,其形成与热循环应力引起的变形及剥落有关,该区域氧化物以 Cr_2O_3 为主。凸起形貌顶部存在明显孔隙,根据EDS结果(区域E),其

主要为 Al_2O_3 、 Cr_2O_3 及尖晶石组成的混合氧化物,由于尖晶石类氧化物脆性较大,裂纹及孔隙也伴随出现。100次循环后 TGO 表面形貌如图 8 (g)~(i)所示。低倍率下 TGO 表面观察到较多的孔隙(图 8 (g))且尺寸较大,说明此时 TGO 已经发生了大面积剥落;高倍率下观察,孔隙

区域 Cr 含量较高而 Al 元素含量极少,说明其主要为 Cr_2O_3 。团簇状氧化物(图 8 (i))中心及周围同样观察到孔隙缺陷,氧化产物以 Cr_2O_3 为主。

图 9 为 HCPEB 改性态涂层在 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 热循环 10 次、50 次及 100 次后 TGO 表面 SEM 形貌。表 4 为图 9 中红色区域 EDS 扫描结果。从图 9

(a)~(c)中可以看出,10次循环后,TGO 表面较为平整,未出现大颗粒团簇状氧化物及明显的表面起伏,此时 TGO 表面有两种特征区域,即以区域 1 为代表的 Al_2O_3 + Cr_2O_3 网状混合氧化物区(图 9 (b)),同时观察到嵌入生长的活性元素氧化物颗粒,呈现较为规则的圆形形貌;以区域 2 为代表的 Al_2O_3 平整氧化物区(图 9 (c))。50次循环后,TGO 表面灰白色网状混合氧化物消失,氧化物形貌趋于一致,但局部区域氧化物呈现凸起或凹陷。对局部区域放大观察,平整区域 Al、Ni 元素含量较高,说明存在混合氧化物,而凹陷区域 Al 元素含量较高,说明处于上层且力学稳定性较差的混合氧化物在热循环应力作用下的剥落导致内部 Al_2O_3 氧化物暴露。就整体而言,改性涂层相对平整的表面形貌一定程度上避免了应力集中现象,减小了表层混合氧化物开裂剥落的倾向。100次循环后,TGO 表面形貌如图 9 (g)~(i)所示,TGO 局部区域出现了明显的凸起,形成类似火山口的形貌(图 9 (g)),

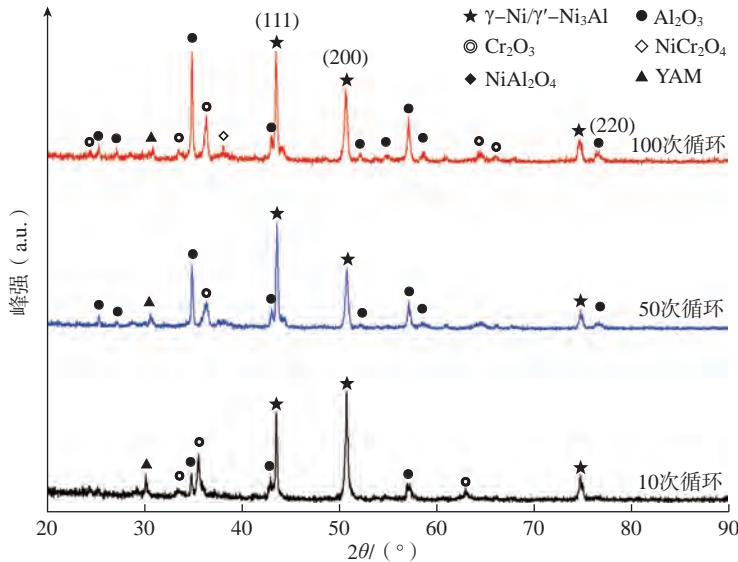


图 7 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 循环氧化不同次数后 HCPEB 改性态涂层表面 XRD 图谱
Fig.7 XRD results of HCPEB modified coating under thermal cycling at $1100\text{ }^\circ\text{C}$

