

# 航空制造技术

2024年第17期  
Vol.67 No.17



封面文章  
**激光定向能量沉积DD405单晶  
高温合金的裂纹形成机制研究**

专稿  
**热处理对选区激光熔化GH4061  
合金组织和性能的影响**

论坛  
**粉末冶金成形**

www.amte.net.cn

ISSN 1671-833X



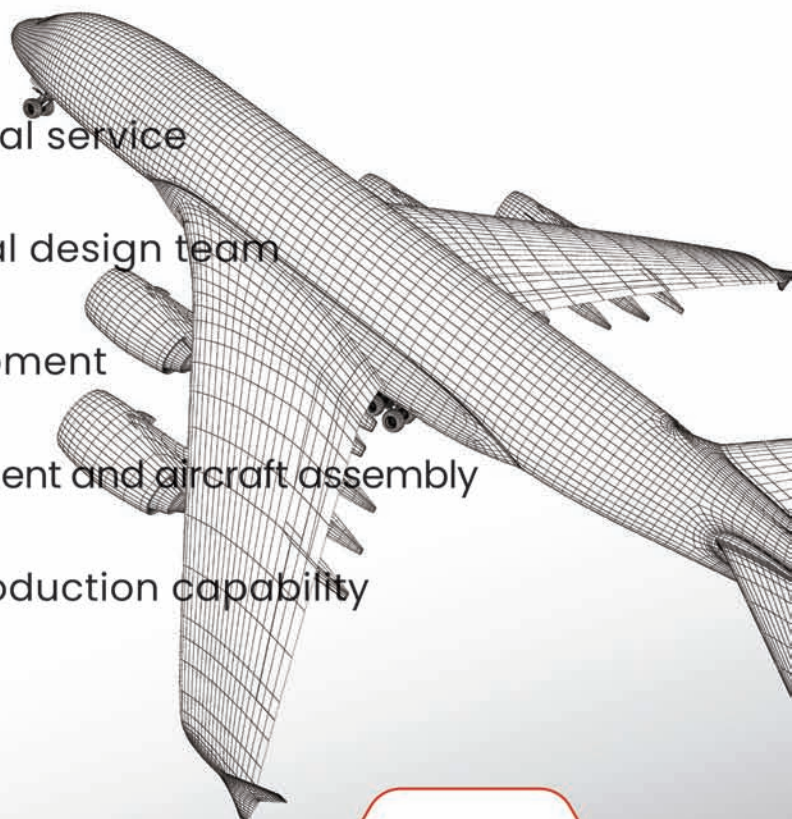
ISSN 1671-833X CN 11-4387/V



## 全球领先复合材料综合解决方案提供商 Global Leading Composite Solution Provider

### 核心优势 / Core Strength

- 完整的专业服务链  
Complete chain of professional service
- 卓越的飞机结构设计团队  
Outstanding aircraft structural design team
- 领先的制造设备  
Leading manufacturing equipment
- 丰富的部段和整机装配经验  
Extensive experience in component and aircraft assembly
- 突出的工业化量产能力  
Prominent industrial mass production capability



### 产品案例 / Cases



电动垂直起降  
eVTOL



舱门  
Cabin Door



无人机 UAV



垂尾侧壁板  
Vertical Tail Skin



## 大型金属增材制造系统



EP-M2050



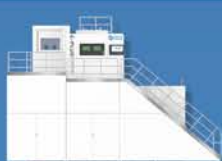
EP-M1550



EP-M1250



EP-M1200-650



EP-825H-1600



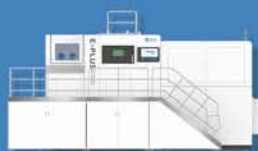
EP-M825



EP-M650H-1500



EP-M650H



EP-M650



EP-M450H-1900



EP-M450H-1200



EP-M450H



EP-M450



EP-M3500



EP-M4750

## 中小型金属增材制造系统



EP-M400



EP-M400S



EP-M300



EP-M260



EP-M150

北京易加三维科技有限公司

sales@eplus3d.com 010-80734828

公司地址：北京市昌平区新元科技园B座705

广告索引号24-1001



AERONAUTICAL MANUFACTURING TECHNOLOGY

# 航空制造技术



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

## 编委会

Editorial Board

主任 李志强  
Director Li Zhiqiang

常务副主任 王向明  
Executive Vice-Director Wang Xiangming

副主任 李涤尘 隋少春  
Vice-Director Li Dicheng Sui Shaochun

## 国内编委

Domestic Members

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

冯晶 高兰宁 郭洪波  
Feng Jing Gao Lanning Guo Hongbo

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

李克明 李黎 李文龙  
Li Keming Li Li Li Wenlong

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

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

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

陶飞 王俊升 王立平  
Tao Fei Wang Junsheng Wang Liping

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

肖世宏 邢丽英 徐九华  
Xiao Shihong Xing Liying Xu Jiuhua

徐正扬 杨辉 杨树明  
Xu Zhengyang Yang Hui Yang Shuming

姚为 曾元松 张博  
Yao Wei Zeng Yuansong Zhang Bo

张文武 张振宇 章顺虎  
Zhang Wenwu Zhang Zhenyu Zhang Shunhu

赵安安 朱继宏 朱嘉琦  
Zhao An'an Zhu Jihong Zhu Jiaqi

朱利民  
Zhu Limin

## 国际编委

International Members

Chrsitoph Hartl (Germany) Dae-Cheol Ko (Korea)

Jim Williams (U.S.) John Dear (UK)

Lihui Wang (Sweden) Paulo Martins (Portugal)

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

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

出版人 李志强  
Publisher Li Zhiqiang

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

国内定价: 20.00元 国外定价: 16.00美元

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

# 德国夹具王——瀚柏格夹具 车铣磨夹持解决方案专家



瀚柏格夹具系统技术(上海)有限公司  
上海市闵行区中春路775号宝虹中心611-612  
邮编:201101  
电话:021-20916384  
传真:021-20916383  
email: sales@hainbuch.cn  
www.hainbuch-china.cn



客座主编 徐磊

中国科学院金属研究所研究员、博士生导师，国家级人才计划-科技创新领军人才，主要从事低温钛合金研制、钛铝金属间化合物研制、粉末冶金高温合金及部件研制、粉末致密化的有限元仿真研究。

粉末冶金技术作为一种应用广泛的精密成形技术，具有少无切削加工、材料利用率高、制造过程清洁高效、生产成本低等特性，既可以制成符合空天领域应用要求的零件，也可以生产传统铸锻工艺难以制造的低塑性、难加工金属材料和零件毛坯。粉末冶金技术所成形零件表面质量好，且通过致密化和烧结等后处理工艺可以灵活改善零件的性能。

粉末冶金技术的发展满足了航空航天和国防建设对高性能、高精度、高效率 and 绿色化制造的重大需求，并在相关领域积累了成功的应用经验。钛合金和高温合金是重要的空天用金属材料，采用粉末冶金成形技术，避免了材料内部成分偏析、疏松、缩孔等缺陷，在制造复杂构件方面展现出突出优势。我国高端空天装备性能的提升，必然要突破材料和制造“卡脖子”关键技术问题。近年来，我国材料研制的优势单位，针对粉末成形技术的关键基础问题，通过不断技术攻关，按照“先材料、再试样、后典型件”的材料研发技术思路，开展多种新材料制造、性能调控和疲劳寿命及其影响因素研究，揭示相关基础原理，突破了多项关键技术瓶颈，大大促进了粉末冶金学科的良好发展。

受《航空制造技术》之邀，我们共同策划了“粉末冶金成形”专题，邀请多位国内粉末成形领域的专家与学者，结合自身的研究成果与实践经验，从基础理论、工艺优化、材料创新、装备升级、质量控制及装机应用等多个维度，全面剖析粉末成形技术在航空航天领域的应用现状与未来发展。希望能够为广大读者提供参考与启发，促进学术界与工业界的深入交流与合作。



**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](http://www.starrag.com)

广告索引号24-1014

## 专稿 Feature

- 14 热处理对选区激光熔化GH4061合金组织和性能的影响  
张尚洲 李子福 王瑞 孙广宝 刘国浩 于鸿焱  
Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of GH4061 Alloy by Selective Laser Melting  
ZHANG Shangzhou LI Zifu WANG Rui SUN Guangbao LIU Guohao YU Hongyao

## 封面文章 Cover Story

- 20 激光定向能量沉积DD405单晶高温合金的裂纹形成机制研究  
李金国 郭以沫 卢楠楠 朱泓雨 梁静静 张光睿 周亦霄 孙晓峰  
Study on Formation Mechanisms of Cracks in Laser Directed Energy Deposition DD405 Single-Crystal Superalloys  
LI Jinguo GUO Yimo LU Nannan ZHU Hongyu LIANG Jingjing  
ZHANG Guangrui ZHOU Yizhou SUN Xiaofeng

## 论坛 Forum

### 粉末冶金成形 Powder Metallurgy Forming

- 32 粉末近净成形在航天发动机领域的应用  
徐磊 陈晓 田晓生 卢正冠 吴杰  
Application of Powder Metallurgy Near Net Shaping in Aerospace Engines  
XU Lei CHEN Xiao TIAN Xiaosheng LU Zhengguan WU Jie
- 44 粉末冶金TC11钛合金的热等静压制备与高周疲劳性能研究  
郭瑞鹏 程敏 卢正冠 徐磊  
Powder Metallurgy TC11 Titanium Alloy Via Hot Isostatic Pressing: Preparation, Microstructure and High-Cycle Fatigue Property  
GUO Ruipeng CHENG Min LU Zhengguan XU Lei
- 50  $Ti_2AlNb$ 合金粉末热等静压成形的组织和性能  
吴杰 朱旭晖 尹一峰 尚学文 卢正冠 徐磊  
Microstructure and Mechanical Properties of Powder Metallurgy  $Ti_2AlNb$  Alloy Prepared by Hot Isostatic Pressing  
WU Jie ZHU Xuhui YIN Yifeng SHANG Xuewen LU Zhengguan XU Lei
- 59 不同Mg/Li比对粉末冶金Al-Mg-Li合金显微组织及力学性能的影响  
祁妙 陈存广 孙春芳 李鑫 杨芳 刘其源 刘新华 郭志猛  
Microstructure and Mechanical Properties of Powder Metallurgy Al-Mg-Li Alloys With Different Mg/Li Ratios  
QI Miao CHEN Cunguang SUN Chunfang LI Xin YANG Fang  
LIU Qiyuan LIU Xinhua GUO Zhimeng
- 68 Inconel 718合金粉末热等静压成形及其影响因素  
田晓生 曹耀 徐磊  
Hot Isostatic Pressing and Influencing Factors of Inconel 718 Alloy Powder  
TIAN Xiaosheng CAO Yao XU Lei

# HEIDENHAIN



## TS 460

### 保护周到 探测精准

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

缩短  
机床设置  
时间达  
**30%**

[www.heidenhain.com/ts460](http://www.heidenhain.com/ts460)

广告索引号24-1038

约翰内斯·海德汉博士(中国)有限公司  
[www.heidenhain.com.cn](http://www.heidenhain.com.cn)

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



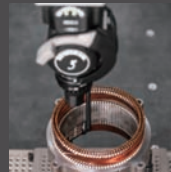
## 研究论文 Research

- 78 基于GRU神经网络和遗传算法的飞机装配站位物料配置方案优化  
张琦 蒋昌健 韩嘉威 刘金炜  
Material Configuration Optimization Method Based on GRU Neural Network and Genetic Algorithm in Aircraft Assembly Stations  
ZHANG Qi JIANG Changjian HAN Jiawei LIU Jinwei
- 83 工件振动辅助管电极电解加工方孔仿真与试验研究  
李国军 陈晓磊 叶志森 张永俊 郭钟宁  
Simulation and Experimental Research on Workpiece Vibration-Assisted Electrochemical Machining of Square Holes With Tube Electrode  
LI Guojun CHEN Xiaolei YE Zhisen ZHANG Yongjun GUO Zhongning
- 93 夹杂物对粉末冶金FGH97合金显微组织与力学性能的影响  
朱站立 卢正冠 梁玉  
Effect of Inclusions on Microstructure and Mechanical Properties of Powder Metallurgy FGH97 Alloy  
ZHU Zhanli LU Zhengguan LIANG Yu
- 102 基于优化Hough变换的铆接高度差亚像素检测方法研究  
潘新 李海伟 张函力 申霖 张新喜 纪俐  
Research on Sub-Pixel Detection Method of Riveting Height Difference Based on Optimized Hough Transform  
PAN Xin LI Haiwei ZHANG Hanli SHEN Lin ZHANG Xinxi JI Li
- 109 基于改进集中热容法的TC17钛合金淬火表面换热系数测算  
吴志杰 吴运新 何鹏 袁忠禹  
Calculation of Quenching Surface Heat Transfer Coefficient of TC17 Titanium Alloy Based on Improved Concentrated Heat Capacity Method  
WU Zhijie WU Yunxin HE Peng YUAN Zhongyu
- 115 缘条类复合材料零件变形修正系统的开发  
刘宝明 徐沁玫 王小凯 韩强儒 白扬 韩志仁  
Development of Deformation Correction System for Edge Strip Composite Parts  
LIU Baoming XU Qinmei WANG Xiaokai HAN Qiangru BAI Yang HAN Zhiren

# 精于五轴，灵于测量



顺应五轴数控加工趋势，雷尼绍AGILITY®五轴坐标测量机应运而生，它能充分发挥REVO®五轴多类型传感器系统的潜能，满足客户对测量精度、速度、灵活性及可靠性等诸多方面的严苛要求。此外，由雷尼绍直接提供的五轴测量解决方案及技术支持，能够更好地助力客户解决复杂测量问题。



[www.renishaw.com.cn/AGILITY-china](http://www.renishaw.com.cn/AGILITY-china)



扫描关注雷尼绍官方微信

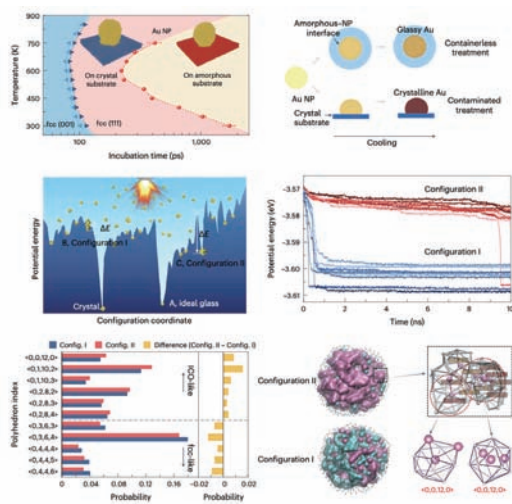
上海 T +86 21 6180 6416 E shanghai@renishaw.com  
北京 T +86 10 8420 0202 E beijing@renishaw.com  
广州 T +86 20 8550 9485 E guangzhou@renishaw.com  
深圳 T +86 755 3369 2648 E shenzhen@renishaw.com  
武汉 T +86 27 6552 7075 E wuhan@renishaw.com

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

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

[www.renishaw.com.cn](http://www.renishaw.com.cn)

## 汪卫华院士团队解决制备单质非晶金属百年难题



近期,松山湖材料实验室/中国科学院物理研究所汪卫华院士团队借助原子制造及材料基因工程高通量的思想,利用现代激光快冷和古老的制备玻璃的助熔剂相结合的工艺,成功地将10多种单质金属制备成为室温稳定的非晶态。该成果首次从试验上证明了所有的单质金属都能形成非晶态,非晶态是常规物质的本征态和基本物质属性之一。

研究采用超快皮秒脉冲激光技术,在无水乙醇液体介质(助熔剂)中对各种单质高纯金属靶材进行液相烧蚀,通过精细调控制备参数,用无水乙醇作为液体保护冷却介质,避免非均匀形核,实现了接近  $1013 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$  的快速冷

却速率,可成功抑制单质金属晶体的形核和生长过程。由于激光烧蚀这种原子制造方法能够产生大量具有不同能量和构型的颗粒,有可能捕获单质金属能量地形图中的各种不同稳定性的非晶构型,从而使研究人员筛选到具有室温稳定性的单质非晶纳米颗粒,成功将各种金属单质纳米颗粒转变成单质非晶态颗粒。

团队采用双球差校正透射电子显微镜、电子能量损失谱、X射线光电子能谱等先进表征技术,对多种晶体类型的单质金属的非晶样品进行了原子结构、成分和电子价态等的详细分析,证实了样品的非晶单质特性。此外,通过原位电子辐照试验,

观察到单质非晶结构向晶体结构的转变过程,且无序到有序转变后的晶格常数与该金属的晶体晶格常数相匹配。同时发现不同单质非晶之间、同一单质非晶的不同样品之间在电子辐照下的稳定性存在差异,这表明非晶态单质金属的稳定性与其构型密切相关,也证实了这种构型高通量的方法可以有助于研究人员筛选到不同构型 and 不同稳定性的单质非晶。

该研究以“Breaking the vitrification limitation of monatomic metals”发表于 *Nature Materials* 上。

左上图为分子动力学模拟解释单质非晶的形成机理和稳定性机制。

(本刊记者 大漠)

## 中国科大在分子与金属表面碰撞的非绝热动力学方面取得新进展

中国科学技术大学蒋彬教授课题组在分子与金属表面碰撞的非绝热动力学模拟方面取得重要进展。研究成果以“First-principles nonadiabatic dynamics of molecules at metal surfaces with vibrationally coupled electron transfer”为题,发表在 *Physical Review Letters* 上。

分子在金属表面极短的振动态寿命、化学电流、氢原子从金属表面散射后剧烈的能量损失,以及振动激发态的NO和CO分子从金属表面散射后的振动弛豫等众多试验现象都表明,非绝热能量转移广泛存在于各种界面过程中。然而,分子与金属表面相互作用的过程中,分子振动、转动、平动,与表面声子和电子会耦合在一起,形成极为复杂的能量转移过程。

为了解决这一问题,研究团队提出了“约束密度泛函理论+嵌入原子神经网络+独立电子面跳跃”的模拟策略,并将该策略用于CO分子从Au(111)表面散射过程中的能量转

移动力学模拟。首先用约束密度泛函理论计算了众多构型的CO分子在金属表面的电子转移透热态,并用嵌入原子神经网络方法拟合相应的全维势能面,最后用独立电子面跳跃方法模拟分子散射过程中的能量转移过程。研究表明,独立电子面跳跃模拟得到的高振动态CO(vi=17)分子散射后的振动末态分布与试验很接近,低振动态CO(vi=2)散射后的振动弛豫概率、平均平动能以及散射角分布也都被理论模拟较好地重现了。

特别值得一提的是,模拟结果还揭示了不同初始振动态下不同的能量传递通道:在高初始振动态下,分子振动能主要传递到表面电子和分子平动,而在低初始振动态下,分子振动能则只传向表面电子。这一系列的发现对于理解分子-表面体系的能量传递过程有着重要的意义。此外,这套模拟策略有望用于研究一些复杂过程的能量转移动力学,比如光/电化学和等离激元催化过程。

(本刊记者 大漠)

## 金属所在纳米孔弥散强化研究方面获进展

发展新型轻质高强度材料是航空航天、汽车、消费电子等领域的迫切需求。当前,材料轻量化一般通过添加更轻的合金元素(如轻质钢中的铝、铝合金中的锂)来实现。与之相比,引入孔洞更为直观有效且更具普适性。然而,一般情况下,少量孔洞即可导致材料的强度、塑性、疲劳性能等力学性能

急剧降低。因此,在铸造、粉末冶金、3D打印等材料制备加工过程中,孔洞一般被视为严重材料缺陷,需要严格控制并极力消除。

近期,中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家研究中心研究员金海军团队提出,如果细化至百纳米以下并弥散分布于材料中,孔洞将从有害材料缺陷转变为有益的“强化相”。该团队以金为模型材料,添加弥散纳米孔可在不损失,甚至提高塑性的同时,降低材料密度并大幅提升其强度。

团队通过脱合金腐蚀法制备出结构均匀的纳米多孔金,将其适当压缩并加热退火,形成含有大量弥散分布纳米孔的新材料。微拉伸试验发现,添加体积分数高达5%~10%的纳米孔后,材料屈服强度提升50%~100%,且保持良好的塑性。部分样品

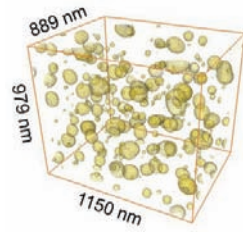
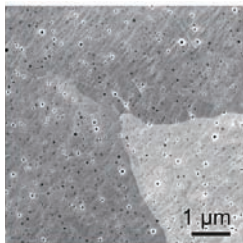
塑性甚至优于同等晶粒尺寸的完全致密材料。弥散分布纳米孔有助于减轻孔洞周围应力和应变集中,抑制裂纹的萌生。该材料巨大比表面积促进表面-位错交互作用,进而提高强度的同时也提高应变硬化率,且后者有助于提高塑性。

此研究表明,特征尺寸低于百纳米的孔洞具有类似于纳米颗粒或纳米析出相的强化效应,是一种“零质量、零污染”的新型纳米强化相。这一强化方式有助于材料轻量化和回收再利用,可最大限度保留本体材料导热导电等优异物理性能,并有望在多个领域得到应用。

相关研究成果以“Strengthening gold with dispersed nanovoids”为题发表在 *Science* 上。

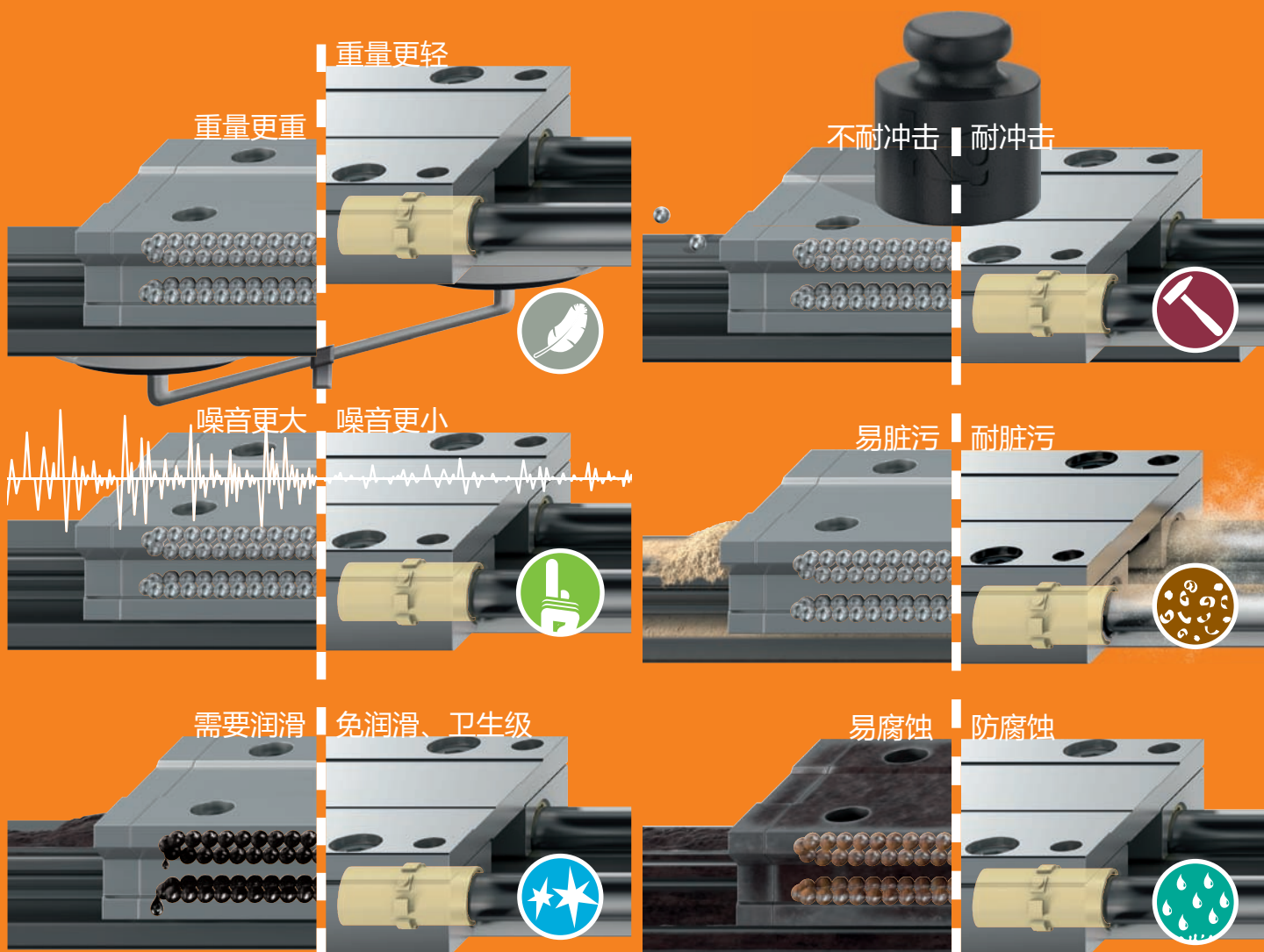
左图为纳米孔弥散强化金(NVD Au)。

(本刊记者 大漠)



# 运动应用？用塑料！

## ...drylin®直线轴承为您节约40%成本...



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



## 上海交大发表增材制造奥氏体不锈钢胞状结构热稳定机理研究成果

近日,上海交通大学材料学院联合西南交通大学力学与航空航天学院,以及德国马普钢铁所材料可持续合成课题组,在增材制造奥氏体不锈钢胞状结构热稳定性机理研究中取得了重要进展。

相关成果以“The role of dislocation type in the thermal stability of cellular structures in additively manufactured austenitic

stainless steel”为题发表在 *Advanced Science* 上。

激光粉末床熔融技术(LPBF)可以实现金属复杂零部件的高精度成形,已经发展成航空航天等领域的关键制造技术。LPBF制备的金属材料常具有亚微米尺度的凝固胞状结构,其含有高密度位错、纳米析出相和元素偏析等,对打印件的力学性能具有很大的影响。由于

增材制造构件常服役于高温环境,打印组织的热稳定性决定了其服役可靠性。因此,揭示影响胞状结构热稳定性的关键因素及其内在机理对评估和提高增材制造零部件高温性能至关重要。

研究团队通过原位电子通衬度成像(ECCI)、高分辨电子背散射衍射(HR-EBSD)等先进表征技术结合三维离散位错动力学(3D-DDD)模拟手段,系统性揭示了凝固胞状结构中不同位错类型的形成机理及其对热稳定性的影响。研究发现,位错胞中绝大部分位错为统计储存位错(SSD),因此其取向差极小( $<0.1^\circ$ )。亚晶界(SGB)往往与凝固胞状结构边界重合,并且具有更高的几何必需位错(GND)。TEM-EDS结合HR-EBSD结果表明,在Cr元素偏析的位错胞中,

螺位错类型占主导地位;而在Cr元素无明显偏析的位错胞中,探测到了刃位错为主的位错结构。上述结果表明,不同位错类型与Cr元素偏析相关,这是由于Cr元素偏析导致局部层错能的下降,大大地提高了该区域螺位错的稳定性,最终形成螺位错占主导的位错结构。

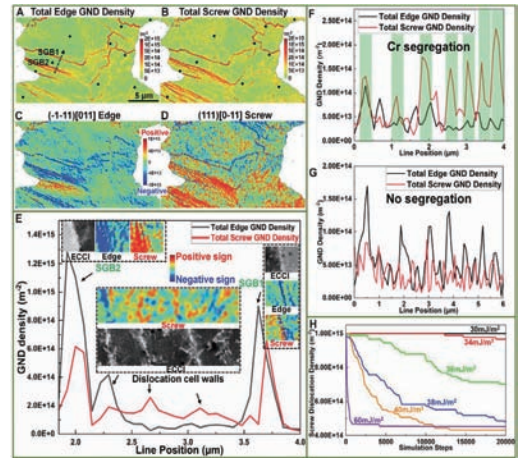
研究团队进一步阐明

了不同位错类型对胞状结构热稳定性的影响规律及其内在机理,强调了位错类型在凝固胞状结构热稳定性中的重要作用。

此外,研究成果还为了如何通过调节局部化学成分/层错能实现对位错类型的调控提供新的思路。

下图为胞状结构中不同位错类型的形成机理。

(本刊记者 大漠)



## 西南交大:协同增强具有双峰和高度取向层状复合材料

金属基复合材料(MMCs)以金属或合金为基体,并利用嵌入单相或多相增强材料的增强工程,使结构功能多样化。MMC中复合材料结构的设计,以及增强材料的组合是增强工程中的重要因素,其目标是提高复合材料的性能,超越其单个组件的性能。通过仔细选择、排列和微调基体中的增强材料,可以设计出具有优异整体性能的复合材料。归功于 $sp^2$ 碳原子的杂化、强共价C—C键合以及易于被声子穿过的硬晶格结构,二维碳材料石墨烯(GNPs)及其多层堆叠产物石墨片(GFs)都表现出优异的机械、电气和导热增强优势,能够提高MMC材料的性能。由于团聚、取向随意、与基体的界面不匹配,GFs和GNPs在金属基复合材料中的强化效果往往低于预期。这些因素导致复合材料中结构缺陷的增加和载荷传递效率的降低。因此,有必要通过优化工艺来促进二维碳材料的均匀分散和定向分布。

在MMC中,材料中的特定几何排列或特殊设计是通过使用专门的制造方法来实现的,包括磁场

引导、流变引导、自组装和共牵引,这些方法可以精确控制增强相的分布和取向。

西南交通大学蒋小松团队利用片状粉末冶金工艺,通过自组装和流变引导构建Cu/Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>/C类层状复合材料,该工艺通过二维碳材料的自适应性和基体流动辅助引导自取向来实现多尺度结构的精确定向组装。不同尺寸的GFs和GNPs具有尺寸双峰增强特性,其在Cu基体的颗粒边界处平行或重叠或交错分布,从而形成有利于支撑裂纹和变形的双峰颗粒增强层状结构。

团队研究了GFs和GNPs定向网络的形成机制以及增强网络对复合材料结构缺陷、载荷转移以及热电载流子迁移的影响,并通过双峰类层状结构的搭建来实现复合材料综合性能的优化。该论文以“Synergistic reinforcement of Cu/Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>/C laminated-like composites with the bimodal and highly oriented graphite flake and graphene nanoplatelets”为题,发表在 *Ceramics International* 上。

(本刊记者 大漠)

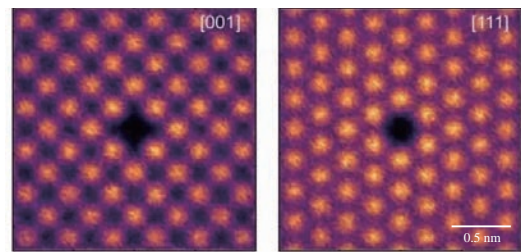
## 澳大利亚悉尼大学团队报告了一种解码“材料基因组”的新方法

近日,在最新一期 *Nature Materials* 上的一篇文章中,澳大利亚悉尼大学团队报告了一种解码“材料基因组”的新方法。该方法能检测晶体材料原子级结构的微小变化,提高了研究者理解材料特性和行为基本起源的能力。

这一突破对于开发新材料至关重要,将推动研究人员开发用于航空航天业的更坚固、更轻的合金和用于电子设备的新一

代半导体以及用于电动机钎-铬-镍高熵合金,这类合金在高级工程应用中非常有前途。团队利用复杂的APT成像数据,并结合先进的数据科学技术,实现了3D形式可视化原子,从而观察和测量SRO,并比较在不同加工条件下合金的变化。该研究为SRO如何控制关键材料特性研究提供了模板,也为科学家提供了一双新“眼睛”,从而可以看到原子级架构的微小变化是如何引起材料性能的巨大飞跃的。至关重要,是,SRO提供了详细的原子级蓝图,增强了人们对材料行为的计算模拟、建模和最终预测的能力。

此次研究的重点是



代半导体以及用于电动机钎-铬-镍高熵合金,这类合金在高级工程应用中非常有前途。团队利用复杂的APT成像数据,并结合先进的数据科学技术,实现了3D形式可视化原子,从而观察和测量SRO,并比较在不同加工条件下合金的变化。该研究为SRO如何控制关键材料特性研究提供了模板,也为科学家提供了一双新“眼睛”,从而可以看到原子级架构的微小变化是如何引起材料性能的巨大飞跃的。至关重要,是,SRO提供了详细的原子级蓝图,增强了人们对材料行为的计算模拟、建模和最终预测的能力。

左图为来自原子探针的模拟二维原子图像。

(本刊记者 大漠)

满足航空领域各种应用

## 航空工业力学测试解决方案



### 综合测试解决方案

ZwickRoell提供广泛的测试解决方案，专为航空航天行业量身定制，涵盖材料测试、部件测试和成品测试，以确保其符合严格的行业标准。



### 先进技术和专业知识

我们该领域拥有丰富的专业知识，提供精确且可靠的测试结果。解决方案包括静态和动态测试、疲劳测试等，满足航空航天制造和研究中的各种测试需求。



### 符合行业标准

ZwickRoell的测试解决方案设计符合国际航空航天标准和法规。这确保了航空航天制造商能够在产品中保持高水平的安全性和质量，促进认证和审批过程。

## 适用于各类航空工业典型的材料测试

#### 部件

- 紧固件(螺栓连接、胶接)
- 结构件(外部、内部)
- 内饰
- 电子元件/机电一体化
- 弹簧
- 发动机零部件

#### 材料

- 复合材料
- 金属(合金、钛、钢)
- 陶瓷(排气管、轴承)
- 丙烯酸、聚碳酸酯
- 聚合物

#### 机械性能测试的类型

- 静态试验<sup>1</sup>
- 疲劳试验(LCF, HCF)<sup>2</sup>
- 断裂力学(J1C, K1C)
- 蠕变试验

<sup>1</sup>: 室温、高温和低温

<sup>2</sup>: 常温环境条件试验、高温和低温环境条件试验

- 剪切试验
- 多轴试验
- 高速试验
- 冲击试验(摆锤和落锤)
- 硬度测试



Allround-Line系列电子万能材料试验机



引文格式: 张尚洲, 李子福, 王瑞, 等. 热处理对选区激光熔化GH4061合金组织和性能的影响[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 14-19.  
ZHANG Shangzhou, LI Zifu, WANG Rui, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of GH4061 alloy by selective laser melting[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 14-19.

# 热处理对选区激光熔化GH4061合金组织和性能的影响

张尚洲<sup>1</sup>, 李子福<sup>1</sup>, 王 瑞<sup>2</sup>, 孙广宝<sup>3</sup>, 刘国浩<sup>3</sup>, 于鸿垚<sup>3</sup>

(1. 烟台大学精准材料高等研究院, 烟台 264005;

2. 上海交通大学, 上海 200240;

3. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

[摘要] 采用激光选区熔化成形技术制备了GH4061合金, 研究了不同热处理工艺对合金组织和性能的影响。结果表明, 沉积态合金的柱状晶穿过多个熔池外延生长, 晶内由胞状亚晶结构组成。随着固溶温度的升高, 晶粒取向逐渐偏向(101)和(111), 晶粒长大; Laves相由长链状转变为颗粒状, 1060℃固溶温度时基本溶解;  $\delta$ 相在晶界析出, 由粗大块状转变为盘状, 然后再转变为短棒状, 1100℃热处理时无 $\delta$ 相析出; 980℃、1020℃、1060℃、1100℃固溶温度时 $\gamma'$ 和 $\gamma''$ 相平均尺寸分别为23.53 nm、24.43 nm、25.34 nm和25.66 nm。热处理后合金的室温和650℃力学性能显著提高, 其中980℃固溶时效热处理试样的室温和650℃抗拉强度分别达到1342 MPa和1120 MPa, 随着固溶温度的升高, 1020℃、1060℃、1100℃固溶温度时试样室温抗拉强度分别下降约6.4%、8.3%和10%, 650℃抗拉强度分别下降约7.9%、8.8%和11%, 塑性有所提高。

关键词: 选区激光熔化(SLM); GH4061合金; 热处理; 微观组织; 拉伸性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.014



张尚洲

教授, 博士, 研究方向为高温合金、钛合金等高性能结构材料设计及高通量表征检测。

随着航空航天工业对推进器推力和环保的要求不断提高, 我国引进大推力液氧煤油补燃火箭发动机技术<sup>[1-3]</sup>。该发动机采用高压补燃原理, 在富氧环境下工作, 因此对发动机用高温合金提出了更高的要求<sup>[4]</sup>。为此, 国内开发研制出GH4061镍基高温合金, 以期成为在深冷和高温条件下使用的多用途合金<sup>[5]</sup>。航空发动机推重比的提高也对高温合金零件的轻量化和结构复杂化制造提出了更高要求, 传统加工工艺难以满足。激光选区熔化(Selective laser melting, SLM)是一种精细的增材制造方法, 通过逐道逐层熔化金属粉末实现关键零部件的结构功能一体化制造<sup>[6-7]</sup>。因此, 采用SLM制备GH4061合金零件, 有望突破传统

加工工艺难题。

GH4061是一种高合金化镍基高温合金, 具有良好的综合性能。合金中V、Mo、Nb和Al的质量分数总和为9%, 易形成拓扑密排相并发生严重的元素偏析, 降低热加工性能。Xu等<sup>[5]</sup>探究了均匀化处理对铸造GH4061合金元素偏析的影响, 发现凝固过程中的元素偏析导致枝晶间存在大量的 $\gamma$ -Laves共晶相、 $\delta$ 相和碳化物。Tucho等<sup>[8]</sup>探究了不同固溶条件下SLM IN718合金中的析出物转变规律, 发现在1100℃时析出物开始发生溶解和再结晶行为。史松宜等<sup>[9]</sup>研究了固溶处理对SLM IN718合金组织及持久性能的影响, 结果表明1150℃下固溶处理, 随着保温时间的延长, Laves相逐渐

溶解的形状趋于点球状,并通过固溶时效处理后保留了适当体积分数 Laves 相,合金的持久性能明显提高。Zhang 等<sup>[10]</sup>探究了热处理对 SLM IN718 合金强化相析出的影响,试验表明,表面热处理可显著提高合金力学性能,消除各向异性。但是关于 SLM 沉积 GH4061 合金的组织 and 力学性能还未获得充分研究。

本文以 SLM 沉积 GH4061 合金为研究对象,研究固溶热处理对晶粒尺寸、析出相类型和枝晶结构的影响,探究合金组织对力学性能的影响,为 SLM 沉积 GH4061 合金在高温环境下的服役可靠性提供技术支撑。

## 1 试验及方法

采用真空感应熔炼炉制备 GH4061 高温合金铸锭,采用真空感应雾化技术制备 GH4061 合金粉末,粉末化学成分见表 1,粉末形貌及粒径分布如图 1 所示。粉末基本呈球形,有卫星粉存在,粉末粒径主要分布在 15~53  $\mu\text{m}$ 。

采用易加三维公司的 EP-M300 激光熔化设备沉积合金。沉积之前采用 DZ-2BC-II 型真空干燥箱对粉末进行干燥,以保证粉末的铺展性。SLM 沉积工艺参数:激光功率 190 W、扫描速度 700 mm/s、扫描间距 110  $\mu\text{m}$ 、铺粉层厚 20  $\mu\text{m}$ 、层间扫描转角 67°。SLM 沉积 GH4061 合金试样如图 2 所示,制备 10 mm  $\times$  10 mm  $\times$  10 mm 和  $\Phi$ 70 mm  $\times$  14 mm 的样品用于组织观察和力学性能测试。SLM 沉积后合金热处理制度如表 2 所示,冷却方式均为空冷。

采用 OlympusGX71 型光学金相显微镜、JSM-7200F 型场发射扫描电镜配备电子背向散射衍射 (EBSD) 和 FEI Tecnai G2 F20 型透射电子显微镜观察和分析微观组织,采用 JSM-6480LV 型钨灯丝扫描电子显微镜观察和分析断面形貌。采用 NCS-NT1000 和 NCS-R46 拉伸试验机测

试拉伸性能。

## 2 结果与讨论

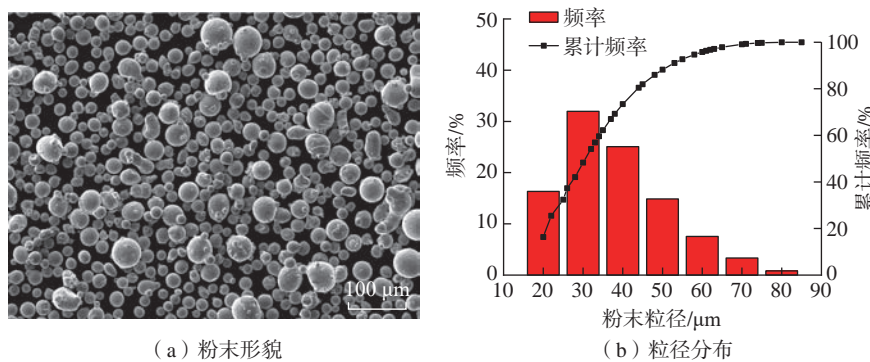
### 2.1 沉积态合金组织

图 3 (a) 是 SLM 沉积 GH4061 合金的三维形貌。图 3 (b) 呈现沉积态合金 XOY 截面的组织形态,显示了相互搭接的平行熔道。同一层

扫描的熔道彼此互相平行,不同扫描层熔道存在一定角度差异,这与扫描方式的层间扫描路径旋转角度有关。图 3 (c) 和 (d) 展示了熔池呈鱼鳞状,中间深两边浅的特征。这是因为激光束能量密度呈高斯分布,激光中心能量密度最大,沿着中心向两边逐渐减弱。粉末熔化过程中,位于激光束

表 1 GH4061 合金粉末的化学成分(质量分数) %  
Table 1 Chemical composition of GH4061 alloy powders (mass fraction) %

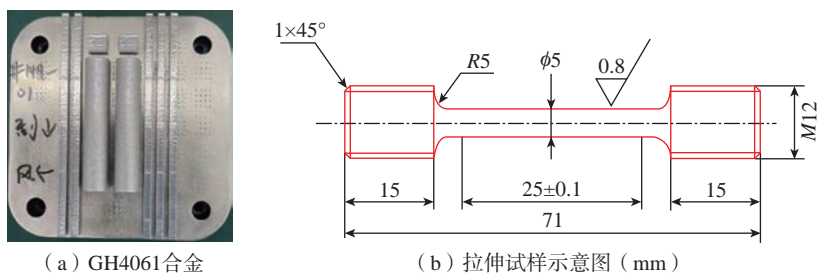
Ni	C	Al	Ti	V	Cr	Cu	Nb	Mo	Fe
余量	0.02	0.96	0.64	0.45	16.92	0.41	5.07	4.05	14.23



(a) 粉末形貌 (b) 粒径分布

图 1 激光熔化沉积用 GH4061 粉末形貌及粒径分布

Fig.1 Morphology and particle size distribution of GH4061 powders for laser melting deposition



(a) GH4061 合金 (b) 拉伸试样示意图 (mm)

图 2 SLM 沉积 GH4061 合金及拉伸样品尺寸

Fig.2 SLM deposited GH4061 alloy and stretched sample size

表 2 GH4061 合金的热处理制度

Table 2 Heat treatment of GH4061 alloy

试样	固溶热处理	时效热处理
As-built	—	—
HT1	980 $^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$	730 $^{\circ}\text{C} \times 15 \text{ h} + 650 \text{ }^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ h}$
HT2	1020 $^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$	730 $^{\circ}\text{C} \times 15 \text{ h} + 650 \text{ }^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ h}$
HT3	1060 $^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$	730 $^{\circ}\text{C} \times 15 \text{ h} + 650 \text{ }^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ h}$
HT4	1100 $^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$	730 $^{\circ}\text{C} \times 15 \text{ h} + 650 \text{ }^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ h}$

中心的粉末熔化最多,两边熔化的粉末量逐渐减少,导致熔池呈半圆形向下生长的鱼鳞状结构。熔池中心存在一组整齐且垂直生长、平行于成形方向的枝晶结构,这些柱状枝晶贯穿若干个熔池,具有定向凝固组织的特征。这是由于极高的冷却速度限制了二次枝晶的生长,只保留了主方向的柱状树枝晶,长度最多可贯穿 10 层以上。在合金沉积层与层之间没有观察到未熔颗粒等熔化不足的缺陷。

图 4 是 SLM 沉积 GH4061 合金的 SEM 和 TEM 形貌,呈现出典型的柱状和胞状亚结构,不同区域展现出不同的尺寸和形状。亚结构边界

分布着点球状或不规则连续状的白色 Laves 析出相,大小不均。Laves 相是一种硬脆相,与基体无法协同变形,导致裂纹的萌生和扩展<sup>[11]</sup>。柱状亚结构存在大量的位错,且有纳米级析出相钉扎在晶界处。Chen 等<sup>[12]</sup>认为,SLM 加热/冷却循环过程促使位错增殖与滑移, $\gamma$ -Ni 基体上呈点阵分布的纳米级析出物钉扎位错作用,诱导高密度位错塞积,导致局部取向差逐渐累积形成亚晶界。Nb 元素偏析会使得  $\gamma$  基体缺少析出强化相所必需的合金元素,Mo 元素偏析会导致合金固溶强化效果降低,因而 Laves 相通常被认为是有害相,会削弱沉积态镍基高温合金的力学性能。

## 2.2 热处理对合金组织的影响

图 5 分别为 HT1、HT2、HT3 和 HT4 试样的 XOZ 面晶粒取向图。HT1 试样中晶粒沿 (001) 方向生长,这与合金沉积时的热流扩散方向有关。根据未重熔区域的分析可推断为外延连续生长的柱状晶,平均尺寸约为 40.2  $\mu\text{m}$ 。HT2、HT3 和 HT4 试样中,晶内出现少量的再结晶晶粒和孪晶,且随着固溶温度升高,晶粒平均尺寸增大,并逐渐向 (101) 和 (111) 方向偏移。这是由于高温处理可以有效缓解 SLM 沉积态合金的残余应力,消除晶粒内部的局部取向差<sup>[13]</sup>。再结晶驱动力较强,部分柱状晶发生再结晶,出现新的晶界。晶粒粗化和小尺寸晶粒的消失使得 (101) 和 (111) 面取向更加显著。HT2、HT3 和 HT4 试样晶粒平均尺寸分别为 26.3  $\mu\text{m}$ 、28.0  $\mu\text{m}$  和 28.4  $\mu\text{m}$ 。

图 6 是 GH4061 合金经过不同温度热处理后的显微组织。HT1 试样 Laves 相以长链状存在于晶界处,表明 980  $^{\circ}\text{C}$  固溶热处理无法使 Laves 相大量溶解。HT1 试样的粗大块状  $\delta$  相在晶界处析出,阻碍晶粒长大,同时阻碍塑性变形过程中晶粒间的滑移<sup>[14]</sup>。由于  $\delta$ -Ni<sub>3</sub>Nb 相和  $\gamma''$ -Ni<sub>3</sub>Nb 的元素组成相同,大量  $\delta$ -Ni<sub>3</sub>Nb 相的析出会妨碍  $\gamma''$ -Ni<sub>3</sub>Nb 析出。HT1 试样  $\gamma'$  和  $\gamma''$  相在晶内弥散分布,平均尺寸约为 23.53 nm。HT2 试样 Laves 相已从长链状转变为颗粒状, $\delta$  相呈盘状在晶界处析出, $\gamma'$  和  $\gamma''$  相的平均尺寸约为 24.43 nm。HT3 试样 Laves 相基本溶解,少量短状  $\delta$  相在晶界处析出,碳化物在晶内呈点球状或不规则状分布, $\gamma'$  和  $\gamma''$  相的平均尺寸约为 25.34 nm。HT4 试样  $\gamma'$  和  $\gamma''$  相在晶内弥散分布,平均晶粒尺寸约为 25.66 nm,碳化物在晶内呈点球状或不规则状分布。