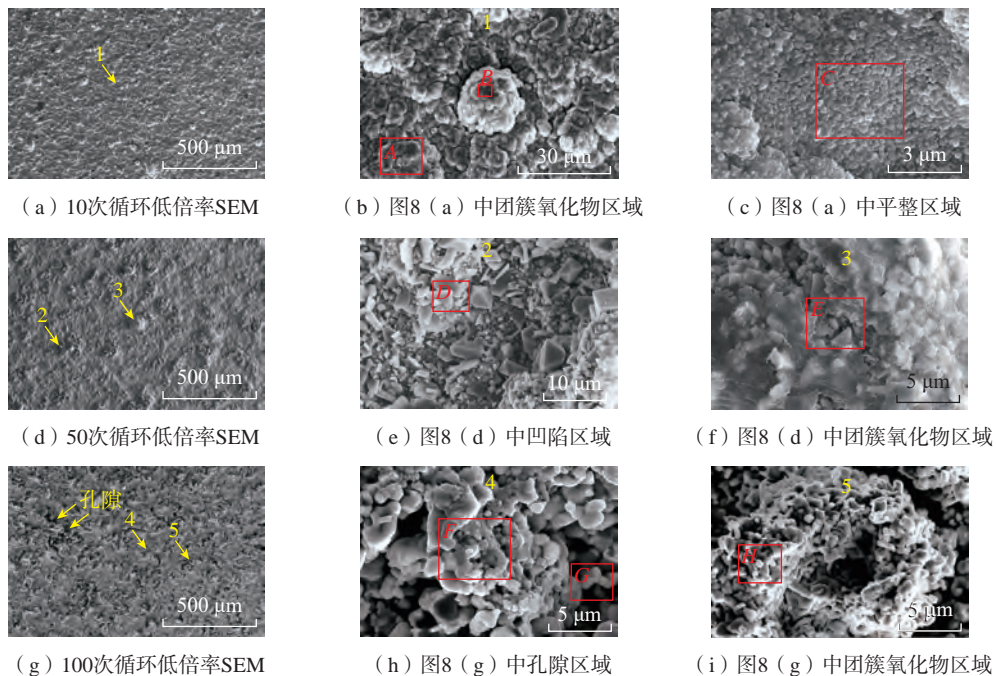


图 8 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 循环氧化 10、50、100 次后退火态涂层 TGO 表面 SEM 形貌
Fig.8 Surface SEM morphologies of TGO developed on annealed coating after 10, 50 and 100 cycles at $1100\text{ }^\circ\text{C}$

根据 EDS 结果,该“火山口”内部(区域 F)以 Cr_2O_3 为主。涂层表面整体较为平整(图 9 (i)),根据 EDS 分析结果(区域 G),该区域主要为 NiAl_2O_4 氧化物,说明此时 TGO 表面被一层尖晶石类氧化物覆盖,局部混合氧化物在热循环应力作用下发生变形及剥落。

图 10 为退火态及改性态涂层循环氧化期间单位面积氧化增重曲线及相应阶段 TGO 截面形貌。单位

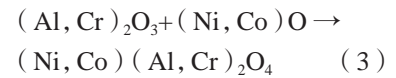
面积增重值 G^+ 以及平均氧化速率 K_p 值计算公式为^[21-22]

$$G^+ = \frac{M_{\text{final}} - M_{\text{initial}}}{S} \quad (1)$$

$$K_p = \frac{(G^+)^2}{t} \quad (2)$$

式中, M 为某次循环的涂层样品质量; S 为涂层与高温环境的接触面积; t 为热暴露的总时长;单次热循环暴露时长为 1 h,总计 100 h。氧化增重曲线符合 Wagner 氧化增重规律^[23-24]。

针对退火态涂层,前 10 次循环中,涂层中所有金属元素均参与氧化反应,随后转变为 Al 元素的选择性氧化,由于与高温环境接触且氧分压较高,此阶段涂层单位面积质量增加较快。根据 10 次循环后截面形貌及能谱结果(图 10 (a)),TGO 以 Al_2O_3 为主,截面形貌不平整,且观察到裂纹存在。10 次后, Al_2O_3 膜已连续覆盖涂层表面,元素扩散及氧化反应一定程度上被抑制,使得 10 次至 70 次循环期间单位面积增重趋于平缓。但由于氧化引起翘曲现象,TGO 及 TGO 与涂层间出现微裂纹,导致内氧化的发生(图 10 (b))。70 次循环后,氧化增重更加明显,尤其是 80 次循环后,增重曲线陡然升高,在这一阶段内,涂层中发生贫 Al 现象, Al_2O_3 的单一生长无法维持,已产生的 Al_2O_3 和 Cr_2O_3 会与 NiO 、 CoO 发生反应被消耗,形成疏松多孔的尖晶石氧化物,反应如下:

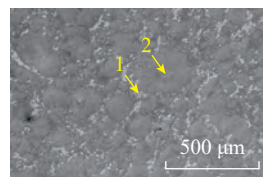


另一方面,循环期间的应力也会

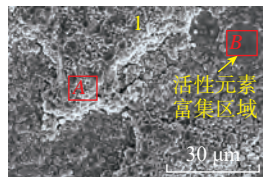
表 3 图 8 中 A~H 区域 EDS 扫描分析(原子分数)

Table 3 EDS analysis of region A~H area in Fig.8 (atomic fraction) %

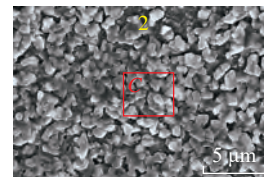
区域	O	Al	Si	Y	Cr	Co	Ni	Hf
A	59.70	34.65	—	0.48	3.67	0.65	0.86	—
B	59.69	35.00	—	0.27	3.50	0.57	0.96	—
C	59.79	35.27	—	0.78	3.10	0.41	0.64	—
D	57.47	5.76	—	0.50	23.60	3.68	8.98	—
E	57.47	14.20	—	1.52	14.17	1.54	11.10	—
F	59.84	1.74	0.32	1.22	35.74	—	1.14	—
G	59.80	0.26	—	—	38.94	—	1.00	—
H	59.67	13.84	—	0.19	24.63	—	1.67	—



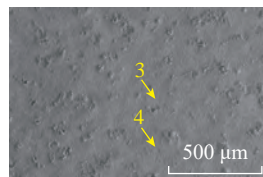
(a) 10次循环低倍率SEM



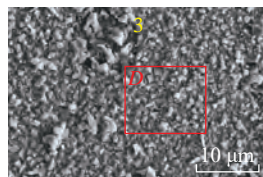
(b) 图9 (a) 中混合氧化物区域



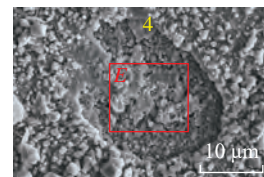
(c) 图9 (a) 中平整区域



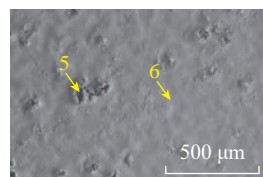
(d) 50次循环低倍率SEM



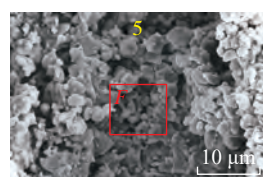
(e) 图9 (d) 中平整区域



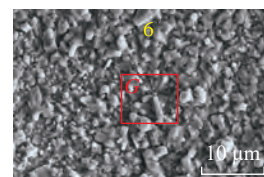
(f) 图9 (d) 中凹陷区域



(g) 100次循环低倍率SEM



(h) 图9 (g) 中氧化层翘曲区域



(i) 图9 (g) 中平整区域

图 9 1100 °C热循环 10、50、100 次后改性态涂层 TGO 表面 SEM 形貌

Fig.9 Surface SEM morphologies of TGO developed on the HCPEB modified coating after 10, 50 and 100 cycles at 1100 °C

引起 TGO 剥落(图 10 (d)),将内部涂层组织暴露于高温环境中,进一步加剧内氧化,这导致样品质量迅速增加。由式(1)和(2)计算得到退火态涂层单位面积质量增重 G^+ 为 20.89 g/m^2 , K_p 为 $4.36 \text{ g}^2/(\text{m}^4 \cdot \text{h})$ 。

HCPEB 改性态涂层热循环增重曲线整体平缓,直至 100 次循环结束未发生增重突然加剧的情况,稳定氧化阶段一直持续到试验结束。通过计算,改性态涂层 G^+ 值为 3.59 g/m^2 ,

K_p 为 $0.13 \text{ g}^2/(\text{m}^4 \cdot \text{h})$ 。根据截面形貌结果(图 10 (c)、(e)和(f)),改性态涂层 10 次循环后形成的 TGO 平整且厚薄均匀,线扫描结果显示,此阶段 TGO 外层为 Cr_2O_3 ,内层为 Al_2O_3 ; 50 次热循环后, TGO 厚度增加明显且产生一定起伏,主要成分为表层混合氧化物以及底部 Al_2O_3 , Al_2O_3 下界面生长不规则,但整体较为致密、连续,能够继续提供保护作用; 100 次热循环后, TGO 未出现大

面积剥落及内氧化,但分层现象较为明显,上层 Al_2O_3 转变为混合氧化物,下层则依旧为连续致密的 Al_2O_3 。改性态涂层较退火态涂层循环氧化服役性能提升明显。

2.3 讨论

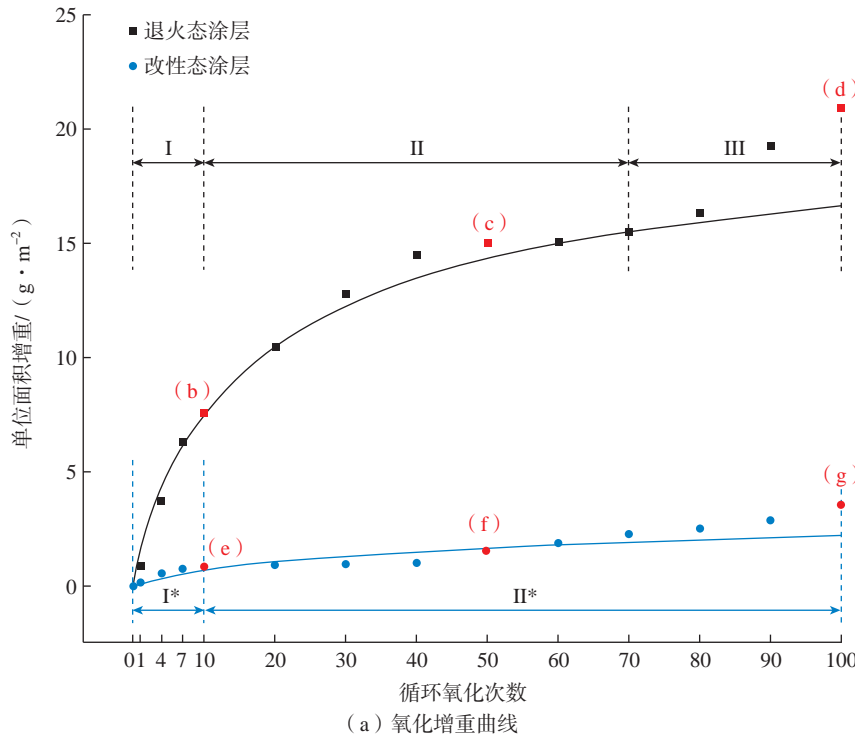
2.3.1 HCPEB 改性对涂层组织的影响

HCPEB 改性过程中,脉冲电子束会与涂层表面产生原子级别的交互碰撞,进而在瞬间对涂层表面施加热力共同作用,被辐照区域的组织也会经历快速加热、熔化(约 10^9 K/s)、冷却及凝固(约 10^7 K/s)等一系列物理化学过程。从微观形貌角度分析, HCPEB 辐照处理后,涂层表面突起的大颗粒区域处易积聚电荷,辐照诱发的等离子体放电效应在这些区域比在平整区域更加剧烈,导致该区域组织被率先熔化甚至汽化。另一方面,由于辐照次数较高(24 次),制备缺陷及不均匀凹凸表面形貌被不断抹平,反复熔化和凝固也使表面变得愈加平坦;同时,由于 Y 元素在 γ/γ' 基

表 4 图 9 中 A~G 区域 EDS 扫描分析(原子分数)