## 2.3 热处理对拉伸性能的影响

图 7 是沉积态和经过不同热处理后 GH4061 合金的室温及 650  $^{\circ}\text{C}$  下的拉伸性能。固溶时效处理后,

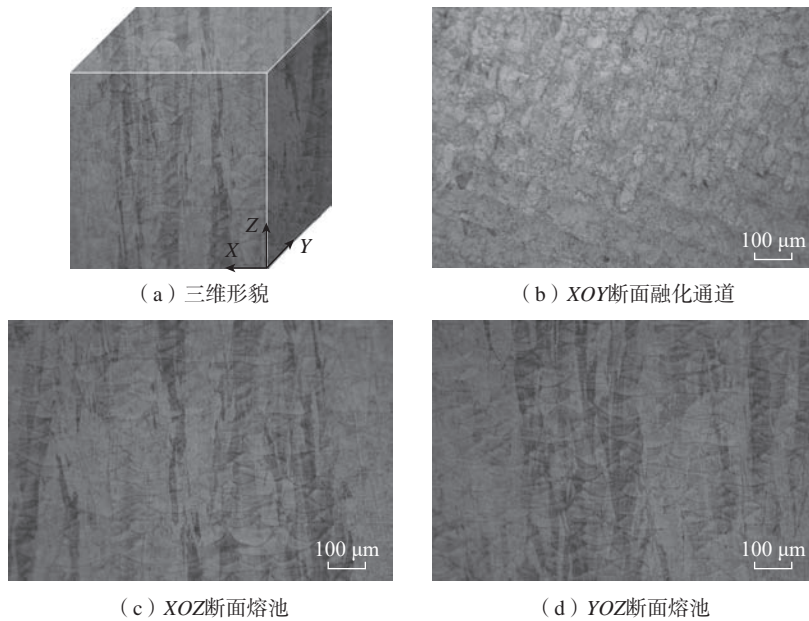


图 3 SLM 沉积 GH4061 合金组织形貌  
Fig.3 Microstructure of GH4061 alloy by SLM

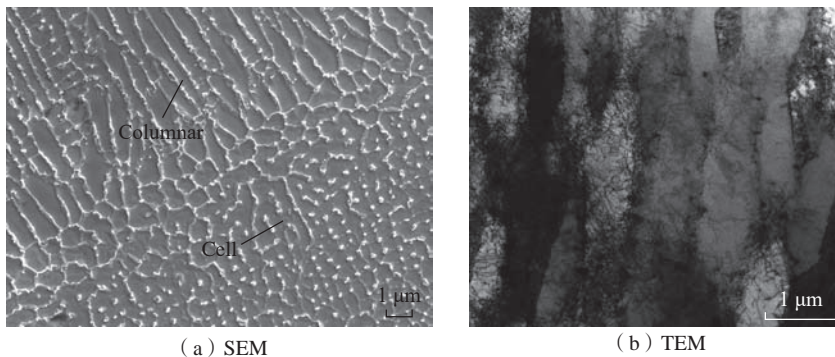


图 4 SLM 沉积 GH4061 合金微观结构  
Fig.4 Microstructure of GH4061 alloy deposited by SLM

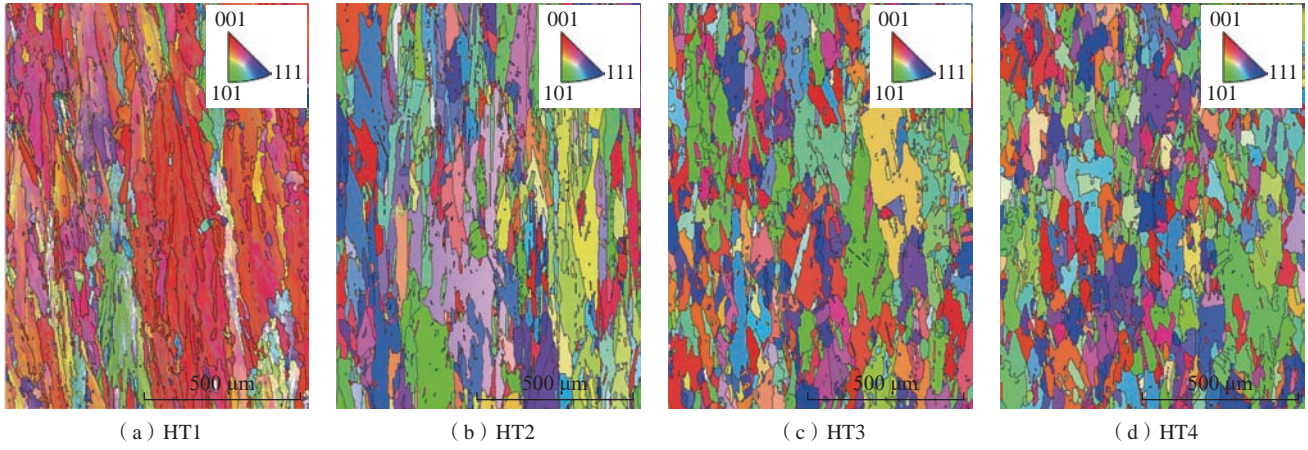


图 5 热处理后 GH4061 合金晶粒的 XOZ 面取向图  
Fig.5 Orientation diagram of XOZ plane of GH4061 alloy grains after heat treatment

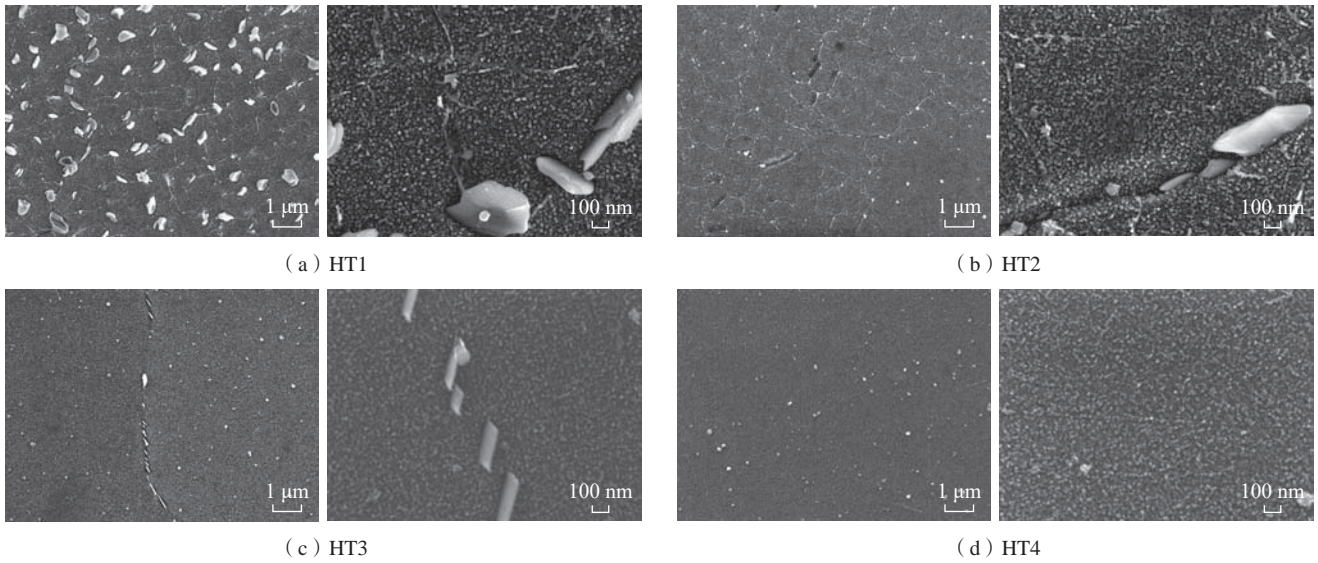


图 6 GH4061 合金热处理后析出相的形态与分布  
Fig.6 Morphology and distribution of precipitated phase of GH4061 alloy after heat treatment

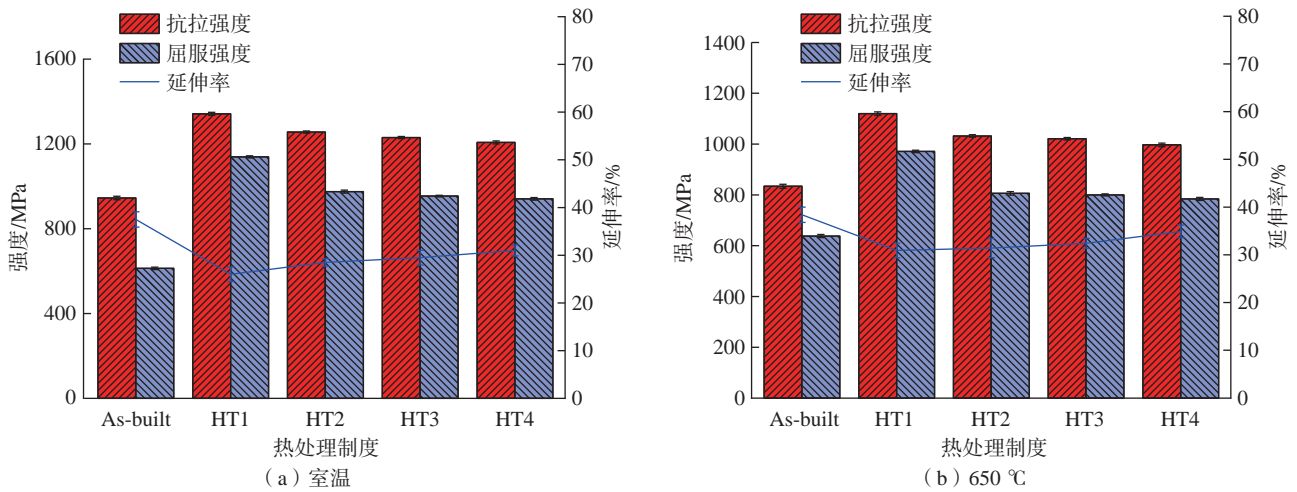


图 7 GH4061 合金拉伸性能  
Fig.7 Tensile properties of GH4061 alloy

合金拉伸性能显著提高,其中 HT1 试样室温抗拉强度达到 1342 MPa, 650 °C 的抗拉强度达到 1120 MPa。HT2、HT3 和 HT4 试样的室温抗拉强度分别比 HT1 下降约 6.4%、8.3% 和 10%, HT2、HT3 和 HT4 试样 650 °C 时抗拉强度比 HT1 分别下降约 7.9%、8.8% 和 11%, 塑性随固溶温度升高而升高。沉积态合金由于主要为单一  $\gamma$ -Laves 共晶相和碳化物,抗拉强度和屈服强度较低;而 HT1 试样中存在长链状 Laves 相,  $\gamma'$  和  $\gamma''$  相均匀分布在晶内,并有适量的  $\delta$  相在晶界处析出形成钉扎作用,阻碍晶粒长大,显著提高了力学性能。随着固溶温度的升高, Laves 相在基体中溶解,  $\delta$  相溶解,拉伸强度降低。

图 8 和 9 是 GH4061 合金在室温及 650 °C 下的拉伸断口形貌。室温下沉积态合金的断口表面可观察到大量的撕裂带和少量浅韧窝,伴随二次裂纹。长链状 Laves 相与基体协调变形困难,易在 Laves 相周围产生裂纹,形成微孔。650 °C 下沉积态 GH4061 合金断口表面可观察到一定数量的孔洞,产生应力集中,裂纹在缺陷处萌生并扩展。HT1 试样中观察到断裂面平整,小而浅的韧窝和解理面成为断口主要特征,由于晶界  $\delta$  相的钉扎作用<sup>[15-17]</sup>,强度提高、塑性降低。

### 3 结论

(1) 沉积态 GH4061 合金的柱状晶穿过多个熔池外延生长,晶内由胞状亚晶结构组成。随着固溶温度的升高,晶粒取向逐渐偏向 (101) 和 (111), Laves 相由长链状转变为颗粒状,晶界析出的  $\delta$  相由粗大且联结转变为盘状,然后再转变为短棒状,  $\gamma'$  和  $\gamma''$  相的晶粒略微长大。

(2) 热处理后,合金的室温和 650 °C 力学性能显著提高。其中 HT1 试样的室温和 650 °C 抗拉强度分别达到 1342 MPa 和 1120 MPa。随着固溶温度的升高, HT2、HT3 和 HT4 试

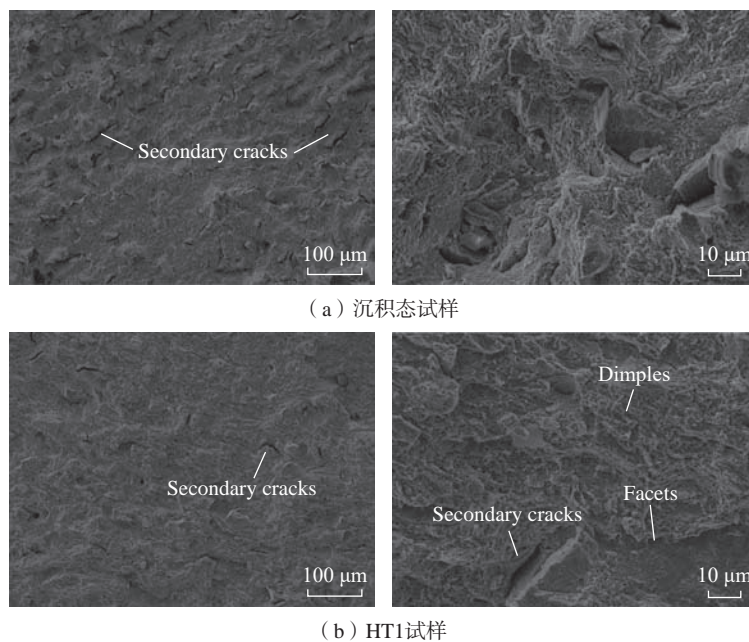


图 8 沉积态与 HT1 合金的室温拉伸断口形貌

Fig.8 Tensile fracture morphology of deposited and HT1 alloy at room temperature

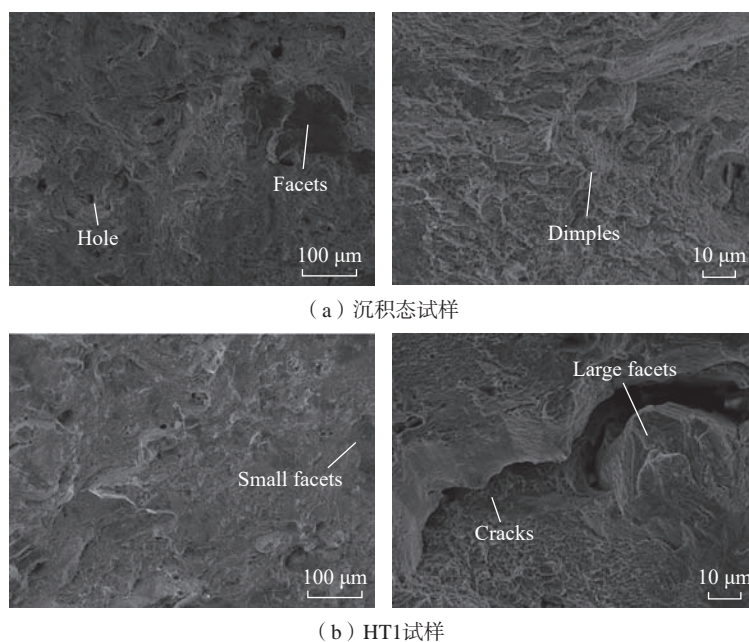


图 9 沉积态与 HT1 合金 650 °C 下拉伸断口形貌

Fig.9 Tensile fracture morphology of deposited and HT1 alloy at 650 °C

样的室温抗拉强度分别比 HT1 试样下降约 6.4%、8.3% 和 10%, 650 °C 抗拉强度分别下降约 7.9%、8.8% 和 11%, 但塑性有所提高。

### 参考文献

[1] TURGUT E T, CAVCAR M, YAY O D, et al. A gaseous emissions analysis of

commercial aircraft engines during test-cell run[J]. Atmospheric Environment, 2015, 116: 102-111.

[2] YU Z H, LISCINSKY D S, FORTNER E C, et al. Evaluation of PM emissions from two in-service gas turbine general aviation aircraft engines[J]. Atmospheric Environment, 2017, 160: 9-18.

[3] ABEGGLEN M, DURDINA L, BREM B T, et al. Effective density and mass-mobility

exponents of particulate matter in aircraft turbine exhaust: Dependence on engine thrust and particle size[J]. *Journal of Aerosol Science*, 2015, 88: 135–147.

[4] 陈建华, 李龙飞, 周立新, 等. 液氧/煤油补燃火箭发动机整流栅应用研究[J]. *火箭推进*, 2007, 33(2): 1–6.

CHEN Jianhua, LI Longfei, ZHOU Lixin, et al. Application of the perforated distribution plate in the LOX/kerosene staged combustion rocket engine[J]. *Journal of Rocket Propulsion*, 2007, 33(2): 1–6.

[5] XU G H, DUAN R, WANG L, et al. Effect of compositional homogenization on hot workability of Ni-based GH4061 superalloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2023, 33(6): 1792–1802.

[6] HU J H, ZHOU B, HE X C, et al. Influence of Nb content on phase precipitation behavior of new Ni–Co-based superalloys by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 5713–5723.

[7] WANG R, ZHU G L, YANG C, et al. Nano-size carbide-reinforced Ni matrix composite prepared by selective laser melting[J]. *Nano Materials Science*, 2020, 2(4): 316–322.

[8] TUCHO W M, CUVILLIER P, SJOLYST-KVERNELAND A, et al.

Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 689: 220–232.

[9] 史松宜, 张亚玮, 吕旭东. 固溶处理对激光选区熔化In 718合金组织及持久性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2020, 41(6): 69–76.

SHI Songyi, ZHANG Yawei, LÜ Xudong. Effect of solid solution treatment on microstructure and stress rupture properties of Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2020, 41(6): 69–76.

[10] ZHANG Y C, YANG L, LU W Z, et al. Microstructure and elevated temperature mechanical properties of IN718 alloy fabricated by laser metal deposition[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 771: 138580.

[11] SUI S, CHEN J, ZHANG R, et al. The tensile deformation behavior of laser repaired Inconel 718 with a non-uniform microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 688: 480–487.

[12] CHEN N, ZHENG D, NIU P D, et al. Laser powder bed fusion of GH3536 nickel-based superalloys: Processing parameters, microstructure and mechanical properties[J]. *Materials*

*Characterization*, 2023, 202: 113018.

[13] DINDA G P, DASGUPTA A K, MAZUMDER J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 509(1–2): 98–104.

[14] LI H Y, KONG Y H, CHEN G S, et al. Effect of different processing technologies and heat treatments on the microstructure and creep behavior of GH4169 superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 582: 368–373.

[15] ZHU Q, WANG C J, QIN H Y, et al. Effect of the grain size on the microtensile deformation and fracture behaviors of a nickel-based superalloy via EBSD and in situ synchrotron radiation X-ray tomography[J]. *Materials Characterization*, 2019, 156: 109875.

[16] SHYAMA, MILLIGAN W W. Effects of deformation behavior on fatigue fracture surface morphology in a nickel-base superalloy[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(6): 1503–1513.

[17] BAG A, CHOI S H. Initiation and propagation of microcracks in Cu thin films on flexible substrates through the thickness direction during a cyclic bending test[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 708: 60–67.

## Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of GH4061 Alloy by Selective Laser Melting

ZHANG Shangzhou<sup>1</sup>, LI Zifu<sup>1</sup>, WANG Rui<sup>2</sup>, SUN Guangbao<sup>3</sup>, LIU Guohao<sup>3</sup>, YU Hongyao<sup>3</sup>

(1. Institute for Advanced Studies in Precision Materials, Yantai University, Yantai 264005, China;

2. Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

3. CISRI–Gaona Materials & Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China)

**[ABSTRACT]** The study investigated the impact of heat treatment on the microstructure and tensile properties of GH4061 alloys fabricated by selective laser melting. Findings demonstrated that the as-built columnar grains experienced epitaxial growth spanning multiple molten pools, resulting in the formation of cellular substructures. Following heat treatment, as the solid solution temperature increased, there was a gradual shift in grain orientation towards the (101) and (111) crystal planes. The Laves phase transitioned from elongated chains to granular forms and dissolved at approximately 1060 °C. The  $\delta$  phases that precipitated at grain boundaries transformed from coarse bulk structures to disc-shaped, and eventually to short rod-shaped configurations. The average sizes of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  phases are 23.53 nm, 24.43 nm, 25.34 nm and 25.66 nm at solution temperature of 980 °C, 1020 °C, 1060 °C, 1100 °C, respectively. The mechanical properties of the alloys after heat treatment show significant improvement at both room temperature and 650 °C. Specifically, the tensile strengths at room temperature and 650 °C for the sample subjected to the 980 °C solid solution aging heat treatment are 1342 MPa and 1120 MPa, respectively. As the solid solution temperature increases, the room temperature tensile strength at 1020 °C, 1060 °C and 1100 °C decreases by approximately 6.4%, 8.3%, and 10% than that at 980 °C, respectively. At 650 °C, the tensile strength at 1020 °C, 1060 °C and 1100 °C decreases by approximately 7.9%, 8.8%, and 11% than that at 980 °C, respectively, while the plasticity increases.

**Keywords:** Selective laser melting (SLM); GH4061 alloy; Heat treatment; Microstructure; Tensile property

(责编 七七)

引文格式: 李金国, 郭以沫, 卢楠楠, 等. 激光定向能量沉积DD405单晶高温合金的裂纹形成机制研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 20-29.

LI Jinguo, GUO Yimo, LU Nannan, et al. Study on formation mechanisms of cracks in laser directed energy deposition DD405 single-crystal superalloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 20-29.

# 激光定向能量沉积DD405单晶高温合金的 裂纹形成机制研究

李金国<sup>1</sup>, 郭以沫<sup>1,2</sup>, 卢楠楠<sup>1</sup>, 朱泓雨<sup>1,3,4</sup>, 梁静静<sup>1</sup>, 张光睿<sup>1</sup>, 周亦青<sup>1</sup>, 孙晓峰<sup>1</sup>

(1. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016;

2. 沈阳工业大学, 沈阳 110870;

3. 东北大学材料科学与工程学院, 沈阳 110819;

4. 东北大学材料各向异性与织构教育部重点实验室, 沈阳 110819)

[摘要] 采用激光定向能量沉积技术制备了第二代单晶高温合金 DD405 薄壁结构, 通过试验和理论相结合的手段对单晶高温合金在激光定向能量沉积过程中的热裂纹形成机制进行分析和探究。结果表明, 热裂纹的形成是由应力集中、液膜稳定性和碳化物析出相 3 个因素所决定的。由于激光定向能量沉积过程的逐层叠加, 残余应力随着沉积高度递增, 因此沉积区存在高水平的残余拉应力。沉积区的晶界处会出现显著的应力集中, 液膜在两侧拉应力作用下发生撕裂导致裂纹萌生。液膜稳定性与相邻晶粒间的晶界角度密切相关, 当大角晶界大于  $40^\circ$  时, 会在拉应力的驱动下形成热裂纹。MC 型碳化物析出相通过“钉扎作用”抑制液相补缩及弱化与基体之间结合强度等作用进一步促进了热裂纹形成。

关键词: 单晶高温合金; 热裂纹; 激光定向能量沉积; 残余应力; 薄壁结构

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.020



李金国

研究员, 博士, 研究方向为增材制造高温合金材料的设计与制备工艺。

高温合金由于其优异的高温性能, 被广泛应用于航空发动机和燃气轮机的热端部件中, 其中单晶高温合金消除了横、纵向晶界, 可充分利用热处理去调控  $\gamma'$  的尺寸、形貌及体积分数, 大幅度提升了自身的高温抗蠕变、抗疲劳性能, 已成为航空发动机和燃气轮机热端涡轮叶片的首选材料<sup>[1-3]</sup>。由于单晶涡轮叶片长期服役在高温、高转速和高载荷等苛刻环境下, 叶片常因磨蚀、高温气体冲刷烧蚀等原因出现叶尖磨损、开裂和掉块等叶片报废的问题<sup>[4-5]</sup>。单晶叶片结构复杂, 制备工序繁冗, 成品率低, 制备周期漫长, 制备成本高。因此, 采用合适的修复技术, 对受损伤的叶

片进行“以修代换”, 能在延长其使用寿命的同时大幅度降低成本, 具有重大的战略意义和经济意义<sup>[6-7]</sup>。

激光定向能量沉积是一种先进增材制造及修复技术<sup>[8-9]</sup>。有别于 TIG 焊 (钨极氩弧焊) 和钎焊等传统修复技术, 激光定向能量沉积可以精确控制热输入, 产生较小的热影响区。此外, 沉积区得以继承基体的晶体取向和枝晶结构, 并以适宜单晶外延生长的超高温梯度条件, 成为最有前景且绿色高效的单晶涡轮叶片修复技术<sup>[10-11]</sup>。杂晶和热裂纹在修复区频繁出现是当前激光定向能量沉积技术修复受损单晶叶片所面临的两大瓶颈问题<sup>[12-16]</sup>。热裂纹的出

现会直接导致修复失效,因此解决单晶高温合金在定向能量沉积过程中出现的热裂纹是首要问题。文献[17-19]中为多晶高温合金在增材制造过程中的热裂纹形成机制研究,单晶高温合金与多晶高温合金在组织、成分上存在较大区别,迄今为止,针对激光定向能量沉积单晶高温合金的热裂纹形成机制研究鲜见。卢楠楠等<sup>[20]</sup>通过理论和试验相结合的手段对激光增材修复 DD432 单晶高温合金的热裂纹形成机制进行了研究,认为热裂纹萌生由液膜稳定性、应力集中、碳化物析出相 3 个因素所决定; Wang<sup>[13]</sup> 和 Rong<sup>[21]</sup> 等对激光重熔 DD6 和 MC2 单晶高温合金进行了研究,发现热裂纹会形成于晶界角度高于 16° 的位置; Chen 等<sup>[22]</sup> 对激光增材制造单晶高温合金进行水冷后发现典型的凝固裂纹是由显微偏析和大角度晶界引起的。然而,上述关于单晶裂纹的研究主要围绕液膜、晶界、碳化物等,缺乏对残余应力等影响因素的研究。对于类似空心叶片的薄壁结构试样,其与块体试样的组织尤其是残余应力的分布有显著差别,之前的研究大多围绕着块状试样进行,需要进一步揭示薄壁结构试样的热裂纹形成机制。因此,有必要对单晶高温合金薄壁结构在激光定向能量沉积过程中的热裂纹形成机制开展研究。

本研究通过对第二代单晶高温合金 DD405 开展激光定向能量沉积试验,阐明了激光定向能量沉积单晶高温合金沉积区热裂纹及相邻区域的组织形貌特征,重点探究激光熔池在凝固末期的液膜稳定性、残余应力分布及碳化物析出相分布等因素对热裂纹的影响规律,进一步揭示热裂纹形成机制。

## 1 试验方法

### 1.1 材料和样品制备

本研究采用镍基单晶高温合金

DD405 作为基材和填充粉末,该合金的主要化学成分如表 1 所示。基材采用 HRS 定向凝固技术制备的单晶板,为了使枝晶间与枝晶干的元素均匀化,对 DD405 的单晶板进行固溶热处理<sup>[23]</sup>,固溶热处理的制度取自于 DD405 镍基单晶高温合金的标准热处理: 1310 °C、2 h,之后升温至 1313 °C、2 h、AC。随后,通过线切割将单晶基板切成 3 mm × 8 mm × 10 mm 的试样,使用 400 号砂纸打磨试样表面后,用无水乙醇冲洗样品,最后烘干样品。本试验中激光定向能量沉积试验采用的 DD405 合金粉是通过 Ar 气雾化方法制备的,在进行激光定向能量沉积试验之前,首先将 DD405 粉末放入真空烘干箱中进行烘干,以减少潮湿对粉末的影响。

本试验由激光定向能量沉积设备完成,全程在具有特殊设计的氩气环境下的腔室设备中进行,激光定向能量沉积设备和送粉喷嘴如图 1 所示。激光功率设定在 1000 W,扫描速率为 0.012 m/s,送粉速率为 9 g/min,激光在基材(001)表面沿[100]方

向进行层间往复扫描沉积(图 2),图 2(a)为沉积策略的示意图。

### 1.2 组织表征

在对金相试样磨制及抛光后,采用 20 g CuSO<sub>4</sub>+100 mL H<sub>2</sub>O+100 mL HCl 化学腐蚀剂腐蚀样品,腐蚀时间为 5 s。在对试样进行取向分析之前需要对试样进行电解抛光,抛光液为 90 mL 乙醇+10 mL HClO<sub>4</sub>。采用金相显微镜(OM)和扫描电子显微镜(SEM)观察试样显微组织,并通过配备的能谱仪(EDS)进行成分分析。通过电子背散射衍射(EBSD)系统对晶体取向信息完成获取,所获取取向数据应用 OIM 软件进行处理。

### 1.3 残余应力测试

采用维氏硬度压痕法测定沉积态的残余应力。将试样置于水平调节台上,在 200 gf 的载荷下进行维氏硬度的试验,加载时间为 10 s,维氏硬度打点位置如图 2(b)所示。为了避免裂纹的形成会导致附近的应力释放从而影响残余应力的测试结果,压痕试验在远离裂纹萌生的区域进行,并在竖直方向选择 20 个点以验证残余应力在竖直方向的分布

表 1 DD405 合金的主要化学组成(质量分数)

Table 1 Main chemical composition of DD405 alloy (mass fraction) %

C	Cr	Co	W	Mo	Al	Hf	Ta	Re	Ni
0.043	7.29	7.84	5.41	2.0	6.27	0.22	6.87	3.23	余量



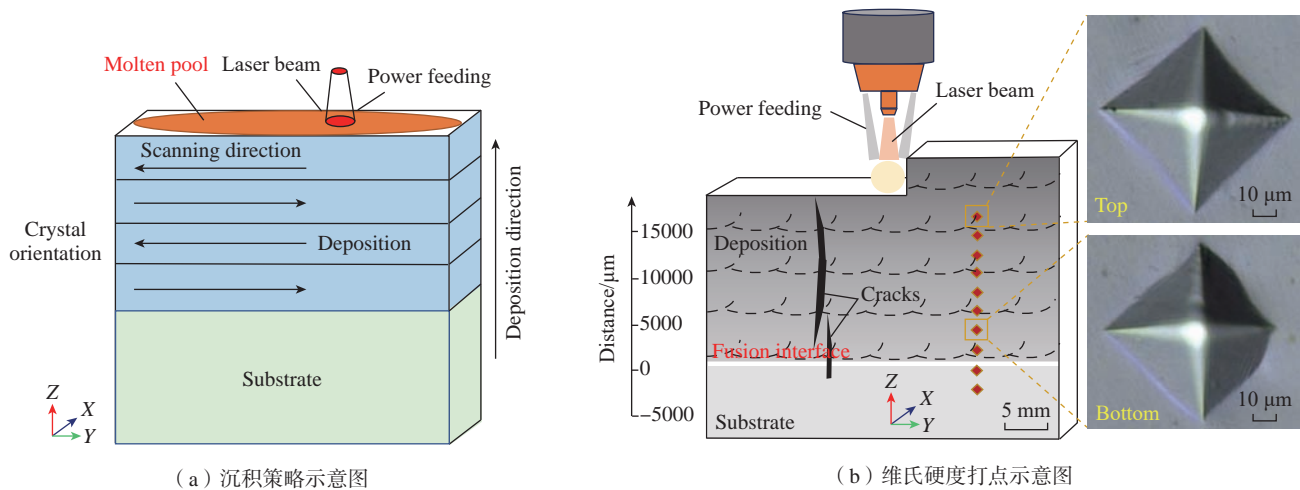
(a) 激光定向能量沉积设备



(b) 送粉喷嘴

图 1 激光定向能量沉积设备及送粉喷嘴

Fig. 1 Laser directed energy deposition equipment and powder delivery nozzle



(a) 沉积策略示意图

(b) 维氏硬度打点示意图

图2 沉积策略示意图和维氏硬度打点示意图

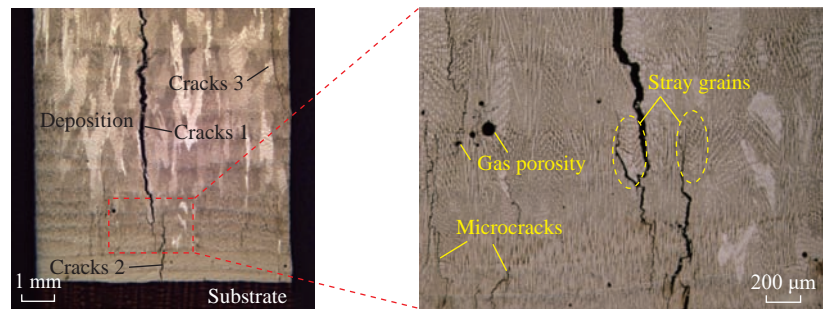
Fig.2 Schematic diagram of deposition strategy and Vickers hardness dot

规律。在室温下,用 FALCON 500 11-96 万能材料试验机以 2 mm/s 的初始应变速率进行拉伸试验,以获得测量残余应力所需要的参数。

## 2 试验结果

### 2.1 沉积区裂纹的形貌特征

图 3 (a) 为激光定向能量沉积单晶高温合金试样中的裂纹形貌,能观察到纵截面存在的 3 条纵向裂纹。裂纹 1 最为严重,长度约为 7 mm; 裂纹 2 长度接近 2 mm, 并从沉积区域延伸至基体区域; 裂纹 3 长度约为 4 mm, 出现在沉积区域的右上位置。图 3 (b) 为在高倍 OM 下观察到的裂纹尖端区域形貌,可以观察到沉积区域内部的组织为垂直方向生长的微细柱状晶组织,同时看到杂晶晶粒形成于局部区域,而裂纹可以观察到分布在杂晶的晶界位置,呈现出沿晶开裂的特征。除了右 3 条主裂纹的存在,在高倍 OM 下可以观察到组织中存在大量微裂纹,同时微裂纹周边区域存在多个直径约为 10~40  $\mu\text{m}$  的圆形孔洞,如图 3 (b) 中所示,根据形貌可判断此类孔洞为气孔,微裂纹会贯穿一些尺寸较小的气孔,但裂纹源附近并未观察到气孔及其他缺陷的存在,根据以上裂纹的形貌及特



(a) 激光定向能量沉积单晶合金的裂纹形貌

(b) 裂纹高倍形貌

图3 沉积区裂纹形貌的 OM 像

Fig.3 OM image of cracks morphology in deposition region

征可初步判断沉积区出现的纵向裂纹为热裂纹。

### 2.2 沉积区裂纹的取向特征

图 4 展示了纵向主裂纹源尖端区域的组织形貌、取向特征、晶界及应力分布情况。可以观察到,裂纹源周边区域也存在数个气孔,裂纹在两组柱状晶之间位置形成,并沿晶界扩展开裂。图 4 (b)、(c) 和 (d) 分别展示了沿 X、Y、Z 3 个方向上的取向分布 (IPF) 图,3 个方向的 IPF 图皆呈现出明显的颜色差异,这表明 3 个方向的晶体取向均具有明显的取向差。以 Z 方向为枝晶的主轴方向,分别检测不同位置柱状晶晶界处的取向差,可以发现,裂纹源尖端位置的晶界角度都在  $40^\circ$  以上,

然而在其他位置出现的晶界角度小于  $40^\circ$  的大角晶界 ( $20.4^\circ$ 、 $27.7^\circ$ ) 附近均未观察到裂纹形成。此外,在  $12.4^\circ$  及  $13.2^\circ$  小角晶界位置亦未发现裂纹的萌生。因此,可以认为热裂纹在  $40^\circ$  以上的大角晶界位置更容易萌生及扩展,而在小角晶界位置或  $40^\circ$  以下的大角晶界处难以形成。图 4 (e) 为应用 EBSD 获得的裂纹源区域晶界分布图 (GBM), 其中蓝色实线和红色实线分别代表  $0^\circ\sim 15^\circ$  的小角度晶界和  $15^\circ$  以上的大角度晶界,可以观察到大角度晶界几乎分布在裂纹源所有区域,这进一步证明了大角度晶界处更易出现裂纹萌生。

除了晶界角度之外,残余应力也

是影响热裂纹萌生的主要因素之一。通过 EBSD 对裂纹源区域局部取向差 (KAM) 进行了测试,以判断应力分布规律。如图 4 (f) 所示,裂纹源位置的大角晶界存在显著的应力集中。将图 4 (d) 中选取的晶界角位置及角度绘制到图 4 (f) 中,可以发现,应力集中主要存在于裂纹源附近区域,40° 以上的大角晶界处应力集中最为严重。尽管一些小角晶界位置也存在一些应力集中,但小角晶界却无法形成热裂纹;40° 以下的大角晶界虽然存在一定的热裂倾向,但由于晶界位置无明显的应力集中,无法形成热裂纹。

为了进一步确认热裂纹萌生的主要原因,在高倍显微镜下对裂纹源进行取向分析(图 5)。图 5 (b) 为该区域通过 OIM 后处理软件绘制的 GBM 图,可以观察到裂纹萌生于大角度晶界处,小角度晶界处无裂纹形成。图 5 (c)、(d) 和 (e) 分别展示了沿 X、Y、Z 3 个方向上的 IPF 图,可以观察到热裂纹于相邻晶粒的晶

界位置发生开裂。该相邻晶粒间的取向差如图 5 (b) 所示,可以发现萌生裂纹位置的相邻晶粒间的晶界角度在 40° 以上,这与低倍显微镜下观测到的裂纹位置晶界角范围相同。该区域对应的 KAM 图(图 5 (f)) 显示出裂纹萌生处即晶界位置存在显著的应力集中。结合裂纹萌生区域的低倍和高倍组织取向特征以及应力分布情况可以得出结论,热裂纹形成的主要影响因素是应力集中和晶界角度。只有当凝固最后阶段形成的大角晶界处存在高水平的应力集中时,才会导致热裂纹的形成,而在图 5 (f) 右侧位置(4.6°)的小角晶界,虽然也存在一定的应力集中,但不会有裂纹萌生,或者无显著应力集中的大角度晶界处,如图 5 (f) 右上位置(45.2°),也不会有裂纹形成。

### 2.3 沉积区裂纹尖端的元素分布

在高倍显微镜下对裂纹源尖端区域进行观察,在裂纹萌生区域观察到白色小块状析出相的存在。为了确定该白色析出相的成分,通过 EDS

绘制了图 6 所示的裂纹源区域合金元素面分布图,观察到 Hf、Ta、W 等元素在裂纹萌生位置出现富集,而 Ni、Co 等元素在对应位置则出现贫化,初步判断该小块状白色析出相可能为碳化物,对试样多处裂纹源萌生区域进行 EDS 的面扫描,均得出相似的结论。为了进一步探究析出相的成分,对该白色析出相进行 EDS 的点扫描(图 7), EDS 结果如表 2 所示;可以发现白色析出相中 Ta、C 两种元素的含量要远高于其他区域,同时发现析出相中有 Hf 元素的存在,结合其形貌可以判断该白色析出相为 MC 型碳化物<sup>[24]</sup>。慈世伟<sup>[23]</sup>在激光定向能量沉积 DD432 单晶高温合金的显微组织中也观察到了 MC 型碳化物的存在。由于 MC 型碳化物分布在裂纹源尖端区域的附近,因此可以基本断定碳化物也对热裂纹的形成有着一定的影响。综上所述,激光定向能量沉积 DD405 单晶高温合金中的热裂纹形成的主要原因为应力集中、晶界角度及碳化物的分布。

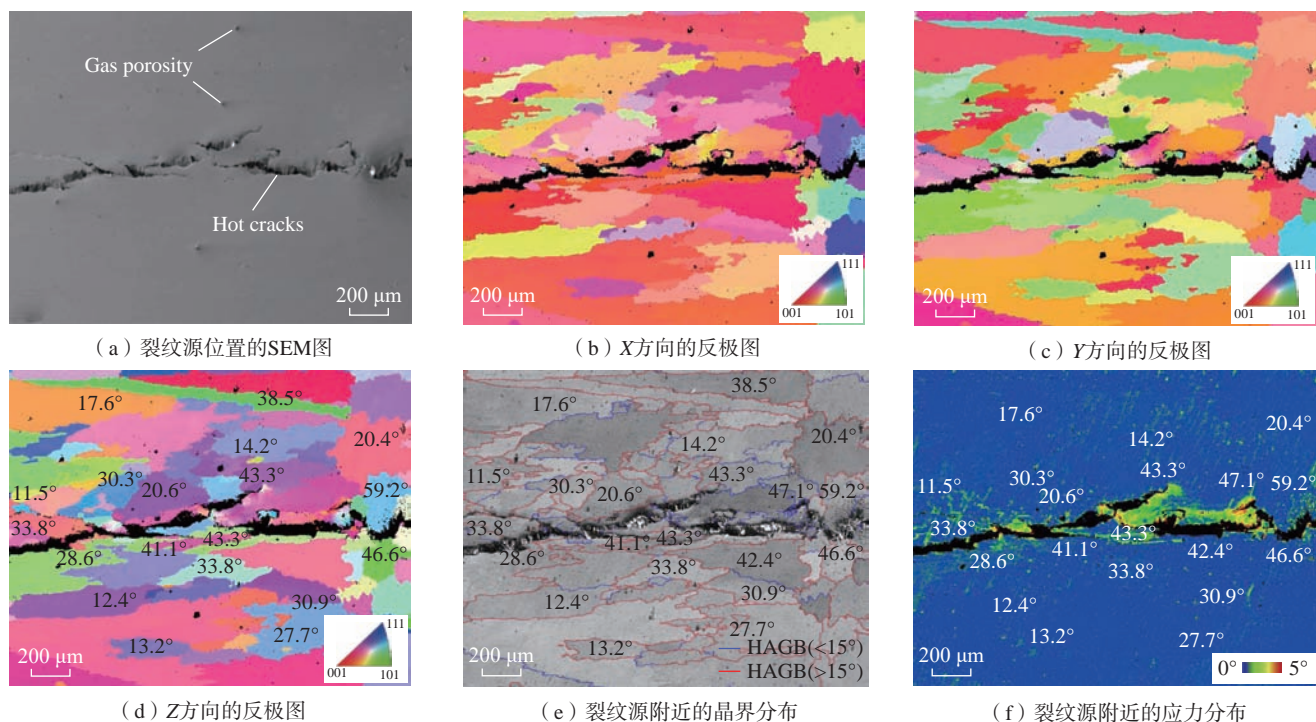


图 4 裂纹源区域组织形貌及取向特征  
Fig.4 Morphology and orientation characteristics of the crack initiation region

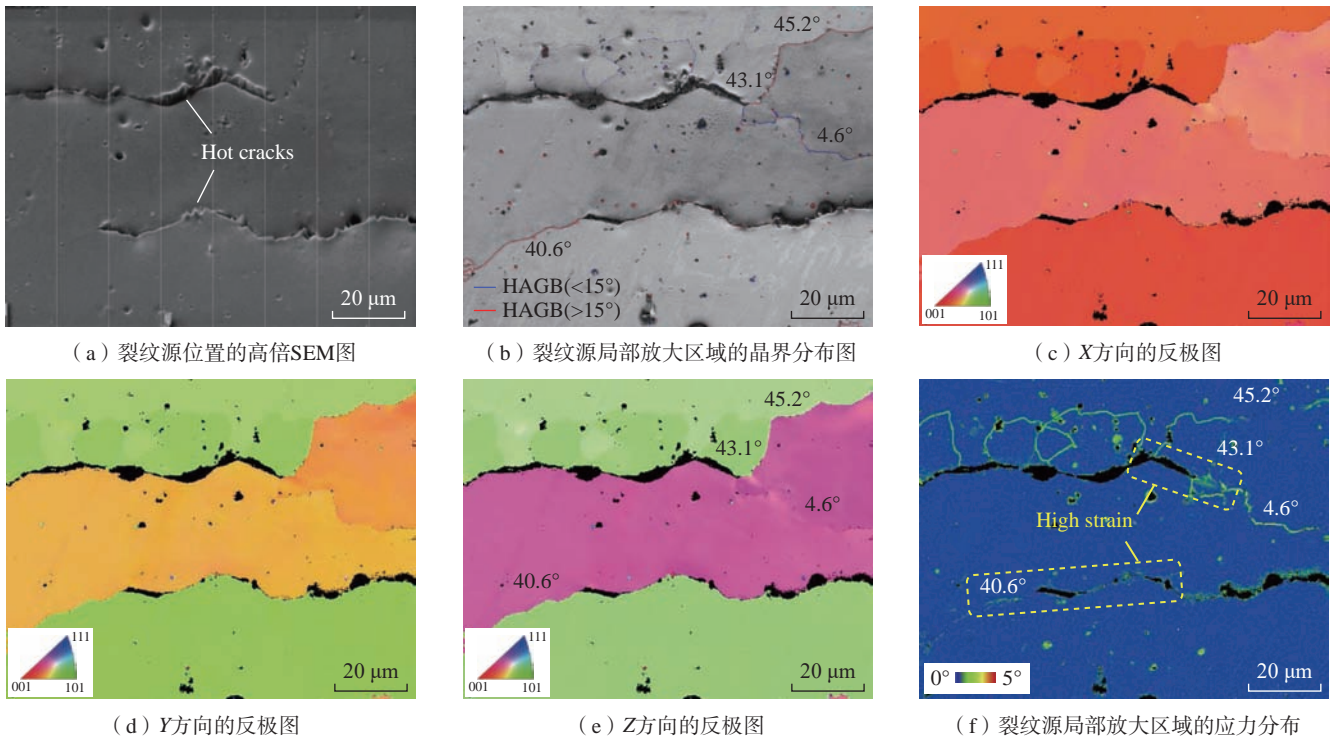


图5 裂纹源区域局部放大组织及取向特征

Fig.5 Localized amplified microstructure and orientation characteristics in the crack source region

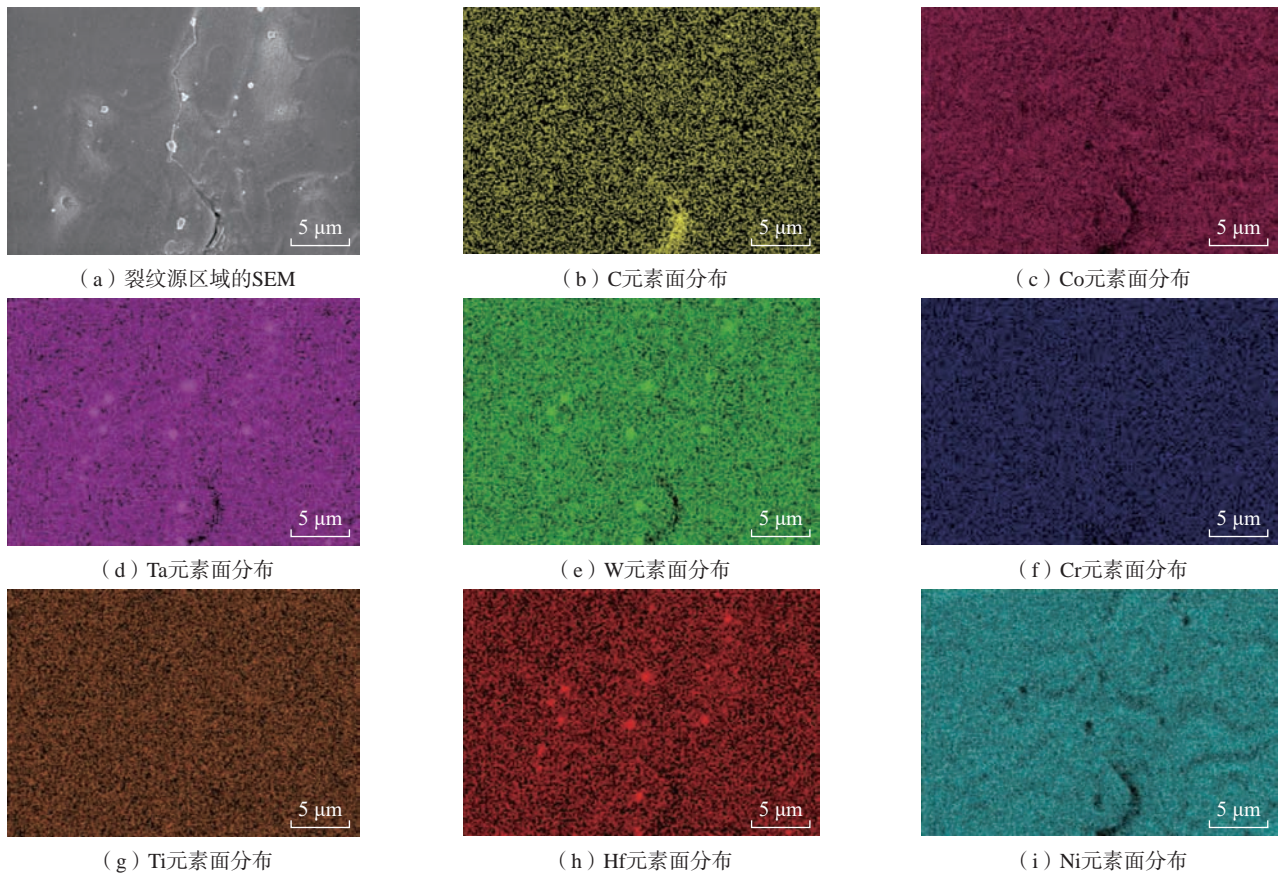


图6 裂纹源局部区域元素面分布

Fig.6 Element distributions in the crack source region

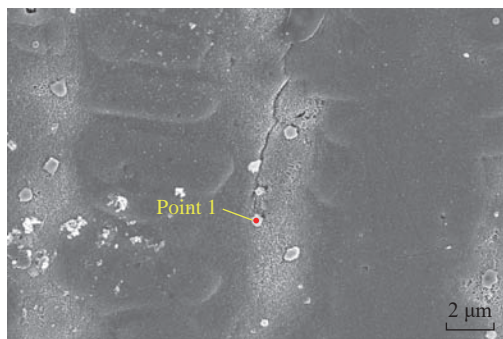


图7 裂纹萌生处的组织形貌的 SEM 图

Fig.7 SEM image of microstructure near crack initiation

表2 图7中裂纹源 Point 1 的 EDS 分析(质量分数)

Table 2 EDS analysis of crack source Point 1 in Fig.7 (mass fraction) %

C	Cr	Ni	Co	Ta	W	Ti	Hf
17.23	3.44	17.32	1.88	49.45	4.33	2.44	3.91

### 3 分析讨论

热裂纹的形成及进一步延伸实际上是由应力集中和液相薄膜共同作用的结果<sup>[25]</sup>,其中,应力集中为裂纹的形成和进一步延伸提供了驱动力,而液膜的稳定性与热裂倾向也有直接的关系,即当高稳定性的液膜两侧具备足够水平的拉应力时才会有裂纹萌生。碳化物析出相的存在则改变界面的结合强度或促进稳定液膜的形成<sup>[26]</sup>。因此,接下来将从应力集中、液膜稳定性及析出相这3个方向揭示热裂纹的形成机制。

#### 3.1 应力集中

为了探究激光定向能量沉积单晶高温合金残余应力的分布规律,采用维氏硬度压痕法对沉积态的残余应力进行了测试。Carlsson等<sup>[27]</sup>报道了双轴残余应变和双轴残余应力场分别与维氏硬度值和压痕面积的大小精确相关,发现残余应变和残余应力在准静态和等温条件下遵循以下方程。

$$H=C\sigma(\varepsilon_{\text{repr}}+\varepsilon_{\text{res}}) \quad (1)$$

$$c^2=c_0^2-0.32\ln\left(1+\frac{\sigma_{\text{res}}}{\sigma(\varepsilon_{\text{res}})}\right) \quad (2)$$

式中, $H$ 是测试点处的显微硬度,

$H=P/A_{\text{nom}}$  ( $P$ 是测试载荷, $A_{\text{nom}}$ 是理论压痕面积); $C$ 是一个常数,仅取决于尖端压头的几何形状; $\sigma(\varepsilon_{\text{repr}}+\varepsilon_{\text{res}})$ 代表残余应变下的流动应力, $\varepsilon_{\text{repr}}$ 是有效塑性应变值, $\varepsilon_{\text{res}}$ 是残余塑性应变; $c^2$ 是实际压痕面积 $A$ 与理论压痕面积 $A_{\text{nom}}$ 之间的比值。理论压痕面积 $A_{\text{nom}}$ 是使用Image-pro plus通过压痕的两条对角线 $L_1$ 和 $L_2$ 的长度计算的,如图8(a)所示。通过测试激光定向能量沉积DD405单晶高温合金样品在室温下的拉伸性能,获得残余应力测试所需的应力-应变曲线,如图8(b)所示。对于激光定向能量沉积DD405单晶高温合金,单轴应力-应变曲线遵循单项函数

$$\sigma(\varepsilon_{\text{res}})=\sigma_0\varepsilon_{\text{res}}^n=3729\varepsilon_{\text{res}}^{0.5271} \quad (3)$$

理论压痕面积 $A_{\text{nom}}$ 计算公式为

$$A_{\text{nom}}=\frac{1}{2}\left\{\frac{(L_1+L_2)}{2}\right\}^2 \quad (4)$$

对于维氏硬度压头,在一定精度内可以确认 $C=3$ , $\varepsilon_{\text{repr}}=0.08$ , $c_0^2=1$ <sup>[27]</sup>。然后,式(3)可以简化为

$$\varepsilon_{\text{res}}=\left\{\frac{P}{C\sigma_0\times A_{\text{nom}}}\right\}^{\frac{1}{n}}-\varepsilon_{\text{repr}} \quad (5)$$

$$\sigma_{\text{res}}=\sigma_0\left\{\left[\frac{8\times P}{C\sigma_0\times(L_1+L_2)^2}\right]^{\frac{1}{n}}-\varepsilon_{\text{repr}}\right\}^n\times\left\{e^{\left[\frac{c_0^2-\frac{8\times A}{(L_1+L_2)^2}}{0.32}\right]}-1\right\} \quad (6)$$

代入已知数据,基于式(5)和(6),残余应变 $\varepsilon_{\text{res}}$ 和残余应力 $\sigma_{\text{res}}$ 可以通过式(7)和(8)计算。

$$\varepsilon_{\text{res}}=\left\{\frac{8\times P}{3\times 3729\times(L_1+L_2)^2}\right\}^{\frac{1}{0.5271}}-0.08 \quad (7)$$

$$\sigma_{\text{res}}=3729\times(-\varepsilon_{\text{res}})^{0.5271}\times\left\{e^{\left[\frac{1-\frac{8\times A}{(L_1+L_2)^2}}{0.32}\right]}-1\right\} \quad (8)$$

通过维氏硬度压痕法测得垂直方向残余应力的分布如图9所示。拉应力和压应力通过残余应力数值的正、负号体现。可以看出沉积区域存在拉应力,这与Mukherjee等<sup>[28]</sup>得出的结果相同,并且观察到残余应力的数值存在交替分布的现象,Liu等<sup>[29]</sup>也认为残余应力在两个相邻沉积层的重叠区域中较高,而在单个沉积层中的内部区域中较低。可以推断,在本试验中,垂直方向的压痕点交替打在沉积层的内部区域和相邻两个沉积层的重叠区域,因此存在残余应力交替分布的现象。随着沉积高度的逐渐增高,残余应力总体上呈现出递增的趋势。

与焊接工艺类似,在逐层堆叠的激光定向能量沉积过程中,会在沉积区域形成残余应力<sup>[30]</sup>。如图10所示,沉积层在凝固过程中会发生冷却收缩,对基体产生变形作用。由于基体存在刚性,不会发生变形,导致沉积区存在拉应力。换句话说,基板将对沉积层施加约束作用。随着沉积高度的增加,基板对每个沉积层的约束是逐层累积的。因此,在高沉积区的位置将形成高水平的拉应力。此

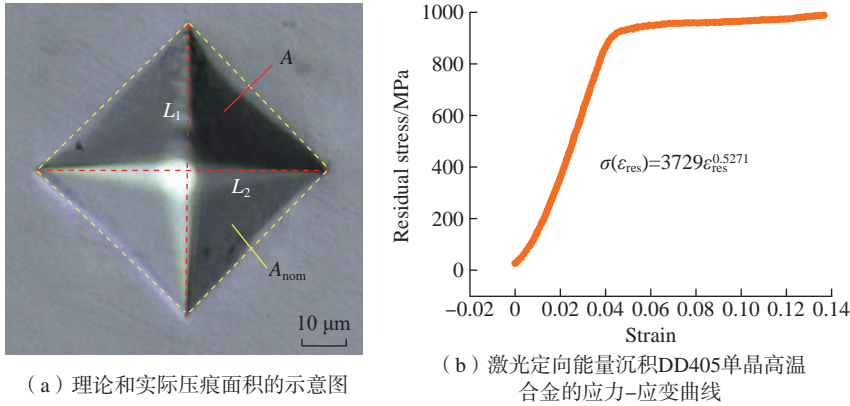


图8 理论和实际压痕面积的示意图和激光定向能量沉积 DD405 单晶高温合金应力-应变曲线  
Fig.8 Schematic diagram of the theoretical and actual indentation area and the stress-strain curve of the DD405 single-crystal superalloy repaired by laser directed energy deposition

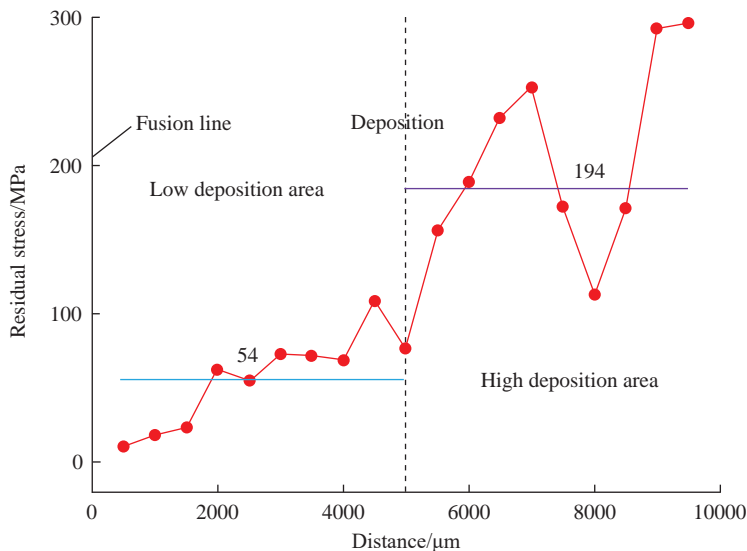


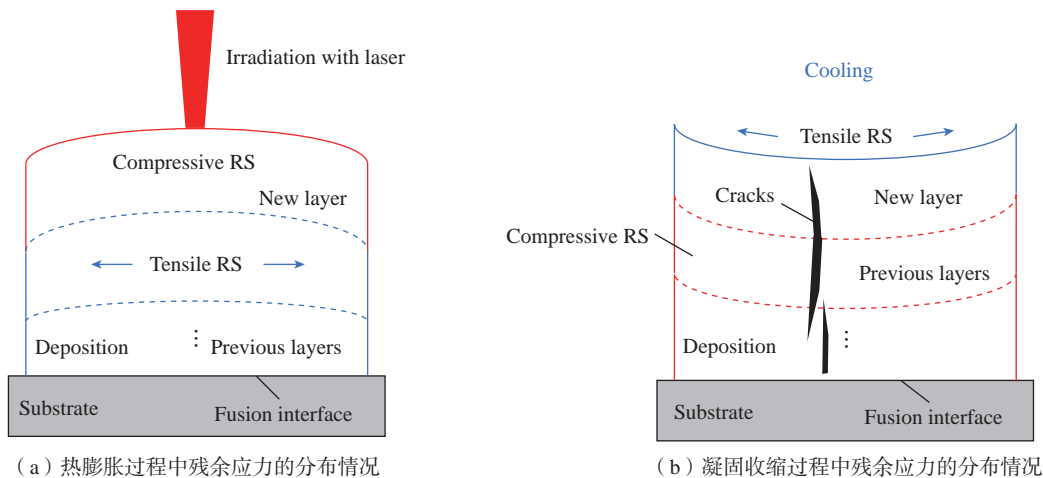
图9 残余应力随沉积高度的变化  
Fig.9 Variation of residual stress with deposition height

外,当新一道沉积层开始沉积时,之前的沉积层已经凝固,并且具有足够的强度来约束新沉积层的自由变形。因此,在热膨胀过程中,已经凝固的沉积层具有拉应力,而在凝固收缩过程中具有压应力。综上所述,分布在沉积区域中的高水平残余应力主要是由基板和已经凝固的沉积层给的拉应力。尽管局部层间可能会形成压应力,但沉积区的整体仍呈现拉应力特征<sup>[20]</sup>。残余应力在竖直方向上的演化规律也可以从另一方面解释,激光定向能量沉积的过程也可以看作是对基体和沉积区域的原位热处理<sup>[31]</sup>。即使热处理时间很短,热处理也可以在一定程度上释放组织中的残余应力。因此,高沉积层所经热处理的时间比低沉积层所经的时间要短,这进一步扩大了两者之间的残余应力差距。

在此基础上,沉积区的拉应力超过凝固末期的固相与液膜间的强度,热裂纹就会萌生。虽然残余应力在总体上随着沉积高度递增,然而图5(f)的分析结果表明,应力一般在晶界处呈现出显著应力集中,因此沉积区域内部的拉应力集中才是驱动热裂纹萌生及扩展的原因。

### 3.2 液膜稳定性

由于液膜在凝固末期的状态也



(a) 热膨胀过程中残余应力的分布情况

(b) 凝固收缩过程中残余应力的分布情况

图10 竖直方向残余应力的演变示意图

Fig.10 Schematic diagram of the evolution of residual stress in the vertical direction

显著影响着热裂纹的萌生,下面对液膜的稳定性及其影响因素进行讨论。在凝固过程的最后阶段,根据固相体积分数的不同,液相具有3个阶段的存在状态<sup>[16]</sup>:(1)当固相的体积分数( $f_s$ )<90%时,枝晶间液相易于补给,此时由于固相体积分数小,周围的液体易于填充到枝晶间,即液相以通道形式存在;(2)当 $f_s$ 处于90%~94%范围内,枝晶间液体补给受阻,易形成残留的液膜,即液相以薄膜形式存在<sup>[26]</sup>;(3)当 $f_s$ >94%直到完全形成固相时,枝晶的生长使得在枝晶间区域形成封闭的液相。上述3种形式的液相中,液相以通道的形式存在时,一旦发生开裂,远端的液相将对裂纹实现填充,完成自愈合;当液相以小液滴形式存在时,此时应力由固相传递,封闭液相相对于枝晶间的轻微弱化不会导致热裂纹;最终只有形成液相薄膜并且液膜两端存在高水平拉应力才可导致热裂纹的形成,其对应的固相分数范围 $90\% \leq f_s \leq 94\%$ 也被称为热裂敏感区间<sup>[20]</sup>。

Rappaz等<sup>[32]</sup>提出了著名的枝晶凝并理论:晶界可分为“排斥”晶界与“吸引”晶界两种类型,当“排斥”类型的晶界形成于相邻晶界间时,液膜会在枝晶的作用下转化为小液滴状态,在这种状态下形成裂纹的可能性很小;当“吸引”类型的晶界形成于相邻晶界间时,连续薄膜的温度会保持持续降低,直至全部转化为固相,这种“吸引”类型的晶界存在引发热裂纹形成的可能性。为此,Rappaz等<sup>[33]</sup>提出了枝晶凝并过冷度 $\Delta T_b$ ,以衡量液膜的稳定性,表达式为

$$\Delta T_b = \frac{\gamma_{gb} - 2\gamma_{sl}}{\Delta S_f \cdot \delta} \quad (9)$$

式中, $\Delta S_f$ 为材料的熔化熵; $\delta$ 为扩散界面厚度(~1 nm); $\gamma_{gb}$ 为晶界能; $\gamma_{sl}$ 为固相与液相之间的界面能。由式(9)可以分析得出, $\Delta T_b$ 实际上仅与 $\gamma_{gb}$ 的值相关,而 $\gamma_{gb}$ 则取决于晶界角

$\theta$ ,借助Reed-Shockley位错理论可以构建 $\gamma_{gb}$ 与 $\theta$ 的关系<sup>[34]</sup>,即

$$\gamma_{gb} = \frac{Gb\theta}{4\pi(1-\nu)} \left( 1 - \ln \frac{\theta}{\theta_m} \right) \quad (10)$$

式中, $G$ 为剪切模量; $b$ 为Burgers矢量模; $\nu$ 为Poisson比; $\theta_m$ 为具有最大晶界能的晶界角度。式(10)表明,与小角晶界相比,大角晶界可以使液膜的存在温度更低,晶界能也更高,进而提高了液膜的稳定性,增大了合金的裂纹敏感性<sup>[35]</sup>。

### 3.3 碳化物析出相的影响

由于DD405单晶高温合金中含有约0.05%的C元素,因此通过定向能量沉积制备的DD405单晶合金内部会形成MC碳化物。通过凝固路径可以阐明单晶高温合金中碳化物的形成机理。Liang等<sup>[36]</sup>提出高温合金的凝固路径可分为4个步骤:(1) $L \rightarrow \gamma_0$ , (2) $L \rightarrow \gamma_E + MC$ , (3) $L + MC \rightarrow (\gamma + \gamma')$ , (4) $L \rightarrow (\gamma + \gamma')$ ,第(2)步是共晶反应,这种共晶型凝固反应可以解释MC碳化物的形成。MC碳化物对热裂纹的影响主要分为两方面:(1)MC碳化物的存在促进液膜的形成;(2)MC碳化物的存在降低了凝固末期材料的结合强度<sup>[20]</sup>。

在单晶高温合金凝固过程的最后阶段,连续薄膜一般只有当 $f_s$ 在90%~94%区间内才会形成,当 $f_s$ <90%时,由于晶界位置液相通道的存在,导致被撕裂的晶界能够被远端的液相实时填充,最终使得液膜无法形成。然而,当晶界附近存在MC碳化物的分布时,由于这些碳化物具有较高的熔点不会被晶界位置的液相溶解而保留在原处,同时会抑制液相的流动,类似“钉扎作用”阻碍远端液相对晶界的填充,从而导致在 $f_s$ <90%条件下也存在形成液膜的可能,从而提高了热裂纹的形成倾向。

另一方面,碳化物属于硬脆相,其与基体 $\gamma$ 相之间的热膨胀系数存在显著差异。因此,在凝固最后阶段

的高温条件下,碳化物与基体 $\gamma$ 相之间的界面强度会小于 $\gamma$ 相之间的界面强度,从而导致在该区域存在应力集中时,裂纹会更倾向于优先在碳化物与 $\gamma$ 相之间的界面位置萌生,这促进了热裂纹的形成。

## 4 结论

本研究通过激光定向能量沉积技术制备了DD405单晶高温合金薄壁试样。对组织中热裂纹的形成机制进行了分析。该工作可为单晶涡轮叶片的激光增材修复提供潜在的理论指导。

(1)激光定向能量沉积DD405单晶高温合金表现出显著的裂纹敏感性,沉积区内部形成纵向热裂纹。热裂纹萌生于沉积区的大角晶界处,裂纹周边存在显著的应力集中,同时裂纹源处分布MC型碳化物析出相。热裂纹的形成是由应力集中、液膜稳定性及碳化物析出相三个因素决定。

(2)激光定向能量沉积的逐层叠加特征会导致沉积区内部存在高水平的残余应力,并且在晶界位置观察到显著的应力集中现象,晶界处的液膜在两侧拉应力作用下发生撕裂导致热裂纹萌生。

(3)液膜稳定性与相邻晶粒间的晶界角度密切相关,基于Rappaz枝晶凝并理论推导出沉积区域大角晶界处的液膜稳定性最高,最易形成裂纹。当沉积区的大角晶界大于 $40^\circ$ 时,会在拉应力的驱动下形成热裂纹。

(4)DD405单晶高温合金快速凝固过程中Hf、Ta、W、C等元素在晶界处发生偏析,在晶界位置形成小块状的MC型碳化物析出相,该析出相对远端液相形成“钉扎作用”,抑制了液体的补缩,提高晶界处液膜稳定性;此外,晶间碳化物的形成亦会弱化高温下晶界强度,最终促进热裂纹的形成。

## 参考文献

- [1] REED R C, TAO T, WARNKEN N. Alloys-By-Design: Application to nickel-based single crystal superalloys[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(19): 5898–5913.
- [2] LOPEZ-GALILEA I, RUTTERT B, HE J Y, et al. Additive manufacturing of CMSX-4 Ni-base superalloy by selective laser melting: Influence of processing parameters and heat treatment[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 30: 100874.
- [3] POLLOCK T M. Alloy design for aircraft engines[J]. *Nature Materials*, 2016, 15: 809–815.
- [4] WANG L, WANG N, YAO W J, et al. Effect of substrate orientation on the columnar-to-equiaxed transition in laser surface remelted single crystal superalloys[J]. *Acta Materialia*, 2015, 88: 283–292.
- [5] LIANG Y J, CHENG X, LI J, et al. Microstructural control during laser additive manufacturing of single-crystal nickel-base superalloys: New processing–microstructure maps involving powder feeding[J]. *Materials & Design*, 2017, 130: 197–207.
- [6] VILAR R, ALMEIDA A. Repair and manufacturing of single crystal Ni-based superalloys components by laser powder deposition—a review[J]. *Journal of Laser Applications*, 2015, 27(S1): S17004.
- [7] VILAR R, SANTOS E C, FERREIRA P N, et al. Structure of NiCrAlY coatings deposited on single-crystal alloy turbine blade material by laser cladding[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(18): 5292–5302.
- [8] 黄卫东. 激光立体成形: 高性能致密金属零件的快速自由成形[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2007.
- HUANG Weidong. Laser stereo forming: Rapid free forming of high performance compact metal parts[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007.
- [9] HUANG W D, LIN X. Advances in laser stereo forming of high performance metal parts [J]. *Materials Advances in China*, 2010, 29(6): 12–27, 49.
- [10] 梁静静, 杨彦红, 周亦青, 等. 激光立体成形镍基单晶高温合金显微组织研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(12): 3753–3759.
- LIANG Jingjing, YANG Yanhong, ZHOU Yizhou, et al. Microstructures of nickel-base single-crystal superalloy prepared by laser solid forming[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(12): 3753–3759.
- [11] YANG S, HUANG W D, LIU W J, et al. Development of microstructures in laser surface remelting of DD2 single crystal[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(2): 315–325.
- [12] LIANG Y J, WANG H M. Origin of stray-grain formation and epitaxy loss at substrate during laser surface remelting of single-crystal nickel-base superalloys[J]. *Materials & Design*, 2016, 102: 297–302.
- [13] WANG L, WANG N. Effect of substrate orientation on the formation of equiaxed stray grains in laser surface remelted single crystal superalloys: Experimental investigation[J]. *Acta Materialia*, 2016, 104: 250–258.
- [14] GUO J C, CHEN W J, YANG R N, et al. The effect of substrate orientation on stray grain formation in the (111) plane in laser surface remelted single crystal superalloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 800: 240–246.
- [15] WANG L, WANG N, PROVATAS N. Liquid channel segregation and morphology and their relation with hot cracking susceptibility during columnar growth in binary alloys[J]. *Acta Materialia*, 2017, 126: 302–312.
- [16] WANG N, MOKADEM S, RAPPAZ M, et al. Solidification cracking of superalloy single- and bi-crystals[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(11): 3173–3182.
- [17] RAMAKRISHNAN A, DINDA G P. Direct laser metal deposition of Inconel 738[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 740–741: 1–13.
- [18] BOSWELL J H, CLARK D, LI W, et al. Cracking during thermal post-processing of laser powder bed fabricated CM247LC Ni-superalloy[J]. *Materials & Design*, 2019, 174: 107793.
- [19] YANG J J, LI F Z, WANG Z M, et al. Cracking behavior and control of Rene 104 superalloy produced by direct laser fabrication[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 225: 229–239.
- [20] 卢楠楠, 郭以沫, 杨树林, 等. 激光增材修复单晶高温合金的热裂纹形成机制[J]. *金属学报*, 2023, 59(9): 1243–1252.
- LU Nannan, GUO Yimo, YANG Shulin, et al. Formation mechanisms of hot cracks in laser additive repairing single crystal superalloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 59(9): 1243–1252.
- [21] RONG P, WANG N, WANG L, et al. The influence of grain boundary angle on the hot cracking of single crystal superalloy DD6[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 676: 181–186.
- [22] CHEN Z G, LI W J, WANG L, et al. Investigation on the hot crack sensitivity of a nickel-based single crystal superalloy fabricated by epitaxial laser metal forming[J]. *Journal of Alloys and Compounds: An Interdisciplinary Journal of Materials Science and Solid-state Chemistry and Physics*, 2023, 931: 167436.
- [23] 慈世伟. 激光增材制造镍基单晶高温合金显微组织和力学性能研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2021.
- CI Shiwei. Study on microstructure and mechanical properties of nickel-based single crystal superalloy by laser additive manufacturing[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2021.
- [24] 卞宏友, 徐效文, 刘伟军, 等. 激光沉积修复DD5合金的枝晶外延生长控制与显微组织特征[J]. *红外与激光工程*, 2023, 52(5): 138–150.
- BIAN Hongyou, XU Xiaowen, LIU Weijun, et al. Control of dendrite epitaxial growth and microstructure characteristics of laser deposition repaired DD5 alloy[J]. *Infrared and Laser Engineering*, 2023, 52(5): 138–150.
- [25] DANTZIG J A, RAPPAZ M. Solidification: 2nd edition-revised & expanded[M]. Switzerland: EPFL Press, 2016.
- [26] LU N N, LEI Z L, HU K, et al. Hot cracking behavior and mechanism of a third-generation Ni-based single-crystal superalloy during directed energy deposition[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 34: 101228.
- [27] CARLSSON S, LARSSON P L. On the determination of residual stress and strain fields by sharp indentation testing. Part II: Experimental investigation[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(12): 2193–2203.
- [28] MUKHERJEE T, ZHANG W, DEBROY T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing[J]. *Computational Materials Science*, 2017, 126: 360–372.
- [29] LIU F C, LIN X, YANG G L, et al. Microstructure and residual stress of laser rapid formed Inconel 718 nickel-base superalloy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2011, 43(1): 208–213.
- [30] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, et al. Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112–224.
- [31] KÖRNER C, RAMSPERGER M, MEID C, et al. Microstructure and mechanical

properties of CMSX-4 single crystals prepared by additive manufacturing[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(9): 3781–3792.

[32] RAPPAZ M, DREZET J, GREMAUD M. A new hot-tearing criterion[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30: 449–455.

[33] RAPPAZ M, JACOT A, BOETTINGER W J. Last-stage solidification of alloys: Theoretical model of dendrite-arm and grain coalescence[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(3): 467–479.

[34] ANDERSON P M, HIRTH J P, LOTHE J. *Theory of dislocations*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2017: 536.

[35] 李尧, 寇浩南, 李梦阳, 等. 激光增材制造沉淀强化镍基高温合金热裂纹研究进展[J]. *表面技术*, 2024, 53(7): 1–14.

LI Yao, KOU Haonan, LI Mengyang, et al. Research progress of laser additive precipitation-strengthened hot cracking in nickel-based superalloys [J]. *Surface technology*, 2024, 53(7): 1–14.

[36] LIANG Y J, LI J, LI A, et al. Solidification path of single-crystal nickel-base superalloys with minor carbon additions under laser rapid directional solidification conditions[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 127: 58–62.

通讯作者: 卢楠楠, 助理研究员, 博士, 研究方向为激光增材修复单晶高温合金。

## Study on Formation Mechanisms of Cracks in Laser Directed Energy Deposition DD405 Single-Crystal Superalloys

LI Jinguo<sup>1</sup>, GUO Yimo<sup>1,2</sup>, LU Nannan<sup>1</sup>, ZHU Hongyu<sup>1,3,4</sup>, LIANG Jingjing<sup>1</sup>, ZHANG Guangrui<sup>1</sup>, ZHOU Yizhou<sup>1</sup>, SUN Xiaofeng<sup>1</sup>

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China;

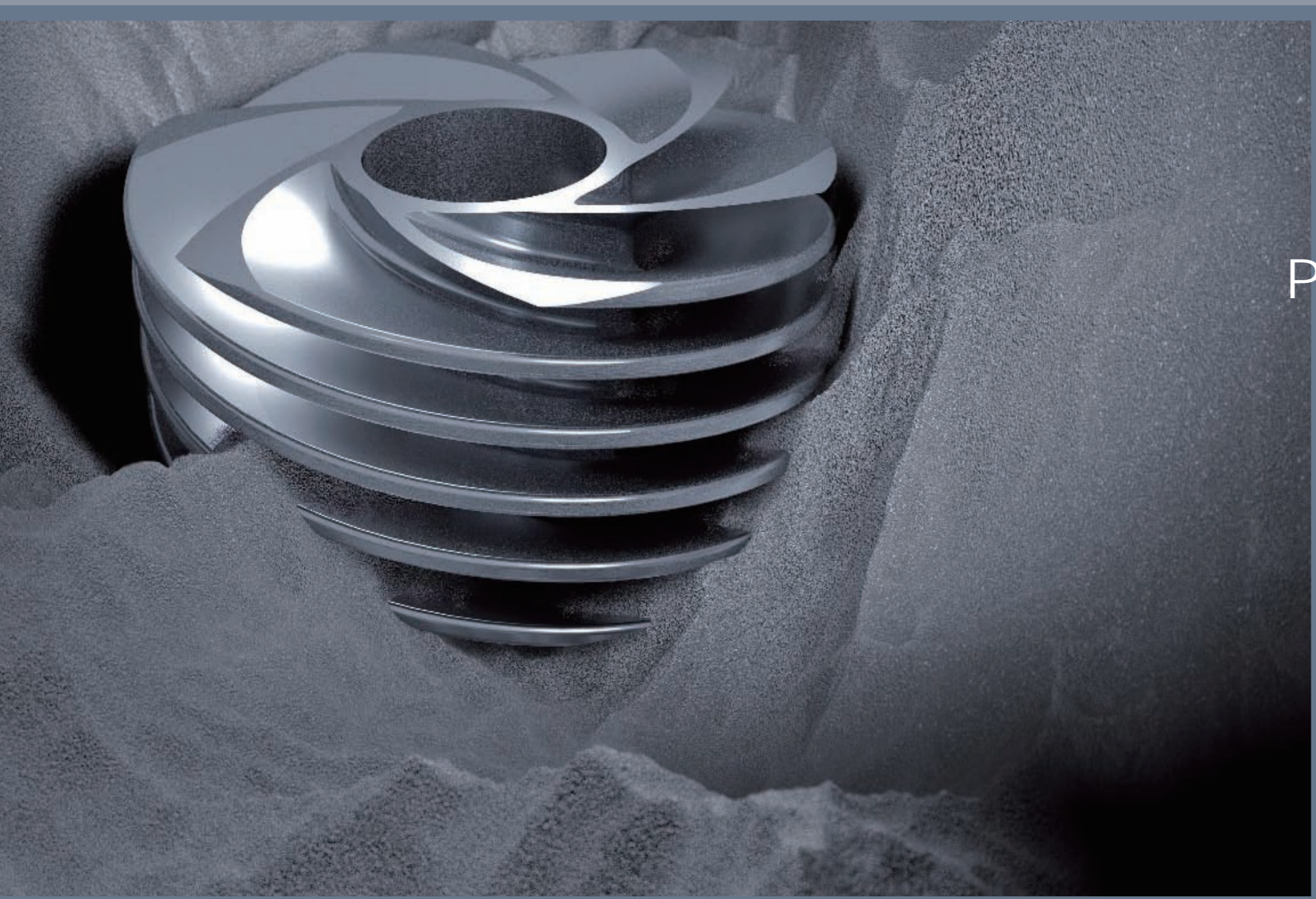
3. School of Material Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China;

4. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

**[ABSTRACT]** The thin-wall structure of the second generation single-crystal superalloy DD405 was fabricated by laser directed energy deposition technology. The mechanism of hot crack formation in the process of laser directed energy deposition was analyzed and explored by combining experiment and theory. The formation of hot cracking was determined by stress concentration, liquid film stability and carbide precipitated phase. The residual stress in deposition region increased with the deposition height due to the layer-by-layer stacking of the laser directed energy deposition process, so there is a high-level tensile stress in the deposition region. Significant stress concentration occurred at the grain boundary of the deposition region, and the liquid film was teared under the tensile stress on both sides, leading to crack initiation. The stability of liquid film was closely related to the angle of grain boundary between adjacent grains. When the high angle grain boundary is larger than 40°, thermal cracks will be formed under the drive of tensile stress. MC-type carbide precipitates promoted crack initiation by a pinning effect on the liquid feed and weakening interface bonding strength with the substrate.

**Keywords:** Single-crystal superalloy; Hot crack; Laser directed energy deposition; Residual stress; Thin-wall structure

(责编 大漠)



# 粉末冶金成形

Powder Metallurgy Forming

以材料制备与零件成形一体化为目标,通过材料、机械和计算机仿真模拟等多学科交叉融合,将金属粉末(或掺入部分非金属粉末)成形和烧结,实现零部件精准成形制造。



引文格式: 徐磊, 陈晓, 田晓生, 等. 粉末近净成形在航天发动机领域的应用[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 32-43.

XU Lei, CHEN Xiao, TIAN Xiaosheng, et al. Application of powder metallurgy near net shaping in aerospace engines[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 32-43.

## 粉末近净成形在航天发动机领域的应用\*

徐磊<sup>1</sup>, 陈晓<sup>2</sup>, 田晓生<sup>1</sup>, 卢正冠<sup>1</sup>, 吴杰<sup>1</sup>

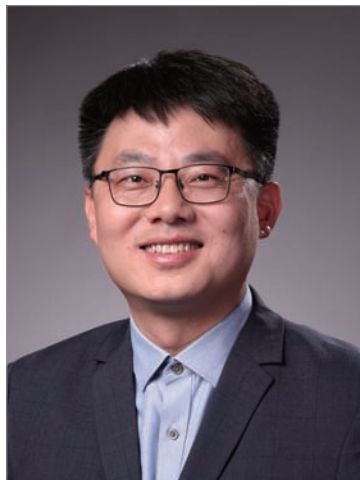
(1. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016;

2. 北京航天动力研究所, 北京 100048)

**[摘要]** 粉末近净成形 (Powder metallurgy near net shaping, PM-NNS) 技术能够制备出具有优异综合力学性能的粉末合金复杂部件。介绍了粉末热等静压 (Hot isostatic pressing, HIP) 近净成形技术原理及优势, 综述了近年来国内外粉末近净成形在航天发动机领域的研究现状, 从工艺路线和构件研制两方面展开, 简述了构件制备过程的影响因素及缺陷控制, 结合中国科学院金属研究所粉末近净成形技术在航天发动机领域的研究及应用情况, 总结了粉末近净成形技术当前存在的主要问题及发展方向, 以期进一步拓宽该技术的应用范围。

**关键词:** 近净成形; 热等静压; 航天发动机; 热诱导孔洞; 原始颗粒边界

**DOI:** 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.032



徐磊

研究员, 博士, 研究方向为粉末近净成形技术。

航天发动机作为推动航天器太空翱翔的核心动力, 对其性能与可靠性要求日益提升。特别是高温、高负荷条件下服役的航天发动机部

件, 对材料的承温能力和加工性能有极高的要求, 增加了传统制造工艺的难度<sup>[1]</sup>。粉末近净成形 (Powder metallurgy near net shaping, PM-NNS) 技术采用的原材料主要为预合金粉末, 能够制备出具有优异综合力学性能的粉末合金复杂部件, 为航天发动机的升级换代提供了有力的技术支撑。粉末热等静压近净成形又称“粉末铸造”, 可解决精密铸造以及分体锻造工艺加焊接联合工艺路线中, 焊接接头强度低的安全隐患<sup>[2-3]</sup>。热等静压 (Hot isostatic pressing, HIP) 工艺参数中的温度、压力、保温时间、升温速率、降温速率等和后处理过程对粉末冶金合金的显微组织和力学性能存在显著影响<sup>[4-5]</sup>。目前大多数研究<sup>[6-8]</sup>集中在单一因素对粉末冶金显微组织和力学性能的影响, 结果表明: 热等静压温度对粉末冶金合金

显微组织和力学性能影响最为显著; 另一方面, 预合金粉末作为热等静压成形的原材料, 粉末表面状态、粒度级配以及杂质含量对热等静压致密化成形后的粉末合金的显微组织和力学性能影响显著。国内华中科技大学<sup>[9-10]</sup>、北京航空航天大学<sup>[11-12]</sup>开展了粉末冶金热等静压相关方向的研究, 主要集中在粉末收缩的有限元仿真预测、粉末致密化过程的组织演化和机理分析。中国科学院金属研究所工程化应用为目标, 开展了钛合金、高温合金热等静压工艺技术攻关, 对粉末热等静压成形的全流程, 如粉末制备、粉末填充、包套设计、热等静压致密化、精确尺寸控制、部件后处理进行了系统研究, 成功制备出钛合金氢泵叶轮、薄壁异形筒体等复杂构件<sup>[13-14]</sup>。

为了推动粉末近净成形技术在

\* 基金项目: 稳定支持基础研究领域青年团队计划 (YSBR-025); 国家科技重大专项 (J2019-VII-0005-0145)。

航天发动机领域的进一步发展和应用,针对粉末冶金部件研制过程中可能出现的缺陷(夹杂、热诱导孔洞、原始颗粒边界)问题进行了阐述,介绍了缺陷控制的措施以及在此基础上取得的工程化应用成果,以期发现粉末热等静压近净成形技术存在的问题和不足,提出相应的改进措施,拓宽该技术的应用领域。

## 1 粉末热等静压近净成形优势

粉末热等静压近净成形是一种新型复合成形技术。利用包套与内部型芯组合模具设计制造技术将金属粉末密封在与目标件相似的复杂型腔内,热等静压成形后,去除外包套,再利用化学铣技术去除内部型芯模具,得到目标毛坯零件。热等静压致密化过程集热力学、流体力学、动力学、摩擦学等多个学科为一体,目前尚未有一个统一的定义。大部分研究人员认可的热等静压致密化过程主要分为3个阶段<sup>[15-16]</sup>:(1)粉末靠近与重排阶段;(2)塑性变形阶段;(3)扩散蠕变阶段。致密化过程如图1所示,致密化各个阶段不能严格区分,各个阶段对致密化过程的具体作用如下。

(1)粉末靠近与重排阶段。初始温度和压力较低,包套会对热等静压压力产生屏蔽作用,导致传递到粉末体上的有效压力相对较小。当包套壁厚达到一定数值,屏蔽程度急剧提高,颗粒致密化过程减缓。随着压力的增加和温度的上升,有效压力提

高,粉末装填过程颗粒间的桥连和搭拱等遭到破坏,粉末颗粒间变为紧密的点接触,粉末体快速致密化。

(2)塑性变形阶段。温度和压力继续提高,球形粉末颗粒发生严重的塑性变形,粉末颗粒间由点接触变为面接触,粉末颗粒间的孔隙度降低,逐渐变为独立且互不连通的孔隙。

(3)扩散蠕变阶段。该阶段粉末体已经达到较高的致密度,热等静压压力已经无法使粉末体发生塑性变形,主要以扩散和蠕变为主。

经优化设计包套成形的热等静压零件尺寸精度和表面粗糙度可以达到或超过精密铸造件水平;与精密铸件相比,热等静压近净成形零件的致密度高,成分均匀,组织中没有宏观成分偏析,综合力学性能优异,可达到同牌号锻件水平。与传统机械加工方法相比,粉末热等静压近净成形零件具有两方面优势:(1)材料利用率高,热等静压近净成形技术可以把材料利用率从锻造加工的10%~20%提高到50%以上;(2)工艺过程相对简单,工艺周期短,以热等静压设备为主,可以节省大量的机械加工工作量<sup>[13]</sup>。

## 2 粉末热等静压近净成形技术国内外研究现状

粉末热等静压近净成形技术因其独特的优势和潜力,成为国内外研究人员的研究热点。预合金粉末是粉末热等静压近净成形技术的原材料,对于粉末的夹杂物控制、粒度分布控制以及氧含量控制等至关重要。

预合金粉末热等静压致密化过程中所涉及的再结晶和成形后粉末合金的均匀性都对粉末粒度分布具有一定的依赖性,将小于20 μm和大于110 μm的粉末筛出,可以有效消除预合金粉末的氧化程度和枝晶间偏析程度<sup>[17-18]</sup>。粉末粒度与粉末氧含量具有一定的对应关系,粉末粒度减小,氧含量增高;随着氧含量的增加,会导致粉末合金中存在大量原始颗粒边界,从而降低合金的力学性能<sup>[19-22]</sup>。热等静压工艺参数的选取直接影响粉末的致密化过程,研究人员通过控制变量,不断优化合金的热等静压参数,制备出显微组织和力学性能均满足使用要求的粉末合金<sup>[23-24]</sup>。文献[5-6,25]研究结果都表明,采用较高的温度有利于消除原始颗粒边界,降低合金孔隙,获得理论全致密的均匀合金。但是包套/模具具有一定的承温能力,过高的温度可能会导致模具变形甚至熔化。热等静压致密化过程是一个典型的热力耦合过程,粉末质量、包套结构、热等静压工艺参数等均会影响最终构件的质量,采用传统试错的方法费时费力、效率低下且研究成本高。有限元模拟可以自由设置工艺参数,有效缩短研发周期,加快迭代效率,从而及时修正、改善工艺参数,降低原材料消耗,降低制造成本,因此国内外很多科研团队均开展了热等静压过程的有限元模拟研究<sup>[26-27]</sup>。

国外粉末热等静压近净成形的工程化应用发展较早,已经广泛应用在航空航天等领域。20世纪90年代,

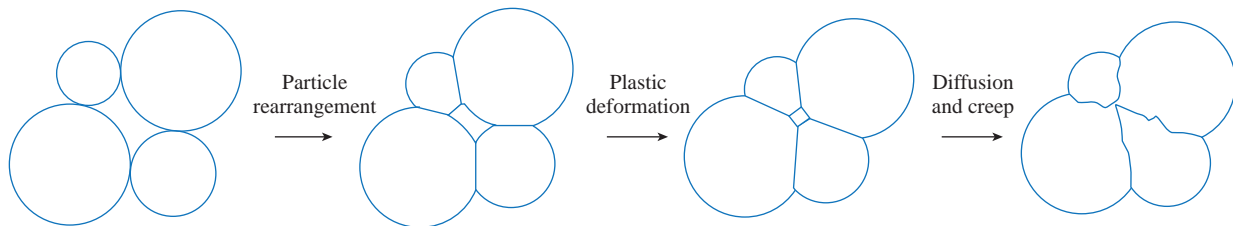


图1 预合金粉末热等静压致密化过程示意图

Fig.1 Schematic of densification behavior of pre-alloyed powders HIP

美国、欧洲国家以及俄罗斯开展粉末冶金近净成形技术研究,制备出发动机用涡轮增压单元、泵壳、阀体等部件,成功应用于 Atlas-3、Atlas-5、火神、RD-180、RD-191、RD-0120 等发动机<sup>[28-30]</sup>。俄罗斯利用该技术成功制备盘、轴类等数百种规格构件,使用过程中未发生任何安全事故<sup>[31]</sup>。国际知名企业,包括普惠公司、通用公司、罗·罗公司、VILS 公司、美国的 Crucible Research 和 Synertech PM 公司以及法国的 Tecphy 等公司均开展了粉末近净成形技术的研发工作,采用该技术制备的部件广泛应用于火箭发动机、航空发动机压气机和飞机机身等<sup>[32]</sup>。在型号需求的牵引和推动下,国内包括中国科学院金属研究所、航天材料及工艺研究所、北京航空材料研究院、北京航空航天大学、华中科技大学、中南大学等多家单位对粉末热等静压近净成形技术展开了研究,目前研制生产单位主要制备出氢泵叶轮、薄壁异形筒体、空气舵、导弹壳体等部件,并在航空航天等领域实现应用<sup>[13,33-34]</sup>。

### 3 粉末热等静压近净成形制备过程研究

粉末热等静压近净成形技术工艺路线如图 2 所示,构件制备过程主要包括粉末制备、模具设计、粉末填充、除气封焊、热等静压致密化、化学铣等。每一步对最终构件的冶金质量和力学性能都有影响,在实际生产过程中需要严格控制每一个环节,确保制备出满足使用要求的粉末冶金构件。

#### 3.1 预合金粉末制备

粉末作为制备粉末冶金合金的原材料,其冶金质量(粉末形貌、粒度、杂质含量)直接决定最终粉末冶金构件的综合性能。目前制备粉末的方法有很多,其中元素粉末法、水雾化等方法成本较低,但制备出的粉末球形度差,影响流动性。粉末流

动性直接影响粉末热等静压近净成形工艺中粉末的填充均匀性及后续的热等静压致密化行为,最终影响合金的综合力学性能。目前可用于制备热等静压用粉末的方法主要包括等离子旋转电极雾化法(Plasma rotating electrode process, PREP)和气体雾化法(Gas atomization, GA),其中气体雾化法主要包括真空惰性气体雾化法(Vacuum induction melting gas atomization, VIGA)和无坩埚感应熔炼超声气体雾化法(Electrode induction melting gas atomization, EIGA),工作原理图及粉末形貌如图 3 所示。

PREP 法是将合金制备成规定尺寸的自耗电极棒,电极棒在惰性气体(通常为 Ar 气)中高速旋转,同轴等离子体加热使电极棒熔化,在旋转离心力的作用下飞离电极棒断面,在表面张力的作用下快速凝固成球形预合金粉末<sup>[35]</sup>。该方法制备的粉末如图 3 (b) 所示,粉末表面清洁、球形度高,具有很好的流动性、无空心粉、氧含量较低。VIGA 法是将合金棒、板、锻块、铸锭等放置在水冷坩埚内,在真空熔炼室内熔化后经导流管形成细小液流,合金液流被高压气流破碎,凝固形成球形预合金粉末<sup>[36]</sup>。该

方法制备的粉末如图 3 (d) 所示,粉末球形度较好,但存在大量卫星球,氧含量较低,存在少量空心粉。与其他粉末制备技术相比,VIGA 生产的粉末具有更高的细粉得粉率、更宽的粒度范围和更低的间隙水平<sup>[37]</sup>。由于该技术采用了陶瓷坩埚和导流管,因此在制粉过程中可能会引入陶瓷夹杂。EIGA 法是为了解决 VIGA 法坩埚问题发展起来的一种粉末制备方法,将合金制备成规定尺寸的电极棒,采用高频感应线圈加热,电极棒缓慢下降并熔化,形成细小液流,合金液流被雾化喷嘴产生的高速脉冲气流击碎并凝固形成球形预合金粉末<sup>[38]</sup>。该方法制备的粉末如图 3 (f) 所示,粉末球形度较好,有少量卫星球,氧含量较低,存在极少量空心粉。

不同制粉工艺制备的预合金粉末在粉末形貌、粒度、表面状态方面均存在一定的差别,所以不同制粉工艺成形的合金显微组织和力学性能存在一定的差异<sup>[39-41]</sup>。由于工艺参数的差别,即使同一种制粉工艺制备的预合金粉末同样存在差别,尤其是粉末粒度。粉末粒度分布是粉末质量的重要指标,显著影响粉末冶金钛合金和高温合金的显微组织和力学性能<sup>[20-21]</sup>。研究表明,小颗粒粉末

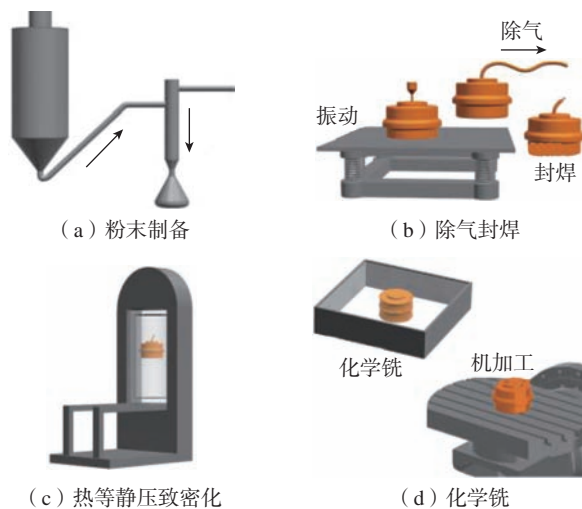


图 2 粉末热等静压近净成形工艺流程示意图

Fig.2 Schematic diagram of powder hot isostatic pressing near net forming

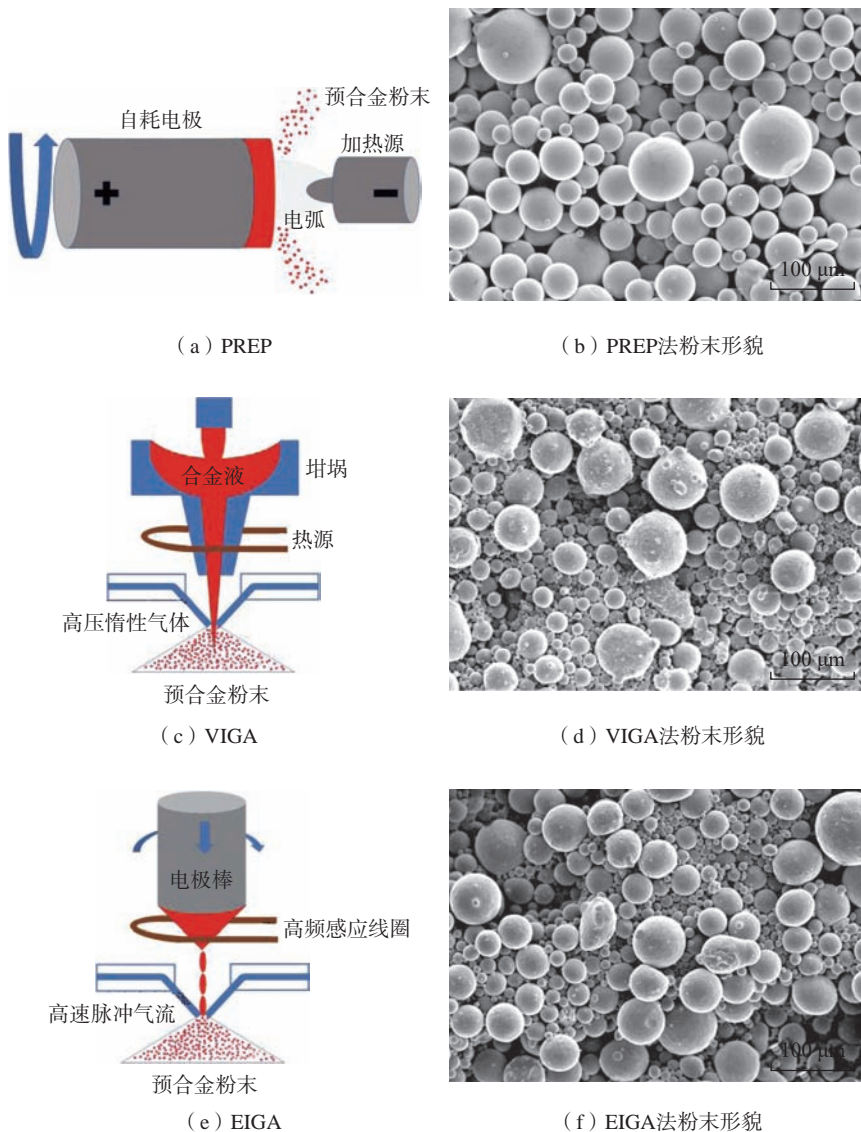


图3 PREP、VIGA 和 EIGA 法成形原理及粉末形貌  
Fig.3 Forming principles and powder morphology of PREP, VIGA, EIGA