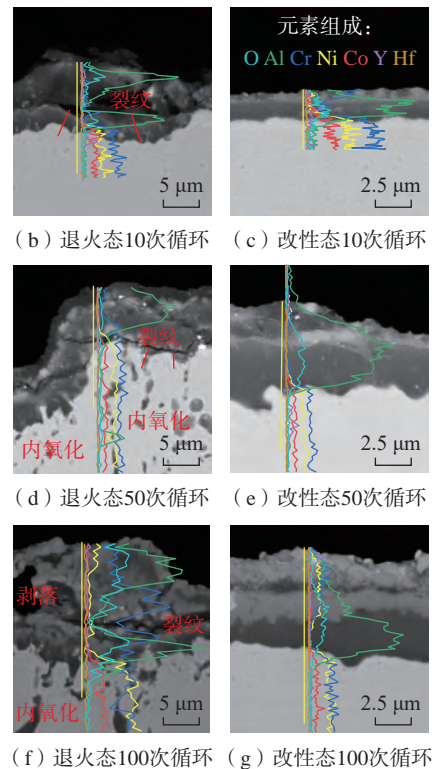
Table 4 EDS analysis of region A~G area in Fig.9 (atomic fraction) %

区域	O	Al	Si	Y	Cr	Co	Ni	Hf
A	57.14	—	—	—	28.55	9.98	4.33	—
B	59.94	17.11	—	17.13	3.17	0.48	1.01	1.16
C	59.74	23.44	—	0.25	15.28	0.43	0.85	—
D	57.32	19.49	—	1.64	8.15	0.69	12.71	—
E	58.27	24.35	—	1.49	7.25	2.78	5.85	—
F	59.87	0.36	0.32	—	39.11	—	0.66	—
G	57.82	20.92	—	1.44	8.45	—	11.13	0.24



(a) 氧化增重曲线

图 10 HCPEB 辐照前后涂层氧化增重曲线及相关阶段 TGO 截面形貌



(f) 退火态 100 次循环 (g) 改性态 100 次循环

Fig.10 Oxidative weight gaining curve of coating before and after HCPEB irradiation and TGO cross-sectional morphologies after different thermal cycles

体中固溶度较低,极易被脱溶析出形成 Y 富集纳米弥散颗粒。从塑性变形角度分析,改性态涂层中产生大量位错缠结,说明 HCPEB 辐照重熔过程伴随产生了剧烈的塑性变形。如前所述,辐照改性期间,能量快速注入材料表层后会形成极大的动态温度场及动态应力场,温度和应力协同作用导致重熔层产生不同的非平衡状态,其中位错是强烈塑性变形中常见的线缺陷结构。值得注意的是,针对该涂层而言,纳米弥散析出颗粒与位错结构同时存在,使这些颗粒可以有效钉扎位错,并将其转换成位错胞或亚晶结构,这是十分重要的晶粒细化机制。

2.3.2 HCPEB 改性对涂层循环氧化服役性能的影响

HCPEB 辐照引起的重熔消除了原始涂层表面的粗糙形貌及微裂纹、大颗粒等制备缺陷。循环试验中,改性态试样表面形成的 TGO 继承了氧化前的平整形貌,有效避免了波峰及波谷区域引起的应力集中,即使热循环后期出现了以 AB_2O_4 尖晶石为主的混合氧化物层,但下层 Al_2O_3 膜仍然致密且连续,其理想的表面状态为保护性 TGO 的稳态生长提供了良好的基础条件。其次,重熔层内部产生的晶粒细化、位错增殖等微观结构为 Al 元素在热暴露期间的扩散提供了大量通道,从而有效降低了形成保护性 Al_2O_3 膜所需的临界 Al 含量。根据循环氧化试验结果,HCPEB 改性态涂层样品保护性 Al_2O_3 膜稳定且连续,在整个热循环过程中,未发生明显的贫 Al 现象。此外,HCPEB 辐照后涂层表面诱发的均匀分布的纳米量级 Y 富集纳米颗粒在氧化前期有利于促进 Al_2O_3 的形核;在氧化后期,可以通过形成氧化物“销钉”效应来增强 TGO 的结合力^[25],有效抑制了热循环条件下 TGO 开裂、剥落的倾向。显然,HCPEB 技术可以有效提高涂层的抗高温氧化性能。

3 结论

(1) 退火态涂层由 γ -Ni/ γ' - Ni_3Al 、NiCoCr、 β -NiAl 相组成,表面粗糙 ($S_a=2.66 \mu m$) 且可观察到团簇大颗粒、微裂纹等制备缺陷。HCPEB 改性态涂层宏观下表面呈银白色抛光态,粗糙度较低 ($S_a=1.35 \mu m$),表层形成厚度约为 $6 \mu m$ 的致密重熔层,且重熔层晶粒得到细化,并观察到高密度的塑性变形结构,此外,熔化层内部形成大量的 Y 富集纳米颗粒。

(2) 循环氧化期间,退火态涂层 TGO 生长受其原始表面形貌影响较大。热循环初期,TGO 起伏明显且存在少量横向裂纹,主要成分为 Al_2O_3 ;热循环中期,TGO 翘曲现象严重,裂纹密度较高且出现氧化物分层及内氧化现象;热循环后期,TGO 上层混合氧化物厚度进一步增加,且出现明显剥落。退火态涂层在 100 次循环氧化后单位面积增重 G^+ 为 $20.89 g/m^2$, K_p 为 $4.36 g^2/(m^4 \cdot h)$ 。改性态涂层表面物相组成及氧化动力学表现较为理想,在热循环初期, Al_2O_3 保护膜快速形成,在热循环后期,仅局部区域出现氧化膜翘曲,氧化膜剥落现象不明显,此时单位面积增重 G^+ 为 $3.59 g/m^2$, K_p 为 $0.13 g^2/(m^4 \cdot h)$ 。

(3) HCPEB 辐照可以实现涂层表面抛光净化,消除因起伏形貌引起的应力集中现象,为平整均匀 TGO 的形成提供理想表面状态;表层组织晶粒细化、位错强化以及弥散分布的纳米析出颗粒提高了热暴露早期 Al 元素的扩散效率,促进了 Al_2O_3 保护膜的快速形成及稳定生长,延长涂层服役寿命。

参考文献

- [1] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. Science, 2002, 296(5566): 280-284.
- [2] 程玉贤,王璐,袁福河.航空发动机涡轮叶片热障涂层应用的关键技术和问题[J].

航空制造技术,2017,60(15):28-34.

CHENG Yuxian, WANG Lu, YUAN Fuhe. Key technologies and problems of thermal barrier coating application on aeroengine turbine vane and blade[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(15): 28-34.

[3] PADTURE N P. Advanced structural ceramics in aerospace propulsion[J]. Nature Materials, 2016, 15(8), 804-809.

[4] 王铁军,范学领,孙永乐,等.重型燃气轮机高温透平叶片热障涂层系统中的应力和裂纹问题研究进展[J].固体力学学报,2016,37(6):477-517.

WANG Tiejun, FAN Xueling, SUN Yongle, et al. The stresses and cracks in thermal barrier coating system: A review[J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2016, 37(6): 477-517.

[5] 郑蕾,郭洪波,郭磊,等.新一代超高温热障涂层研究[J].航空材料学报,2012,32(6):14-24.

ZHENG Lei, GUO Hongbo, GUO Lei, et al. New generation thermal barrier coatings for ultrahigh temperature applications[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 14-24.

[6] WANG Y Y, HAN Y X, LIN C C, et al. Effect of spraying power on the morphology of YSZ splat and micro-structure of thermal barrier coating[J]. Ceramics International, 2021, 47(13): 18956-18963.

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

[8] CHEN Y, ZHAO X, BAI M, et al. A mechanistic understanding on rumpling of a NiCoCrAlY bond coat for thermal barrier coating applications[J]. Acta Materialia, 2017, 128: 31-42.

[9] 董会,王鹤屿,周攀虎,等.热障涂层 NiAl 黏结层掺杂改性研究现状[J].航空制造技术,2022,65(3):44-50.

DONG Hui, WANG Heyu, ZHOU Panhu, et al. Current research status of doping modified-NiAl bond coat for thermal barrier coating system[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(3): 44-50.

[10] DONG H, YANG G J, LI C X, et al. Effect of TGO thickness on thermal cyclic lifetime and failure mode of plasma-sprayed TBCs[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2014, 97(4): 1226-1232.

[11] EVANS A G, MUMM D R, HUTCHINSON J W, et al. Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(5): 505-553.

[12] ZHAO P P, SHEN M L, GU Y, et al. Oxidation behavior of NiCrAlY coatings prepared

by arc ion plating using various substrate biases: Effects of chemical composition and thickness of the coatings[J]. *Corrosion Science*, 2017, 126: 317–323.

[13] WANG J L, CHEN M H, CHENG Y X, et al. Hot corrosion of arc ion plating NiCrAlY and sputtered nanocrystalline coatings on a nickel-based single-crystal superalloy[J]. *Corrosion Science*, 2017, 123: 27–39.