有效接触总面积大于大颗粒粉末,在相同热等静压条件下,承受更大的应力,因此发生更大程度的变形<sup>[42]</sup>。采用有限元研究了不同粒度粉末颗粒在热等静压过程的变形情况,选取两种尺寸(50 μm 和 100 μm)的预合金粉末,初始振实密度设置为 66%,HIP 参数与实际过程保持一致,粉末应变模拟结果如图 4 所示。较小的粉末颗粒(50 μm)应力容易从表面传递到芯部,整体变形均匀,变形程度较大。较大的粉末颗粒(100 μm)变形不均匀,其芯部变形程度很小,表面变形程度远小于小颗粒粉末。但是降低粉末粒度的同时会降低粉末流动性、增加粉末的氧含量,增加粉末填充的难度,因此需要综合考虑选择合适的粉末粒度。

### 3.2 模具设计及粉末填充过程研究

模具/包套设计是采用粉末热等静压近净成形技术制备复杂构件至关重要的一个环节,不仅影响热等静压致密化过程,而且对成形粉末冶金合金力学性能有显著影响。包套材料选用原则包括:(1)焊接性良好,保证具有良好的密封性;(2)不与合金粉末发生反应;(3)一定的强度和良好的塑性;(4)容易加工成形,容易去除;(5)成本相对较低<sup>[43]</sup>。中国科学院金属研究所徐磊等<sup>[44-46]</sup>通过有限元模拟和热等静压

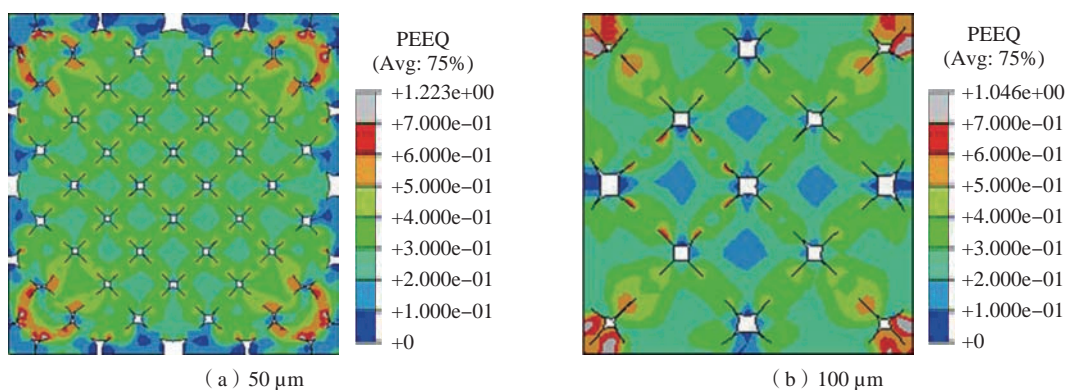


图4 不同粒径 GH4169 预合金粉末的等效应变  
Fig.4 Equivalent plastic strain (PEEQ) distributions of GH4169 pre-alloyed powder with different sizes

中断试验,研究了包套壁厚对钛合金粉末的屏蔽作用;研究结果表明,随着壁厚增加,屏蔽压力提高,延缓粉末体致密化过程,当包套厚度增加至 15 mm,粉末体压坯中孔隙率会达到 1.5%,从而恶化合金性能,因此孔隙是粉末冶金钛合金中必须消除的缺陷。华中科技大学曲兵兵<sup>[47]</sup>和山东大学李玉敏<sup>[43]</sup>研究了不锈钢粉末体致密化过程包套结构的影响,研究结果表明,包套的圆角结构可以降低其棱角的变形抗力,提高粉末体致密化过程的均匀性。华中科技大学陆恒等<sup>[48]</sup>研究了随形和上下对称两种模具方案对高温合金 Inconel 625 粉末盘热等静压致密化成形的影响,结果显示:随形模具方案无法精确控制粉末盘内部形状,存在不均匀致密化;上下对称模具方案可以精确控制粉末盘内部形状。北京航空航天大学 Wang<sup>[27]</sup>和郎利辉<sup>[49]</sup>等研究发现,随着包套壁厚增加,屏蔽效应显著提高,降低了粉末冶金合金的最终致密度,导致粉末冶金铝合金的抗拉强度和屈服强度下降。因此,在模具/包套设计过程中要综合考虑包套承力能力和包套厚度的协调以及结构中尖角等结构。

### 3.3 热等静压致密化过程研究

热等静压温度对粉末热等静压致密化影响最为显著,较高的温度有利于原子扩散,从而加速致密化进程。另外粉末的屈服强度会随着温度的升高而降低,在同等压力下更容易发生变形,从而提高颗粒间结合强度。热等静压过程中压力通常采用 100~200 MPa,温度通常根据合金金属的熔点 ( $T_m$ ) 选择 0.6~0.7  $T_m$ ,其中常见材料的热等静压温度和压力如表 1 所示<sup>[50]</sup>。但是不同的合金热等静压制度需要根据实际情况进行不断优化,例如高温合金中由于碳化物或氧化物的存在,往往会产生原始颗粒边界。高温有利于减少原始颗粒边界的碳化物,因此会采用亚固相线

热等静压温度或者两步热等静压制度,抑制或消除原始颗粒边界,改善合金力学性能<sup>[7,51]</sup>。

采用有限元模拟研究粉末致密化过程和尺寸收缩变形过程具有明显优势,可以指导实际工艺设计和模具设计。采用有限元方法可以模拟热等静压过程中不同热等静压工艺路线、不同位置、不同时刻的相对密度和尺寸变化,优化工艺参数,降低成本<sup>[26,52]</sup>。中国科学院金属研究所尚学文等<sup>[53]</sup>和华中科技大学 Wei 等<sup>[32]</sup>分别开展了闭式叶轮和粉末盘的有限元模拟和试验验证,有限元模拟结果和试验结果具有较小的误差,如图

5 所示。证明有限元可以作为热等静压工艺优化和模具设计的有效辅助手段。

闭式叶轮内部复杂的曲线流道是一种具有挑战性的结构,传统工艺难以满足其加工要求。为了解决这一问题,中国科学院金属研究所采用有限元辅助设计热等静压工艺制备出粉末冶金叶轮。图 6 所示为应用于航天发动机上的叶轮。与传统工艺制备的叶轮相比,粉末冶金叶轮具有更加均匀和细致的内部流道结构,能够有效提高流体的流动效率和叶轮的動力性能,提高航天发动机燃烧室的燃烧效率和推进系统的整体性能。

表 1 常见材料的热等静压成形温度和压力<sup>[50]</sup>

Table 1 Temperature and pressure of hot isostatic pressing for common materials<sup>[50]</sup>

材料	熔点 $T_m/^\circ\text{C}$	室温下的屈服应力/MPa	HIP成形温度/ $^\circ\text{C}$	HIP成形压力/MPa
铝及其合金	660 (Al)	100~627	500	100
铜及其合金	1083 (Cu)	60~960	800~950	100
铍及其合金	1289 (Be)	240	900	103
镍基高温合金	1453 (Ni)	200~1600	1100~1280	100~140
TiAl	—	—	900~1150	35~200
Ti <sub>3</sub> Al	—	—	925	200
钢	1536 (Fe)	500~1980	950~1160	100
钛及其合金	1670 (Ti)	180~1320	920	100

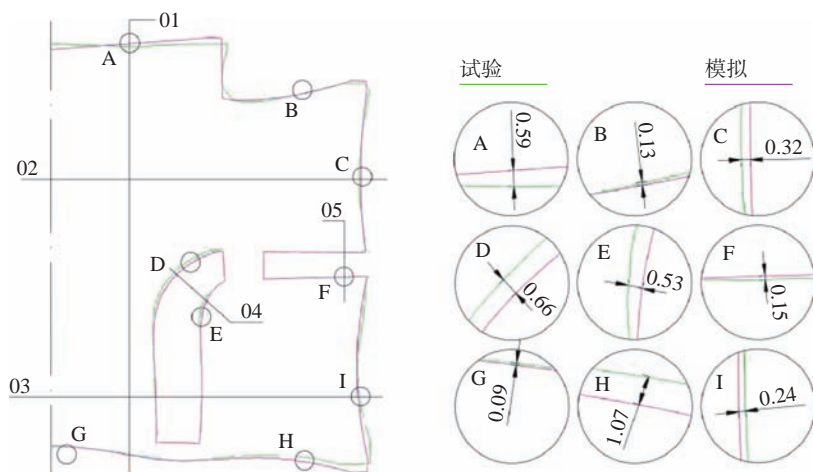


图 5 闭式叶轮模拟与实测值的相对位置关系

Fig.5 Relative position relationships between simulated and actual measurement of shrouded impellers

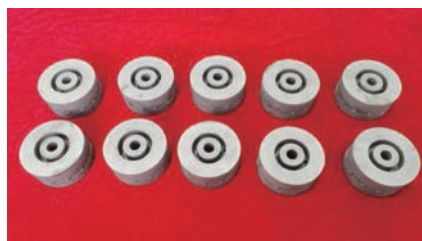


图6 中国科学院金属研究所研制的粉末冶金叶轮

Fig.6 Powder metallurgy impeller fabricated by IMR, CAS

#### 4 热等静压构件研制中的问题及解决措施

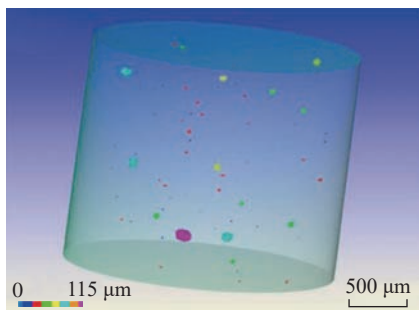
粉末热等静压近净成形存在自身的局限性,主要包括夹杂物(Inclusions)、热诱导孔洞(Thermal induced pores, TIP)和原始颗粒边界(Prior particle boundaries, PPBs)等缺陷,这些缺陷的存在会严重影响粉末冶金合金的力学性能和组织稳定性。粉末合金中的夹杂物数量极少,采用常规的方法根本无法观察到,因此限制粉末热等静压近净成形应用的主要因素是热诱导孔洞和原始颗粒边界。

##### 4.1 粉末冶金热等静压构件的热诱导孔洞问题

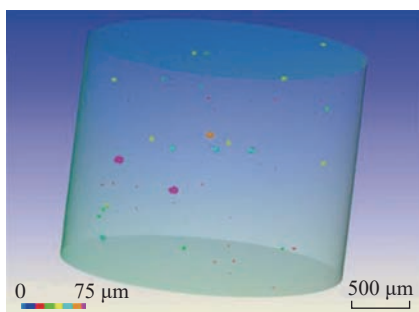
热诱导孔洞是指粉末表面吸附的气体、空心粉内部残留的气体以及除气过程包套内残留的气体,在后续热等静压致密化或高温热处理过程中,坯料中残留的气体聚集、膨胀,在合金中形成不连续孔洞。由于粉末冶金合金中的热诱导孔洞基本为显微孔洞,采用工业CT很难观察到,显微CT(Micro computerized tomography)在合金构件的显微孔洞检测方面具有优势,显微CT观察到热等静压后试样不同部位内部的孔洞,如图7所示<sup>[54]</sup>。

目前发现造成粉末合金热诱导孔洞的原因主要包括以下3方面<sup>[55]</sup>:

(1) 主要由空心粉引起。PREP法制备的粉末空心粉较少;气体雾化工艺采用氩气,因此粉末内部可



(a) 中心



(b) 边缘

图7 粉末冶金合金不同部位孔洞尺寸及分布<sup>[54]</sup>

Fig.7 Defect size and distribution in the center and at the edge of PM alloy<sup>[54]</sup>

能包覆氩气,形成空心粉。

(2) 除气不足。粉末制备、转运以及填充过程,表面会吸附气体,在包套除气阶段未完全除气。

(3) 在热等静压致密化过程中形成。包套由于封焊等原因发生微泄露,高压氩气进入包套。热诱导孔洞不仅会降低合金的力学性能,而且会引起粉末冶金构件的翘曲和开裂<sup>[56-58]</sup>。

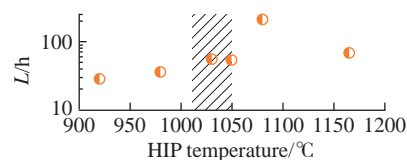
因此,有必要消除粉末冶金合金中的热诱导孔洞。针对热诱导孔洞产生原因,首先需要控制粉末质量,包括粉末粒度和表面状态等,尽可能除去空心粉;其次封焊前对包套进行热动态除气,将粉末表面和包套内部的气体完全去除;最后对封焊完毕的包套进行真空检漏,确保包套的密封性,防止氩气的渗入。此外,对于存在孔隙的粉末冶金合金,还可以采用热等静压复压的方式去除孔隙缺陷。

##### 4.2 粉末冶金热等静压构件的中温低塑性问题

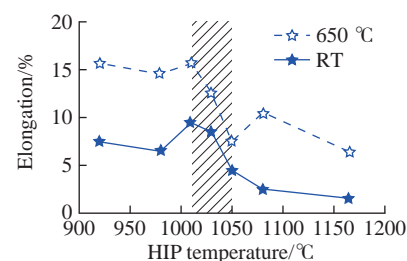
$Ti_2AlNb$  是一种金属间化合物,

650 °C下性能稳定。该合金在航空航天发动机、高温结构材料等领域具有广泛的应用前景。目前公开报道采用粉末热等静压近净成形技术制备  $Ti_2AlNb$  合金的研究主要集中在中国科学院金属研究所,图8所示为金属研究所系统研究  $Ti_2AlNb$  热等静压成形工艺的参数<sup>[59]</sup>。

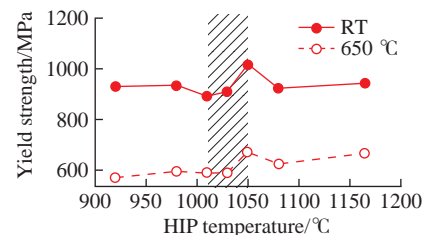
$Ti_2AlNb$  的热处理窗口相对较窄,对冷却速度非常敏感,容易出现中温低塑性,限制了其工程化应用。因此,有必要开展关于热处理冷速的研究,以便进一步了解和优化  $Ti_2AlNb$  的性能和加工过程,这将有助于提高  $Ti_2AlNb$  的工程应用能力,推动该材料在各个领域的广泛应用。采用较高的冷速,  $Ti_2AlNb$  合金存在中温低塑性<sup>[60-61]</sup>。图9为空冷(AC)和真空炉冷(ZFC)两种冷度下的样品室温和650 °C拉伸断口附近的XRD图谱,由其中的红色虚线(25°和42°)可看出,室温条件下空气冷



(a) 材料寿命



(b) 延伸率



(c) 屈服强度

图8 不同热等静压温度下的粉末冶金  $Ti_2AlNb$  合金力学性能<sup>[59]</sup>

Fig.8 Mechanical properties of PM  $Ti_2AlNb$  alloys with different HIP temperatures<sup>[59]</sup>

却样品中没有 O 相的单一衍射峰,无法确定这种状态下是否存在 O 相。650 °C 下拉伸样品与室温下的拉伸样品相比,空气冷却样品中也出现了 O 相的单一衍射峰 (25° 和 42°)。结果表明,在 650 °C 的拉伸测试中, O 相会析出。试验结果和之前的研究表明,980 °C 的固溶处理后,在 650 °C 的拉伸测试中会析出细小的针状

O 相,会严重降低合金的塑性。在室温和 650 °C 下拉伸样品的横截面显微组织如图 10 所示。真空炉冷的显微组织主要由等轴  $\alpha_2$  相、O 相和  $B_2$  基体组成。等轴  $\alpha_2$  相分布在晶界, O 相均匀分布在  $B_2$  基体中。在室温和 650 °C 之间,显微组织没有明显变化。图 10 (a) 和 (c) 显示了室温拉伸和 650 °C 拉伸的空冷样品

显微组织与真空炉冷样品明显不同。空冷样品室温下拉伸样品的显微组织仅由  $\alpha_2$  相和  $B_2$  基体组成,如图 10 (a) 所示。由于固溶处理后的快速冷却, O 相消失。在 650 °C 拉伸测试保温 20 min 后,许多针状的 O 相从  $B_2$  基体中析出,该结果与 XRD 结果一致。针状 O 相的出现,会导致合金的中温低塑性,因此对于  $Ti_2AlNb$  的固溶处理,采用较慢冷速更有利于保证合金的综合力学性能。

根据以上研究发现,采用较慢的冷速时,显微组织中同时存在 3 种相,这种方法可以有效避免材料在中温下出现低塑性的问题。为了进一步提高材料利用率并降低成本,中国科学院金属研究所运用热等静压工艺成功制备了粉末冶金  $Ti_2AlNb$  构件,如图 11 所示。随后从本体取样,测试室温、高温力学性能,如表 2 所示。与传统的锻件相比,粉末冶金  $Ti_2AlNb$  构件本体力学性能接近或超过锻件,且材料利用率大大提高。由于采用了先进的制备工艺,生产成本也得到了有效的降低。这一研究成果为实际应用提供了可行的解决方案。

### 4.3 粉末冶金热等静压构件的原始颗粒边界问题

对于粉末冶金高温合金,原始颗粒边界是制约粉末热等静压近净成形技术在高温合金中发展的主要因素<sup>[62-63]</sup>。原始颗粒边界是指在粉末制备过程中,表面发生元素偏析;粉末转运和填充等过程中粉末与周围气体(主要是氧气和水蒸气)接触,发生化学反应或物理吸附,在粉末表面形成氧化物、碳化物或碳氧化物,为后续碳化物的形成提供形核质点;在热等静压过程中, Nb、Ti 等碳化物形成元素,以粉末表面脆性氧化物和碳化物作为形核质点,形成连续的网状碳化物和氧化物薄膜,阻碍粉末颗粒间的扩散和连接,从而保留粉末颗粒的原始形貌<sup>[64]</sup>。在制备大尺寸 GH4169 复杂构件时,由于粉末用量

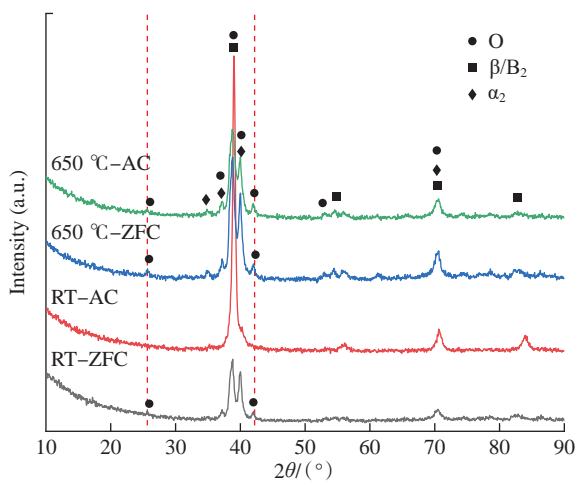


图 9 不同冷速  $Ti_2AlNb$  样品的室温和 650 °C 拉伸断口附近 XRD 图谱  
Fig.9 XRD patterns of  $Ti_2AlNb$  alloy with different cooling rates at RT and 650 °C

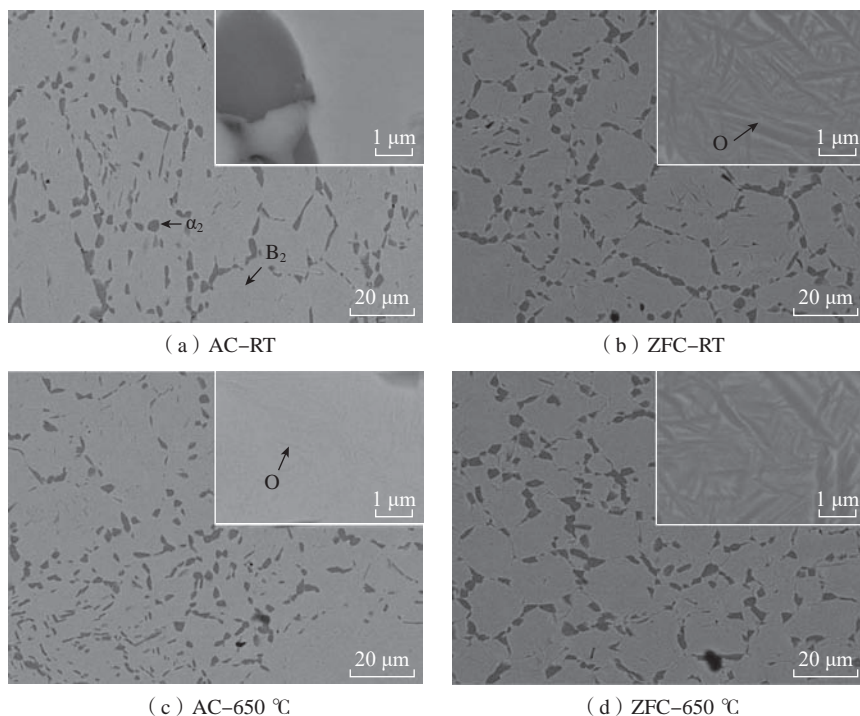


图 10 粉末冶金  $Ti_2AlNb$  合金显微组织  
Fig.10 Microstructure of PM  $Ti_2AlNb$  alloy

和包套壁厚增加,阻碍热等静压过程的粉末变形,而产生大量原始颗粒边界,恶化合金性能<sup>[65]</sup>。因此,结构件成形前后原始颗粒边界的抑制或消除成为粉末高温合金的研究热点。

目前,轧制和挤压+等温锻造等变形工艺是消除原始颗粒边界最有效的方式<sup>[66-67]</sup>。该工艺可以在很大程度上消除原始颗粒边界,提高合金力学性能,但轧制和挤压+等温锻造失去了热等静压近净成形的优势。中国科学院金属研究所常立涛<sup>[15]</sup>对粉末冶金GH4169合金热等静压成形工艺进行了系统分析,提出了过固相线/亚固相线粉末热等静压工艺,有效减少了原始颗粒边界的产生,为直接热等静压工艺设计提供了参考。印度国防冶金实验室Rao等<sup>[68]</sup>发现提高热处理过程的固溶温度对于原始颗粒边界的消除具有一定作用,但效果有限,经过高温热处理后,合金高温力学性能仍未达到使用要求。为此,印度国防冶金实验室Rao等<sup>[8]</sup>在过固相线固溶处理(固溶温度为1270℃)+水淬后,采用1100℃温度下加压热处理,原始颗粒边界消除效果明显,可以提高合金的延伸率和持久性能,但是固溶温度高于固相线导致部分基体发生熔化,形成黑斑(铝的氧化物)。采用高温固溶+水淬处理,对于复杂薄壁结构件,水淬过程存在开裂的可能,因此



图11 中国科学院金属研究所研制的Ti<sub>2</sub>AlNb粉末冶金构件

Fig.11 Ti<sub>2</sub>AlNb powder metallurgy component by IMR, CAS

该工艺在实际结构件制备过程中有一定的局限性。综合考虑亚固相线/过固相线工艺的优劣,结合本团队前期试验积累,设计特殊高温热处理,可以在一定程度消除原始颗粒边界,提高GH4169合金延伸率和冲击功,获得更加稳定的组织性能<sup>[69]</sup>。选取最优特殊高温热处理制度对厚大构件进行处理,测试特殊高温热处理(SHT+AT)和标准热处理(ST+AT)后合金力学性能,结果如图12所示。经过特殊高温热处理后,合金强度基本保持一致,但是其室温延伸率和冲击功均得到极大的改善。

标准热处理和特殊热处理合金室温延伸率相差较大,为了分析其断裂机制,选取标准热处理和特殊高温热处理样品的室温拉伸断口对其形

貌进行观察,如图13所示。结果显示,标准热处理合金拉伸断口中存在大量原始颗粒边界,在断口处可以观察到大量脱粘的粉末颗粒。断口裂纹沿原始颗粒边界扩展、开裂。经过特殊高温热处理后,室温拉伸断口中脱粘的粉末颗粒明显减少,粉末颗粒间结合强度提高,局部区域出现韧窝,断裂模式由沿颗粒边界断裂转变为穿晶断裂。

特殊高温热处理可以部分溶解碳化物,提高颗粒间结合强度,从而提高合金的拉伸塑性和冲击性能。中国科学院金属研究所采用热等静压+特殊高温热处理的工艺,成功制备出力学性能满足指标要求的GH4169粉末冶金构件,如图14所示,该构件的成功制备为GH4169合金在航天领域

表2 粉末冶金Ti<sub>2</sub>AlNb合金力学性能

Table 2 Mechanical properties of PM Ti<sub>2</sub>AlNb alloys

测试条件	极限拉伸强度 (UTS)/MPa	屈服强度 (YS)/MPa	延伸率 (EI)/%	断面收缩率 (Z)/%
PM-RT	1133	966	6	6
锻件-RT	≥950	≥800	≥5	≥6
PM-450℃	981	786	15	34
锻件-450℃	≥800	≥650	≥8	≥10
PM-650℃	806	690	11	12
锻件-650℃	≥700	≥550	≥8	≥10

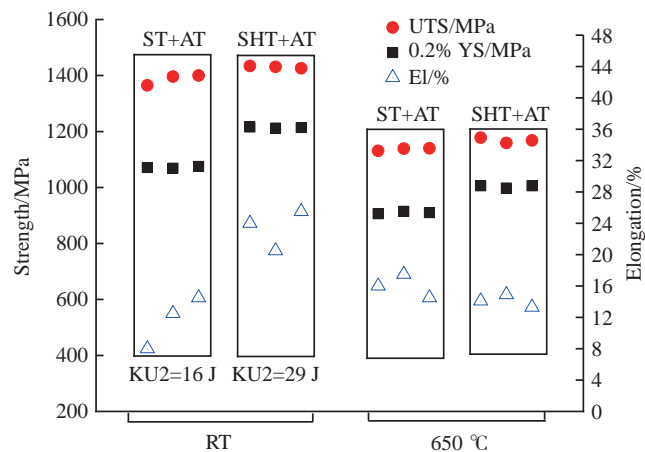


图12 粉末冶金GH4169合金力学性能

Fig.12 Mechanical properties of PM GH4169 alloy

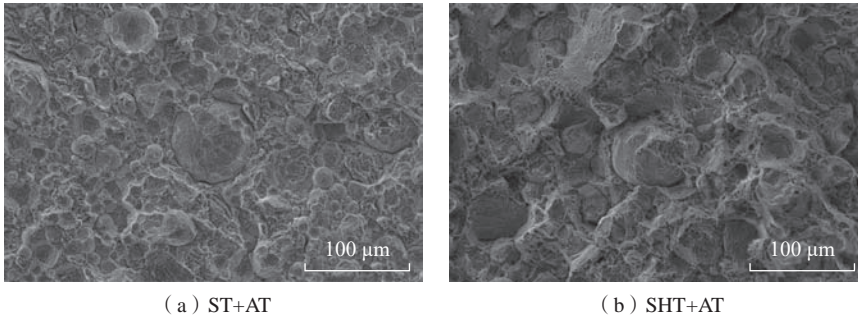


图 13 GH4169 结构件标准热处理和特殊高温热处理试样拉伸断口形貌 SEM 图像  
Fig.13 SEM fractographs of tensile samples of GH4169 component after standard heat treatment (ST+AT) and special high temperature heat treatment (SHT+AT)



图 14 中国科学院金属研究所研制的 GH4169 粉末冶金构件  
Fig.14 GH4169 powder metallurgy component by IMR, CAS

的应用提供了研究基础。

## 5 结论与展望

粉末的致密化成形是关键环节,粉末合金的冶金质量和部件的使用性能都与该环节密切相关,因此必须系统掌握洁净预合金粉末表面改性与致密化成形后粉末合金性能波动的规律,解决因包套/模具对热和压力产生屏蔽而造成不均匀致密化的问题,提出粉末改性-致密化过程-合金性能的控制方法,进而提高粉末冶金钛合金的力学性能稳定性和耐久性,这是未来该技术获得广泛工程化应用亟需解决的问题。

粉末近净成形工艺具有明显的优势,但是当前的成本问题突出。为了解决粉末致密收缩过程的尺寸控制和模具制造成本高的问题,今后的研究重点在于:

(1) 通过部件使用过程中的性能

参数反馈,精准地输入粉末致密化收缩的关键参数,提高部件关键尺寸预测精度,减少有限元仿真迭代次数;

(2) 突破粉末部件热处理过程中变形抑制技术,提升部件的尺寸精度和缩短研制周期;

(3) 优选适合的粉末制备工艺和拓宽粉末粒度范围,开展粉末粒度、粉末表面状态及化学成分对成形合金力学性能的影响研究,提高材料的利用率,降低部件制备成本。

## 参考文献

[1] BACCINO R, MORET F, PELLERIN F, et al. High performance and high complexity net shape parts for gas turbines: The ISOPREC<sup>®</sup> powder metallurgy process[J]. *Materials & Design*, 2000, 21(4): 345-350.  
[2] 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.

[3] GUO R P, XU L, WU J, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of powder metallurgy Ti-6Al-4V alloy based on heat response[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 639: 327-334.

[4] GUO R P, XU L, CHEN Z Y, et al. Effect of powder surface state on microstructure and tensile properties of a novel near  $\alpha$ -Ti alloy using hot isostatic pressing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 706: 57-63.

[5] XU L, GUO R P, BAI C G, et al. Effect of hot isostatic pressing conditions and cooling rate on microstructure and properties of Ti-6Al-4V alloy from atomized powder[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2014, 30(12): 1289-1295.

[6] CHANG L T, SUN W R, CUI Y Y, et al. Influences of hot-isostatic-pressing temperature on microstructure, tensile properties and tensile fracture mode of Inconel 718 powder compact[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 599: 186-195.

[7] CHANG L T, SUN W R, CUI Y Y, et al. Preparation of hot-isostatic-pressed powder metallurgy superalloy Inconel 718 free of prior particle boundaries[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 682: 341-344.

[8] RAO G A, SRINIVAS M, SARMA D S. Influence of modified processing on structure and properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 418(1-2): 282-291.

[9] 田文卿, 蔡超, 郭瑞鹏, 等. 热等静压近净成形数值模拟研究现状与展望[J]. *机械工程学报*, 2024, 60(1): 13-26.

TIAN Wenqing, CAI Chao, GUO Ruipeng, et al. A Review on numerical simulation of near net shaping hot isostatic pressing: Current status and future prospects[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2024, 60(1): 13-26.

[10] 滕庆, 孙闪闪, 薛鹏举, 等. 激光选区熔化/热等静压复合成形Inconel 718组织与性能研究[J]. *航空制造技术*, 2020, 63(13): 53-60.

TENG Qing, SUN Shanshan, XUE Pengju, et al. Study on microstructure and properties of Inconel 718 fabricated by selective laser melting/hot isostatic pressing hybrid forming process[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2020, 63(13): 53-60.

[11] XIAO Y, LANG L H, XU W C, et al. Diffusion bonding of Ti-6Al-4V titanium alloy powder and solid by hot isostatic pressing[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of*

China, 2022, 32(11): 3587–3595.

[12] 徐文才, 郎利辉, 黄西娜, 等. 铝合金复杂薄壁件热等静压成形数值模拟[J]. 锻压技术, 2019, 44(6): 65–72.

XU Wencai, LANG Lihui, HUANG Xina, et al. Numerical simulation of complex thin-walled aluminum alloy part manufactured by hot isostatic pressing[J]. Forging & Stamping Technology, 2019, 44(6): 65–72.

[13] 徐磊, 郭瑞鹏, 吴杰, 等. 钛合金粉末热等静压近净成形研究进展[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1537–1552.

XU Lei, GUO Ruipeng, WU Jie, et al. Progress in hot isostatic pressing technology of titanium alloy powder[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(11): 1537–1552.

[14] 邹军, 徐磊, 雷家峰, 等. 粉末冶金 Ti–5Al–2.5Sn ELI 合金显微组织研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(9): 2255–2259.

WU Jun, XU Lei, LEI Jiafeng, et al. Microstructure of powder metallurgical Ti–5Al–2.5Sn ELI alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(9): 2255–2259.

[15] 常立涛. 洁净高温合金粉末的制备及其热等静压工艺研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2014.

CHANG Litao. Preparation and hot isostatic press compaction of superalloy powder with less ceramic inclusions [D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2014.

[16] ARZT E, ASHBY M F, EASTERLING K E. Practical applications of hot isostatic pressing diagrams: Four case studies[J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14(1): 211–221.

[17] IRUKUVARGHULAS, HASSANIN H, CAYRON C, et al. Effect of powder characteristics and oxygen content on modifications to the microstructural topology during hot isostatic pressing of an austenitic steel[J]. Acta Materialia, 2019, 172: 6–17.

[18] BASSINI E, GALECH U, SORIA T, et al. Effect of the particle size distribution on physical properties, composition, and quality of gas atomized alloy powders for HIP application[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 890: 161631.

[19] RAO G A, SRINIVAS M, SARMA D S. Effect of oxygen content of powder on microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 435: 84–99.

[20] LU Z G, WU J, XU L, et al. Powder

size influence on tensile properties and porosity for PM Ti<sub>2</sub>AlNb alloy prepared by hot isostatic pressing[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2019, 32(11): 1329–1336.

[21] MACDONALD J E, KHAN R H U, ARISTIZABAL M, et al. Influence of powder characteristics on the microstructure and mechanical properties of HIPped CM247LC Ni superalloy[J]. Materials & Design, 2019, 174: 107796.

[22] 姚草根, 孟烁, 李秀林, 等. 粉末氧含量对热等静压 FGH4169 合金力学性能与组织的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2017, 22(1): 33–40.

YAO Caogen, MENG Shuo, LI Xiulin, et al. Effects of powder oxygen content on mechanical properties and microstructure of FGH4169 alloy[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2017, 22(1): 33–40.

[23] TAN L M, HE G A, LIU F, et al. Effects of temperature and pressure of hot isostatic pressing on the grain structure of powder metallurgy superalloy[J]. Materials, 2018, 11(2): 328.

[24] QIU C L, ATTALLAH M M, WU X H, et al. Influence of hot isostatic pressing temperature on microstructure and tensile properties of a nickel-based superalloy powder[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 564: 176–185.

[25] ZHOU Y, ZHANG Z, ZHAO Z H, et al. Effects of HIP temperature on the microstructural evolution and property restoration of a Ni-based superalloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 22(1): 215–222.

[26] QU Z H, ZHANG P X, LIANG S J, et al. Deformation behavior of superalloy powder compact under hot isostatic pressing[J]. Advanced Engineering Materials, 2020, 22(11): 2000534.

[27] WANG G, LANG L H, HUANG X N, et al. The shielding effect of capsule in the process of hot isostatic pressing (HIP)[C]//2016 13th International Bhurban Conference on Applied Sciences and Technology (IBCAST). Islamabad, 2016.

[28] RAJENTHIRAKUMAR D, JAGADEESH K A. Analysis of interaction between geometry and efficiency of impeller pump using rapid prototyping[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2009, 44(9): 890–899.

[29] 张绪虎, 单群, 陈永来, 等. 钛合金在航天飞行器上的应用和发展[J]. 中国材料进展, 2011, 30(6): 28–32.

ZHANG Xuhu, SHAN Qun, CHEN Yonglai, et al. Application and development of titanium alloys for aircrafts[J]. Materials China, 2011, 30(6): 28–32.

[30] KANEMOTO T, SHIMOJYO M, KAWASHIMA R, et al. Turbo-pump with isolated two stage impellers for future rocket engine (Trial to drive impellers independently)[J]. Journal of Thermal Science, 2008, 17(1): 28–34.

[31] 国为民, 冯涤. 俄罗斯粉末高温合金工艺的研究和发展[J]. 粉末冶金工业, 2000, 10(1): 20–27.

GUO Weimin, FENG Di. Research and development of powder metallurgy superalloy in Russia[J]. Powder Metallurgy Industry, 2000, 10(1): 20–27.

[32] WEI Q S, XUE P J, LIU G C, et al. Simulation and verification of near-net shaping a complex-shaped turbine disc by hot isostatic pressing process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 74(9): 1667–1677.

[33] 张海洋, 史金靓, 张绪虎, 等. 复杂钛合金进气道热等静压近净成形技术研究[J]. 推进技术, 2022, 43(8): 378–384.

ZHANG Haiyang, SHI Jinliang, ZHANG Xuhu, et al. Near-net-shaping hot isostatic pressing of complicated titanium alloy air inlet[J]. Journal of Propulsion Technology, 2022, 43(8): 378–384.

[34] 张绪虎, 徐桂华, 孙彦波. 钛合金热等静压粉末冶金技术的发展现状[J]. 宇航材料工艺, 2016, 46(6): 6–10.

ZHANG Xuhu, XU Guihua, SUN Yanbo. Research progress of Ti products fabricated by hot isostatic pressing(HIP)[J]. Aerospace Materials & Technology, 2016, 46(6): 6–10.

[35] 张莹, 李世魁, 陈生大. 用等离子旋转电极法制取镍基高温合金粉末[J]. 粉末冶金工业, 1998(6): 17–22.

ZHANG Ying, LI Shikui, CHEN Shengda. Production of nickel-based superalloy powder by the plasma rotation electrode process[J]. Powder Metallurgy Industry, 1998, 8(6): 17–22.

[36] 戴煜, 李礼. 金属基3D打印粉体材料制备技术现状及发展趋势[J]. 新材料产业, 2016(6): 23–29.

DAI Yu, LI Li. The current status and development trend of preparation technology for metal based 3D printing powder materials[J]. New Material Industry, 2016(6): 23–29.

[37] CHEN G, TAN P, ZHAO S Y, et al. Spherical Ti–6Al–4V powders produced by gas atomization[J]. Key Engineering Materials, 2016, 704: 287–292.

- [38] 刘学晖, 徐广. 惰性气体雾化法制取钛和钛合金粉末[J]. 粉末冶金工业, 2000, 10(3): 18–22.
- LIU Xuehui, XU Guang. The Ti and its alloy powder made by inert gas atomization[J]. Powder Metallurgy Industry, 2000, 10(3): 18–22.
- [39] ZHAO X, CHEN J, LIN X, et al. Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 478(1–2): 119–124.
- [40] CHEN Y, ZHANG J Y, WANG B, et al. Comparative study of IN600 superalloy produced by two powder metallurgy technologies: Argon atomizing and plasma rotating electrode process[J]. Vacuum, 2018, 156: 302–309.
- [41] GUO R P, XU L, ZONG B Y P, et al. Characterization of prealloyed Ti–6Al–4V powders from EIGA and PREP process and mechanical properties of HIPed powder compacts[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2017, 30(8): 735–744.
- [42] NAIR S V, TIEN J K. Densification mechanism maps for hot isostatic pressing (HIP) of unequal sized particles[J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18(1): 97–107.
- [43] 李玉敏. 不锈钢粉末热等静压成形模拟与包套设计研究[D]. 济南: 山东大学, 2015.
- LI Yumin. The simulation and coating studying of stainless steel powder hot isostation pressing [D]. Jinan: Shandong University, 2015.
- [44] 吴杰, 徐磊, 郭瑞鹏, 等. 粉末冶金 Ti–47Al–2Cr–2Nb–0.15B 合金的制备及力学性能影响因素[J]. 材料研究学报, 2015, 29(2): 127–134.
- WU Jie, XU Lei, GUO Ruipeng, et al. Preparation of  $\gamma$ -TiAl alloy from powder metallurgy route and analysis of the influence factors of mechanical properties[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2015, 29(2): 127–134.
- [45] 郭瑞鹏, 徐磊, 柏春光, 等. 包套设计对典型粉末钛合金拉伸性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(8): 2050–2056.
- GUO Ruipeng, XU Lei, BAI Chunguang, et al. Effects of can design on tensile properties of typical powder metallurgy titanium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(8): 2050–2056.
- [46] 徐磊, 郭军, 刘羽寅, 等. Ti–5Al–2.5Sn 合金粉末热等静压压坯的致密化行为及性能[J]. 钛工业进展, 2011, 28(4): 19–23.
- XU Lei, WU Jun, LIU Yuyin, et al. Densification and properties of Ti–5Al–2.5Sn alloy prepared by using HIP[J]. Titanium Industry Progress, 2011, 28(4): 19–23.
- [47] 曲兵兵. 不锈钢粉末热等静压成形模拟与包套制造工艺研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2009.
- QU Bingbing. Numerical simulation for stainless steel powder during the process of hot isostatic pressing and studies on the can manufacturing [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2009.
- [48] 陆恒, 魏青松, 薛鹏举, 等. Inconel 625 粉末盘热等静压近净成形过程模拟与验证[J]. 中国机械工程, 2013, 24(19): 2675–2680, 2686.
- LU Heng, WEI Qingsong, XUE Pengju, et al. Numerical simulation and verification of near-net-shaping Inconel 625 powder disk under hot isostatic pressing[J]. China Mechanical Engineering, 2013, 24(19): 2675–2680, 2686.
- [49] 郎利辉, 王刚, 黄西娜, 等. 包套在铝合金粉末热等静压成形中的屏蔽效应及其对性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(2): 261–271.
- LANG Lihui, WANG Gang, HUANG Xina, et al. Shielding effect of capsules and its impact on mechanical properties of P/M aluminium alloys fabricated by hot isostatic pressing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(2): 261–271.
- [50] 史玉升, 魏青松, 薛鹏举, 等. 复杂金属零件热等静压整体成形技术[M]. 武汉: 华中科技大学出版社, 2018.
- SHI Yusheng, WEI Qingsong, XUE Pengju, et al. Hot isostatic pressing integral forming technology of complex metal parts[M]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology Press, 2018.
- [51] PRAKASH T L, CHARI Y N, BHAGIRADHA RAO E S, et al. Microstructures and mechanical properties of hot isostatically pressed powder metallurgy alloy APK-1[J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14(3): 733–742.
- [52] WU J, GUO R P, XU L, et al. Effect of hot isostatic pressing loading route on microstructure and mechanical properties of powder metallurgy Ti<sub>2</sub>AlNb alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33(2): 172–178.
- [53] 尚学文, 崔潇潇, 徐磊, 等. 粉末粒度对钛合金闭式叶轮的成形影响[J/OL]. 金属学报, [2022–10–21]. <http://10.11900/0412.1961.2022.005533>.
- SHANG Xuewen, CUI Xiaoxiao, XU Lei, et al. Numerical simulation of complex thin-walled aluminum alloy part manufactured by hot isostatic pressing[J/OL]. Acta Metallurgica Sinica, [2022–10–21]. <http://10.11900/0412.1961.2022.005533>.
- [54] SHAO Z J, LI Y, ZHOU B, et al. Effect of phase transition caused by different treatment process on me-chanical properties of powder metallurgy Ti–22Al–24Nb–0.5Mo (at.%) alloys[J]. Materials Characterization, 2020, 159: 110022.
- [55] 刘新灵, 陶春虎. 粉末高温合金缺陷特性及寿命预测方法研究进展和思考[J]. 材料导报, 2013, 27(S1): 92–96.
- LIU Xinling, TAO Chunhu. Research progress and analysis on defect characteristic and life estimation of powder metallurgy superalloy[J]. Materials Reports, 2013, 27(S1): 92–96.
- [56] BU H Y, CHEN L, DUAN Y H. Effect of solution heat treatment on the porosity growth of nickel-based P/M superalloys[J]. Metals, 2022, 12(11): 1973.
- [57] 张国星, 韩寿波, 孙志坤. 热诱导孔隙对粉末冶金高温合金性能的影响[J]. 粉末冶金工业, 2015, 25(1): 42–45.
- ZHANG Guoxing, HAN Shoubo, SUN Zhikun. Effects of thermal induced porosity on mechanical properties of PM superalloy[J]. Powder Metallurgy Industry, 2015, 25(1): 42–45.
- [58] MINER R V, DRESHFIELD R L. Effects of fine porosity on the fatigue behavior of a powder metallurgy superalloy[J]. Metallurgical Transactions A, 1981, 12(2): 261–267.
- [59] 吴杰. 粉末冶金 Ti–22Al–24Nb–0.5Mo 合金的制备和性能调控[D]. 北京: 中国科学院大学, 2016.
- WU Jie. Preparation and mechanical properties optimization of powder metallurgy Ti–22Al–24Nb–0.5Mo alloys [D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2016.
- [60] 赵洪泽, 卢斌, 杨锐. 冷却速率对 Ti–22Al–24Nb–0.5 Mo 合金显微组织和拉伸性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2017(4): 708–715.
- ZHAO Hongze, LU Bin, YANG Rui. Effect of cooling rate on microstructure and tensile properties of Ti–22Al–24Nb–0.5Mo alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017 (4): 708–715.
- [61] TIAN X S, WU J, LU Z G, et al. Effects of cooling rate on the microstructure and tensile properties of powder metallurgy Ti<sub>2</sub>AlNb alloy[J]. JOM, 2022, 74(8): 2964–2972.
- [62] LIN J B Q. Review and analysis of

powder prior boundary (PPB) formation in powder metallurgy processes for nickel-based super alloys[J]. *Journal of Powder Metallurgy & Mining*, 2015, 4(1): 1000127.

[63] QIN S Y, YAN L G, ZHANG X F. Removing prior particle boundaries in a powder superalloy based on the interaction between pulsed electric current and chain-like structure[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 87: 95–100.

[64] 王梦雅, 纪箴, 张一帆, 等. 粉末高温合金中原始粉末颗粒边界研究进展[J]. *粉末冶金技术*, 2017, 35(2): 142–149.

WANG Mengya, JI Zhen, ZHANG Yifan, et al. Research progress on the prior particle boundary of a powder metallurgy superalloy[J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2017, 35(2):

142–149.

[65] 徐磊, 田晓生, 吴杰, 等. 热等静压成形Inconel 718粉末合金的显微组织和力学性能[J]. *金属学报*, 2022, 59(5): 693–702.

XU Lei, TIAN Xiaosheng, WU Jie, et al. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 powder alloy prepared by hot isostatic pressing[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 59(5): 693–702.

[66] NING Y Q, YAO Z K, GUO H Z, et al. Investigation on hot deformation behavior of P/M Ni-base superalloy FGH96 by using processing maps[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(26): 6794–6799.

[67] NING Y Q, FU M W, YAO W. Recrystallization of the hot isostatic pressed nickel-base superalloy FGH4096. II: Characterization and

application[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 539: 101–106.

[68] RAO G A, SRINIVAS M, SARMA D S. Effect of solution treatment temperature on microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel\* 718[J]. *Materials Science and Technology*, 2004, 20(9): 1161–1170.

[69] 田晓生, 卢正冠, 徐磊, 等. 粉末冶金Inconel 718合金的热等静压成形和原始颗粒边界的消除[J]. *金属学报*, 2022, 59(5): 693–702.

TIAN Xiaosheng, LU Zhengguan, XU Lei, et al. Hot Isostatic densification of Inconel 718 powder alloy and elimination of prior particle boundaries[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 59(5): 693–702.

## Application of Powder Metallurgy Near Net Shaping in Aerospace Engines

XU Lei<sup>1</sup>, CHEN Xiao<sup>2</sup>, TIAN Xiaosheng<sup>1</sup>, LU Zhengguan<sup>1</sup>, WU Jie<sup>1</sup>

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research,

Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. Beijing Aerospace Propulsion Institute, Beijing 100048, China)

**[ABSTRACT]** Powder metallurgy near net shaping (PM-NNS) technology can prepare complex PM components with excellent comprehensive mechanical properties. The principle and advantages of hot isostatic pressing are introduced. The research status of PM-NNS technology in aerospace engines at home and abroad is reviewed. The influencing factors and defect control of the component preparation process are briefly described from the aspects of process route and component development. Some research work and application of PM-NNS in aerospace engine by Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences are reported. Finally, the main problems and development directions of PM-NNS were summarized, in order to further expand the application of this technology.

**Keywords:** Near net shaping; Hot isostatic pressing; Aerospace engines; Thermal induced pores; Prior particle boundaries  
(责编 大漠)

引文格式: 郭瑞鹏, 程敏, 卢正冠, 等. 粉末冶金TC11钛合金的热等静压制备与高周疲劳性能研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 44-49.

GUO Ruipeng, CHENG Min, LU Zhengguan, et al. Powder metallurgy TC11 titanium alloy via hot isostatic pressing: Preparation, microstructure and high-cycle fatigue property[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 44-49.

# 粉末冶金TC11钛合金的热等静压制备与高周疲劳性能研究\*

郭瑞鹏<sup>1</sup>, 程敏<sup>1</sup>, 卢正冠<sup>2</sup>, 徐磊<sup>2</sup>

(1. 太原理工大学, 太原 030024;

2. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016)

[摘要] 粉末热等静压(HIP)技术可以近净成形高性能钛合金复杂构件,在航空航天领域具有广阔的应用前景。采用无坩埚感应熔炼超声气体雾化法制备了TC11预合金粉末,并对预合金粉末进行表征;在940℃/140MPa/3h条件下HIP成形了TC11坯体。采用OM、SEM、拉伸、冲击和旋转弯曲疲劳等手段对HIP坯体的显微组织和力学性能进行表征,研究了微气孔对HIP坯体疲劳性能的影响。结果表明,HIP坯体接近理论全致密,组织细小均匀,静力学性能接近甚至部分指标超越锻造合金,旋转弯曲高周疲劳强度( $10^7$ 周次)为590MPa;空心粉形成的微气孔导致高周疲劳寿命呈现二重性,疲劳加载条件下,表面微气孔会优先成为裂纹萌生的位置,显著降低HIP坯体的高周疲劳寿命。

关键词: 粉末冶金; 热等静压; TC11钛合金; 显微组织; 疲劳性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.044



郭瑞鹏

讲师,博士,研究方向为粉末冶金与增材制造。

钛合金具有低密度、高强度、优异的耐腐蚀性和生物相容性等优点,已广泛应用于航空航天、海洋船舶和生物医学等领域<sup>[1-2]</sup>。然而,高昂的原材料冶炼成本和较差的加工性能大幅增加了钛合金的使用成本<sup>[3]</sup>,进一步限制了钛合金在汽车等民用领域的应用。因此,近净成形技术一直是钛合金制备领域的研究热点。

典型的钛合金近净成形技术包括精密铸造、增材制造和粉末冶金等。精密铸造是一种低成本的近净成形工艺<sup>[4]</sup>。钛合金过热度低、充形困难,近年来,研究人员陆续开发了重力铸造和离心铸造等多种精密铸造工艺,可以实现多种大型钛合金复杂结构件的近净成形<sup>[5-7]</sup>,然而成

品构件合格率仍有待提升。另一方面,钛合金熔点高,而且钛在高温下几乎与所有的坩埚材料发生反应,因此钛合金精密铸件中不可避免地引入夹杂等冶金缺陷。金属增材制造技术借助高功率激光束对金属粉末原料进行熔融、逐层堆积,加工精度高,可实现复杂结构零件的快速成形,具备加工高强度、难成形金属制件的能力,非常适合航空航天用钛合金复杂部件的精密制造<sup>[8]</sup>。金属增材制造技术快速、柔性、产品开发周期短的工艺特点也迎合了小批量定制化制造与时效性的生产需求。增材制造技术是实现航天器结构轻量化-功能性一体化设计的有效途径<sup>[9]</sup>。值得注意的是,钛合金增材制造对粉末的

\* 基金项目: 国家自然科学基金(52205407,52401104); 山西省应用计划研究项目(202203021221072,202203021212237)。

粒径范围具有一定要求,比如激光选区熔化技术一般采用粒径 53  $\mu\text{m}$  以下的粉末,电子束熔融技术采用粒径 45~105  $\mu\text{m}$  的粉末<sup>[10-11]</sup>。目前广泛采用的钛合金制粉技术(如气体雾化法),粉末的粒径区间为 5~250  $\mu\text{m}$ ,且呈正态分布<sup>[12]</sup>。因此,增材制造技术对于形状非十分复杂的大型零件(如薄壁回转体零件),其生产效率低、制备成本高。粉末冶金技术也是一种重要的近净成形工艺,通常被认为是“固态精密铸造”工艺,对粉末原材料的要求相对较低,适合制备形状相对复杂的钛合金构件。

粉末热等静压(Hot isostatic pressing, HIP)技术是一种先进的粉末冶金工艺,该工艺制备的粉末钛合金致密度接近 100%,显微组织细小均匀、各向同性,无宏观成分偏析,力学性能优于铸造合金成分接近的锻件<sup>[13-15]</sup>。Romero 等<sup>[16]</sup>总结了不同粉末冶金工艺成形的粉末冶金钛合金的疲劳性能,发现 HIP 技术制备的疲劳强度最高,但是仍低于锻造合金,这可能是 HIP 态粉末钛合金中残留的微孔隙导致的。前期 Wegmann 等<sup>[17]</sup>的研究表明,气体雾化法制备的钛合金粉末中存在空心粉,空心粉在随后的 HIP 成形过程中收缩演变为微气孔。Guo 等<sup>[18]</sup>研究发现,微气孔对 HIP 态 TC4 合金的高周疲劳性能无明显影响,但热处理后形成的热诱导孔洞会降低高应力幅下合金的疲劳寿命。Cheng 等<sup>[19]</sup>进一步研究发现, HIP 态 TC4 合金中的热诱导孔洞会显著降低合金的超高周疲劳寿命。由此推测, HIP 成形后的粉末钛合金疲劳性能与残留气孔及合金本身的强韧性有关。

TC11 钛合金是一种典型的高温钛合金,可在 500  $^{\circ}\text{C}$  下长期服役,与 TC4 钛合金相比,其室温和高温强度均有较大幅度提升。然而,目前关于 HIP 工艺制备 TC11 钛合金的研究较少,由空心粉导致的微孔隙对 TC11

粉末钛合金高周疲劳性能的影响更是鲜有报道。因此,本文采用 HIP 工艺成功制备了 TC11 粉末钛合金,重点研究了微孔隙对 HIP 坯体高周疲劳性能的影响规律,研究结果可为 TC11 粉末冶金构件在航空航天等领域的应用提供重要的理论支撑。

## 1 试验及方法

采用中国科学院金属研究所的德国 ALD EIGA 50-500 型制粉机制备 TC11 钛合金粉末,制粉原理为无坍塌感应熔炼超声气体雾化法(Electrode induction melting gas atomization, EIGA);采用 ICP 7300 DV 型等离子发射光谱仪和 ONH836 型氧氮氢分析仪测试了制粉电极和预合金粉末的化学成分;采用英国马尔文 2000 激光粒度仪分析了预合金粉末的粒度分布;采用金相法统计预合金粉末的空心率。

热等静压制备流程:将预合金粉末填充至低碳钢圆柱形包套中,包套尺寸为直径 50 mm、高 120 mm、壁厚 3 mm;经脱气处理和真空封焊后,转移至钢铁研究总院 RD-750 型热

等静压炉中进行 HIP 成形。根据前期 Guo 等<sup>[20]</sup>的研究结果, HIP 温度一般为  $\beta$  转变温度以下 50  $^{\circ}\text{C}$ 。因此, TC11 预合金粉末的热等静压制度为 HIP 温度 940  $^{\circ}\text{C}$ 、压力 140 MPa、保温保压 3 h。

如图 1 所示,采用线切割切取 HIP 坯体的拉伸、冲击和高周疲劳试样。采用阿基米德法测试 HIP 坯体的致密度。金相试样的样品尺寸为 10 mm  $\times$  10 mm  $\times$  10 mm,样品经砂纸打磨、机械抛光和化学腐蚀后,采用 NIKONL 150 金相显微镜(OM)和 ZEISS Gemini 300 扫描电子显微镜(SEM)观察 HIP 坯体的显微组织。化学腐蚀试剂组成:8 mL  $\text{HNO}_3$ +4 mL  $\text{HF}$ +88 mL  $\text{H}_2\text{O}$ 。拉伸试样采用标准棒状样品,如图 1(a)所示,平行段长度为 30 mm,直径为 5 mm;拉伸试验在 Instron 5969 上进行,采用横梁位移控制,初始拉伸速率为 0.2 mm/min,屈服后拉伸速率增加至 2 mm/min。冲击测试在 SANS-ZBC2452-C 型冲击试验机上进行,试样尺寸为 10 mm  $\times$  10 mm  $\times$  55 mm, U 型缺口深度 2 mm,如图 1(b)所示。

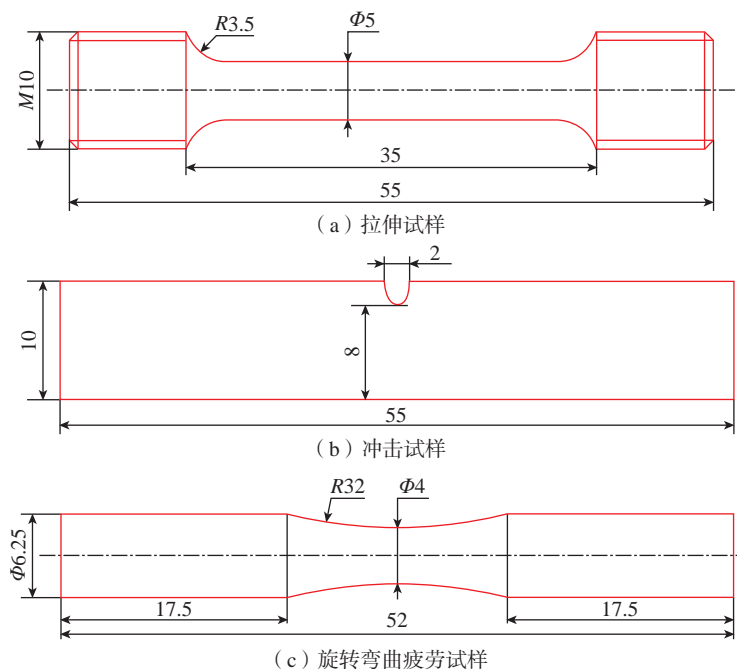


图 1 力学性能测试样品尺寸(mm)

Fig.1 Dimensions of specimens for mechanical performance tests (mm)

疲劳试验在济南胜工 XWP-1000 型旋转弯曲疲劳试验机上完成,应力比为 -1,疲劳试样尺寸如图 1(c)所示。疲劳试样的表面状态为机加工表面,采用 SEM 观察拉伸和疲劳断裂试样的断口形貌。

## 2 结果与讨论

### 2.1 预合金粉末表征

采用 EIGA 法制备的 TC11 钛合金粉末的化学成分如表 1 所示。可以看出,与锻造制粉电极相比,预合金粉末中主合金元素 Al、Zr 和 Mo 等元素含量几乎不变, Si、C、O 和 N 等杂质元素含量略有增加,这说明 EIGA 是一种洁净制粉方法。预合金粉末的表面形貌如图 2(a)所示,可以看出,预合金粉末几乎呈球形,存在少量不规则的粉末;另外,大颗粒粉末表面黏附少量卫星球。进一步对预合金粉末的粒度分布进行表征发现,粉末的粒径整体呈正态分布(图 2(b)),平均粒径为 105  $\mu\text{m}$ 。预合金粉末的截面金相组织如图 2(c)所示,可以看出,EIGA 法制备的 TC11 粉末存在空心的现象,这与 Wegmann 等<sup>[17]</sup>研究的结论相符。对不同粉末粒径的空心率进行统计,结果如图 2(d)所示。随着粒径的增加,空心率逐渐升高,全粒度区间 TC11 钛合金粉末的空心率约为 2.8%。空心粉的形成主要是在 EIGA 制粉过程中,金属液体在高压气体的作用下破碎,由于表面张力的作用,金属液滴在球化过程中可能会裹挟制粉炉中的惰性气体(通常为 Ar 气)<sup>[18]</sup>。由图 2(c)可知,空心粉中的气孔一般呈规则球形,而传统铸造缩孔的形状不规则;同时经 HIP 成形后,传统铸造缩孔一般会完全闭合<sup>[6]</sup>,而空心粉中的气孔会演变为尺寸较小且含有一定内压的微气孔<sup>[19]</sup>。

### 2.2 粉末压坯的显微组织和力学性能

TC11 预合金粉末经 940  $^{\circ}\text{C}$ /140 MPa/3 h 的 HIP 成形后,坯体的显微

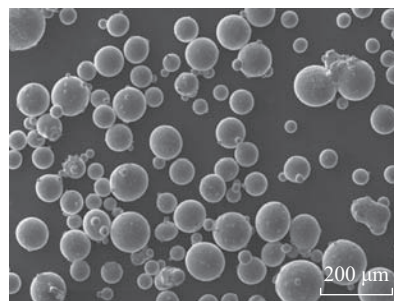
组织如图 3 所示。TC11 粉末钛合金的显微组织主要由等轴和片层  $\alpha$  相组成。由显微组织的 SEM 像可知,TC11 粉末钛合金中存在少量  $\beta$  片

层(白色)。 $\beta$  相的形成是由于气体雾化制粉过程中,液滴快速凝固,粉末主要由马氏体组成, HIP 成形过程中,马氏体分解为  $\alpha$  相和少量  $\beta$  片层。

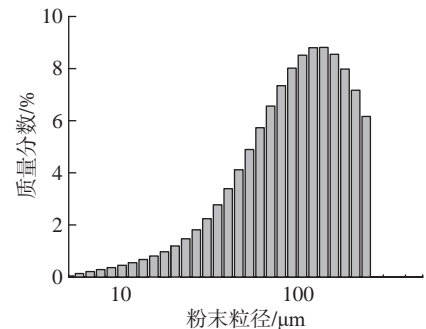
表 1 TC11 钛合金粉末的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of TC11 titanium alloy powder (mass fraction) %

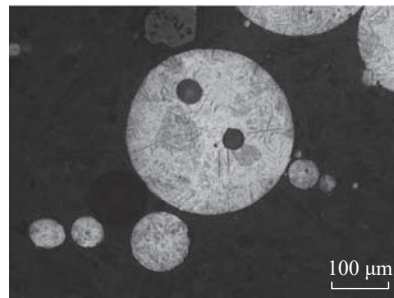
制粉方式	Al	Zr	Mo	Fe	Si	C	O	N	H	Ti
制粉电极	6.4	1.4	3.5	0.125	0.225	0.008	0.090	0.008	0.001	余量
EIGA 法	6.4	1.4	3.4	0.123	0.239	0.013	0.010	0.012	0.001	余量



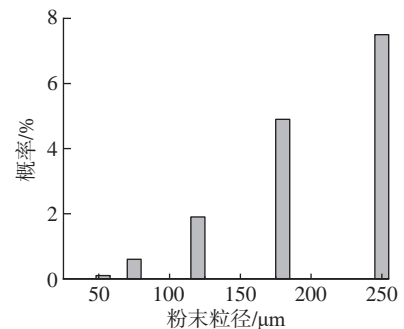
(a) 表面形貌SEM图



(b) 粉末粒度分布



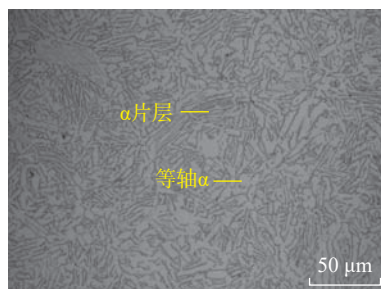
(c) 空心粉OM图



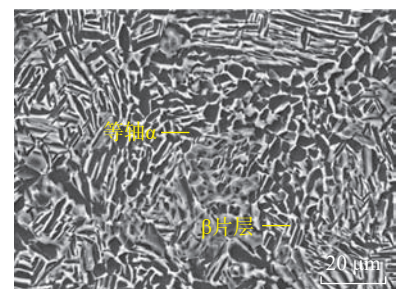
(d) 粉末粒度与空心率的关系

图 2 TC11 钛合金粉末的表面形貌和粒度分布

Fig.2 Surface morphology and particle size distribution of TC11 alloy powder



(a) OM图



(b) SEM图

图 3 HIP 坯体的显微组织

Fig.3 Microstructure of as-HIPed powder compacts

与 TC4 粉末钛合金相比<sup>[20]</sup>, TC11 粉末钛合金中  $\beta$  相的体积分数略有升高, 由 4.9% 增加至 10.2%; 同时等轴  $\alpha$  相的尺寸和片层  $\alpha$  相的宽度分别为 3.7  $\mu\text{m}$  和 1.9  $\mu\text{m}$ , 明显细化, 这些组织上的差异可能与 TC11 钛合金中  $\beta$  稳定元素含量更高有关。值得注意的是, OM 和 SEM 图上均未观察到明显的孔隙, 同时 HIP 坯体的致密度为 99.8%, 由此可知, HIP 坯体的致密度接近理论全致密。

TC11 粉末钛合金的拉伸、冲击和高周疲劳性能如表 2 所示<sup>[21]</sup> (锻件标准为 GJB494—1988;  $R_{p0.2}$  为屈服强度;  $R_m$  为抗拉强度;  $A$  为延伸率;  $Z$  为断面收缩率;  $\alpha_{ku2}$  为冲击韧度)。可以看出, HIP 坯体的屈服强度、延伸率、断面收缩率、冲击韧度超越锻造合金, 疲劳强度接近锻造合金。虽然抗拉强度略低于锻件标准, 但是后续通过典型的固溶时效工艺, 预计可以大幅提升 TC11 粉末钛合金的抗拉强度。TC11 粉末钛合金的拉伸断口如图 4 所示。SEM 低倍照片显示断口上存在剪切唇, SEM 高倍照片显示断口上存在大而深的

韧窝, 拉伸试样呈现典型的韧性断裂特征。

### 2.3 粉末压坯的高周疲劳性能与断口分析

TC11 粉末钛合金的高周疲劳寿命结果如图 5 所示 (黑色方块代表疲劳裂纹源存在微气孔的试样; 蓝色圆点代表疲劳裂纹源无气孔的试样)。可以看出, 相同应力状态下, HIP 坯体的疲劳寿命数据分散较大。通过 SEM 观察疲劳断口, 发现所有断裂试样均从试样表面开裂, 将不同开裂方式的样品进行分类, 统计结果如表 3 所示。对于疲劳裂纹源处含有气孔的样品, 表 3 列出了气孔的等效直径。由图 3 可知, HIP 坯体中几乎没有微气孔, 同时拉伸断口形貌也未发现气孔, 这可能是由于微气孔一般不会影响合金的拉伸变形; 而气孔对 HIP 坯体的动态力学性能, 特别是疲劳性能影响显著。当试样表面存在微气孔时, 微气孔会优先成为裂纹萌生位置。由此可知, TC11 粉末钛合金的高周疲劳寿命具有“二重性”。

选取最大应力 600 MPa 时, 不同循环周次对应不同开裂方式下的

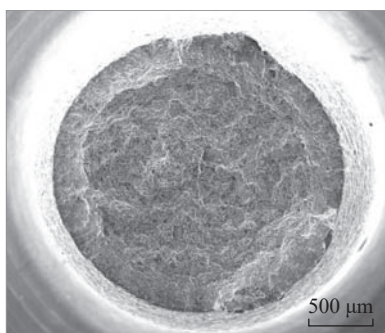
疲劳断口进行对比, 如图 6 所示。当试样表面无气孔时, 疲劳变形机制以位错滑移为主, 当疲劳损伤累积到一定程度后, 疲劳裂纹由表面萌生。当试样表面存在微气孔或缺陷时, 疲劳加载时会诱发应力集中, 在相同的循环周次下增大疲劳损伤程度, 进而加速疲劳裂纹萌生。值得注意的是, 由表 3 可知, 在相同应力状态下, 疲劳寿命与气孔尺寸并不是正相关关系。一般而言, 孔隙尺寸越大, 疲劳寿命越低, 但是气孔距离表面的位置及气孔的形状等因素也会影响试样的疲劳寿命。由于本文疲劳样本数量较少, 初步可以推断, 本文试验条件下, 微气孔的尺寸和距离表面位置都会影响 TC11 粉末钛合金的疲劳寿命。

在气体雾化法粉末中, 粉末空心率随着粉末粒径升高而增加 (图 2 (d)), 这与前期 Wegmann 等<sup>[17]</sup> 关于 Ti-6Al-4V 粉末的统计结果一致。本文条件下, 气体雾化法粉末的平均粒径为 105  $\mu\text{m}$ 。为降低残留微气孔对 TC11 粉末钛合金疲劳性能的影响, 可以改进制粉工艺, 提高细粉收得率, 或者通过筛分法减少粗粉的质量分数或体积分数, 从而降低气体雾化法粉末的平均粒径, 减少空心率。空心率的降低有利于进一步降低 HIP 坯体中的微气孔数量, 从而降低疲劳试样在表面气孔处断裂的概

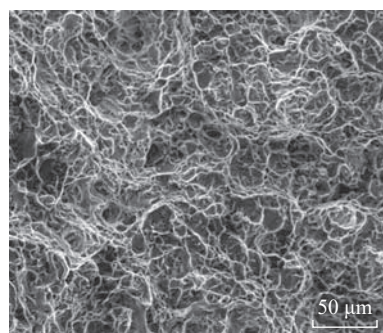
表 2 HIP 坯体的力学性能

Table 2 Mechanical properties of as-HIPed powder compacts

样品	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$	$\alpha_{ku2}/(\text{kJ}/\text{m}^2)$	疲劳强度/MPa
锻件标准	930	1030	9.0	30	295	590 <sup>[21]</sup>
HIP 态合金	989	1023	17.0	37	305	590



(a) 低倍SEM图



(b) 高倍SEM图

图 4 HIP 坯体的拉伸断口形貌

Fig.4 Tensile fracture morphology of as-HIPed powder compacts

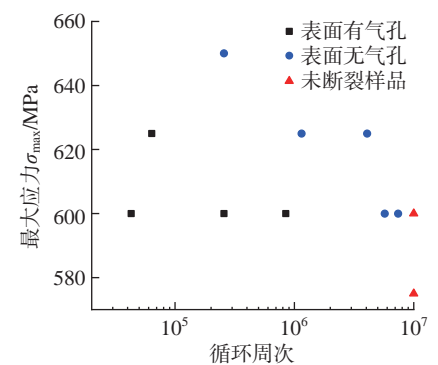


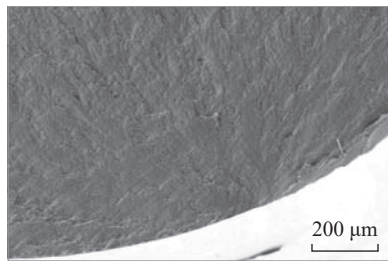
图 5 不同最大应力下 HIP 坯体的高周疲劳寿命

Fig.5 High-cycle fatigue lives of as-HIPed powder compacts under different maximum stresses

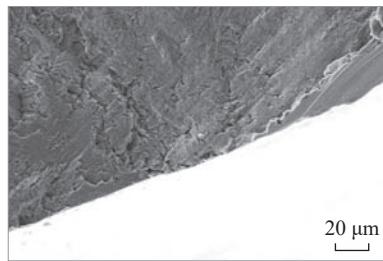
表 3 HIP 坯体的高周疲劳寿命及失效试样断裂方式

Table 3 High-cycle fatigue lives of as-HIPed powder compacts and the failure modes of failed specimens

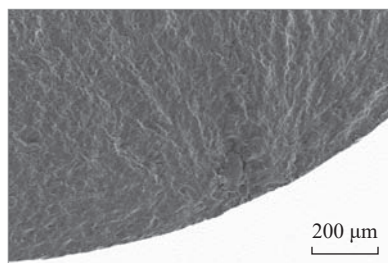
样品编号	最大应力 $\sigma_{max}/MPa$	疲劳寿命/万次	断裂位置	气孔尺寸/ $\mu m$
1	650	25.7	表面	无
2	625	407.0	表面	无
3	625	115.0	表面	无
4	625	6.4	表面	31.2
5	600	25.7	表面	14.9
6	600	42.8	表面	22.3
7	600	84.7	表面	21.5
8	600	571.0	表面	无
9	600	739.0	表面	无
10	600	1000	未断裂	—
11	600	1000	未断裂	—
12	575	1000	未断裂	—
13	575	1000	未断裂	—



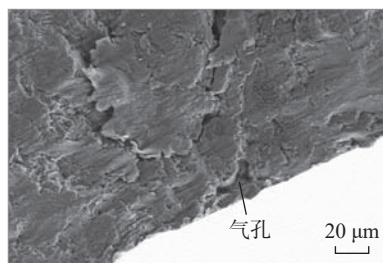
(a) 低倍SEM图, 循环周次571万次



(b) 高倍SEM图, 循环周次571万次



(c) 低倍SEM图, 循环周次84.7万次



(d) 高倍SEM图, 循环周次84.7万次

图 6 HIP 态 TC11 粉末钛合金的疲劳断口(最大应力 600 MPa)

Fig.6 Fatigue fracture of as-HIPed TC11 powder compacts (maximum stress 600 MPa)

率,进而改善 TC11 钛合金坯体的疲劳性能。

### 3 结论

(1) TC11 粉末钛合金的显微组织细小均匀,接近理论全致密,高周

疲劳强度可到 590 MPa,静态力学性能和疲劳强度与锻造合金相当。

(2) TC11 粉末钛合金的高周疲劳寿命呈现二重性,疲劳加载条件下,表面微气孔会优先成为裂纹萌生位置,显著降低合金的高周疲劳寿命。

### 参考文献

[1] BANERJEE D, WILLIAMS J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 844-879.

[2] KUMAR P, RAMAMURTY U. High cycle fatigue in selective laser melted Ti-6Al-4V[J]. Acta Materialia, 2020, 194: 305-320.

[3] FANG Z Z, PARAMORE J D, SUN P, et al. Powder metallurgy of titanium—Past, present, and future[J]. International Materials Reviews, 2018, 63(7): 407-459.

[4] 孙宝德, 王俊, 康茂东, 等. 高温合金超限构件精密铸造技术及发展趋势[J]. 金属学报, 2022, 58(4): 412-427.

SUN Baode, WANG Jun, KANG Maodong, et al. Investment casting technology and development trend of superalloy ultra limit components[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 58(4): 412-427.

[5] 杨锐, 崔玉友, 贾清, 等. 大尺寸薄壁钛合金筒体结构的离心精密铸造[J]. 宇航材料工艺, 2013, 43(3): 56-59.

YANG Rui, CUI Yuyou, JIA Qing, et al. Centrifugal casting of large thin-wall cylindrical structure of titanium alloys[J]. Aerospace Materials & Technology, 2013, 43(3): 56-59.

[6] FENG X, QIU J K, MA Y J, et al. Influence of processing conditions on microstructure and mechanical properties of large thin-wall centrifugal Ti-6Al-4V casting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016, 32(4): 362-371.

[7] YANG Y J, WANG X Y, LI X M, et al. Numerical simulation on solidification during vertical centrifugal casting process for TC4 alloy wheel hub with enhanced mechanical properties[J]. Materials, 2023, 17(1): 184.

[8] 宋波, 张金良, 章媛洁, 等. 金属激光增材制造材料设计研究进展[J]. 金属学报, 2023, 59(1): 1-15.

SONG Bo, ZHANG Jinliang, ZHANG Yuanjie, et al. Research progress of materials design for metal laser additive manufacturing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(1): 1-15.

[9] GU D D, SHI X Y, POPRAWA R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. Science, 2021, 372(6545): 1487.

[10] GHODS S, SCHULTZ E, WISDOM C, et al. Electron beam additive manufacturing of Ti6Al4V: Evolution of powder morphology and part microstructure with powder reuse[J]. Materialia, 2020, 9: 100631.

[11] WU Q, QIAO C, WU Y H, et

- al. Numerical investigation on the reuse of recycled powders in powder bed fusion additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2023, 77: 103821.
- [12] CHENG M, WU J, LU Z G, et al. Effect of argon-induced porosity on mechanical properties of powder metallurgy titanium alloy components using hot isostatic pressing[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34(10): 1386–1394.
- [13] CAI C, SONG B, XUE P J, et al. Effect of hot isostatic pressing procedure on performance of Ti6Al4V: Surface qualities, microstructure and mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 686: 55–63.
- [14] ZHANG K, MEI J, WAIN N, et al. Effect of hot-isostatic-pressing parameters on the microstructure and properties of Powder Ti–6Al–4V hot-isostatically-pressed samples[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41(4): 1033–1045.
- [15] GUO R P, CHENG M, ZHANG C J, et al. Achieving superior fatigue strength in a powder-metallurgy titanium alloy via in situ globularization during hot isostatic pressing[J]. Scripta Materialia, 2023, 228: 115345.
- [16] ROMERO C, YANG F, BOLZONI L. Fatigue and fracture properties of Ti alloys from powder-based processes—A review[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 117: 407–419.
- [17] 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.
- [18] GUO R P, XU L, WU J, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of powder metallurgy Ti–6Al–4V alloy based on heat response[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 639: 327–334.
- [19] CHENG M, LU Z G, WU J, et al. Effect of thermal induced porosity on high-cycle fatigue and very high-cycle fatigue behaviors of hot-isostatic-pressed Ti–6Al–4V powder components[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 98: 177–185.
- [20] GUO R P, XU L, ZONG B Y P, et al. Characterization of prealloyed Ti–6Al–4V powders from EIGA and PREP process and mechanical properties of HIPed powder compacts[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2017, 30(8): 735–744.
- [21] 郑国华, 左桐, 张欣耀, 等. 燃机压气机叶片热强钛合金TC11 疲劳行为研究[J]. 材料开发与应用, 2016, 31(3): 22–27.
- ZHENG Guohua, ZUO Tong, ZHANG Xinyao, et al. Study on fatigue property of TC11 for compressor blade[J]. Development and Application of Materials, 2016, 31(3): 22–27.

## Powder Metallurgy TC11 Titanium Alloy Via Hot Isostatic Pressing: Preparation, Microstructure and High-Cycle Fatigue Property

GUO Ruipeng<sup>1</sup>, CHENG Min<sup>1</sup>, LU Zhengguan<sup>2</sup>, XU Lei<sup>2</sup>

(1. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China;

2. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**[ABSTRACT]** Powder metallurgy through hot isostatic pressing (HIP) route, which is a promising near-net forming method, can fabricate high-performance titanium alloy components with complex structure for applications in the aerospace field. In this study, TC11 pre-alloyed powder was made by electrode induction melting gas atomization method, and the as-received powder was characterized. The powder compacts were HIP at 940 °C/140 MPa /3 h from the pre-alloyed powder. The microstructure of as-HIPed powder compact was observed by OM and SEM, and the mechanical properties were evaluated by tensile, impact and high-cycle fatigue tests. The effect of residual micro-pores induced by the hollow powder with gas bubbles on fatigue life of as-HIPed powder compact was also investigated. The results show that the TC11 powder compact is approaching to full density, and the microstructure is fine and homogeneous. The quasi-static mechanical properties of as-HIPed powder compacts are close to or even better than those of wrought alloys. The rotating bending fatigue strength is about 590 MPa at 10<sup>7</sup> cycles. However, the duality of the high-cycle fatigue  $S-N$  curve is observed. The micro-pores located at the surfaces of specimens will preferentially become crack initiation sites under fatigue loading conditions, which will further significantly reduce the high-cycle fatigue life of the powder compacts.

**Keywords:** Powder metallurgy; Hot isostatic pressing (HIP); TC11 titanium alloy; Microstructure; Fatigue property

(责编 七七)

引文格式: 吴杰, 朱旭晖, 尹一峰, 等.  $Ti_2AlNb$ 合金粉末热等静压成形的组织和性能[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 50-58.

WU Jie, ZHU Xuhui, YIN Yifeng, et al. Microstructure and mechanical properties of powder metallurgy  $Ti_2AlNb$  alloy prepared by hot isostatic pressing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 50-58.

# $Ti_2AlNb$ 合金粉末热等静压成形的组织和性能\*

吴杰<sup>1</sup>, 朱旭晖<sup>2</sup>, 尹一峰<sup>1,3</sup>, 尚学文<sup>1,3</sup>, 卢正冠<sup>1</sup>, 徐磊<sup>1</sup>

(1. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016;

2. 中国航发沈阳发动机研究所, 沈阳 110015;

3. 中国科学技术大学, 沈阳 110016)

**[摘要]** 分别采用等离子旋转电极雾化法(Plasma rotating electrode process, PREP)和无坩埚感应熔炼超声气体雾化法(Electrode induction melting gas atomization, EIGA)制备了 $Ti_2AlNb$ 洁净预合金粉末,并对预合金粉末进行了表征。通过热等静压(Hot isostatic pressing, HIP)工艺制备了 $Ti_2AlNb$ 合金,研究了制粉工艺对 $Ti_2AlNb$ 合金显微组织与力学性能的影响。试验结果表明,与PREP法相比,EIGA法制备的 $Ti_2AlNb$ 粉末振实密度更高;基于粉末热等静压近净成形技术,在1030℃/140MPa/3h的条件下开展了 $Ti_2AlNb$ 叶轮的成形研究,有限元模拟结果显示,粉末振实密度越高,部件热等静压后变形程度越小,综合考虑构件成形,优选振实密度更高的EIGA制粉工艺制备 $Ti_2AlNb$ 粉末合金复杂部件。

**关键词:**  $Ti_2AlNb$ 合金;粉末冶金;热等静压;近净成形;有限元仿真

**DOI:** 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.050



吴杰

副研究员,研究方向为粉末高温结构材料近净成形技术。

近些年,随着先进航空发动机对材料减重和提高使用温度的要求愈来愈高, $Ti_2AlNb$ 作为一种典型的轻质高强Ti-Al系金属间化合物,实现了高温强度、室温延性、断裂韧性的良好结合,且密度约为 $5.3\text{ g/cm}^3$ ,成为制备先进航空发动机复杂构件的候选材料<sup>[1-2]</sup>。 $Ti_2AlNb$ 合金的合金化程度高,高熔点Nb元素质量百分比接近40%<sup>[3]</sup>,且由于合金过热度低、熔体活性大,几乎与所有坩埚材料发生反应。实际生产常采用“锻造+加工+焊接”的联合成形工艺制备 $Ti_2AlNb$ 合金复杂部件,该工艺材料利用率低,部件内部型腔的焊接瘤无法彻底去除,影响气动效率,且由于焊缝的存在,部件安全系数低<sup>[4-6]</sup>。

$Ti_2AlNb$ 合金精密铸造难度极大,这是由于冶金缺陷随机出现,控制难度大,对模壳的制备、稳定性控制、料浆寿命、导热性控制要求严苛,材料利用率低且返料不能回炉使用,制造成本极高<sup>[7-9]</sup>。

粉末冶金近净成形(Powder metallurgy near net shape forming)是20世纪90年代美欧等发达国家率先发展的成形技术,并获得初步应用,其目的是为了解决航空航天等领域所需复杂构件的成形难题<sup>[10-11]</sup>。粉末冶金近净成形又称“粉末铸造”,在美欧等先进国家被称为精密铸造的升级版,能够有效解决精密铸造存在的缩孔、疏松、成分偏析等技术难题以及锻件焊接的诸多问题<sup>[12-14]</sup>。目

\* 基金项目: 国家科技重大专项(J2019-VII-0005-0145); 中国科学院战略性先导科技专项(XDA22010102); 稳定支持基础研究领域青年团队计划(YSBR-025)。

前,对粉末冶金工艺制备  $Ti_2AlNb$  合金的研究主要集中在热等静压工艺参数(时间、温度、压力),以及后续热处理制度、热变形工艺等方面,但对粉末成形工艺因素(如制粉工艺)、粉末合金显微组织及性能部件成形尺寸的研究较少<sup>[15-16]</sup>。

本研究分别采用等离子旋转电极雾化法(Plasma rotating electrode process, PREP)和无坩埚感应熔炼超声气体雾化法(Electrode induction melting gas atomization, EIGA)制备了  $Ti_2AlNb$  预合金粉末,并对预合金粉末进行了表征,通过粉末热等静压工艺制备了  $Ti_2AlNb$  粉末合金。对比研究了制粉工艺对  $Ti_2AlNb$  合金性能及尺寸的影响,结合有限元仿真计算,开展了两种制粉工艺制备的  $Ti_2AlNb$  叶轮的粉末尺寸收缩预测研究。

## 1 试验方法

本研究采用  $Ti_2AlNb$  合金,其名义成分为  $Ti-22Al-24Nb-0.5Mo$  (原子数分数,%)。将海绵钛(含 Ti 箔)、Al-Nb、Ti-Nb 和 Al-Mo 中间合金按照一定比例混合均匀后在液压机上压制制成 4.5 kg 电极,将多个电极焊接在一起,经过多次真空自耗电弧熔炼得到  $Ti_2AlNb$  合金铸锭,将铸锭依次在  $B_2$  相区开坯、( $\alpha_2+B_2$ )相区锻造。最后通过机械加工得到制粉电极,分别采用 PREP 和 EIGA 制备了  $Ti_2AlNb$  预合金粉末。采用 ONH 836 型氧氮氢分析仪测试了  $Ti_2AlNb$  制粉电极和预合金粉末中的 H、N 和 O 含量,如表 1 所示。预合金粉末的杂质元素含量(H、N、O 元素)均控制在较低的水平,属于洁净制粉。采用 Partica LA-960V2 激光散射粒径分布分析仪测试了粉末的粒度分布,采用 S-3400N 型扫描电镜(SEM)观察了预合金粉末的表面形貌。为了表征  $Ti_2AlNb$  粉末的氧化膜厚度,采用 Escalab Xi+ 型多功能表面分析系统通过 X 射线电子能谱

分析(XPS)对粉末表面以及深度方向元素分布进行检测,其中溅射速率为 0.1 nm/s,溅射时间 300 s,溅射深度为 30 nm。

$Ti_2AlNb$  粉末合金的制备方法<sup>[3]</sup>:在大气环境中将粉末粒度在 250  $\mu m$  以下的  $Ti_2AlNb$  预合金粉末装入圆柱形低碳钢包套内,经过振实、点焊、真空脱气和封焊,在钢研昊普科技有限公司的 RD(Z)-1-850 型热等静压炉中完成热等静压成形,获得粉末冶金坯料。热等静压制度<sup>[17]</sup>:随炉升至 1030  $^{\circ}C$ ,压力大于 140 MPa,保温时间 2~4 h,炉冷。热处理制度:固溶热处理条件为 980  $^{\circ}C$  保温 2 h,随炉冷却,降到室温的时间不少于 1 h。时效热处理条件:890  $^{\circ}C$  保温 4 h,随炉冷却,降到室温的时间不少于 1 h。热等静压成形后,通过机加工和化学铣的方式去除外包套和型芯,得到钛合金闭式叶轮零件。图 1 展示了试验用闭式叶轮包套与型芯的装配关系和实物图。

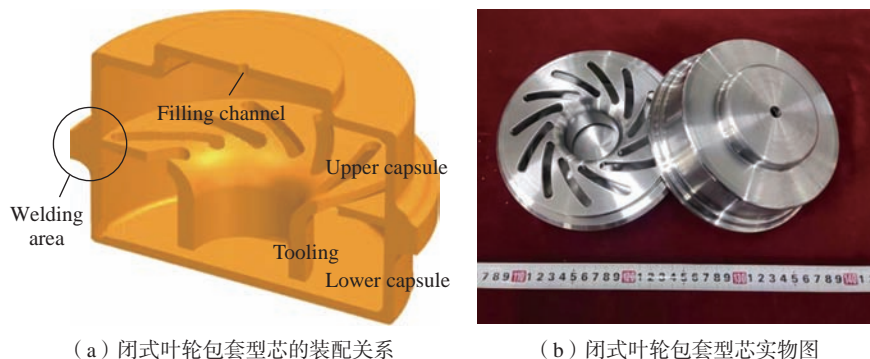
采用 CMT5305 型电子万能试验

机进行 650  $^{\circ}C$  拉伸性能测试,试验标准为 GB/T 228.2—2015《金属材料拉伸试验 第 2 部分:高温试验方法》;采用 RD-100 微控电子式蠕变持久试验机进行 650  $^{\circ}C/360$  MPa 持久寿命检测,试验标准为 GB/T 2039—2012《金属材料单轴拉伸蠕变试验方法》;测试拉伸及持久性能的试样尺寸规格均为直径 5 mm,标距长度 25 mm,试样形状及尺寸如图 2 所示,平行试样数量不小于 2 支。 $Ti_2AlNb$  粉末合金的样品经过镶样、磨抛后,通过 Kroll 试剂(3% HF+6%  $HNO_3$ +91%  $H_2O$ ,体积分数)腐蚀,使用 TESCAN MIRA4 型场发射扫描电子显微镜获取 SEM 图片。在装有电子背散射衍射(EBSD)探头的 Thermo Quattro S 型 SEM 上进行 EBSD 分析,数据处理软件为 HKL Channel 5。采用 Ver-saXRM-500 型 X 射线三维成像系统(X-ray micro computed tomography, Micro-CT)对热等静压后的  $Ti_2AlNb$  合金进行孔隙的表征,粉末压坯分析区域尺寸约为  $\Phi 1.9$  mm  $\times$  2.2 mm。

表 1 制粉电极和  $Ti_2AlNb$  预合金粉末的杂质含量(质量分数)

Table 1 Impurity compositions of powder electrode and  $Ti_2AlNb$  pre-alloyed powders (mass fraction) %

制粉方式	H	N	O
制粉电极	0.0021	0.011	0.055
PREP 粉末	0.0031	0.020	0.069
EIGA 粉末	<0.0020	0.013	0.064



(a) 闭式叶轮包套型芯的装配关系

(b) 闭式叶轮包套型芯实物图

图 1 闭式叶轮包套型芯的装配关系与实物图

Fig.1 Assembly relationship and physical diagram of shrouded impeller sleeve core

粉末的初始填充相对密度为63%~69%，想要最终成形得到致密的零件，热等静压过程中填充粉末的包套体积收缩会超过30%，因此复杂零件的精确尺寸控制难度很大<sup>[13]</sup>。本研究通过有限元仿真的方法预测粉末体的收缩变形，粉末体采用多孔金属塑性模型，包套材料符合Mises屈服准则。有限元软件为ABAQUS，对于非对称复杂三维零件的粉末热等静压成形模拟，一般需要划分重点关注特征与局部非核心特征，对模型作近似或简化处理，提高零件的对称性，并通过设定对称边界条件等方式减少计算量。叶轮的中心环形特征区域是叶轮能否正常服役工作的关键位置，也是粉末热等静压成形尺寸难以控制的区域。因此，对于叶轮的有限元模拟重点关注了中心环形特征区域的变形情况，其他位置进行了简化。有限元模拟中，粉末体屈服准则为

$$\phi = \left( \frac{q}{\sigma_y} \right)^2 + 2q_1 f \cosh \left( -\frac{3q_2 p}{2\sigma_y} \right) -$$

$$(1 + q_3 f^2) = 0$$

式中， $q$ 、 $p$ 分别为Mises等效应力和静水利应力的绝对值； $q_1$ 、 $q_2$ 、 $q_3$ 为修正参数，根据经验取1.6、1、2.56<sup>[17]</sup>； $\sigma_y$ 为致密体屈服强度； $f$ 为材料孔隙的体积分数。

该屈服准则来源于Gurson<sup>[18]</sup>对孔隙的刚塑性变形假设而得到的极限分析近似解，后由Tvergaard等<sup>[19]</sup>完善。

## 2 结果与讨论

### 2.1 预合金粉末的表征

粉末作为制备粉末冶金Ti<sub>2</sub>AlNb合金的原材料，其冶金质量（粉末形貌、粒度、气体化学成分）直接决定粉末冶金构件的综合性能。目前有多种制备粉末的方法，如元素粉末法、水雾化等，上述方法虽然成本较低，但是粉末球形度差，流动性低。对于热等静压工艺，粉末流动性会影响粉

末的填充均匀性及后续的热等静压致密化行为，进而影响合金的综合力学性能，因此以上方法制备的粉末不适合作为热等静压用合金粉末。目前制备钛合金预合金粉末的方法主要有PREP和EIGA<sup>[20]</sup>。在粉末热等静压成形过程中，合金粉末的形貌、粒径分布、相变行为均会对成形材料的力学性能造成影响，因此对合金粉末进行了表征。

采用PREP法与EIGA法制备的Ti<sub>2</sub>AlNb粉末形貌如图3所示，可以看出PREP法制备的粉末颗粒基本为球形粉末，表面几乎没有卫星球。粉末表面主要由胞状晶和树枝晶构成，这是典型的快速凝固粉末特征；EIGA粉末的形貌基本呈球形，不规则形状的粉末较少，粉末表面组织为发达的胞晶组织。值得注意的是，EIGA粉末存在卫星球，特别是在大颗粒粉末的表面上。卫星球的

形成机理目前已经十分明确，在雾化制粉过程中，小金属熔滴与大金属熔滴发生碰撞，优先凝固后黏附于大颗粒粉末表面，形成卫星球。卫星球的存在会降低EIGA粉末表面的光滑度与粉末的流动性和松装密度，但是对粉末的振实密度没有明显影响<sup>[21]</sup>。

图4给出了两种Ti<sub>2</sub>AlNb球形粉末粒度分布情况。两种方法制备的Ti<sub>2</sub>AlNb粉末均呈近似正态分布，PREP粉末粒径主要集中在50~200 μm；EIGA粉末粒径主要集中在20~300 μm。与PREP法相比，EIGA法制备的粉末粒度分布更为宽泛，更有利于后续的粉末填充，两种粉末的平均粒径( $D_{50}$ )分别为85 μm、86 μm。通过BT-1001型粉体特性测试仪检测粉末的松装与振实密度，如表2所示。计算得出，PREP粉末振实密度为致密体的65%，EIGA粉末振实密

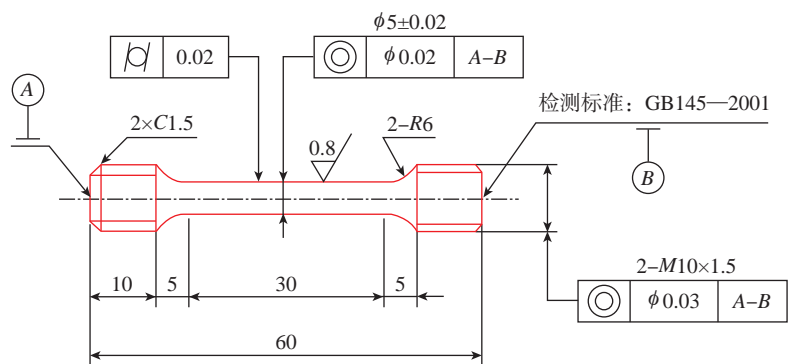
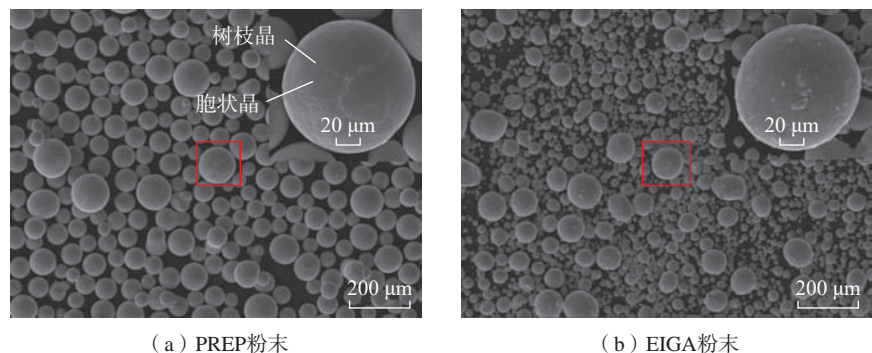


图2 粉末合金试样的形状及尺寸(mm)

Fig.2 Shape and size of powder alloy sample (mm)



(a) PREP粉末

(b) EIGA粉末

图3 Ti<sub>2</sub>AlNb预合金粉末的形貌

Fig.3 Morphologies of Ti<sub>2</sub>AlNb pre-alloyed powders

度为致密体的 68%，因此选用 0.65 与 0.68 两个参数进行后续的  $Ti_2AlNb$  合金复杂部件有限元模拟。

通过上述两种方法制备了预合金粉末，在制备过程中粉末会通过物理吸附或化学反应吸附氧元素，在粉

末表面形成氧化层，氧化层会对粉末颗粒间结合造成影响。X 射线电子能谱分析 (XPS) 可以对粉末表面以及深度方向元素分布进行分析，进而了解预合金粉末表面氧化层厚度。EIGA 和 PREP 两种预合金粉末表面

$Ti\ 3p$  的 XPS 深度分析如图 5 所示，其中黑色虚线为  $Ti\ 3p$  的金属态峰所在位置，红色虚线为  $Ti\ 3p$  的氧化态峰所在位置。结果显示，随着溅射时间  $t$  的增加， $Ti\ 3p$  氧化态峰强度降低，金属态峰强度升高，当溅射到一定时间，氧化态峰基本消失，曲线有明显的金属钛峰，说明溅射深度超过氧化层厚度。当对 EIGA 法制备的预合金粉末溅射 120 s 时，出现金属钛峰，结合其溅射速率 0.1 nm/s，说明氧化层厚度约为 12 nm，同理从图 5 (b) 中观察到 PREP 法制备的预合金粉末氧化层厚度约为 6 nm，说明采用 PREP 法制备的预合金粉末中氧化层厚度较薄。

## 2.2 制粉工艺对组织性能的影响

分别采用 PREP 制粉 + 热等静压工艺和 EIGA 制粉 + 热等静压工艺制备了粉末  $Ti_2AlNb$  合金，并采用 EBSD 表征了固溶时效态的显微组织，试验结果见图 6。可以看出，显微组织主要由  $\alpha_2$ 、O 与  $B_2$  相组成， $\alpha_2$  相主要析出于晶界处，O 与  $B_2$  相呈板条状交错分布，通过 HKL Channel 5 软件分析得出各相比例，如表 3 所示。相对于 PREP 粉末，EIGA 粉末合金晶粒尺寸分布更均匀， $\alpha_2$ 、O 与  $B_2$  相也均匀分布，这类晶粒细小、显微组织均匀的粉末  $Ti_2AlNb$  合金通常力学