[14] CAI J, LI C, YAO Y M, et al. Microstructural modifications and high-temperature oxidation resistance of arc ion plated NiCoCrAlYSiHf coating via high-current pulsed electron beam[J]. *Corrosion Science*, 2021, 182: 109281.

[15] 胡双丽. 探讨电弧离子镀中“大颗粒”净化方法[J]. *真空*, 2012, 49(4): 72–74.

HU Shuangli. Review on solutions of droplet contamination in arc ion plating[J]. *Vacuum*, 2012, 49(4): 72–74.

[16] 黄美东, 林国强, 董闯, 等. 偏压对电弧离子镀薄膜表面形貌的影响机理[J]. *金属学报*, 2003, 39(5): 510–515.

HUANG Meidong, LIN Guoqiang, DONG

Chuang, et al. Mechanism of effect of bias on morphologies of films prepared by arc ion plating[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2003, 39(5): 510–515.

[17] PENG W H, HAO S Z, CHEN J, et al. Surface composite microstructure and improved mechanical property of YG10X cemented carbide induced by high current pulsed electron beam irradiation[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, 78: 233–239.

[18] OZUR G E, PROSKUROVSKY D I, ROTSHTEIN V P, et al. Production and application of low-energy, high-current electron beams[J]. *Laser and Particle Beams*, 2003, 21(2): 157–174.

[19] LYU P, PENG T, MIAO Y Q, et al. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo_{0.2} high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 410: 126911.

[20] GIL A, NAUMENKO D, VASSEN R, et al. Y-rich oxide distribution in plasma sprayed MCrAlY-coatings studied by SEM with

a cathodoluminescence detector and Raman spectroscopy[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2009, 204(4): 531–538.

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

[22] MA K K, SCHOENUNG J M. Isothermal oxidation behavior of cryomilled NiCrAlY bond coat: Homogeneity and growth rate of TGO[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2011, 205(21–22): 5178–5185.

[23] WAGNER C. Formation of composite scales consisting of oxides of different metals[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 1956, 103(11): 627–633.

[24] WAGNER C. Theoretical analysis of the diffusion processes determining the oxidation rate of alloys[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 1952, 99(10): 369–380.

[25] GUO H B, LI D Q, ZHENG L, et al. Effect of co-doping of two reactive elements on alumina scale growth of β -NiAl at 1200 °C[J]. *Corrosion Science*, 2014, 88: 197–208.

Modification Mechanism and Thermal Cycling Oxidation Behavior of Arc Ion Plated NiCoCrAlYSiHf Coating Irradiated via High-Current Pulsed Electron Beam

CAI Jie^{1,2}, YAO Yiming^{1,2}, GAO Jie^{1,2}, GUAN Qingfeng³

(1. Institute of Advanced Manufacturing and Modern Equipment Technology, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China;

2. School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China;

3. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

[ABSTRACT] The NiCoCrAlYSiHf coatings were modified via high-current pulsed electron beam (HCPEB) in this contribution. The surface state (surface roughness and macro morphology) and microstructures (phase composition, crystal defects, and reactive element distribution) of the original and irradiated coatings were comparatively characterized. Thermal cycling tests at 1100 °C were also performed. Microstructural characterization results show that preparation defects of the original coating are eliminated, and the irradiated coating surface becomes smooth and dense. In addition, abundant plastic deformation structures and uniformly distributed reactive element precipitates (nano-sized) can be observed. These irradiated effects can ensure the chemical stability of the thermally grown oxide (TGO) during the cycling process and significantly delay the cracking and spallation of TGO. The thermal cycling resistance of the irradiated coatings is improved significantly.

Keywords: High-current pulsed electron beam (HCPEB); NiCoCrAlYSiHf coating; Microstructure; Thermal cycling oxidation; Thermally grown oxide (TGO)

(责编 雷松)

创造价值 贡献航空

2023 “测量技术及应用” 专栏征稿

选题背景

经过几十年的发展，测量技术已经从单一尺度、单一几何量、简单测量对象、事后离线测量发展到跨尺度、多物理参量、复杂整体测量对象、在线实时测量新阶段，在推动制造技术进步方面产生了重大作用。本刊2023年特策划“测量技术及应用”专栏，热忱欢迎相关领域的专家及科研团队对该方向研究现状和成果进行论述。

征稿方向

精密测量方法及技术；多维多参量精确表征模型及其多模态测量理论、误差分析模型及补偿方法；复杂形面和复杂环境下三维测量；全局测量系统构建；微纳尺度三维全尺寸测量等。

投稿要求

1. 论文要体现研究前沿，有创新性，综述文章或试验研究均可。
2. 保证投稿论文的原创性（无抄袭、剽窃或侵权等行为），不存在一稿多投等情况。
3. 投稿论文请直接发送至邮箱：amt@amte.net.cn。

截稿日期

2022年10月15日，如有投稿意向请与学术编辑联系。

联系方式

学术编辑：王雪坤
联系电话：13811568800
010-85700465转285
电子邮箱：amt@amte.net.cn

公司名称	位置	索引号
Sandvik公司	封二	22-1052
西安天瑞达光电技术股份有限公司	封三	22-1036
郑州市钻石精密制造有限公司	封底	22-1067
DMG MORI公司	1	22-1068
斯达拉格公司	3	22-1014
埃马克（中国）机械有限公司	5	22-1022
成都宏翌精密机械有限公司	7	22-1069
錡玛（苏州）精密工具股份有限公司	9	22-1018
北京东兴润滑剂有限公司	11	22-1004
北京迪蒙数控技术有限责任公司	13	22-1011
第十六届中国国际机床工具展览会	128	22-1089

CIMES2022

2022年9月13日-17日

国家会展中心（天津）

NATIONAL CONVENTION & EXHIBITION CENTER (TIANJING)

www.cimes.org.cn



第十六届中国国际机床工具展览会

THE 16th CHINA INT'L MACHINE TOOL & TOOLS EXHIBITION

主办方 | 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
中国机床总公司

承办方 | 北京国机展览有限公司



参观登记



自主知识产权

国产核心设备

——全球领先的LSP技术优势和工艺质量控制

历经10余年科研攻关,天瑞达凭借“工艺研究引导+设备优化实现+系统迭代创新”,实现了“低能量注入,高品质强化效果”的全球领先技术优势,经美国通用电气(GE)和英国罗罗(R&R)的技术测试和质量体系审查,天瑞达的工艺技术 with 质量控制优于美国同行,处于全球领先水平。自2015年成为美国GE激光冲击强化加工直供方(供应商代码:M36855-101)以来,已加工5种型号6000余片燃气轮机叶片,经美国本土检测机构十余次周期性产品强化效果检验,全部合格。



——中国LSP行业引领者 国际知名LSP专业化企业



成立于2007年8月



高新技术企业



独立自主品牌



国内示范生产线



国内规模化应用



全球公开展示设备

天瑞达拥有激光冲击强化设备、工艺的自主知识产权和三体系认证(质量、环境、职业健康),研制出系列激光冲击强化成套设备,并成功出口发达国家,现有多条先进的激光冲击强化加工生产线,具备稳定的激光冲击强化规模化量产能力。

天瑞达是全球已实现LSP规模化工业应用的四家企业之一(其余三家为美国公司),是美国通用电气公司(GE)在中国激光冲击强化加工服务的授权供应商,并与美国P&W、英国R&R、俄罗斯UEC、俄罗斯CIAM、俄罗斯UWCA、新加坡ARTC等国际客户开展多项业务合作。

广告索引号22-1036



官网网址



微信公众号



抖音企业号

西安天瑞达光电技术股份有限公司
Xi'an Tyrida Optical Electric Technology Co., Ltd

电话:400-022-9369 邮箱:sale@tyrida.com

地址:西安市高新区毕原二路176号军民融合产业园B3栋10101室

Z-milling

碳纤维高效铣削
PCD波刃铣刀

轻快之至



国产刀具标杆
降本升级首选

广告索引号22-1067

郑州市钻石精密制造有限公司
ZHENGZHOU DIAMOND PRECISION MANUFACTURING CO.,LTD.

地址:郑州经济技术开发区第七大街198号
Add:No.198,the 7th Ave of Zhengzhou Economic and Technological
Development Zone,Henan,P.R.C
电话/Tel: 0371-603009 60 (13) 传真/Fax: 0371-60300963
Http://www.zhengzuanchina.com
E-mail:sales@zhengzuanchina.com 邮编/P.C.: 450016