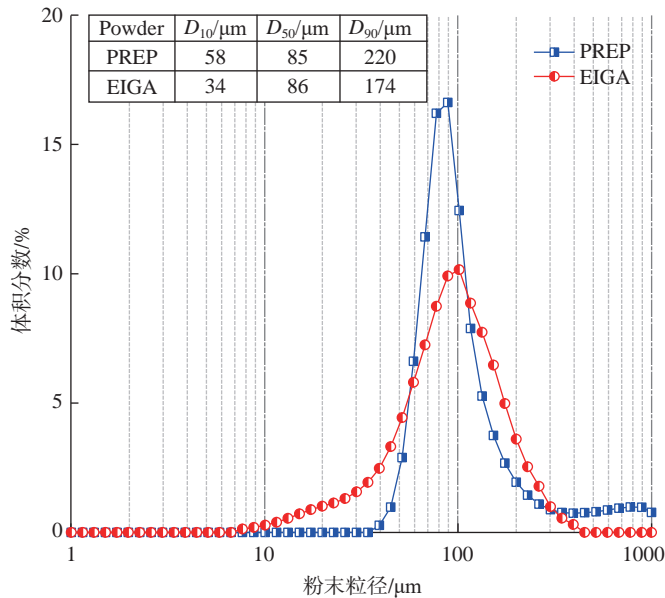


图 4  $Ti_2AlNb$  粉末的粒度分布

Fig.4 Particle distribution of  $Ti_2AlNb$  pre-alloyed powders

表 2 两种  $Ti_2AlNb$  粉末的松装密度与振实密度

Table 2 Filling density and compaction density of two types of  $Ti_2AlNb$  pre-alloyed powders

粉末	松装密度/( $\text{g}/\text{cm}^3$ )	振实密度/( $\text{g}/\text{cm}^3$ )	相对密度RD
PREP	3.21	3.47	0.65
EIGA	3.10	3.55	0.68

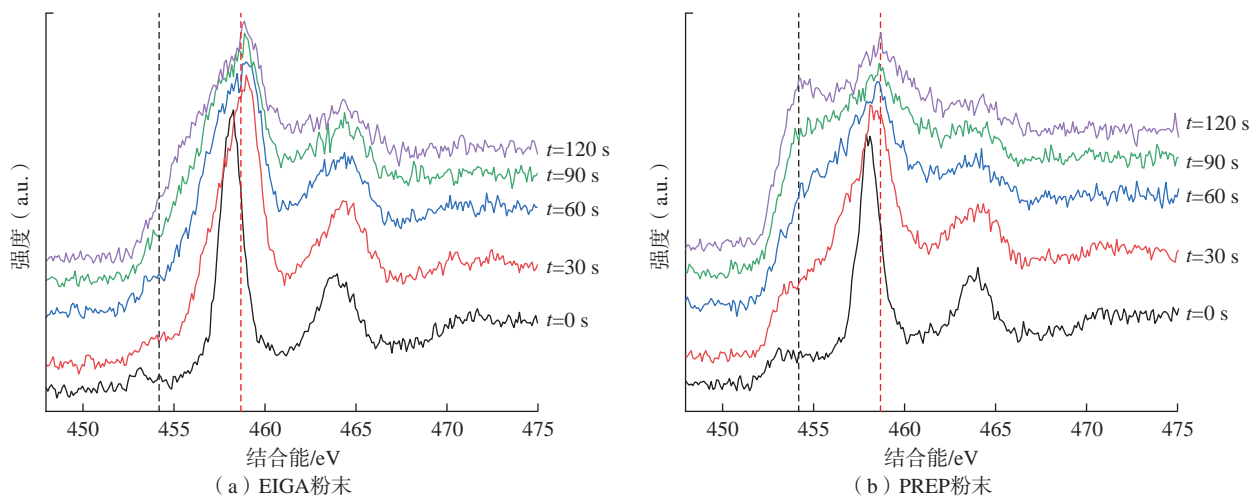


图 5  $Ti_2AlNb$  预合金粉末 XPS 图谱

Fig.5 XPS patterns of  $Ti_2AlNb$  pre-alloyed powders

性能散差小。

孔隙是粉末冶金制备  $Ti_2AlNb$  合金的缺陷组成之一,尺寸通常为微米级别。X 光射线探伤、超声波探伤和荧光探伤等传统的金属材料探伤方法因分辨率的局限性,无法探测微米级的缺陷<sup>[22]</sup>,金相显微镜或者扫描电镜等表征技术难以提供完整的材料内部三维孔隙缺陷信息,因此采用 Micro-CT 技术对  $Ti_2AlNb$  合金的微米级孔隙进行表征<sup>[23]</sup>。由于粉末表面吸附的气体和粉末/包套体内部残留的气体无法彻底通过真空除气工艺去除,以及包套对粉末压坯的屏蔽效应<sup>[24]</sup>会影响粉末的充分致密化,因而合金中难以彻底消除孔隙缺陷,分析得出,孔隙对合金冶金质量的影响意义重大。

图 7 给出了不同制粉工艺下制备的粉末  $Ti_2AlNb$  合金内部孔洞大小及分布。可以看出,  $Ti_2AlNb$  合金内部存在很少的显微孔隙,孔隙的等效直径从几  $\mu m$  到几十  $\mu m$ ,最大尺寸为  $50 \mu m$  的孔隙极少,单位体积的孔隙数量低于  $1 mm^{-3}$ ,表明合金已达到较高的致密化程度。随机取样范围内 PREP 合金孔隙数量约为 2 个,而 EIGA 合金孔隙数量约为 21 个,可以判断 PREP 合金的致密程度优于 EIGA 合金。

比较两种制粉工艺制备的  $Ti_2AlNb$  合金的拉伸性能,测试温度为  $Ti_2AlNb$  合金长期服役的工程应用温度  $650 \text{ }^\circ\text{C}$ ,测试结果如表 4 所示。可以看出,在强度方面,PREP 粉末略优于 EIGA 粉末,而在塑性方面,EIGA 粉末的性能均显著优于 PREP 粉末。持久性能测试结果如图 8 所示,测试条件为  $650 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $360 \text{ MPa}$ 。可以看出,PREP 法制备的  $Ti_2AlNb$  合金持久性能略优于 EIGA 法。结合表 3 与图 6 可以看出,两种制粉工艺制备的  $Ti_2AlNb$  合金的相体积分数接近,但 EIGA 粉末制备的合金组织更均匀;而相较于 PREP 粉末,EIGA 粉末制

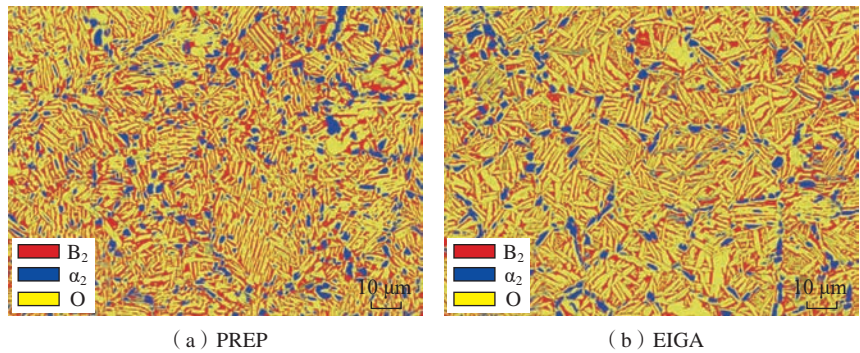


图 6 两种制粉工艺下成形的  $Ti_2AlNb$  合金显微组织  
Fig.6 Microstructure of  $Ti_2AlNb$  alloy powder formed under two types of powder preparing processes

表 3 两种制粉工艺下成形的粉末  $Ti_2AlNb$  合金组织相比例(体积分数)  
Table 3 Phase ratio of  $Ti_2AlNb$  alloy formed by two types of powder preparing processes (volume fraction) %

制粉方式	$B_2$	$\alpha_2$	O
PREP	26.21	10.22	63.28
EIGA	23.39	8.84	67.53

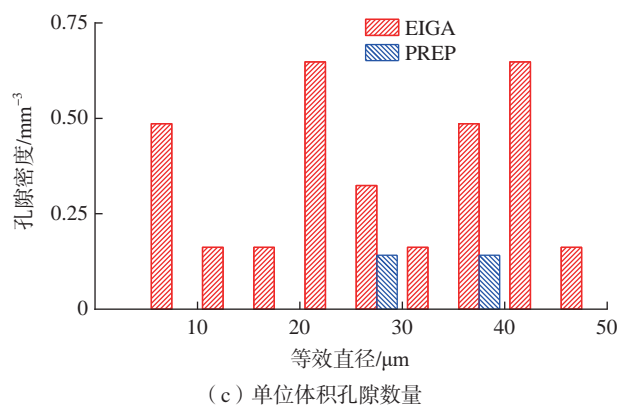
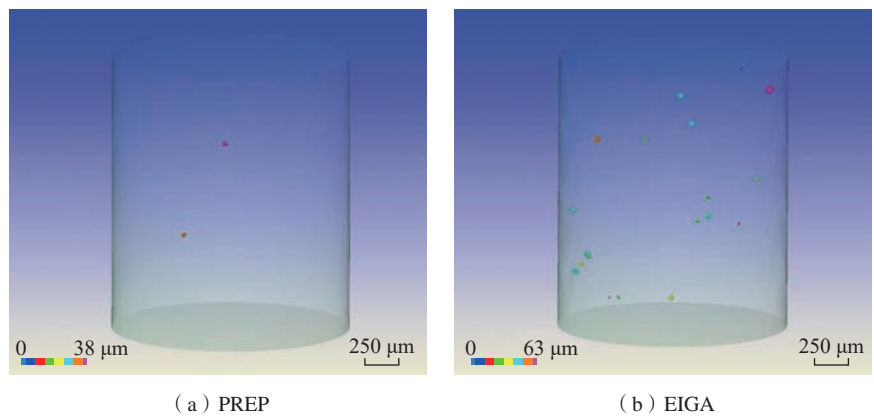


图 7  $Ti_2AlNb$  合金内部显微孔隙大小及分布  
Fig.7 Micropore size and distribution of  $Ti_2AlNb$  alloys

备合金的孔隙数量略多,推测较多的孔隙数量是EIGA粉末制备 $Ti_2AlNb$ 合金持久性能较差的原因。两种制粉工艺制备合金在性能方面各有优劣,总体较为接近,因此需要进一步分析粉末振实密度对叶轮成形后尺寸收缩的影响。

### 2.3 闭式叶轮热等静压致密化的有限元仿真

有限元模拟前后处理过程在Abaqus/CAE界面下实现,分析过程使用Abaqus/Standard求解器。根据叶轮的对称性特点,取闭式叶轮的1/12为有限元模拟的研究对象,设置周期对称边界。基体材料的初始相对密度设定为0.68, $q_1$ 、 $q_2$ 、 $q_3$ 取值为1.6、1.256,温度与压力初始值设置为23℃、0.1MPa,二者演化过程同热等静压制度保持一致。图9为本研究中有有限元模拟的闭式叶轮尺寸收缩情况,其中粉末体共设置95826个四面体单元。可以看出EIGA法制备的粉末型芯叶轮收缩的程度更小。

取有限元模拟中 $0^\circ$ 面(过中心轴线)绘制轮廓,两种不同振实密度粉末成形的叶轮同一位置的收缩对比如图10所示,可以发现整体模拟结果与实际变形趋势一致,叶轮实际收缩的轮廓线大部分包络了有限元模拟结果。此外,图10中明显看出型芯对叶轮收缩的影响,在型芯连接处及与型芯距离较近的外部包套部分区域,两种粉末成形叶轮的收缩差距有明显的减弱,外部包套中远离型芯影响的区域,收缩量差距较大。

两种不同振实密度粉末成形的叶轮同一位置的径向收缩位移对比如图11所示,可以看出二者收缩趋势相同,但是EIGA粉末成形的叶轮在各方向的位移量均小于PREP粉末成形的叶轮。由于闭式叶轮为中心对称结构,为了方便观测截面,建模时对叶轮整体的3/4进行分析。两种粉末收缩均比较均匀,可以看出

表4 两种制粉工艺成形的 $Ti_2AlNb$ 合金在650℃下的力学性能对比

Table 4 Comparison of mechanical properties of  $Ti_2AlNb$  alloy formed by two types of powder preparing processes at 650℃

制粉工艺	屈服强度 $R_{p0.2}/MPa$	抗拉强度 $R_m/MPa$	伸长率 $A/\%$	断面收缩率 $Z/\%$
EIGA	517	656	19.0	25.0
	513	653	18.0	26.0
	518	655	16.5	25.0
	514	658	19.0	27.0
	517	659	14.0	26.0
PREP	544	683	11.0	24.0
	540	682	12.0	22.0
	554	689	16.0	24.0
	564	696	13.0	24.0
	545	685	18.0	22.0

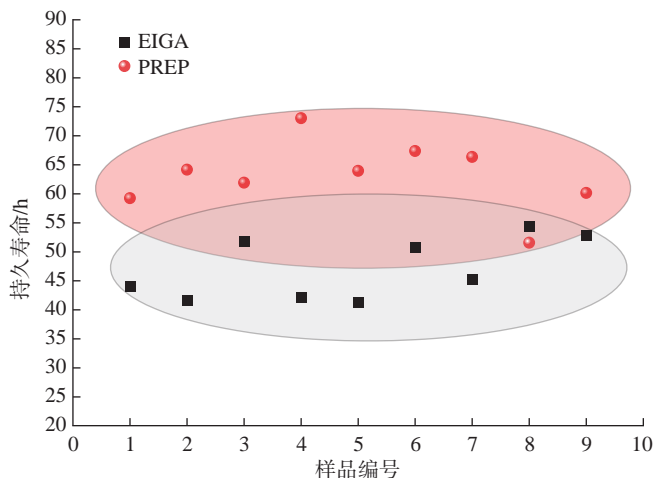


图8 两种制粉工艺成形的 $Ti_2AlNb$ 合金持久性能对比

Fig.8 Comparison of stress rupture life of  $Ti_2AlNb$  alloy formed by two types of powder preparing processes

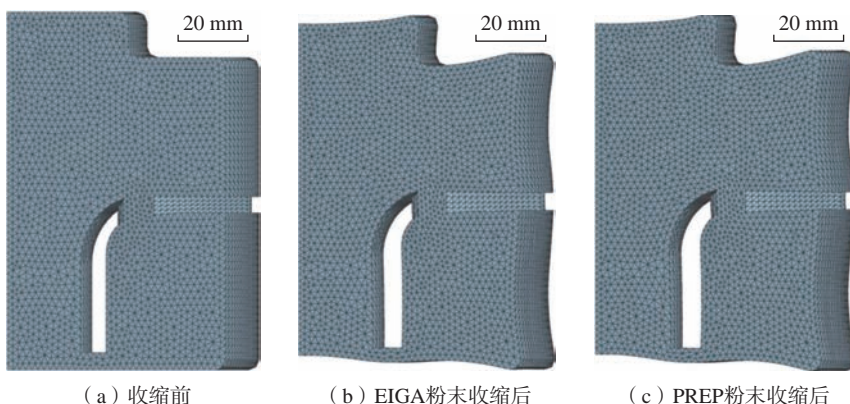


图9 有限元模拟两种粉末制备的叶轮尺寸收缩前后对比

Fig.9 Finite element simulation of impeller size shrinkage before and after the preparation of two types of powders

叶轮包套内部收缩程度较小,包套外侧形变相对较大,但振实密度较高的EIGA粉末包套外侧最大径向位移仅为5.812 mm,显著小于PREP粉末的6.668 mm。这是由于EIGA粉末粒度分布更宽泛,小颗粒容易填充

在大颗粒之间,填充密度和振实密度高,热等静压过程中变形程度小,因此EIGA制粉工艺更适合热等静压成形。

## 2.4 Ti<sub>2</sub>AlNb 粉末冶金合金复杂构件的成形

在制备粉末冶金构件时,包套结构设计至关重要。合理的包套结构设计需要同时确保粉末压坯各部位均完成致密化并实现近净成形。包套作为粉末冶金合金热等静压成形的容器,直接影响制品的冶金质量和外观尺寸。在实际操作中,热等静压致密化过程中工艺参数的变化会导致致密化进程的差异。特别是在制备大尺寸复杂构件时,包套/模具结构通常相对复杂,从粉末坯体表面到内部的致密化进程差异更明显,甚至出现“不均匀致密化”的现象<sup>[25]</sup>。此现象会导致构件不同部位的致密化程度和收缩变形不一致,进而影响构件的力学性能。

本研究选用EIGA粉末,在1030℃/140 MPa/3 h的热等静压制度下成功制备了多种类型的Ti<sub>2</sub>AlNb粉末冶金部件,如图12所示。经检测,各构件关键部位尺寸偏差低于2%,表面质量优于铸造合金。采用有限元辅助包套结构设计,在整个致密化成形过程中,致密化进程趋于均匀,有效避免“不均匀致密化”的

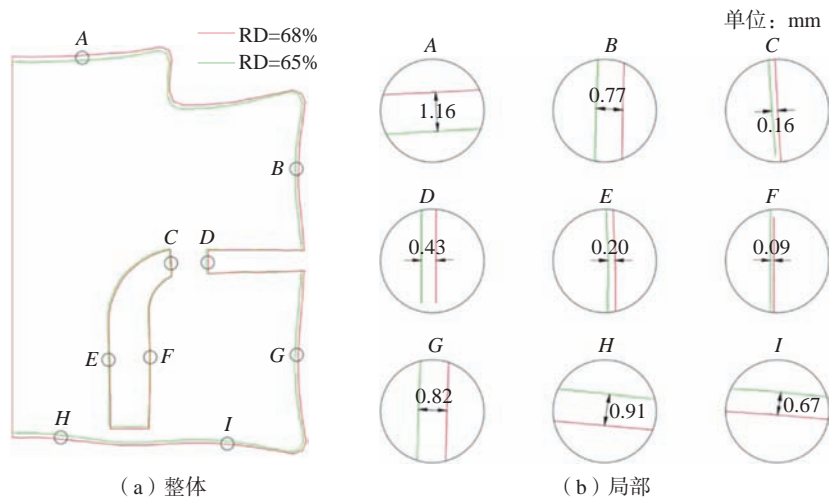


图10 闭式叶轮不同位置处模拟收缩值

Fig.10 Simulated shrinkage values at different positions of the shrouded impeller

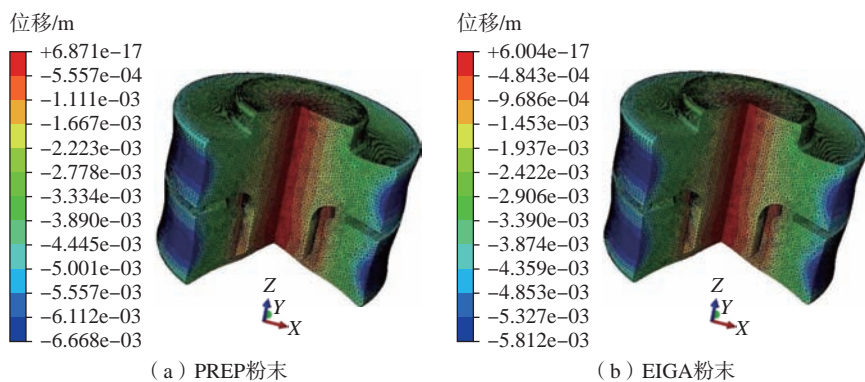


图11 闭式叶轮径向收缩位移对比云图

Fig.11 Comparison cloud diagram of radial contraction displacement of shrouded impeller

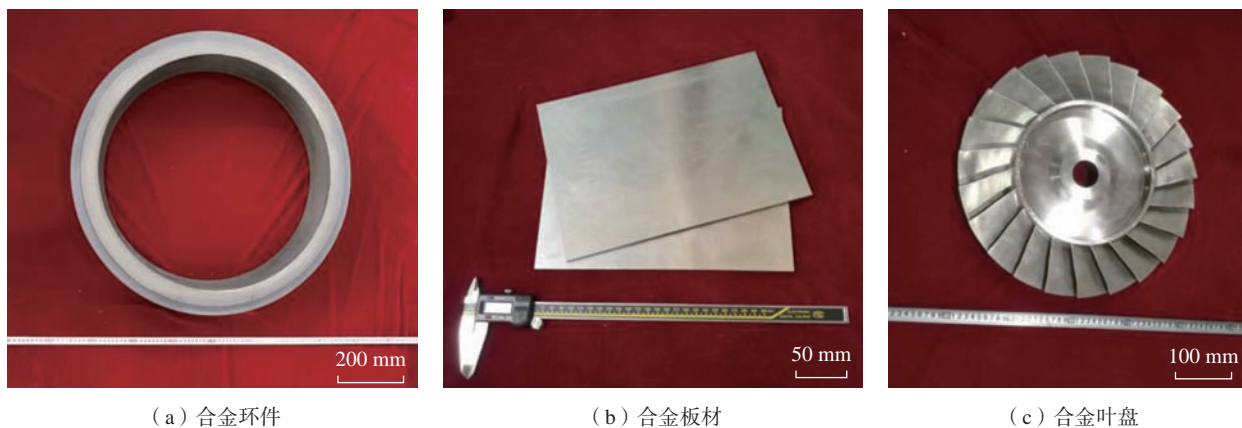


图12 EIGA粉末制备的Ti<sub>2</sub>AlNb粉末合金构件

Fig.12 Ti<sub>2</sub>AlNb powder alloy components prepared by EIGA powders

现象,有利于确保部件整体性能的一致性。

### 3 结论

(1) 与 PREP 法相比, EIGA 法制备的  $Ti_2AlNb$  预合金粉末粒度分布更为广泛,存在少量卫星球,振实密度更高。

(2) 与 PREP 粉末经热等静压成形后的  $Ti_2AlNb$  合金相比, EIGA 粉末对应合金的高温强度和持久寿命虽然略有下降,但是由于组织均匀性更高,延伸率更好。在构件制备过程中,有限元模拟结果表明, EIGA 粉末制备的  $Ti_2AlNb$  叶轮收缩程度更小,更适合复杂构件的热等静压成形。

(3) 采用有限元模拟辅助包套设计,利用 EIGA 预合金粉末成功地制备出  $Ti_2AlNb$  粉末冶金复杂构件,构件尺寸和表面精度高,无冶金缺陷。

### 参考文献

- [1] 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.
- [2] 程超, 陈志勇, 秦绪山, 等. TA32 钛合金厚板的微观组织、织构与力学性能[J]. 金属学报, 2020, 56(2): 193-202.
- CHENG Chao, CHEN Zhiyong, QIN Xushan, et al. Microstructure, texture and mechanical property of TA32 titanium alloy thick plate[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(2): 193-202.
- [3] 徐磊, 姚利盼, 卢正冠, 等. 粉末冶金  $Ti_2AlNb$  合金研究进展[J]. 航空制造技术, 2019, 62(22): 14-20.
- XU Lei, YAO Lipan, LU Zhengguan, et al. Development of powder metallurgy  $Ti_2AlNb$  alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(22): 14-20.
- [4] 邵清安, 李治华, 孙立群, 等. 航空发动机塑性成形技术的应用与展望[J]. 航空制造技术, 2014, 57(7): 34-39.
- TAI Qing'an, LI Zhihua, SUN Liqun, et al. Application and prospect of aeroengine plastic forming technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(7): 34-39.
- [5] 吴杰, 姚利盼, 卢正冠, 等. 真空脱气对粉末冶金  $Ti_2AlNb$  合金力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2020, 37(3): 20-24.
- WU Jie, YAO Lipan, LU Zhengguan, et al. Effect of vacuum degassing on mechanical properties of powder metallurgy  $Ti_2AlNb$  alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2020, 37(3): 20-24.
- [6] 卢正冠, 蒋文山, 张静, 等. 粉末热等静压成形 TA7 ELI 高承压泵壳体的性能和尺寸控制[J]. 航空制造技术, 2023, 66(18): 54-60, 73.
- LU Zhengguan, JIANG Wenshan, ZHANG Jing, et al. Properties and geometrical dimensions of TA7 ELI high pressure pump shell by hot isostatic pressing forming through powder metallurgy route[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(18): 54-60, 73.
- [7] 弭光宝, 孙圆治, 吴明宇, 等. 机器学习在航空发动机钛合金研究中的应用进展[J]. 航空制造技术, 2024, 67(1/2): 66-78.
- MI Guangbao, SUN Yuanzhi, WU Mingyu, et al. Applications of machine learning on aero-engine titanium alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(1/2): 66-78.
- [8] 徐磊, 吴杰, 崔潇潇, 等.  $Ti_2AlNb$  近净成形部件的热处理开裂分析[J]. 航空制造技术, 2020, 63(16): 14-20.
- XU Lei, WU Jie, CUI Xiaoxiao, et al. Cracking analysis of powder metallurgy  $Ti_2AlNb$  component during heat treatment[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2020, 63(16): 14-20.
- [9] QIAN M, FROES F H S. Titanium powder metallurgy: Science, technology and applications[M]. Amsterdam: Elsevier, 2015.
- [10] JIAO X Y, KONG B B, TAO W, et al. Effects of annealing on microstructure and deformation uniformity of  $Ti-22Al-24Nb-0.5Mo$  laser-welded joints[J]. Materials & Design, 2017, 130: 166-174.
- [11] 卢正冠, 吴杰, 徐磊, 等.  $Ti_2AlNb$  异形粉末环件的轧制成形与性能研究[J]. 金属学报, 2019, 55(6): 729-740.
- LU Zhengguan, WU Jie, XU Lei, et al. Ring rolling forming and properties of  $Ti_2AlNb$  special shaped ring prepared by powder metallurgy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(6): 729-740.
- [12] 吴杰, 徐磊, 崔潇潇, 等. 大尺寸薄壁 Inconel 718 环件粉末热等静压近净成形[J]. 航空制造技术, 2020, 63(16): 59-64.
- WU Jie, XU Lei, CUI Xiaoxiao, et al. Hot isostatic pressing of large thin-wall cylindrical structure of Inconel 718 ring[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2020, 63(16): 59-64.
- [13] 徐磊, 郭瑞鹏, 吴杰, 等. 钛合金粉末热等静压近净成形研究进展[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1537-1552.
- XU Lei, GUO Ruipeng, WU Jie, et al. Progress in hot isostatic pressing technology of titanium alloy powder[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(11): 1537-1552.
- [14] TIAN X S, WU J, LU Z G, et al. Effects of cooling rate on the microstructure and tensile properties of powder metallurgy  $Ti_2AlNb$  alloy[J]. Journal of Metals, 2022, 74(8): 2964-2972.
- [15] ZHANG J H, LIU J M, XU D S, et al. Characterization of the prior particle boundaries in a powder metallurgy  $Ti_2AlNb$  alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(11): 2513-2525.
- [16] GUO R P, XU L, CHEN Z Y, et al. Effect of powder surface state on microstructure and tensile properties of a novel near  $\alpha$ -Ti alloy using hot isostatic pressing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 706: 57-63.
- [17] 吴杰. 粉末冶金  $Ti-22Al-24Nb-0.5Mo$  合金的制备和性能调控[D]. 北京: 中国科学院大学, 2016.
- WU Jie. Preparation and property control of powder metallurgy  $Ti-22Al-24Nb-0.5Mo$  alloy[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2016.
- [18] GURSON A L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I—Yield criteria and flow rules for porous ductile media[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1977, 99(1): 2-15.
- [19] TVERGAARD V, NEEDLEMAN A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar[J]. Acta Metallurgica, 1984, 32(1): 157-169.
- [20] 田晓生. Inconel 718 粉末合金的热等静压致密化机理研究[D]. 沈阳: 中国科学技术大学, 2023.
- TIAN Xiaosheng. Densification mechanism of Inconel 718 pre-alloyed powders consolidated by hot isostatic pressing[D]. Shenyang: University of Science and Technology of China, 2023.
- [21] BAER D R, MERZ M D. Differences in oxides on large-and small-grained 304 stainless steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1980, 11(12): 1973-1980.
- [22] CHENG M, WU J, LU Z G, et al. Effect of Argon-induced porosity on mechanical properties of powder metallurgy titanium alloy components using hot isostatic pressing[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34(10): 1386-1394.
- [23] 任德春, 张慧博, 赵晓东, 等. 打印

参数对电子束增材制造Ti-Ni合金性能的影响[J]. 金属学报, 2020, 56(8): 1103-1112.

REN Dechun, ZHANG Huibo, ZHAO Xiaodong, et al. Influence of manufacturing parameters on the properties of electron beam melted Ti-Ni alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(8): 1103-1112.

[24] GUO R P, XU L, ZONG B Y P, et al. Characterization of prealloyed Ti-6Al-4V powders

from EIGA and PREP process and mechanical properties of HIPed powder compacts[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2017, 30(8): 735-744.

[25] 刘巧沐, 吴杰, 陈玉龙, 等. 热等静压温度和粉末粒度对Ti<sub>2</sub>AlNb合金组织与性能的影响[J]. 材料研究学报, 2019, 33(3): 161-169.

LIU Qiaomu, WU Jie, CHEN Yulong, et al. Effect of temperature and powder particle

size on mechanical properties and microstructure of PM Ti<sub>2</sub>AlNb alloy prepared via hot isostatic pressing[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2019, 33(3): 161-169.

通讯作者: 徐磊, 研究员, 博士, 研究方向为粉末近净成形技术。

## Microstructure and Mechanical Properties of Powder Metallurgy Ti<sub>2</sub>AlNb Alloy Prepared by Hot Isostatic Pressing

WU Jie<sup>1</sup>, ZHU Xuhui<sup>2</sup>, YIN Yifeng<sup>1,3</sup>, SHANG Xuewen<sup>1,3</sup>, LU Zhengguan<sup>1</sup>, XU Lei<sup>1</sup>

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. AECC Shenyang Engine Research Institute, Shenyang 110015, China;

3. University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

**[ABSTRACT]** Ti<sub>2</sub>AlNb pre-alloyed powders were prepared by plasma rotating electrode process (PREP) and electrode induction melting gas atomization (EIGA) respectively, and the pre-alloyed powders were characterized. Ti<sub>2</sub>AlNb alloy was prepared by hot isostatic pressing (HIP) process, and the effects of powder preparing process on microstructure and mechanical properties of Ti<sub>2</sub>AlNb alloy were investigated. The experimental results show that the compaction density of Ti<sub>2</sub>AlNb powder prepared by EIGA method is higher than that of PREP method. The forming research of Ti<sub>2</sub>AlNb impeller was carried out under the regime of 1030 °C/140 MPa/3 h based on the powder metallurgy HIP near net shape technology. The finite element simulation results show that the higher the powder compaction density, the smaller the deformation degree of the HIPed component. Ti<sub>2</sub>AlNb pre-alloyed powder prepared by EIGA with higher compaction density is preferred to prepare powder metallurgy complex components.

**Keywords:** Ti<sub>2</sub>AlNb alloy; Powder metallurgy; Hot isostatic pressing (HIP); Near net shape forming; Finite element simulation

(责编 七七)

引文格式: 祁妙, 陈存广, 孙春芳, 等. 不同Mg/Li比对粉末冶金Al-Mg-Li合金显微组织及力学性能的影响[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 59-67.

QI Miao, CHEN Cunguang, SUN Chunfang, et al. Microstructure and mechanical properties of powder metallurgy Al-Mg-Li alloys with different Mg/Li ratios[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 59-67.

# 不同Mg/Li比对粉末冶金Al-Mg-Li合金显微组织及力学性能的影响\*

祁妙<sup>1</sup>, 陈存广<sup>1,2</sup>, 孙春芳<sup>1,3</sup>, 李鑫<sup>1</sup>, 杨芳<sup>1,2,4</sup>, 刘其源<sup>4</sup>, 刘新华<sup>1</sup>, 郭志猛<sup>1,2</sup>

(1. 北京科技大学新材料技术研究院, 北京 100083;

2. 北京科技大学顺德创新学院, 佛山 528399;

3. 北京汽车研究总院, 北京 101300;

4. 无锡派克新材料科技股份有限公司, 无锡 214161)

[摘要] 采用粉末冶金工艺和热挤压方法制备了 Al-Mg-Li 合金, 并通过金相显微镜、扫描电子显微镜、透射电子显微镜和拉伸试验机对合金的微观组织、断口形貌和力学性能进行了分析。研究了不同 Mg/Li 比(1.3、1.8、2.5)对合金在烧结态、挤压态和 T6 热处理态下的微观组织和力学性能的影响。结果显示, 随着 Mg/Li 比的增加, 烧结态合金的相对密度增加, 表明 Mg 元素对烧结过程具有促进作用。对于挤压态 Al-Mg-Li 合金, 随着 Mg/Li 比的增加, 合金中含 Mg 的析出相逐渐增多, 并聚集在晶界附近, 力学性能得到了很大提高, 抗拉强度由 285 MPa 增加至 407 MPa。经 T6 热处理后, Al-Mg-Li 合金的第二相主要由  $\delta'$  相和 T 相组成, 其中  $\delta'$  相是主要的强化相, 均匀分布在铝基体中, 而 T 相在晶界处呈链状分布。研究表明, 提高 Mg/Li 比可以提高 Al-Mg-Li 合金的抗拉强度和屈服强度, 但延伸率可能会有所下降。T6 热处理后 Al-5Mg-2Li 合金可达到抗拉强度 532 MPa、屈服强度 473 MPa、延伸率 4.5%。

关键词: Al-Mg-Li 合金; 粉末冶金; 力学性能; 热挤压; 微观组织

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.059



祁妙

博士研究生, 研究方向为粉末冶金铝锂合金。

随着航空航天事业的快速发展, 航空航天领域对轻量化和高强度结构材料的需求日益增长。铝锂合金具有低密度、高比强度和比刚度、良好的抗腐蚀性等优异性能, 成为航空航天领域的理想选择<sup>[1-3]</sup>。其中, Al-Mg-Li 合金作为铝锂合金中最重要的一类, 因其超低密度、高弹性模量和比强度、优良的抗腐蚀性而备受关注<sup>[4-6]</sup>。然而, Al-Mg-Li 合金的断裂韧性和强度较低, 限制了其在航空航天领域的广泛应用。为了改善

Al-Mg-Li 合金的性能, 研究人员采用了粉末冶金工艺进行制备。粉末冶金作为一种近净成形工艺, 具有材料利用率高、生产流程短、成分均匀等优点<sup>[7]</sup>。通过粉末冶金工艺制备 Al-Li 合金, 可以有效避免熔铸过程中形成的粗大晶粒和氧杂质, 从而提高合金的强度和延伸率<sup>[8-9]</sup>。在 Al-Mg-Li 合金中, Mg 和 Li 作为主要的合金元素, 对合金的显微组织和力学性能具有重要影响。特别是 Mg/Li 比, 即 Mg 和 Li 的相对含量

\* 基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52271020); 国家自然科学基金重大研究计划集成项目(92266301); 国家自然科学基金重大研究计划重点支持项目(92066205); 国家自然科学基金杰出青年基金(51925401)。

比例,对合金的性能具有关键影响。研究表明,调整 Mg/Li 比可以改变 Al-Mg-Li 合金的晶体相组成、晶粒尺寸和析出相行为,进而影响合金的力学性能<sup>[6]</sup>。

然而,目前对于不同 Mg/Li 比对粉末冶金 Al-Mg-Li 合金显微组织及力学性能的影响的研究还相对较少。因此,本研究旨在通过粉末冶金工艺制备一系列不同 Mg/Li 比的 Al-Mg-Li 合金,系统研究其显微组织和力学性能之间的关系。

## 1 试验及方法

为了研究不同 Mg/Li 比的 Al-Mg-Li 合金的显微组织和力学性能,本研究采用粉末冶金法制备了 3 种不同 Mg/Li 比的合金,成分如表 1 所示。首先,将粒径为 2 μm 的氮气雾化铝粉,粒径 <15 μm 的 Al-3Li 粉末,以及粒径为 15 μm 的 Al-Mg 合金粉按照比例进行配比。在转速为 240 r/min 的旋转球磨机中,进行 12 h 的球磨并加入球料比为 4 : 1 的钢球,确保充分混合。球磨后的粉末形貌如图 1 所示。大部分粉末球磨成片状,少部分呈不规则形状,如图 1 (a) 所示。选取几个粉末进行成分分析,如图 1 (b)~(d) 所示,混合后得到了均匀的 Al-Mg-Li 粉末。混合后,通过冷等静压将粉末制备成压坯。在真空条件下,将压坯进行 600 °C 的烧结。随后在 400 °C 下对烧结后的样品进行热挤压,得到表面光滑、无裂纹且完全致密的挤压态合金。挤压后的合金棒料直径约为 15 mm,挤压比为 16 : 1。对挤压棒料进行 T6 热处理,热处理工艺: 500 °C 固溶 40 min,水淬至室温,180 °C 时效 8 h。

为了分析合金的显微组织,将样品机械研磨并进行机械抛光至无明显划痕。然后,使用 Keller 试剂(95 mL H<sub>2</sub>O, 2.5 mL HNO<sub>3</sub>, 1.5 mL HCl, 1 mL HF)进行化学侵蚀,侵蚀时间

为 45 s。使用场发射扫描电子显微镜(FESEM, ZEISS SUPRA™ 55, 德国)及能谱分析(EDS)对 Al-Mg-Li 合金的显微组织及拉伸断口进行分析,主要拍摄了 1000 倍及 5000 倍的 SEM 图像。为了进行透射电子显微镜(TEM, Talos F200X, 美国)观察,样品被研磨至 30 μm 厚度,然后用 20% 高氯酸和 80% 甲醇溶液进行双喷电解抛光,并在 200 kV 下观察。

使用阿基米德排水法测量烧结态合金的实际密度,与理论密度进行对比判断烧结状态。测试得到样品的密度 ρ<sub>0</sub>, 即

$$\rho_0 = \frac{m_1 \times \rho_1}{m_1 - m_2} \quad (1)$$

式中, ρ<sub>1</sub> 为水的密度, g/cm<sup>3</sup>; m<sub>1</sub> 为试样在空气中称量得到的质量, g; m<sub>2</sub> 为试样完全浸入液体中的质量, g。

使用单轴拉伸试验机 WDW-200D (中国) 在室温下以 1 mm/min 的速度进行拉伸试验。通过线切割电火花机进行加工,加工为标准的狗骨形拉伸试样,如图 2 所示。为了保持一致性和可靠性,每种状态至少进行 3 次拉伸试验。

## 2 结果与讨论

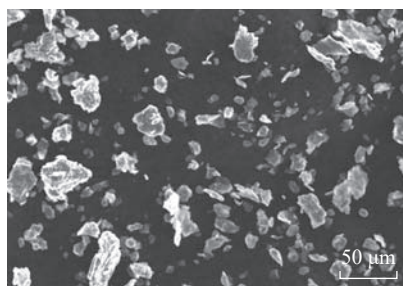
### 2.1 Mg/Li 比对烧结态 Al-Mg-Li 合金的影响

对烧结后的 1#~3# 样品进行 XRD 测试,结果如图 3 所示。1# 合金样品由 α-Al 和 δ'(Al<sub>3</sub>Li) 相组成。2# 和 3# 合金样品也主要由 α-Al 和 δ'(Al<sub>3</sub>Li) 相组成,但出现了 T 相 (Al<sub>2</sub>MgLi) 峰。可以看出,当 Mg/Li 比为 1.3 时, Mg 元素以固溶形式存

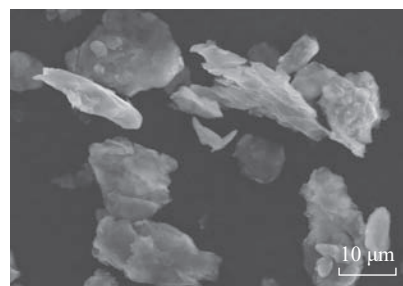
表 1 不同 Mg/Li 比的 Al-Mg-Li 合金成分(质量分数)

Table 1 Composition of Al-Mg-Li alloys with different Mg/Li ratios (mass fraction) %

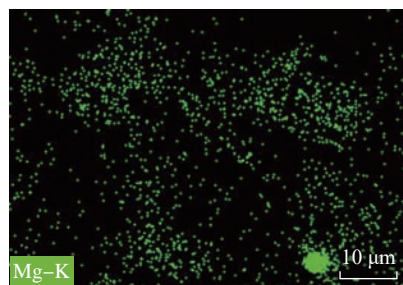
Mg/Li 比	Mg	Li	Al
1.3(1#)	2.6	2.0	余量
1.8(2#)	3.6	2.0	余量
2.5(3#)	5.0	2.0	余量



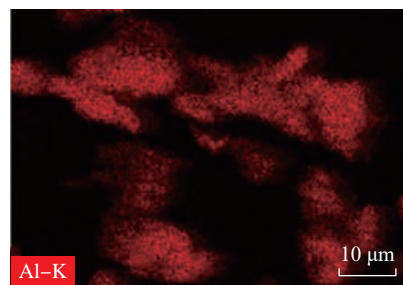
(a) 粉末 SEM 图 (1000 倍)



(b) 粉末 SEM 图 (5000 倍)



(c) 图 1 (b) 中 Mg 元素分布



(d) 图 1 (b) 中 Al 元素分布

图 1 粉末 SEM 及 EDS 面扫图像

Fig.1 SEM and EDS images of powders

在于 Al 合金基体中,而 Li 元素主要以  $\delta'$  相的析出形式存在。添加 Mg 可以减少 Li 在 Al 中的固溶度,因此在较低的 Mg/Li 比下,  $\delta'$  相的析出会增加。随着 Mg/Li 比的增加,部分 Mg 与一部分 Li 反应形成  $\text{Al}_2\text{MgLi}$  相,抑制了  $\delta'$  相的生成。这些结果表明, Mg/Li 比对合金的晶体结构和相组成有显著的影响。通过调整 Mg/Li 比,可以控制合金中不同相的含量,从而对合金的性能进行调节和优化。

此外,不同的 Mg/Li 比也对烧结密度产生了显著影响,理论密度和实际密度如表 2 所示。其中理论密度为

$$\rho_{\text{理论}} = \sum_{i=1}^t \rho_i \frac{n_i}{n} \quad (2)$$

式中,  $\rho_i$  为元素  $i$  的密度;  $t$  为合金中元素的数量;  $n_i$  为元素  $i$  的摩尔数;  $n$  是总的摩尔数。

压实材料的致密化系数  $\mu$  为

$$\mu = \frac{\rho}{\rho_{\text{理论}}} \quad (3)$$

式中,  $\rho$  为烧结样品密度。

当 Mg/Li 比为 1.3 时,合金的相对密度为 88%。随着 Mg/Li 比的增加,合金的相对密度也逐渐增加,当 Mg/Li 比达到 2.5 时,合金的相对密度为 91%。研究表明,在粉末冶金的压制成形过程中,会形成一些直接的 Al-Mg 接触点。Mg 可以从这些接触点沿着铝和铝-氧化物界面扩散,并与金属-氧化物界面发生反应,从而破坏氧化膜,促进烧结过程<sup>[10]</sup>。因此,随着 Mg/Li 比的增加,合金的烧结密度也相应增加。调整 Mg/Li 比对合金的烧结性能具有重要意义。

图 4 是不同 Mg/Li 比烧结样品 SEM 图。可以看出,没有完全致密的 Al-Mg-Li 合金,所有的烧结样品都存在孔隙,以及存在部分粉末颗粒与颗粒之间没有发生完全黏结的现象。随着 Mg/Li 比的提高, Mg 原子和 Li 原子向颗粒结合面大量迁移,烧结颈不断扩大。同时,合金粉末中

形成了很多的烧结颈, Mg/Li 比的增加促进了烧结,达到了更好的烧结效果。通过适当调节 Mg/Li 比例,可以实现合金的高密度烧结。

## 2.2 Mg/Li 比对挤压态 Al-Mg-Li 合金的影响

根据图 5 所示的不同 Mg/Li 比挤压样品纵截面 SEM 图,可以观察

到合金在挤压后达到了完全致密的状态,并且在纵截面上呈现出沿挤压方向的流线分布。可以明显发现,当 Mg/Li 比为 1.8 时(2# 合金),合金晶界处出现了细小的白色相。随着 Mg/Li 比的增加,白色相的大小和分布都有所增加,并且主要沿着晶界分布。

为进一步分析这一析出相,对 3#

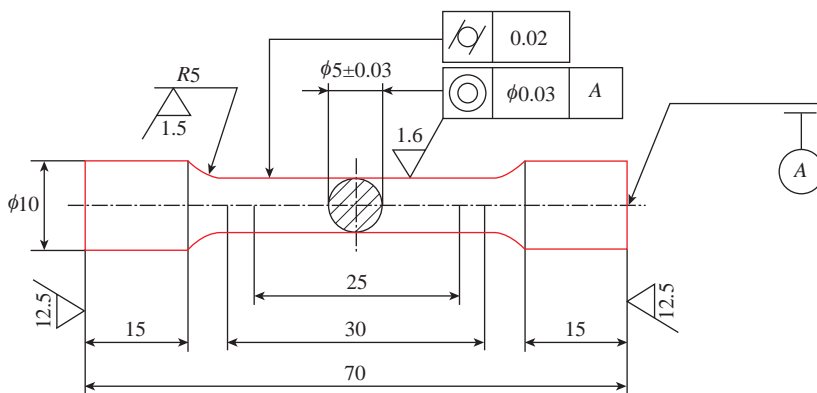


图 2 拉伸试样尺寸 (mm)

Fig.2 Tensile specimen dimensions (mm)

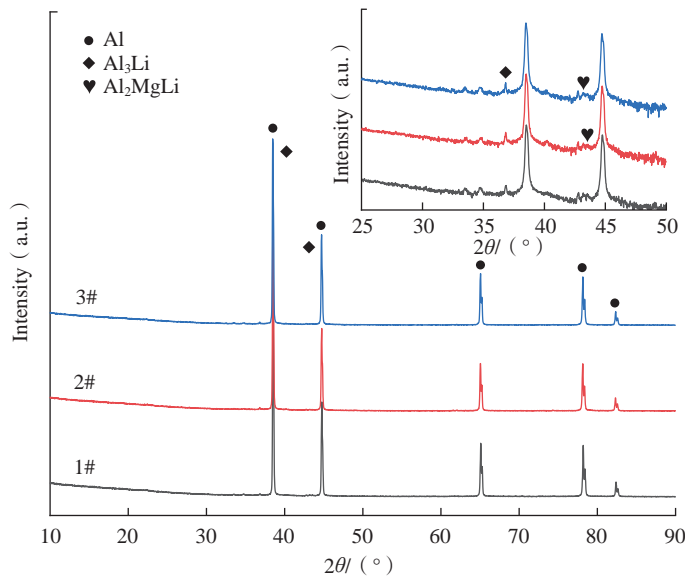


图 3 烧结态样品 XRD 图谱

Fig.3 XRD pattern of sintered samples

表 2 不同 Mg/Li 比的 Al-Mg-Li 合金烧结致密度

Table 2 Sintering density of Al-Mg-Li alloy with different Mg/Li ratios

合金	$\rho_{\text{理论}} / (\text{g}/\text{cm}^3)$	$\rho_{\text{实际}} / (\text{g}/\text{cm}^3)$	相对密度/%
1#	2.47	2.17	88
2#	2.45	2.21	90
3#	2.42	2.21	91

合金样品进行EDS面扫分析,如图6所示。由于Li元素不容易被检测,主要对Mg元素进行检测,合金中沿晶界边缘发现Mg元素的聚集,进一步推测在晶界周围分布有大量含Mg相。根据Deschamps<sup>[4]</sup>和Wu<sup>[5]</sup>等关于Al-Mg-Li合金的报道,Mg元素在合金中主要起固溶强化作用,但对于Al-Li合金来说,若Mg含量过高,则会形成T相,在晶界以棒状形式析出。

因此推断在对合金进行热挤压的过程中,由于温度和三向压应力的双重作用,合金中析出了T相,这解释了图6(c)中Mg元素富集的现象。

表3为不同Mg/Li比合金挤压态的拉伸性能。其中,UTS为抗拉强度;YS为屈服强度;EL为延伸率。1#合金的抗拉强度为285 MPa,屈服强度为162 MPa,延伸率为17.2%;随着合金中Mg/Li比的增加,2#合

金的抗拉强度增加,为342 MPa,屈服强度也增加为213 MPa;3#合金抗拉强度为407 MPa,屈服强度为267 MPa,延伸率为7.8%。可以分析出,随着Mg/Li的增加,合金的抗拉和屈服强度都大幅度增加,这是由于T相在晶界上的增加使晶粒细化,从而增强了合金的强度。T相在晶界上的析出可以通过限制晶界滑移来增加晶体的强化效果。另外,T相在

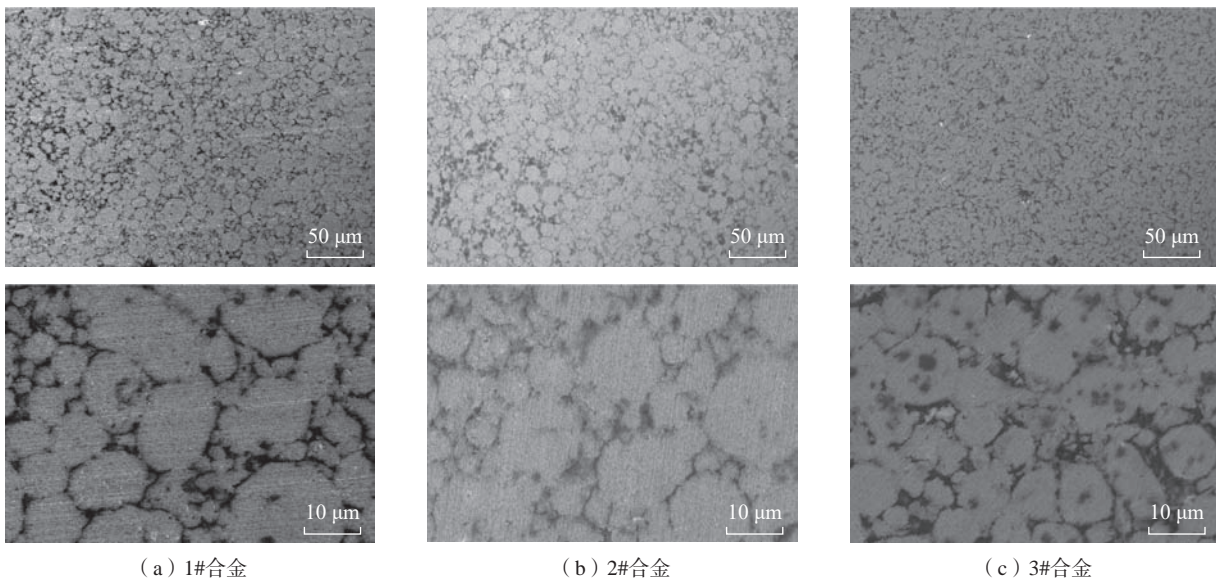


图4 烧结态样品 SEM 图  
Fig.4 SEM images of sintered samples

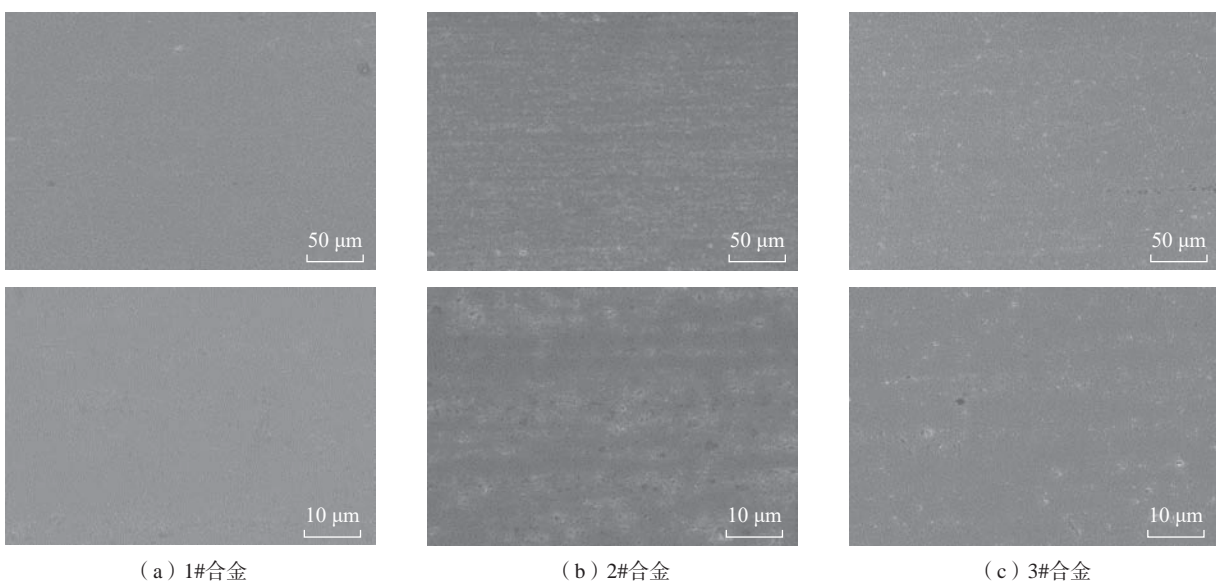


图5 挤压态样品 SEM 图(挤压方向)  
Fig.5 SEM images of extruded samples (extrusion direction)

晶界上析出,导致延伸率下降。

图7为1#~3#合金挤压态的应力-应变曲线。可以得出,虽然不同合金的Mg/Li比不同,但在合金拉伸试验初期都表现出了明显的弹性变形特点。随着应力值的增加,合金的应力-应变曲线重复呈现出锯齿状的现象,这一现象称为波特文-勒夏特利埃效应(Portevin-Le-Chatelier, PLC)效应,主要是由于发生了动态应变时效(Dynamic strain aging, DSA)<sup>[11]</sup>。在应力-应变曲线的屈服阶段,合金应力会持续上升。这是因为在DSA形变时,一方面受“钉扎”的位错成为新的位错源,另一方面为了使位错挣脱开溶质原子气团的钉扎,必须加大外力作用,从而促使在较低应力下无法启动的位错源以及不同滑移系的位错源开动,因此位错不断繁殖并且更加均匀,最终表现为位错密度大大提高。由于铝合金具有较高的层错能,在外力作用下,位错发生束集,并发生滑移过程,因此位错形成缠结,使得在随后继续形变时位错运动阻力增大,从而提高合金强度<sup>[7,12]</sup>。

为了分析Mg/Li比对合金断裂特性的影响,利用扫描电子显微镜观察了1#~3#合金的拉伸试样断口的微观形貌,如图8所示。在断口表面观察到大量的平台区域,这些平台区域进一步放大后可以看到许多细小且均匀分布的韧窝,这种断裂形貌表明合金具有良好的塑性,并且主要发生穿晶断裂。随着Mg/Li比的增加,合金的断口形貌也发生变化。尤其是在3#合金的断口上观察到许多相对平滑的解理面和韧窝,表明合金发生了穿晶解理断裂,其塑性较差。

### 2.3 Mg/Li比对热处理态Al-Mg-Li合金的影响

图9是不同Mg/Li比热处理样品纵截面SEM图,随着固溶和时效的进行,晶粒长大,更多的析出相析出。这是由于在固溶处理和时效处理的过程中,合金中的溶质会重新分

布并形成析出相<sup>[13]</sup>。在不同Mg/Li比的样品中,白色相的大小和分布都有所增加。特别是在Mg/Li比较高的样品中,白色相的数量和聚集程度

更明显,并且主要沿着晶界分布。这些观察结果表明,随着Mg/Li比的增加,合金中的析出相数量和聚集程度增加。这可能是由于高Mg/Li比合金

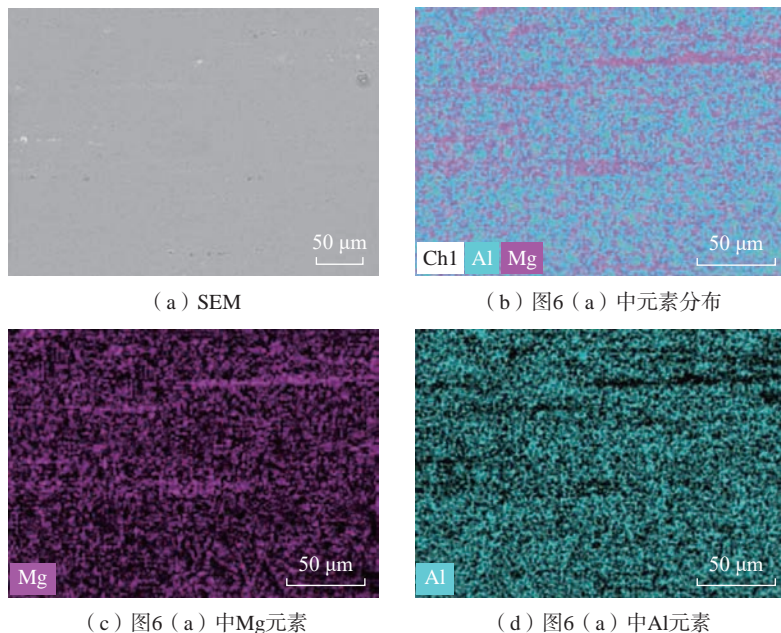


图6 挤压态3#合金样品(挤压方向)

Fig.6 Images of extruded 3# alloy samples (extrusion direction)

表3 挤压态合金的力学性能

Table 3 Mechanical properties of extruded alloys

合金	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%
1#	285 ± 0.8	162 ± 2.2	17.2 ± 0.7
2#	342 ± 2.4	213 ± 5.3	12.6 ± 0.4
3#	407 ± 6.2	267 ± 3.4	7.8 ± 0.5

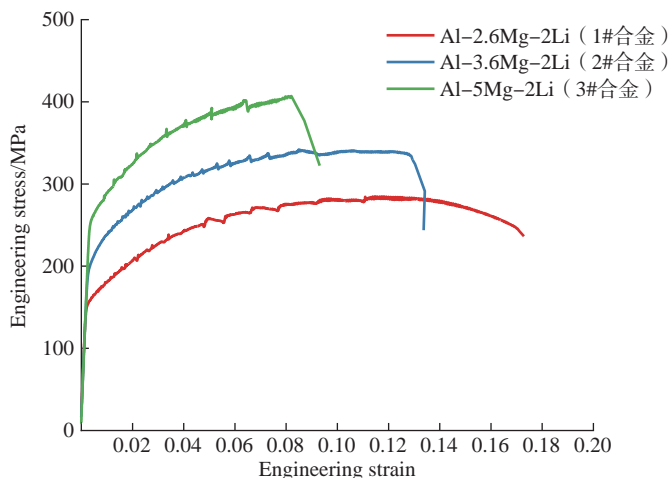


图7 挤压态合金的应力-应变曲线

Fig.7 Stress-strain curves of extruded samples

中的溶质浓度较高,更有利于 T 相的形成和聚集。析出相的存在和聚集会对合金的微观结构和力学性能产生影响,进而影响合金的强度和塑性<sup>[8]</sup>。

为了进一步研究 Al-Mg-Li 合金在 T6 热处理后的析出相,对 3# 合金进行 TEM 分析,如图 10 所示,其中图 10 (a) 为 TEM 明场像以及相应选定区域的衍射斑,可以在合金基体上观察到许多细小且弥散分布的

均匀球形黑色物质,通过衍射斑确定其为  $\delta'$  强化相。在 TEM 暗场下观察(图 10 (b)),  $\delta'$  相在基体上的分布更为明显,可以清晰地看到  $\delta'$  相在合金基体中均匀分布。图 10 (c) 和 (d) 分别显示了  $\text{Al}_3\text{Li}$  相的高分辨图像和快速傅里叶变换 (FFT) 模式。可以发现,  $\text{Al}_3\text{Li}$  与 Al 基体完全相干,除了 Al 基质外,  $\text{Al}_3\text{Li}$  相在  $[110]_{\text{Al}}$  选区电子衍射模式中都有最亮的衍射

点,表明  $\delta'$  相是该合金的主要沉淀。这是因为  $\delta'$  相晶体结构为立方形,具有 L12 有序结构,与铝基体共格<sup>[1]</sup>。由于  $\delta'$  相具有较小的晶格错配常数 (0.18%) 和较低的界面能,因此使得相的热力学形成势垒很小,  $\delta'$  相在基体中均匀分布。

对合金中的析出相进一步观察时会发现,在合金晶界处会有元素发生团聚,如图 11 (a) 所示。在暗场

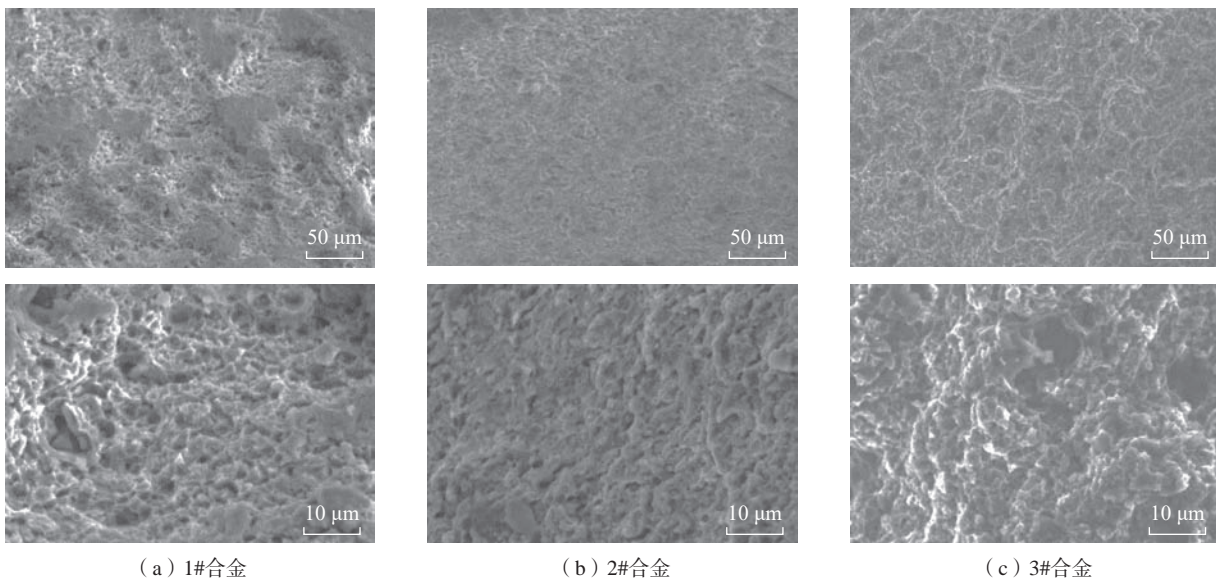


图 8 挤压态合金断口微观形貌

Fig.8 Microstructure of the fracture surface of extruded alloys

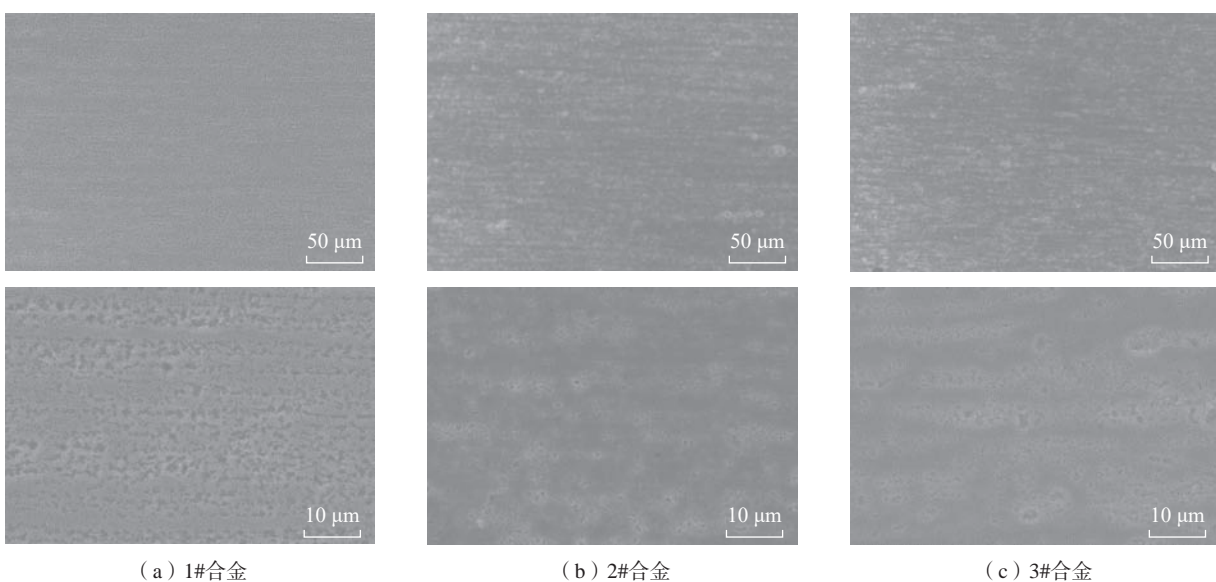
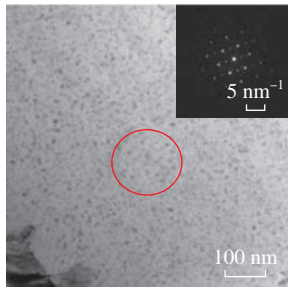


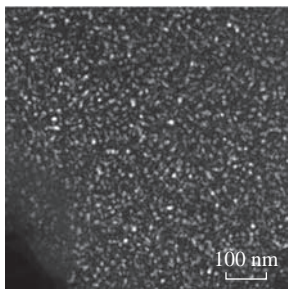
图 9 热处理态样品 SEM 图(挤压方向)

Fig.9 SEM images of heat treated samples (extrusion direction)

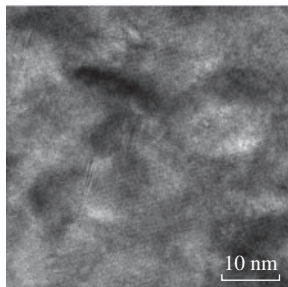
下进行观察,发现团聚部分更为明显,如图 11 (b) 所示。为了进一步测定晶界处沉淀的第二相,进行了 TEM-EDS 分析。图 11 (c)~(f) 显示了 3# 合金的 HAADF-STEM 图像和元素映射。在图 11 (e) 和 (f) 中,通过 EDS 扫描确定了位于晶界的团聚相为富 Mg 相。根据文献 [5],



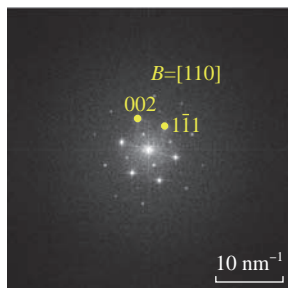
(a) 明场图像



(b) 暗场图像



(c) 高分辨图像



(d) 衍射斑

图 10 热处理态 3# 合金样品 TEM 图  
Fig.10 TEM images of heat treated 3# alloy sample

Al-Mg-Li 合金中 Mg 含量较高时会产生  $\text{Al}_2\text{MgLi}$  相,并且一般在合金晶界析出,因此可以确定合金中的相为  $\text{Al}_2\text{MgLi}$  相。

时效后,合金的力学性能大幅度增加,图 12 为经过 T6 热处理后不同 Mg/Li 比合金的应力-应变曲线图,表 4 为相对应合金的拉伸性能。从表 4 中可以观察到,在相同的热处理条件下,合金的抗拉强度、屈服强度随着 Mg/Li 比的增加而逐渐升高,延伸率先升高而后下降。其中当 Mg/Li 比为 2.5 时,合金的抗拉强度可达

532 MPa,屈服强度为 473 MPa,延伸率为 4.5%。抗拉强度的显著提高主要有两个方面的原因:(1)随着 Mg 含量的增加,固溶强化效果增强,合金抗拉强度提高;(2)Mg 元素的加入降低了合金中 Li 的固溶度,从而使合金中更多强化相  $\delta'$  相出现,提高了第二相强化的作用。

在 Al-Mg-Li 合金中,主要依靠合金中  $\delta'$  相对位错的阻碍作用提高合金的塑性变形抗力,使得合金的抗拉强度不断提高。而延伸率的降低主要是因为时效过程中,由于  $\delta'$

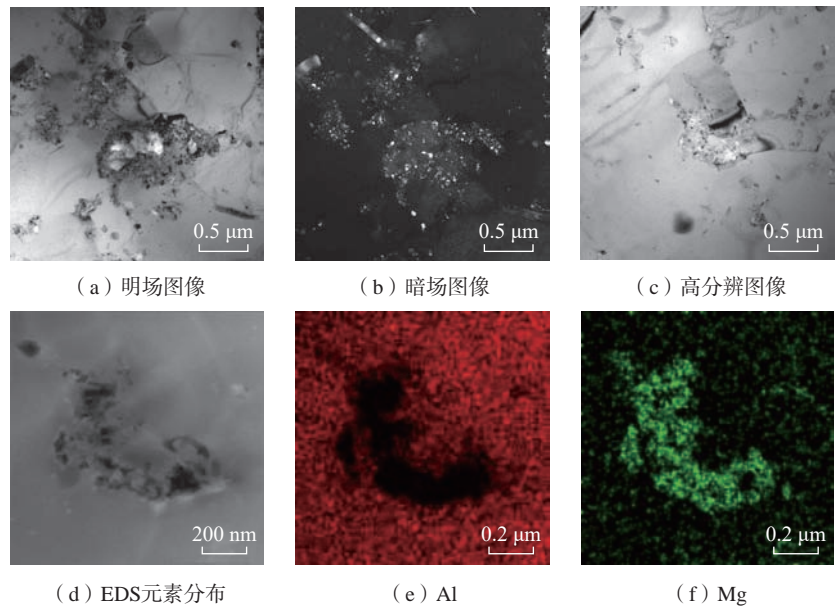


图 11 热处理态 3# 合金样品析出相 TEM 图

Fig.11 TEM images of precipitation phase of heat treatment 3# alloy sample

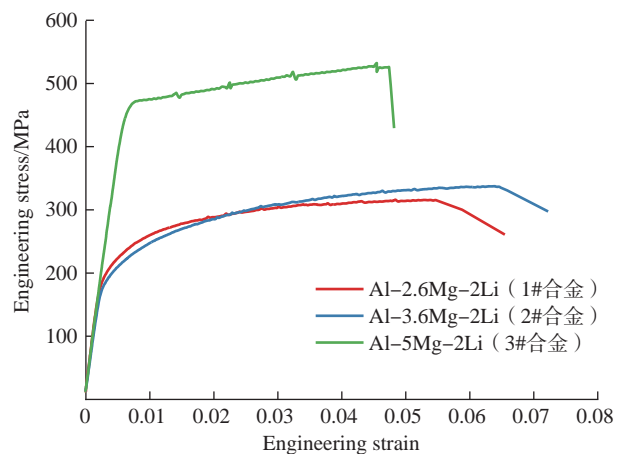


图 12 热处理态合金的应力-应变曲线

Fig.12 Stress-strain curves of heat treated alloys

相不断析出长大,位错在经过 $\delta'$ 相时会发生滑移现象,使得晶界位置产生应力集中,导致合金塑性下降。并且随着Mg/Li比的增加,T相大量析出,消耗了Li,导致晶界处的Mg和Li减少,晶界附近形成无沉淀析出带,降低了合金的塑性和韧性<sup>[6]</sup>。

图13为不同合金经过T6热处理后拉伸试样断口的微观形貌,其中1#合金热处理后的断口形貌表现出典型的沿晶断裂特征。此外,对合金

断口放大到更高倍下,可以观察到一些微小的空洞,这些空洞与晶界上孤立的次生相有关。一般来说,微孔作为裂纹引发剂,降低了应力面积,破坏了合金的晶界一致性。在拉伸试验中,由于应力的集中,微裂纹往往从这些最弱的位置开始萌生,然后传播并加速断裂。从2#合金断口可以观察到更多的孔洞。当Mg/Li比从1.8增加至2.5,合金中除了微小空隙外,还发现了一些细小裂缝,如图13

(c)所示,这些现象导致合金的塑性进一步降低,分析结果与拉伸试验测试结果相符合。

### 3 结论

(1)不同Mg/Li比对烧结态合金的晶体结构和相组成及烧结密度有着显著影响。在相同烧结条件下,随着Mg/Li比的增加,烧结态合金相对密度升高,Mg元素能起到促进烧结的效果。

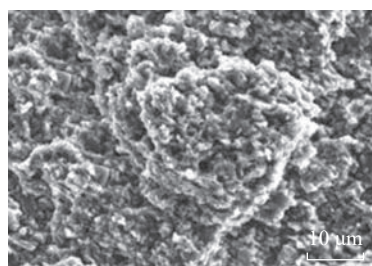
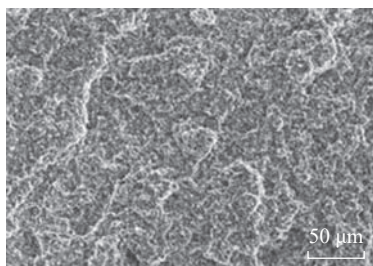
(2)对于挤压态Al-Mg-Li合金,随着Mg/Li比的增加,合金中含Mg析出相逐渐增多,并聚集在晶界附近。Al-Mg-Li合金的抗拉强度随合金中Mg/Li比的增加而逐渐升高,在Mg/Li比为2.5时,挤压态Al-Mg-Li合金的力学性能显著提高。Al-5Mg-2Li合金的抗拉强度达到407 MPa,屈服强度为267 MPa,延伸率为7.8%。

(3)T6热处理后的Al-Mg-Li合金的第二相主要由 $\delta'$ 相和T相构成, $\delta'$ 相为主要强化相,均匀弥散分布在铝基体中,T相在晶界处呈链状分布。Al-5Mg-2Li合金T6热处理后,抗拉强度和屈服强度显著提高,但延伸率有所下降,抗拉强度可达532 MPa,屈服强度为473 MPa,延伸率为4.5%。

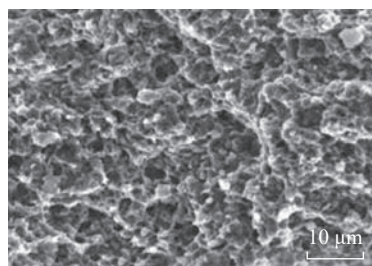
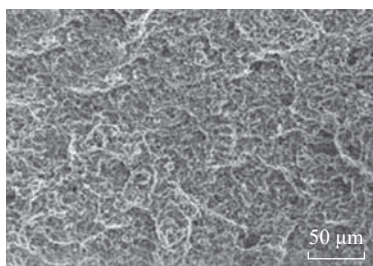
表4 T6热处理态合金的力学性能

Table 4 Mechanical properties of T6 heat treated alloys

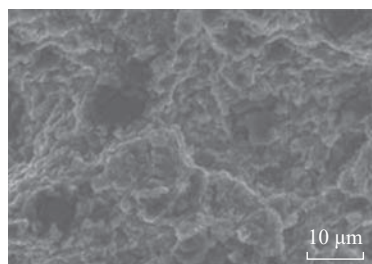
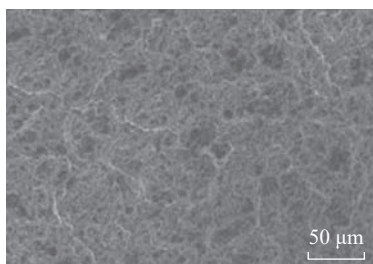
合金	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%
1#	316 ± 5.0	222 ± 2.5	5.3 ± 0.3
2#	340 ± 4.8	212 ± 7.0	6.4 ± 0.1
3#	532 ± 7.2	473 ± 3.4	4.5 ± 0.3



(a) 1#合金



(b) 2#合金



(c) 3#合金

图13 热处理态合金断口微观形貌

Fig.13 Microstructure of the fracture surface of heat treated alloys

### 参考文献

[1] ABD EL-ATY A, XU Y, GUO X Z, et al. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review[J]. Journal of Advanced Research, 2018, 10: 49-67.

[2] WANG Y, ZHANG S, WU R Z, et al. Concurrently improving uniform elongation and strength of ultrafine-grained Al-2Li alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 792: 139848.

[3] KIM J H, JEUN J H, CHUN H J, et al. Effect of precipitates on mechanical properties of AA2195[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 669: 187-198.

[4] DESCHAMPS A, SIGLI C, MOUREY T, et al. Experimental and modelling assessment of precipitation kinetics in an Al-Li-Mg alloy[J].

Acta Materialia, 2012, 60(5): 1917–1928.

[5] WU S S, LUO T, KOU Z D, et al. Unconventional structure evolution stabilizes the ultrahigh specific strength in a nanostructured Al–Mg–Li alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 860: 144282.

[6] 罗海云, 邝泉波, 王日初. 轻质Al–Mg–Li合金的微观组织与力学性能[J]. 有色金属科学与工程, 2019, 10(4): 66–71.

LUO Haiyun, KUANG Quanbo, WANG Richu. Microstructure and mechanical properties of spray deposited Al–Mg–Li alloy[J]. Nonferrous Metals Science and Engineering, 2019, 10(4): 66–71.

[7] LIU M W, ZHENG R X, LI J, et al. Achieving ultrahigh tensile strength of 1 GPa in a hierarchical nanostructured 2024 Al alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 788: 139576.

[8] QI M, CHEN C G, WEI J S, et al.

Superior mechanical properties and microstructural evolution of powder metallurgy 2195 Al–Li alloy subjected to hot extrusion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 962: 171184.

[9] MENDOZA-DUARTE J M, SAGARNAGA-FERNANDEZ M, MORENO-RESENDIZ E G, et al. Aluminum-lithium alloy prepared by a solid-state route applying an alternative fast sintering route based on induction heating[J]. Materials Letters, 2020, 263: 127178.

[10] 邱婷婷, 吴茂, 杜智渊, 等. 粉末冶金铝合金烧结致密化过程[J]. 工程科学学报, 2018, 40(9): 1075–1082.

QIU Tingting, WU Mao, DU Zhiyuan, et al. Sintering densification process of powder metallurgy aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Engineering, 2018, 40(9): 1075–1082.

[11] GUPTA S, TAUPIN V, FRESSENGEAS C, et al. Crystal plasticity modeling of the effects of crystal orientation and

grain-to-grain interactions on DSA-induced strain localization in Al–Li alloys[J]. Materialia, 2019, 8: 100467.

[12] SAMANTA S, SAHOO J R, MISHRA S. A robust phenomenological modeling framework based on cross-slip propensity factor for capturing the effect of dynamic strain aging on work hardening behavior of an Al–Mg alloy[J]. Acta Materialia, 2023, 254: 119014.

[13] CHEN C G, SUN C F, WANG W W, et al. Microstructure and mechanical properties of in situ TiB<sub>2</sub>/AlSi<sub>7</sub>Mg composite via powder metallurgy and hot extrusion[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 19: 1282–1292.

通讯作者: 陈存广, 副研究员, 博士, 研究方向为粉末冶金铝合金制备加工技术。

## Microstructure and Mechanical Properties of Powder Metallurgy Al–Mg–Li Alloys With Different Mg/Li Ratios

QI Miao<sup>1</sup>, CHEN Cunguang<sup>1,2</sup>, SUN Chunfang<sup>1,3</sup>, LI Xin<sup>1</sup>, YANG Fang<sup>1,2,4</sup>, LIU Qiyuan<sup>4</sup>,  
LIU Xinhua<sup>1</sup>, GUO Zhimeng<sup>1,2</sup>

(1. Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. Shunde Innovation School, University of Science and Technology Beijing, Foshan 528399, China;

3. Beijing General Automotive Research Institute, Beijing 101300, China;

4. Wuxi Paikexin New Materials Technology Co., Ltd., Wuxi 214161, China)

**[ABSTRACT]** Al–Mg–Li alloy was prepared using powder metallurgy and hot extrusion methods. The microstructure, fracture morphology and mechanical properties of the alloy were analyzed using metallographic microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, and a tensile testing machine. The effects of different Mg/Li ratios (1.3, 1.8, 2.5) on the microstructure and mechanical properties of the alloy in the sintered, extruded, and T6 heat-treated states were investigated. The results revealed that an increase in the Mg/Li ratio led to an increase in the relative density of the sintered alloy, indicating the promoting effect of Mg on the sintering process. For the extruded Al–Mg–Li alloy, as the Mg/Li ratio increased, the precipitation of Mg-containing phases gradually increased and clustered near the grain boundaries, resulting in improved mechanical properties, the tensile strength of which increased from 285 MPa to 407 MPa. After T6 heat treatment, the second phase in the Al–Mg–Li alloy mainly consisted of  $\delta'$  phase and T phase. The  $\delta'$  phase, as the main strengthening phase, was uniformly distributed in the aluminum matrix, while the T phase exhibited a chain-like distribution along the grain boundaries. Increasing the Mg/Li ratio enhanced the tensile strength and yield strength of the alloy, but it may lead to a decrease in elongation. For instance, the Al–5Mg–2Li alloy after T6 heat treatment exhibited a tensile strength of 532 MPa, a yield strength of 473 MPa, and an elongation of 4.5%.

**Keywords:** Al–Mg–Li alloys; Powder metallurgy; Mechanical properties; Hot extrusion; Microstructure

(责编 七七)

引文格式: 田晓生, 曹耀, 徐磊. Inconel 718合金粉末热等静压成形及其影响因素[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 68-76.

TIAN Xiaosheng, CAO Yao, XU Lei. Hot isostatic pressing and influencing factors of Inconel 718 alloy powder[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 68-76.

# Inconel 718合金粉末热等静压成形及其影响因素\*

田晓生<sup>1</sup>, 曹耀<sup>2</sup>, 徐磊<sup>1</sup>

(1. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016;

2. 北京航天动力研究所, 北京 100076)

**[摘要]** 采用无坩埚感应熔炼超声气体雾化法(Electrode induction melting gas atomization, EIGA)和真空惰性气体雾化法(Vacuum induction melting gas atomization, VIGA)制备 Inconel 718 预合金粉末, 随后采用热等静压工艺制备 Inconel 718 合金。研究制粉工艺、粉末粒度及包套结构对 Inconel 718 合金显微组织和力学性能的影响。研究表明, EIGA 粉末具有更好的球形度, 成形合金力学性能优于 VIGA 粉末; 综合考虑力学性能、得粉率等因素, 选择 15~106  $\mu\text{m}$  粒度范围的粉末作为热等静压用粉末; 包套壁厚的增加对作用在粉末上的有效应力产生屏蔽作用, 空腔体积变化对致密化过程影响较小; 粉末填充过程的长时间振动会导致粉末发生粒度偏析, 需要控制粉末填充过程的振动频率和振动时间。

**关键词:** Inconel 718 合金; 热等静压; 粉末粒度; 制粉工艺; 模具结构

**DOI:** 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.068



田晓生

助理研究员, 博士, 研究方向为粉末冶金高温合金。

Inconel 718 高温合金因其其在 -253~650  $^{\circ}\text{C}$  温度范围内具有优异的力学性能和良好的组织稳定性, 被用

来制造航空、航天发动机结构件<sup>[1-2]</sup>。采用精密铸造或锻造制备的 Inconel 718 构件广泛应用在先进航空航天发动机中, 但是部分构件的工作环境要求产品具有更优异的力学性能及优异的表面、内部质量, 从而对传统工艺提出更大的挑战。粉末冶金工艺采用的粉末颗粒是由微量液体快速凝固形成的, 成分偏析被限制在粉末颗粒尺寸 (<106  $\mu\text{m}$ ) 以内, 消除了常规铸造中的宏观偏析, 同时快速凝固后的粉末具有组织均匀和晶粒细小的突出优点, 可以显著提高合金的力学性能和热工艺性能。制备高性能粉末合金的工艺主要包括直接热等静压和热等静压 + 热加工两种<sup>[3]</sup>。直接热等静压是将金属粉末填充到目标零件相似的空腔包套内, 并进行除气封焊, 在高温高压下使粉末实

现致密化, 采用化学铣技术去除包套, 经过少量机加工和热处理获得目标零件的成形技术<sup>[4-5]</sup>。相比热等静压 + 热加工工艺, 直接热等静压具有工艺周期短、成本低、一步成形等优点。直接热等静压过程中, 粉末颗粒变形程度远小于热加工变形, 若粉末质量较差、热等静压工艺不当及包套屏蔽作用, 合金显微组织中可能出现原始颗粒边界 (Prior particle boundaries, PPBs) 等缺陷, 进而导致合金较低的延伸率<sup>[6-7]</sup>。因此, 有必要系统研究粉末冶金热等静压成形的影响因素, 从而制备出力学性能与锻件相当的粉末冶金高温合金。粉末热等静压近净成形技术制备粉末冶金 Inconel 718 合金的核心原材料是 Inconel 718 预合金粉末, 洁净高质量 Inconel 718 预合金粉末是该技

\* 基金项目: 国家科技重大专项 (J2019-VII-0005-0145); 稳定支持基础研究领域青年团队计划项目 (YSBR-025)。

术的根本保障。粉末的氧含量是评价粉末质量的一个重要指标,随着氧含量的降低,PPBs可以得到改善<sup>[8]</sup>。另一方面,粉末粒度分布同样是评价粉末质量的重要指标,显著影响粉末冶金钛合金和高温合金的显微组织和力学性能<sup>[9-11]</sup>。对热等静压工艺参数的研究,目前多集中在单一因素对粉末冶金高温合金显微组织和力学性能的影响<sup>[12-14]</sup>。研究结果表明,热等静压的温度影响最为显著,温度越高越有利于消除粉末高温合金中的PPBs,提高其综合力学性能。中国科学院金属研究所对Inconel 718热等静压工艺进行了系统的研究,提出了亚固相粉末热等静压工艺,可以有效抑制PPBs的产生,从而制备出与锻件力学性能相当的粉末Inconel 718合金<sup>[13]</sup>。采用热等静压工艺制备大尺寸复杂粉末冶金构件时,模具作为温度和压力传递到粉末的媒介,其设计和制备是至关重要的,不仅会影响热等静压致密化过程,而且对成形粉末冶金合金力学性能有显著影响。目前主要采用有限元模拟对包套屏蔽作用和致密化尺寸控制进行相关研究<sup>[15-17]</sup>,结果表明,包套屏蔽主要对粉末重排阶段影响最大,在热等静压早期阶段,包套厚度增加会推迟粉末致密化的开始时间,延缓粉末致密化的速率,导致合金最终致密化程度降低。中国科学院金属研究所前期通过有限元模拟和热等静压中

断试验发现,随着包套厚度的增加,包套对于钛合金粉末的屏蔽作用增强,导致粉末致密化过程滞后,产生孔隙缺陷,影响合金性能<sup>[18-21]</sup>。

本研究采用直接热等静压近净成形工艺对Inconel 718合金坯料成形。针对热等静压成形过程中的影响因素(制粉工艺、粉末粒度、包套结构等),探究其对合金显微组织和力学性能的影响,制备出尺寸和表面质量满足加工要求、综合力学性能接近锻件水平的Inconel 718粉末构件,从而解决复杂部件成形问题,为Inconel 718粉末合金在先进航天发动机上的应用奠定材料和成形工艺基础。

## 1 试验及方法

采用无坩埚感应熔炼超声气体雾化法(EIGA)和真空惰性气体雾化法(VIGA)制备Inconel 718预合金粉末。EIGA使用设备为真空雾化炉EG500,气体加热温度可达150℃,最高加热功率60 kW;VIGA的熔炼温度为1690℃,保温温度为1200℃。采用ICP 7300 DV光谱仪和TCH 600型氧氮氢分析仪对两种制粉工艺获得的预合金粉末的化学成分进行测试。预合金粉末粒度分布采用Partica LA-960V2激光散射粒径分布分析仪测试。采用扫描电子显微镜观察两种制粉工艺预合金粉末的形貌。

在RD(Z)-1-850型热等静压

炉中进行热等静压致密化过程,随后进行标准热处理(固溶处理+时效处理),热处理设备为粉末冶金KCTL-300高温热处理炉。采用TESCAN MIRA4型场发射扫描电镜表征热等静压坯料的显微组织。扫描试样制备方法:采用线切割切取热处理后10 mm×10 mm×5 mm的样品,进行镶嵌、机械磨抛后在氯化铁混合腐蚀液(35 g FeCl<sub>3</sub>、100 mL 盐酸、40 mL 乙醇、10 mL 氢氟酸和40 mL 去离子水)中腐蚀15 s左右。将标准热处理后的部分坯料机加工成直径5 mm、标距30 mm的M10拉伸样品,在CMT5305电子万能试验机测试室温拉伸性能,在SDGL 300/1100机器上测试650℃拉伸力学性能。其余坯料加工成10 mm×10 mm×55 mm(U型缺口深度为2 mm)长方体冲击试样,在SANS-ZBC2452-C冲击试验机上测试其冲击功KU2。

## 2 结果与讨论

### 2.1 制粉工艺对Inconel 718合金的影响

预合金粉末是热等静压工艺的原材料,其质量直接影响后续热等静压致密化过程和成形合金力学性能,表1为两种工艺制备的Inconel 718预合金粉末的化学、气体成分。两种预合金粉末化学、气体成分基本一致,其中氧含量作为评价粉末的重要指标,EIGA粉末氧质量分数为

表1 不同工艺制备Inconel 718预合金粉末的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of Inconel 718 pre-alloyed powders by different processes (mass fraction)

%

制粉工艺	C	Mn	Si	S	Cr	Mo	Co	Nb	Al
EIGA	0.055	0.04	0.16	0.0011	18.76	3.05	0.01	4.85	0.51
VIGA	0.041	0.03	0.12	0.0013	18.76	3.04	0.02	4.85	0.53
标准	≤0.08	≤0.35	≤0.35	≤0.015	17.0~21.0	2.80~3.30	≤1.00	4.75~5.50	0.2~0.8
制粉工艺	Ti	Fe	Ni	B	Cu	Mg	O	N	H
EIGA	0.91	余量	52.9	0.001	0.10	<0.001	0.014	0.014	<0.0010
VIGA	0.99	余量	53.4	0.001	0.10	<0.001	0.015	0.017	<0.0010
标准	0.65~1.15	余量	50.0~55.0	0.015	≤0.30	≤0.01	≤0.09	≤0.035	≤0.01

$140 \times 10^{-6}$ , VIGA 粉末氧质量分数为  $150 \times 10^{-6}$ , 两种制粉工艺粉末氧含量相差不大, 均满足标准要求。

粉末的粒度分布决定了振实密度、流动性等工艺性能, 直接影响粉末的填充均匀性及后续的热等静压致密化行为, 因此测试了两种制粉工艺制备的粉末粒度分布, 如图 1 所示。采用 150 目标准筛获得  $106 \mu\text{m}$  以下的粉末, 其中 EIGA 法制备的 Inconel 718 预合金粉末  $D_{50}$  为  $49 \mu\text{m}$ , VIGA 法制备的 Inconel 718 预合金粉末  $D_{50}$  为  $34 \mu\text{m}$ 。VIGA 法制备的预合金粉末  $D_{10}$ 、 $D_{50}$  及  $D_{90}$  均低于 EIGA 法制备的预合金粉末, 且 VIGA 粉末主要分布在  $0 \sim 50 \mu\text{m}$  粒度区间, 粉末占比超过 80%, 高于 EIGA 粉末, 该粒度分布有利于热等静压过程中粉末颗粒变形, 获得更高的致密度。但是粉末粒度的降低, 会显著降低粉末的流动性, 从而增加粉末装填的难度。两种工艺制备的粉末均呈现典型的正态分布, 这种粒度分布有助于包套中粉末的填充, 提高粉末振实密度, 进而促进热等静压过程中预合金粉末的致密化<sup>[22]</sup>。

粉末的表面状态同样会对粉末流动性、致密化过程产生影响, 因此有必要对其表面形貌进行观察, 如图 2 所示。两种工艺制备的 Inconel 718 预合金粉末基本呈球形, 形状不规则的粉末很少, 而且在多次观察下, 粉末中未发现陶瓷等夹杂。其中 EIGA 法制备的预合金粉末球形度更好, 表面质量更高, 只存在极少量的卫星球, 粉末表面存在等轴胞状晶; VIGA 法制备的预合金粉末同样球形度较好, 大量的卫星球附着在粉末表面, 尤其是在大颗粒粉末表面, 粉末表面存在发达的枝晶结构。在相同视野下观察, 可以看到 VIGA 粉末中细粉末的比例明显高于 EIGA 粉末, 该结果与图 1 粒度分布保持一致。在雾化过程中, 熔化的金属熔滴发生碰撞, 不同体积熔滴凝固速度不同, 小

体积熔滴优先凝固并附着在大颗粒粉末表面, 最终成为大颗粒粉末表面的卫星球。粉末颗粒表面的卫星球会在一定程度降低粉末的表面质量, 影响粉末的流动性和松装密度<sup>[23]</sup>。

采用相同的热等静压工艺<sup>[24]</sup>和相同的试验性包套 ( $\Phi 45 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ , 壁厚  $5 \text{ mm}$ ) 成形两种制粉工艺制备的预合金粉末的合金坯料 (EIGA 粉末成形的合金坯料简称为 E 合金, VIGA 粉末成形的合金坯料简称为 V 合金), 其显微组织如图 3 所示。E 合金坯料和 V 合金坯料的显微组织中均未观察到孔隙等缺陷, 表明粉末基本实现理论全致密。E 合金坯料晶界曲折, 呈锯齿状, 碳化物在晶内和晶界随机分布, 未观察到明显的 PPBs, 是一种类似锻造合金的组织。V 合金坯料显微组织中, 碳化物倾向于在晶界和 PPBs 聚集,

连接成网状结构。该合金坯料显微组织中可以观察到圆形或椭圆形的 PPBs, 表明在热等静压过程中粉末发生不完全变形, 保留了粉末形貌, 降低了粉末颗粒间的结合强度, 从而影响合金的性能。

为了评估两种制粉工艺对合金力学性能的影响, 测试了两种合金坯料 (E 合金和 V 合金) 室温、 $650 \text{ }^\circ\text{C}$  拉伸力学性能和室温冲击功, 如表 2 所示 (UTS 为抗拉强度; YS 为屈服强度; EL 为延伸率)。E 合金坯料和 V 合金坯料极限抗拉强度基本相当, 室温极限抗拉强度均高于  $1275 \text{ MPa}$ ,  $650 \text{ }^\circ\text{C}$  极限抗拉强度均高于  $1000 \text{ MPa}$ , 均与锻件相当。两种合金坯料的延伸率和室温冲击功存在显著差异, 其中 E 合金坯料延伸率显著优于 V 合金坯料, E 合金坯料室温和  $650 \text{ }^\circ\text{C}$  延伸率与锻件相当, 但

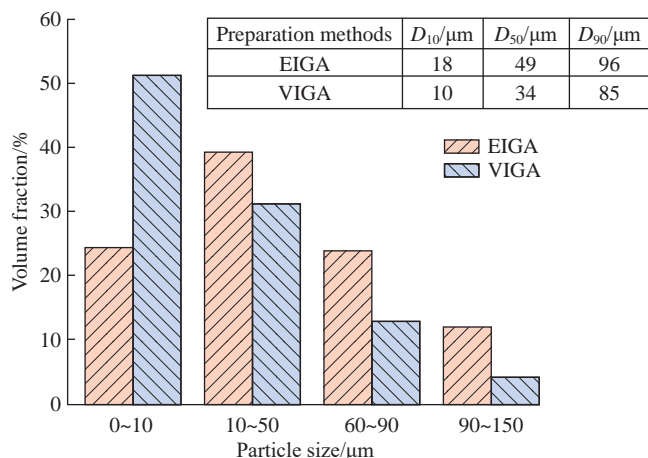
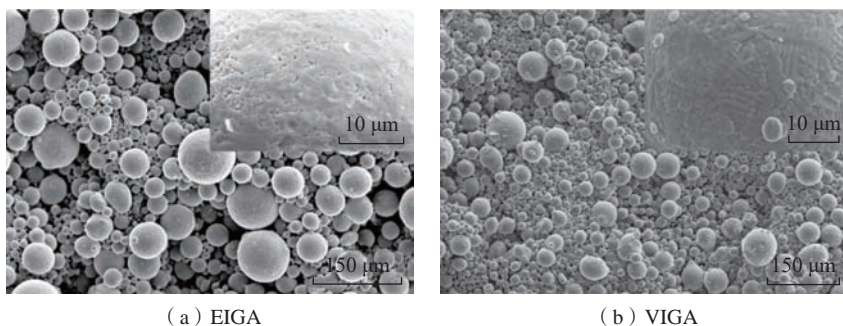


图 1 Inconel 718 预合金粉末粒度分布

Fig.1 Powder particle size distributions of Inconel 718 pre-alloy powders



(a) EIGA

(b) VIGA

图 2 Inconel 718 预合金粉末的 SEM 图像

Fig.2 SEM images of Inconel 718 pre-alloyed powders

V合金坯料650℃延伸率为7.5%，远低于12%。室温冲击性能是发动机部件的一个重要考核标准，E合金坯料室温冲击功为35J，与锻件相当；但V合金坯料冲击功仅为24J，显著低于锻件。通过图3可知，V合金坯料中存在明显的PPBs，阻碍了粉末塑性变形和颗粒间的结合，在受到外力作用时，成为合金中薄弱界面，率先开裂，从而显著降低合金的延伸率和室温冲击功。由于粉末质量与制粉过程及原材料具有直接的关系，目前就本试验选用的两批粉末，EIGA要明显优于VIGA，但是VIGA是一种低成本、高效制粉方式，需要进一步进行对比研究。

## 2.2 粉末粒度对 Inconel 718 合金性能的影响

粉末粒度会显著影响粉末填充过程、热等静压致密化过程、尺寸收缩变形等，因此有必要研究 Inconel 718 粉末粒度对合金力学性能的影响，结合得粉率等条件筛选出最优的粉末粒度范围。通过2.1节的研究，可知EIGA预合金粉末更适合作为粉末冶金热等静压的原材料，因此通过标准筛将EIGA预合金粉末筛分为 $P_1$  (15~53 μm)、 $P_2$  (53~106 μm)、 $P_3$  (106~250 μm)及广粒度 $P_4$  (15~106 μm) 4种粒度。4种粉末的粒度分布图和氧含量如图4所示，可以看到，4种粉末均呈典型的正态分布， $P_1$ ~ $P_4$ 粉末的 $D_{50}$ 分别为32 μm、78 μm、142 μm、49 μm。氧含量与粉末粒度具有一定的对应关系，其中 $P_1$ 粉末氧质量分数较高，为 $150 \times 10^{-6}$ ， $P_3$ 氧质量分数最低，为 $94 \times 10^{-6}$ 。该规律与钛合金粉末一致，粉末粒度越大，氧含量越低，粉末粒度越小，氧含量越高，主要是因为粉末颗粒越小，其表面积越大，更容易与空气中的水蒸气、氧等发生化学反应或物理吸附<sup>[11]</sup>。

为了评估不同粒度粉末成形合金的力学性能，对 $P_1$ ~ $P_4$ 粉末进行热等静压致密化，获得合金坯料命名

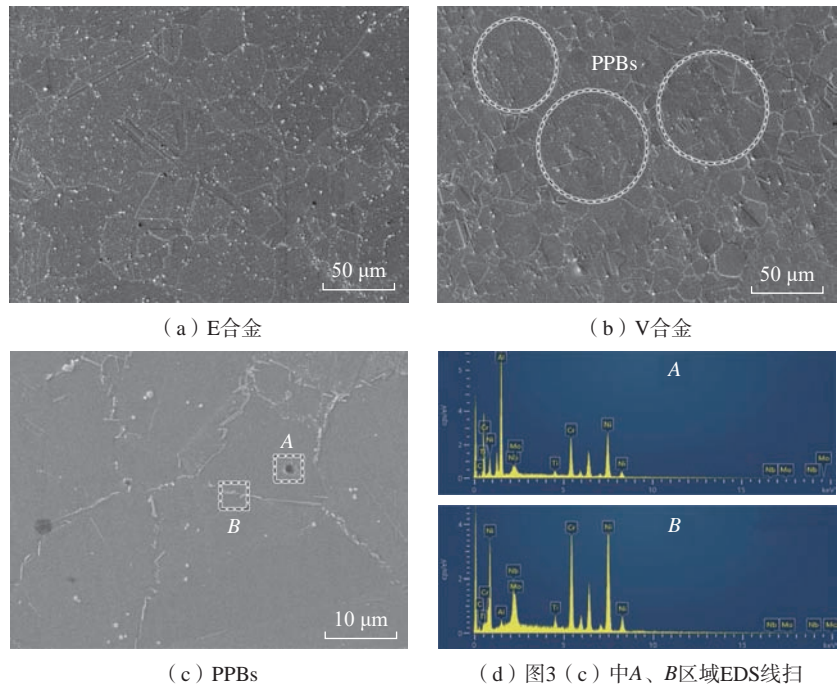


图3 不同制粉工艺粉末冶金 Inconel 718 合金显微组织

Fig.3 Microstructure of powder metallurgy Inconel 718 alloy with different powder processing techniques

表2 不同制粉工艺粉末冶金 Inconel 718 合金力学性能

Table 2 Mechanical properties of powder metallurgy Inconel 718 alloy with different powder processing techniques

合金	RT			650℃			冲击功 KU2/J
	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%	
E合金	1346	1035	17.5	1059	900	11.5	35
V合金	1369	1064	12.5	1081	922	7.5	24
锻件	≥1275	≥1030	≥12.0	≥1000	≥860	≥12.0	≥30

Powder	$D_{10}/\mu\text{m}$	$D_{50}/\mu\text{m}$	$D_{90}/\mu\text{m}$	Oxygen mass fraction/ $\times 10^{-6}$
$P_1$	15	32	59	150
$P_2$	57	78	107	100
$P_3$	103	142	196	94
$P_4$	18	49	96	140

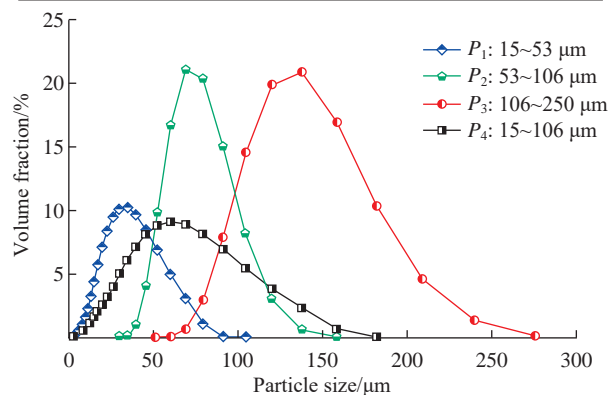


图4 Inconel 718 预合金粉末粒度分布

Fig.4 Powder particle size distributions of Inconel 718 pre-alloy powders

为  $A_1 \sim A_4$  合金,其显微组织如图 5 所示。结果显示,  $A_1$  合金和  $A_4$  合金的晶界呈锯齿状,块状碳化物在晶界或晶内随机分布,是一种与锻件类似的等轴组织。说明  $P_1$  和  $P_4$  两种粉末在热等静压过程中经过充分变形,粉末表面氧化层破碎,晶界发生迁移。经扩散蠕变后粉末颗粒间具有良好的结合强度,合金表现出优异的力学性能。 $A_2$  合金和  $A_3$  合金的显微组织主要由多边形构成,这说明在热等静压致密化过程,预合金粉末颗粒只发生了初步的塑性变形,颗粒间的塑性变形和扩散蠕变不够充分。相关研究表明,细粉末有利于消除 PPBs,促进再结晶,从而提高热塑性<sup>[9]</sup>。此外,粗粉末虽然发生了变形,但是表面的氧化层并没有破碎,因此多边形上分布着连续的碳化物,导致粉末颗粒间结合强度较低。

对  $A_1 \sim A_4$  合金坯料室温、650 °C 拉伸力学性能和室温冲击性能进行测试,结果如表 3 所示。4 种合金坯料室温下极限抗拉强度相差不大,为 1259~1311 MPa,与锻件相当。其中  $A_3$  合金坯料强度 (1259 MPa) 略低于其他 3 种合金坯料。随着粉末粒度的增加,合金坯料室温和 650 °C 延伸率均显著降低,其中  $A_3$  合金坯料室温和 650 °C 延伸率分别为 5.0% 和 1.5%,远低于锻件标准。 $A_1$  合金室温延伸率和 650 °C 延伸率分别为 22.5% 和 15.5%,与锻件相当。室温冲击功与延伸率具有相同的规律,随着粒度增加,冲击功逐渐降低,其中  $A_3$  合金坯料室温冲击功仅为 11 J,  $A_1$  合金坯料室温冲击功为 38 J。结合图 4,造成  $A_3$  合金坯料性能显著降低的原因是粉末颗粒尺寸增加,在粉末热等静压致密化过程,未发生完全变形,无法促进再结晶的发生,颗粒间结合强度低,受到外力作用,容易成为裂纹源,最终导致断裂。相关研究表明,小颗粒粉末有效接触总面积高于大颗粒粉末,因此承受更大的应力,在相同

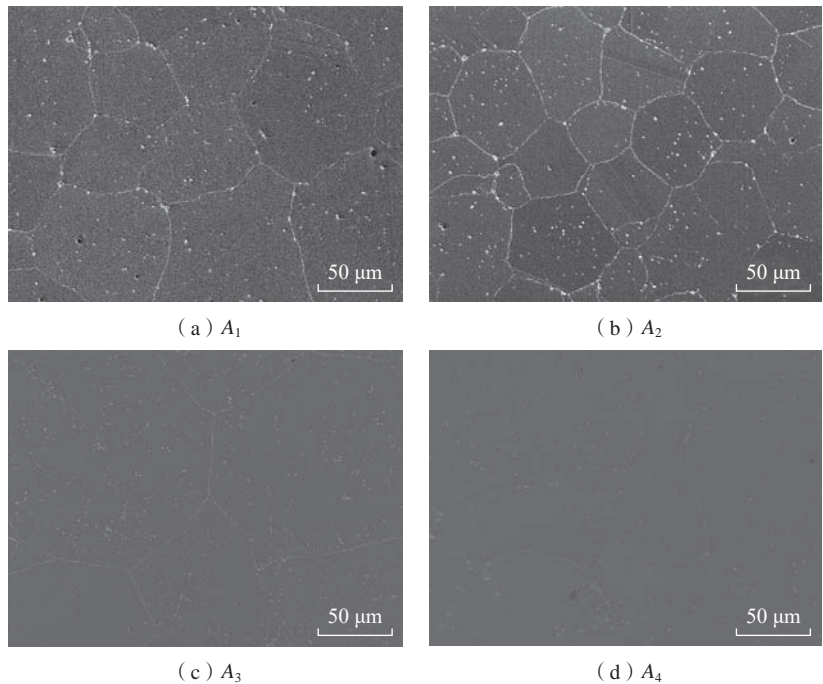


图 5 不同粒度粉末成形粉末冶金 Inconel 718 合金显微组织

Fig.5 Microstructure of powder metallurgy Inconel 718 alloy with different particle sizes

表 3 不同粒度粉末成形粉末冶金 Inconel 718 合金力学性能

Table 3 Mechanical properties of powder metallurgy Inconel 718 alloy with different particle sizes

合金	RT			650 °C			室温冲击功 KU2/J
	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%	
$A_1$	1294	1054	22.5	1075	889	15.5	38
$A_2$	1311	1051	17.0	1088	903	12.0	22
$A_3$	1259	1048	5.0	1024	887	1.5	11
$A_4$	1277	1035	22.5	1041	871	14.0	38
锻件	≥1275	≥1030	≥12.0	≥1000	≥860	≥12.0	≥30

热等静压条件下,发生更大程度的变形<sup>[25]</sup>。 $A_4$  合金坯料力学性能与  $A_1$  合金坯料相当,虽然 650 °C 延伸率略低于  $A_1$  合金,但考虑到得粉率和粉末流动性,热等静压用粉末优选 15~106 μm。

### 2.3 模具结构对粉末致密化过程的影响

对于大尺寸复杂构件,空腔体积必然增加,同时为了保证结构和热等静压过程的稳定性,模具壁厚需要做相应的增加。因此,在大尺寸复杂构件的热等静压致密化过程中,模具对粉末体的热力屏蔽是一个典型问题。热等静压制备粉末冶金 Inconel 718

合金过程中,多采用壁厚 2~5 mm 的圆柱形试验包套<sup>[26]</sup>。由于体积较小且结构简单,无法反映实际构件制备过程中空腔体积和包套壁厚变化带来的温度和应力差异对合金显微组织和力学性能的影响。因此,有必要研究包套壁厚和空腔体积变化对 Inconel 718 热等静压致密化过程的影响。

热等静压致密化是一个典型的热力耦合过程,采用传统试错的方法,费时费力、效率低下,研究成本较高。有限元模拟可以自由设置工艺参数,有效缩短研发周期,加快迭代

效率,及时修正改善工艺参数,降低原材料消耗,从而降低制造成本。本节采用 ABAQUS 软件,对 Inconel 718 预合金粉末在两种异形圆柱包套中的热等静压致密化过程进行有限元模拟,研究包套空腔体积变化和包套壁厚变化对粉末致密化过程的影响。包套的变形选取各向同性的弹塑性模型,塑性屈服条件为 Mises 屈服准则。粉末体的弹性过程同样采用各向同性规律,塑性屈服的模拟采用 ABAQUS 软件内嵌的 Porous metal plasticity 模型,该模型是以 Gurson<sup>[27]</sup> 提出的多孔金属塑性模型为基础,并经 Tvergaard 等<sup>[28-29]</sup> 修正,具体屈服方程为

$$\Phi = \left( \frac{q}{\sigma_y} \right)^2 + 2q_1 f \cosh \left( -\frac{3q_2 p}{2\sigma_y} \right) - (1 + q_3 f^2) = 0$$

式中, $q$  是 Mises 应力; $p$  是静水压力; $q_1$ 、 $q_2$  和  $q_3$  (其中  $q_3 = q_1^2$ ) 为材料参数,由 Tvergaard 引入。本次模拟中初始相对密度为 0.68 ( $f=0.32$ ),  $q_1$ 、 $q_2$  和  $q_3$  分别取 1.6、1 和 2.56; $f$  是孔隙率(孔隙体积占整个材料的比率); $\sigma_y$  是致密金属的屈服强度,该屈服强度为等效塑性应变  $\epsilon_m^p$  的函数。当  $f=0$  时,表示材料全致密,屈服准则退化到 Mises 屈服准则;当  $f=1$ ,表示材料均为孔隙,不具备加载应力的能力。本试验设计两种异形圆柱包套,并对模型进行网格划分,如图 6 所示。粉末体和包套均采用 CAX4T 单元,其中包套  $C_1$  和粉末体总单元数为 1100,包套  $C_2$  和粉末体总单元数为 2170,两种包套和粉末体的单元尺寸均约 3.5 mm。包套与粉末基体采用共节点的方式连接,忽略焊缝的影响,热等静压工艺通过添加应力载荷与温度边界条件的幅值曲线的方式引入模型,不考虑炉体内部温度的非均匀性,假设包套体各位置表面温度一致。

通过有限元模拟 Inconel 718 预合金粉末的致密化过程,对比 4 个代表性的时间节点(升温升压阶段;保

温保压 1.5 h;保温保压 2.5 h;热等静压结束)的相对密度云图来研究空腔体积变化和包套壁厚变化对致密化过程的影响。相对密度云图可以定性地反映异形圆柱包套在整个粉末致密化过程的密度分布情况,其中包套  $C_1$  热等静压致密化过程的相对云图如图 7 所示。结果显示,随着壁厚的增加,粉末的相对密度依次降低。中、下部包套壁厚增加,其屏蔽效应会导致中、下部分的粉末致密化进程相对滞后。当保温保压 2.5 h 致密化过程基本完成。上部和中部致密化过程基本完成,基本实现全致密;但是下部包套壁厚达到 50 mm,屏蔽效应显著,导致其相对密度低于 90%。

包套  $C_2$  热等静压致密化过程的相对云图如图 8 所示。由于包套壁厚相同,上、中、下部均为 6 mm,在热等静压过程,各部分致密化变化基本保持一致,同样在保温保压 2.5 h 时,基本完成致密化过程,最终致密化基本达到 97% 以上。对比图 7 可以看出,粉末体体积增加对于粉末致密化影响较小,但是包套壁厚的增加会产生屏蔽效应,使致密化过程滞后,最终相对密度较低。

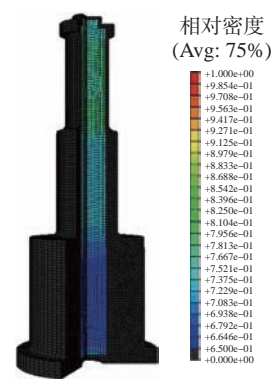
为了验证模拟结果,研究包套壁厚变化和空腔体积变化对粉末冶金 Inconel 718 合金力学性能的影响,制备了相同尺寸的异形圆柱包套,进行热等静压致密化,获得合金坯料,其中  $C_1$  包套成形合金定义为  $A_1$  合金,



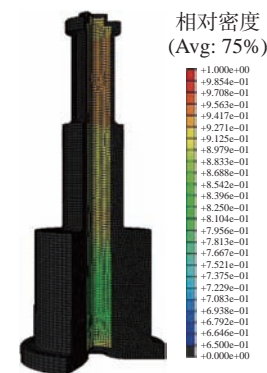
(a)  $C_1$ 包套和粉末体 (b)  $C_2$ 包套和粉末体

图 6 有限元网格划分

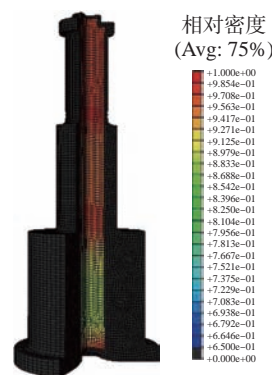
Fig.6 Finite element grid division



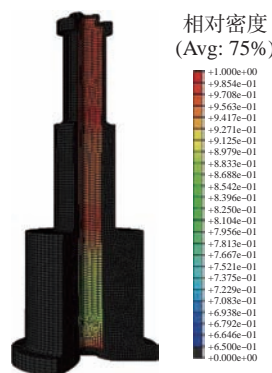
(a) 升温升压



(b) 保温保压 1.5 h



(c) 保温保压 2.5 h



(d) 热等静压结束

图 7 包套  $C_1$  热等静压致密化过程的相对云图

Fig.7 Cloud diagram of relative density for capsule  $C_1$

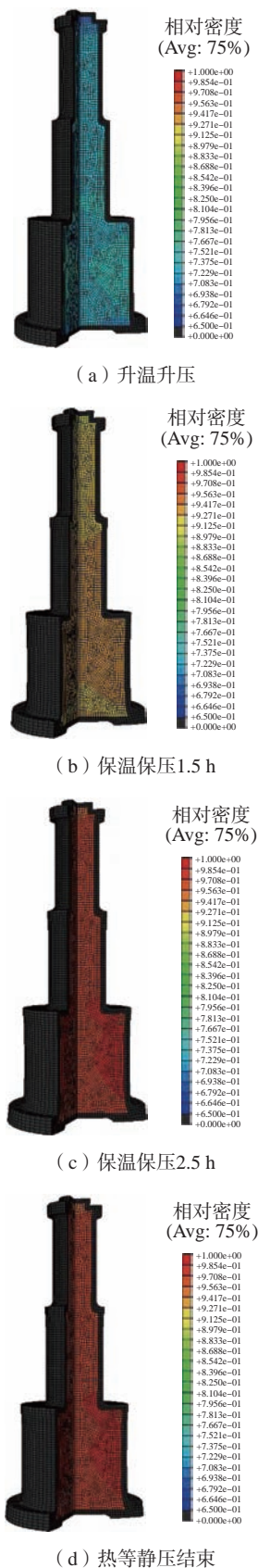


图8 包套C<sub>2</sub>热等静压致密化过程的相对云图  
Fig.8 Cloud diagram of relative density for capsule C<sub>2</sub>

C<sub>2</sub>包套成形合金定义为A<sub>2</sub>合金。两种异形圆柱包套成形合金坯料的室温、650℃拉伸力学性能如表4所示。在室温下,A<sub>1</sub>合金和A<sub>2</sub>合金不同部位的断裂强度均大于1275 MPa,与锻件相当;在650℃下,A<sub>1</sub>合金和A<sub>2</sub>合金不同部位的断裂强度和屈服强度分别大于1000 MPa和860 MPa,与锻件相当。以上结果说明,包套壁厚和空腔体积变化对粉末冶金Inconel 718合金强度影响较小。A<sub>1</sub>合金各部分的室温延伸率约为12%,650℃延伸率约为7.5%,低于锻件标准。对于A<sub>2</sub>合金上部室温延伸率和650℃延伸率分别为15%和7.0%,650℃延伸率低于锻件标准。但是A<sub>2</sub>合金中部和下部室温延伸率远高于12%,650℃延伸率也达到锻件标准。

值得注意的是,包套C<sub>1</sub>(体积相同,壁厚不同)上部、中部和下部的壁厚不同,但每个部分的力学性能基本一致,这与上述模拟结果不一致。对于包套C<sub>2</sub>(体积不同,壁厚相同),在热等静压过程中,压力通过粉末颗粒的接触传递<sup>[30]</sup>。因此,粉末体积的增加必然会增加整个转移过程的难度。然而,随着粉末体积的增加,合金的力学性能更加优异。两种异形圆柱包套相比于试验性包套,高度和装粉量明显增加,为达到与试验性包套相同的振实密度,在粉末装填过程

采用了更长的填充时间和更大的振动频率。Inconel 718预合金粉末采用的是15~106 μm的全粒度粉末,具有典型的正态分布,其中粗粉末松散堆积,颗粒间间隙较大,在振动过程,细粉末颗粒填充到粗粉末堆积的间隙中。相较细粉末,粗粉末具有更好的流动性,在振动过程容易移动到包套上部,这种现象叫作“粒度偏析”<sup>[31-33]</sup>,如图9所示。

热等静压粉末颗粒变形过程中,细粉末发生的塑性应变是粗粉末的5~7倍<sup>[25,34]</sup>。因此,不同尺寸的粉末在致密化过程中变形程度不同,进而影响粉末之间的结合强度。在热等静压过程中,包套下部由于壁厚增加,对应力具有一定的屏蔽作用,但是有效应力可以满足细粉末发生完全变形;包套上部壁厚虽然仅为6 mm,但是由于粗粉末比例增加,在热等静压过程中粉末变形不充分,从而产生大量PPBs。包套C<sub>2</sub>(壁厚相同,体积不同)同样在振动过程发生粒度偏析,由于没有包套壁厚的屏蔽影响,A<sub>2</sub>合金的室温和高温延伸率中部和下部要显著优于上部。其中,下部综合性能最优,正是因为细粉末比例增加,在热等静压致密化过程,细粉末承受更大的有效应力,优先发生塑性变形,破碎粉末表面的氧化层,从而促进晶界的迁移和颗粒间结合。

综上所述,选用15~106 μm的

表4 异形包套成形粉末冶金Inconel 718合金力学性能

Table 4 Mechanical properties of shaped envelope forming powder metallurgy Inconel 718 alloy

合金	RT			650℃		
	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%
A <sub>1</sub> -上	1355	1043	12.0	1123	899	7.5
A <sub>1</sub> -中	1343	1030	11.5	1117	896	8.5
A <sub>1</sub> -下	1354	1009	13.5	1122	909	8.5
A <sub>2</sub> -上	1363	1061	15.0	1107	893	7.0
A <sub>2</sub> -中	1336	1031	22.0	1093	876	12.0
A <sub>2</sub> -下	1327	1034	22.5	1089	872	12.0
锻件	≥1275	≥1030	≥12.0	≥1000	≥860	≥12.0

EIGA 粉末, 控制振动时间和频率, 最终制备出力学性能与锻件相当的 Inconel 718 大尺寸粉末冶金构件, 如图 10 所示。

### 3 结论

(1) 相较 VIGA 粉末, EIGA 粉末球形度更好, 表面质量更好, EIGA 粉末成形合金坯料显微组织为类似锻件的等轴组织, 力学性能与锻件相当, 优选 EIGA 法作为粉末冶金制粉工艺。

(2) 广粒度的粉末 ( $P_4: 15\sim 106\ \mu\text{m}$ ) 具有更好的流动性, 有利于粉末装填; 更好的堆积性, 有利于致密化过程。结合得粉率、流动性及力学性能, 热等静压用预合金粉末粒度优选  $15\sim 106\ \mu\text{m}$ 。

(3) 包套壁厚增加会对粉末冶金高温合金产生屏蔽效应, 导致合金中产生原始颗粒边界, 合金力学性能降低; 空腔体积变化对合金力学性能影响较小。

(4) 粉末冶金高温合金坯料力学性能影响因素重要性依次为热等静压工艺、粉末粒度、包套壁厚 / 空腔体积。

### 参考文献

[1] CHAMANFAR A, SARRAT L, JAHAZI M, et al. Microstructural characteristics of forged and heat treated Inconel-718 disks[J]. *Materials & Design* (1980–2015), 2013, 52: 791–800.

[2] YEH A C, LU K W, KUO C M, et al. Effect of serrated grain boundaries on the creep property of Inconel 718 superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 530: 525–529.

[3] CHANG L T, SUN W R, CUI Y Y, et al. Microstructure, tensile properties, and hot-working characteristics of a hot isostatic-pressed powder metallurgy superalloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, 48(3): 1273–1287.

[4] 徐磊, 郭瑞鹏, 吴杰, 等. 钛合金粉末热等静压近净成形研究进展[J]. *金属学报*, 2018, 54(11): 1537–1552.

XU Lei, GUO Ruipeng, WU Jie, et al. Progress in hot isostatic pressing technology of titanium alloy powder[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(11): 1537–1552.

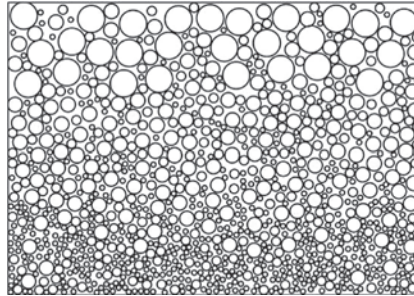


图 9 粒度偏析原理图

Fig.9 Schematic diagram of particle size segregation

[5] RAISSON G, GUÉDOU J Y, GUICHARD D, et al. Production of net-shape static parts by direct HIPing of nickel base superalloy prealloyed powders[J]. *Advanced Materials Research*, 2011, 278: 277–282.

[6] TAN L M, LI Y P, LIU C Z, et al. The evolution history of superalloy powders during hot consolidation and plastic deformation[J]. *Materials Characterization*, 2018, 140: 30–38.

[7] LIN J B Q. Review and analysis of powder prior boundary (PPB) formation in powder metallurgy processes for nickel-based super alloys[J]. *Journal of Powder Metallurgy & Mining*, 2015, 4(1): 23–45.

[8] IRUKUVARGHULA S, HASSANIN H, CAYRON C, et al. Effect of powder characteristics and oxygen content on modifications to the microstructural topology during hot isostatic pressing of an austenitic steel[J]. *Acta Materialia*, 2019, 172: 6–17.

[9] MACDONALD J E, KHAN R H U, ARISTIZABAL M, et al. Influence of powder characteristics on the microstructure and mechanical properties of HIPped CM247LC Ni superalloy[J]. *Materials & Design*, 2019, 174: 107796.

[10] ZHENG R X, LI G D, ZHANG Z, et al. Manipulating the powder size to achieve enhanced strength and ductility in harmonic structured Al alloy[J]. *Materials Research Letters*, 2019, 7(6): 217–224.

[11] LU Z G, WU J, XU L, et al. Powder size influence on tensile properties and porosity for PM  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  alloy prepared by hot isostatic pressing[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2019, 32(11): 1329–1336.

[12] WANG G, LANG L H, YU W J, et al. Influences of hot-isostatic-pressing temperature on the microstructure, tensile properties and tensile fracture mode of 2A12 powder compact[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2016,



图 10 粉末冶金 Inconel 718 大尺寸结构件

Fig.10 Powder metallurgy Inconel 718 large component

29(10): 963–974.

[13] CHANG L T, SUN W R, CUI Y Y, et al. Preparation of hot-isostatic-pressed powder metallurgy superalloy Inconel 718 free of prior particle boundaries[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 682: 341–344.

[14] RAO G A, SRINIVAS M, SARMA D S. Influence of modified processing on structure and properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 418(1–2): 282–291.

[15] DENG Y, ZHANG J L, KALETSCH A, et al. Modelling and simulation of densification and  $\sigma$ -phase precipitation in PM duplex steel AISI 318LN during hot isostatic pressing[J]. *Materials Today Communications*, 2021, 29: 102901.

[16] WANG G, LANG L H, HUANG X N, et al. The shielding effect of capsule in the process of hot isostatic pressing (HIP)[C]//2016 13th International Bhurban Conference on Applied Sciences and Technology (IBCAST). Piscataway, NJ: IEEE, 2016: 39–47.

[17] QU Z H, ZHANG P X, LIANG S J, et al. Deformation behavior of superalloy powder compact under hot isostatic pressing[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2020, 22(11): 2000534.

[18] 吴杰, 徐磊, 郭瑞鹏, 等. 粉末冶金 Ti–47Al–2Cr–2Nb–0.15B 合金的制备及力学性能影响因素[J]. *材料研究学报*, 2015, 29(2): 127–134.

WU Jie, XU Lei, GUO Ruipeng, et al. Preparation of  $\gamma$ -Ti Al alloy from powder metallurgy route and analysis of the influence factors of mechanical properties[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2015, 29(2): 127–134.

[19] 郭军. Ti–5Al–2.5Sn ELI 预合金粉末热等静压致密化行为研究[D]. 北京: 中国科学院研究生院, 2011.

WU Jun. Study on densification behavior of Ti–5Al–2.5Sn ELI prealloyed powder by hot isostatic pressing[D]. Beijing: Graduate University

- of Chinese Academy of Sciences, 2011.
- [20] 程文祥. Ti-5Al-2.5Sn ELI预合金粉末热等静压致密化行为与有限元模拟研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2013.
- CHENG Wenxiang. Hot isostatic pressing densification behavior and finite element simulation of Ti-5Al-2.5Sn ELI prealloyed powder[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2013.
- [21] 郭瑞鹏, 徐磊, 柏春光, 等. 包套设计对典型粉末钛合金拉伸性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(8): 2050-2056.
- GUO Ruipeng, XU Lei, BAI Chunguang, et al. Effects of can design on tensile properties of typical powder metallurgy titanium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(8): 2050-2056.
- [22] GUO R P, XU L, ZONG B Y, et al. Preparation and ring rolling processing of large size Ti-6Al-4V powder compact[J]. Materials & Design, 2016, 99: 341-348.
- [23] BAER D R, MERZ M D. Differences in oxides on large-and small-grained 304 stainless steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1980, 11(12): 1973-1980.
- [24] 常立涛. 洁净高温合金粉末的制备及其热等静压工艺研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2014.
- CHANG Litao. Preparation of clean superalloy powder and its hot isostatic pressing process[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2014.
- [25] NAIR S V, TIEN J K. Densification mechanism maps for hot isostatic pressing (HIP) of unequal sized particles[J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18(1): 97-107.
- [26] RAO G A, SRINIVAS M, SARMA D S. Effect of solution treatment temperature on microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel<sup>®</sup> 718[J]. Materials Science and Technology, 2004, 20(9): 1161-1170.
- [27] GURSON A L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I—Yield criteria and flow rules for porous ductile media[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1977, 99(1): 2-15.
- [28] TVERGAARD V. On localization in ductile materials containing spherical voids[J]. International Journal of Fracture, 1982, 18(4): 237-252.
- [29] TVERGAARD V, NEEDLEMAN A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar[J]. Acta Metallurgica, 1984, 32(1): 157-169.
- [30] ARZT E, ASHBY M F, EASTERLING K E. Practical applications of hot isostatic pressing diagrams: Four case studies[J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14(1): 211-221.
- [31] 程文祥, 徐磊, 雷家峰, 等. 粉末粒度偏析对Ti-5Al-2.5Sn ELI粉末合金拉伸性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(2): 362-369.
- CHENG Wenxiang, XU Lei, LEI Jiafeng, et al. Effects of powder size segregation on tensile properties of Ti-5Al-2.5Sn ELI alloy powder[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(2): 362-369.
- [32] 范尚武, 徐永东, 张立同, 等. 振动频率和振动时间对粉料填充密度的影响[J]. 耐火材料, 2005, 39(2): 123-125, 129.
- FAN Shangwu, XU Yongdong, ZHANG Litong, et al. Effects of vibration frequency and time on packed density of powder[J]. Refractories, 2005, 39(2): 123-125, 129.
- [33] TIAN X S, WU J, LU Z G, et al. Effect of powder size segregation on the mechanical properties of hot isostatic pressing Inconel 718 alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 21: 84-96.
- [34] KISSINGER R D, NAIR S V, TIEN J K. Influence of powder particle size distribution and pressure on the kinetics of hot isostatic pressing (HIP) consolidation of P/M superalloy rene 95[C]//Superalloys 1984 (Fifth International Symposium). Paris, 1984: 285-294.

通讯作者: 徐磊, 研究员, 博士, 研究方向为粉末近净成形技术。

## Hot Isostatic Pressing and Influencing Factors of Inconel 718 Alloy Powder

TIAN Xiaosheng<sup>1</sup>, CAO Yao<sup>2</sup>, XU Lei<sup>1</sup>

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. Beijing Aerospace Propulsion Institute, Beijing 100076, China)

**[ABSTRACT]** Inconel 718 pre-alloy powder was prepared using the electrode induction melting gas atomization (EIGA) and vacuum induction melting gas atomization (VIGA) methods. Inconel 718 alloy was prepared using hot isostatic pressing (HIP). The effects of milling process, powder particle size, and capsule structure on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 alloy were studied. The results show that EIGA powder has better sphericity, and the mechanical properties of the forming alloy are better than those of VIGA powder. Considering the mechanical properties, powder yield and other factors, the powder with particle size range of 15–106 μm was selected as the hot isostatic pressing powder. The wall thickness of the capsule has a shielding effect on the effective stress acting on the powder. The change of cavity volume has little effect on the densification process. Long term vibration during the powder filling process can lead to particle size segregation, and it is necessary to control the vibration frequency and time during the powder filling process.

**Keywords:** Inconel 718 alloy; Hot isostatic pressing; Powder particle size; Powder preparing process; Capsule structure

(责编 七七)

# 2024（第四届） 国际有色金属新材料大会

主办单位：中国有色金属学会

2024年11月22-24日 郑州

引文格式: 张琦, 蒋昌健, 韩嘉威, 等. 基于GRU神经网络和遗传算法的飞机装配站位物料配置方案优化[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 78-82, 92.

ZHANG Qi, JIANG Changjian, HAN Jiawei, et al. Material configuration optimization method based on GRU neural network and genetic algorithm in aircraft assembly stations[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 78-82, 92.

# 基于GRU神经网络和遗传算法的飞机装配站位物料配置方案优化\*

张琦<sup>1</sup>, 蒋昌健<sup>2</sup>, 韩嘉威<sup>1</sup>, 刘金炜<sup>1</sup>

(1. 中航西飞民用飞机有限责任公司, 西安 710089;

2. 西北工业大学, 西安 710072)

[摘要] 装配站位是飞机装配线基础管理单元, 由于飞机装配作业过程繁杂并存在大量随机扰动, 其管理者需要根据不断变化的工况频繁对在装架次的物料配置方案进行优化。为此, 提出一种基于门控循环单元(Gated recurrent unit, GRU)神经网络和遗传算法的优化方法。为了克服离散事件仿真在评估效率方面的局限性, 以仿真历史数据为学习样本, 采用GRU神经网络构建物料配置方案评估仿真代理模型, 模型以物料配置方案为输入, 以在装架次预计完工时间和关键物料平均滞留时间为输出。将仿真代理模型作为目标函数评估模型与遗传算法相结合, 实现物料配置方案全局优化。仿真验证结果表明, 基于GRU神经网络的仿真代理模型能够准确、高效地评估物料配置方案, 输出的优化方案能够有效缩短在装架次的预计完工时间和关键物料平均滞留时间。

关键词: 装配站位; 物料配置方案; 离散事件仿真; GRU神经网络; 遗传算法

## Material Configuration Optimization Method Based on GRU Neural Network and Genetic Algorithm in Aircraft Assembly Stations

ZHANG Qi<sup>1</sup>, JIANG Changjian<sup>2</sup>, HAN Jiawei<sup>1</sup>, LIU Jinwei<sup>1</sup>

(1. AVIC XAC Commercial Aircraft Co., Ltd., Xi'an 710089, China;

2. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

[ABSTRACT] The assembly station is the basic management unit of the aircraft assembly line. Due to the complicated process of aircraft assembly and a large number of random disturbances, its managers need to frequently optimize the material configuration of the aircraft being processed. To this end, an optimization method based on the gated recurrent unit (GRU) neural network and genetic algorithm was proposed. In order to overcome the limitation of discrete event simulation in terms of efficiency, a simulation agent model of material configuration evaluation based on GRU neural network was constructed by taking the simulation historical data as the learning sample. The model took the material configuration as the input, and took the estimated completion time and the average residence time of key materials as the output. The simulation agent model was combined with the genetic algorithm as the objective function evaluation model to realize the global optimization of the material configuration. The simulation verification results show that the simulation agent model based on GRU neural network can accurately and efficiently evaluate the material configuration, and the output optimization configuration can effectively shorten the estimated completion time and average residence time.

Keywords: Assembly station; Material configuration; Discrete event simulation; GRU neural network; Genetic algorithm

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.078

\* 基金项目: 国家重点研发计划(2019YFB1707501)。

飞机装配具有过程复杂、工作量大、周期长等特点<sup>[1]</sup>,作为飞机制造的最后环节,其生产效率直接影响整架飞机的生产制造能力<sup>[2]</sup>。目前,飞机装配普遍以装配站位为基础管理单元。在各站位内以飞机架次为标签来跟踪与控制产品的生产状态<sup>[3]</sup>。对于稳定运行的装配站位,其生产布局、工艺结构与资源配置都相对固定,不同架次之间的主要差异体现在规定的交付时间和关键物料配置方案两方面,其中物料配置方案指架次开铆所需关键零部件送达站位的时间集合。由于飞机装配作业过程繁杂并存在大量随机扰动,工期超前或滞后现象频发,造成下游站位对于本站位特定架次的规定交付时间呈现较为严重的波动性。与此同时,由于部分飞机零部件具有外形庞大、不易存储的特点,装配现场尽量避免关键物料在站边滞留,从而减少相应的仓储成本。因此,现场管理者需要频繁地依据不断变化的交付要求对在装架次关键物料配置方案进行优化;再依据优化结果对上游站位或外部供应商提出明确的物料交付要求。综上所述,飞机装配站位亟须一种基于当前架次生产条件,快速又准确的关键物料配置方案优化手段。此外,如今新一代信息技术在装配现场的广泛应用<sup>[4]</sup>及先进智能算法的持续发展,为开发智能化的装配管理与优化方法提供了更加理想的研究环境。

要实现飞机装配站位物料配置优化,首先需要解决在装架次生产状态评估问题。可靠的评估结果是引导优化算法对物料配置方案迭代寻优的基础。由于飞机装配作业涉及的工艺、资源和物流等要素繁多,各要素之间的相互作用复杂,解析各类输入要素与在装架次进度、仓储成本等性能指标之间的量化关联非常困难,研究人员一直难以构造相对准确且可解释性强的因果分析模型。相较而言,离散事件仿真既能有效刻画各类随机特性,又能全面覆盖制造系统内关键生产要素,被认为是目前复杂系统性能分析的一种可靠手段<sup>[5]</sup>,广泛应用于飞机装配生产线<sup>[6]</sup>。但是,离散事件建模过程专业性要求高,模型参数定义和赋值过程复杂,造成模型参数更新与运行需要占用大量资源并相当耗时<sup>[7]</sup>,因此该类建模分析方法虽然在装配现场被广泛用于准确评估装配状态,但是在效率上无法应用于有大量候选物料配置方案的优化场景。

为了提高复杂制造系统中仿真评估的效率,一些学者提出基于仿真数据来构建仿真代理模型,从而简化表达特定输入参数与系统性能指标之间量化关系。其中,神经网络凭借其优良的泛化和非线性映射等能力被广泛用于生产参数配置代理建模,并表现出可靠的评估准确性<sup>[8]</sup>。然而与其他生产参数配置方案不同,飞机装配站位内各关键物料的配置时间按照架次开铆顺序

有着明确的先后顺序关联,而一般的全连接反向传播神经网络(BP neural network, BPNN)由于其结构的限制,往往只能单独处理离散输入,即任意两个输入前后毫无关联,难以学习输入参数之间的序列信息<sup>[9]</sup>。因此,本文采用在时序分析领域广泛使用,具备序列输入分析能力的循环神经网络(Recurrent neural network, RNN)来构建装配站位物料配置方案的仿真评估代理模型。为了进一步提高模型的评估效果,基于门控循环单元(Gated recurrent unit, GRU)改进RNN的仿真代理模型(GRU仿真代理模型)。在构建仿真代理模型的基础上,将其作为目标函数评估模型,与遗传算法相结合实现物料配置方案的全局迭代优化。最后,采用离散事件仿真平台验证算法输出的最优方案。

## 1 优化方法框架

考虑到离散事件仿真分析的可靠性与局限性,构建了包含了离散事件仿真、面向架次状态评估的仿真代理模型、物料配置方案全局优化算法的集成优化框架,如图1所示。首先,从现场积累的大量仿真历史数据中采集并整理出用于仿真代理模型训练和测试的学习样本。然后,考虑装配现场对于关键物料配置优化的关注重点,选取在装架次预计完工时间和关键物料平均滞留时间作为评估输出指标,由此基于仿真样本数据构建两个仿真代理模型来分别评估上述两个性能指标。采用启发式优化算法来实现物料配置方案的全局寻优,在优化过程中将构建的两个仿真代理模型作为所有备选方案的目标函数评估模型,同时保证了对所有方案评估的准确性与效率。最后,为了充分保证输出方案的可靠性,将优化算法输出的最优方案再代入到离散事件仿真平台进行验证,将验证通过的优化方案反馈至装配现场,为管理者提供建议与参考。

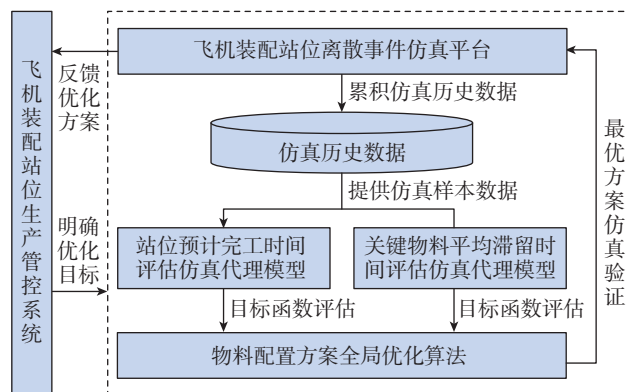


图1 飞机装配站位关键物料配置方案优化框架

Fig.1 Optimization framework of key material configuration for aircraft assembly station

## 2 基于 GRU 改进循环神经网络的仿真代理建模

本文所要构建的关键物料配置方案仿真评估代理模型以关键物料配置方案为输入,其中关键物料可以根据现场对于物料短缺历史情况的调查,以及现场人员的经验来选取。基于站位内作业网络顺序结构,将各关键物料按照架次开铆顺序依次排列,形成一维数组的形式,即

$$MR=(mt_{id_1}^1, mt_{id_2}^2, \dots, mt_{id_t}^t, \dots, mt_{id_T}^T) \quad (1)$$

式中, MR 表示一个装配站位的关键物料配置方案;  $mt_{id_t}^t$  表示编号为  $id_t$  (使用  $id_t$  来映射所选的各项关键物料在管控系统中编号) 的物料计划配置到该站位的时间与架次开工时间的差值,其中,  $t$  表示该关键物料在当前配置方案中的排序;  $T$  表示该配置方案中所选取的关键物料总数。

根据上文分析,选取了在装架次预计完工时间  $E_t$  和关键物料平均滞留时间  $R_t$  两个性能指标作为仿真代理模型的输出。构建两个仿真代理模型分别输出这两个指标,使两个模型的网络结构和权重参数能够分别契合两个指标与物料配置方案的非线性关系,从而提高各自的准确性。而面向复杂的预测问题,通常需要建立多层网络模型。根据以上分析,基于 RNN 的仿真代理模型如图 2 所示,其中  $s_t$  表示对应第  $t$  个输入单元的网络中间层的输出。

而朴素 RNN 网络存在对前序信息利用能力不足,极易发生梯度消失与梯度爆炸等问题。在本文应用问题中,如果使用朴素 RNN 网络将导致在物料配置方案评估过程中出现越早到站的关键物料分配越小的权重系数,这明显是与实际生产情况不符的。为此,引入 GRU 来替换图 2 中仿真代理模型的 RNN 单元。GRU 已在时序分析

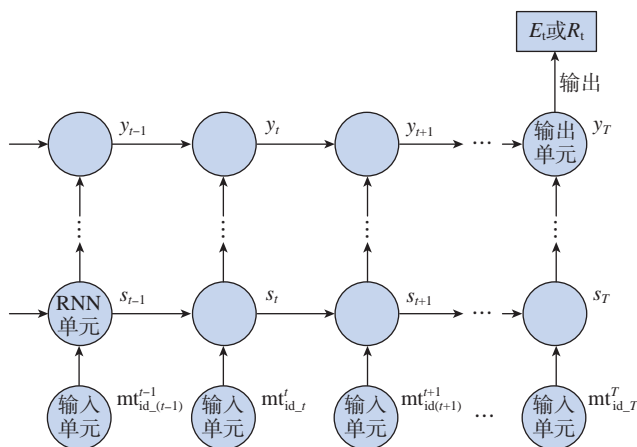


图 2 基于 RNN 的物料配置方案仿真评估代理模型结构

Fig.2 Proxy model structure for simulation evaluation of material configuration based on RNN

领域被证明可对序列中的长期依赖关系建模,将其应用于物料配置方案评估建模,可以充分地完整的配置方案与生产状态指标间关联关系进行建模。GRU 和长短期记忆神经网络<sup>[10]</sup>(Long short-term memory, LSTM)都是基于朴素 RNN 的变形,均能够克服朴素 RNN 梯度消失问题,而 GRU 具备更简单的结构,更高效。GRU 的核心由重置门和更新门组成<sup>[11]</sup>, GRU 内部单元结构如图 3 所示,其中,  $\sigma$  为 Sigmoid 激活函数。

简单来说,GRU 通过前序的状态变量  $h_{t-1}$  和当前的输入变量  $x_t$  来自主学习并控制此单元内两个门控的权重 ( $r_t$  和  $z_t$ )。因此,在实际生产状态指标评估的过程中,GRU 网络单元可以按适当的权重捕捉所有前序物料的配置信息。

## 3 基于遗传算法的物料配置方案优化

### 3.1 优化问题建模

一般来说,任何工程优化问题都需要先构建其数学模型,明确优化目标和相关约束,从而为启发式优化算法明确优化空间和搜索方向。结合实际飞机装配站位的生产特点和需求,定义关键物料配置方案优化问题的目标函数和约束条件。

(1) 目标函数。

构建仿真代理模型来评估在装架次的预计完工时间  $E_t$  和关键物料的平均滞留时间  $R_t$ 。因此,在本文方法应用过程中不需要通过复杂的解算公式来计算这两个指标,只需要关注指标的工程含义和优化方向即可,本文方法降低了对实践者专业知识的要求。目标函数通过加权  $E_t$  和  $R_t$  两个指标组成,根据上述指标建立目标函数如下。

$$F = \min(w_1 \times E_t + w_2 \times R_t) \quad (2)$$

$$R_t = \frac{\sum r_t}{T} \quad (3)$$

式中,  $F$  为物料的平均停留及完工时间之和;  $w_1$  和  $w_2$  表

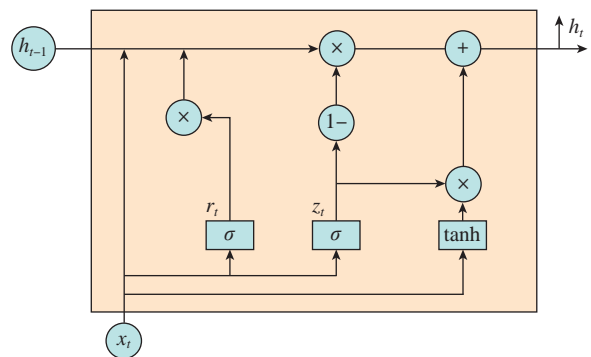


图 3 GRU 内部单元结构

Fig.3 Internal unit structure of GRU

示权重系数,其大小可根据现场优化侧重点进行调整; $\tau_t$ 表示物料编号为  $id_t$  的关键物料的平均滞留时间。

(2)约束条件。

约束 1:  $w_1 + w_2 = 1$

约束 2:  $lb_t \leq mt_{id,t} \leq ub_t$

约束 1 限制两个权重系数总和。约束 2 限制了每一种关键物料送达站位时间的波动范围,  $ub_t$  和  $lb_t$  分别表示上、下界。与此同时,其他生产要素(如作业、资源、设备)之间相关约束都在仿真代理环境中得到了验证,不需要在优化过程中再次重复检验。

### 3.2 遗传算法流程

遗传算法作为最具代表性的进化算法,具有求解速度快、随机性强、过程简单和鲁棒性好等优点,一直作为广大学者解决启发式优化问题的基准算法。因此,本文采用标准遗传算法作为物料配置方案全局优化引擎,通过实数编码使得算法种群中每个个体代表一个唯一的物料配置方案,而本文的创新点在于使用仿真评估代理模型作为目标函数评估模型,集成到遗传算法来评估所有种群个体的两个性能指标 ( $E_t$ 、 $R_t$ )。本文所采用遗传算法的主要流程如图 4 所示。

## 4 实例验证

本文以某型飞机的翼身对接站位为实例对象,从基于 GRU 的仿真代理评估和最终输出的优化结果两方面验证所提出方法的准确性和适用性。通过在装配现场对物料历史短缺情况的详细调查,并结合现场管理者的生产经验,选取了内襟翼、整流罩等 18 种配置时间波动较为频繁的关键物料组成了完整的物料配置方案,作为

本实例的优化对象。

### 4.1 基于 GRU 的仿真代理评估验证

为了充分验证基于 GRU 的仿真代理模型对物料配置方案评估效果,在采用相同的仿真数据训练集和网络参数的情况下,对比朴素 RNN、GRU、LSTM 及 BPNN 4 种代理模型的评估准确性和学习效率。具体来说,采用均方误差 (Mean square error, MSE) 指标来评价各模型的评估准确性,该指标越小说明模型评估的准确性越好;采用训练时间来对比各模型的学习效率,训练时间越短说明模型学习效率越高。试验结果如表 1 所示,并得出以下结论。

(1)朴素 RNN、GRU 及 LSTM 代理模型由于具备输入顺序分析能力,这 3 个模型对于物料配置方案评估的准确性明显优于不具备顺序分析能力的 BPNN 模型。

(2)GRU 模型虽然没有结构更为简单的朴素 RNN 和 BPNN 模型的学习效率高,但是与评估准确性相当的 LSTM 模型相比,GRU 模型明显具备更高的学习效率。

(3)在两个指标的评估上,GRU 模型的评估准确性与 LSTM 模型非常接近,无论采用哪个模型与遗传算法相集成,都对后续优化方向的影响不大。因此,综合考虑模型的学习效率,应采用 GRU 模型来构建物料配置方案评估的仿真代理模型,并且学习效率的优势会随着所研究问题规模的增大而更加明显。

(4)具体来看,构建的 GRU 仿真代理模型对于架次预计完工时间的评估值与仿真标签值的均方误差达到 1.1053,对于物料平均滞留时间的均方误差达到 0.3415。

综上所述,基于 GRU 的仿真代理模型在关键物料配置方案评估方面有着可靠的准确性以及良好的训练效率。进一步从仿真测试集中随机选取 25 组样本,以折线图的形式直观展示并比较了 GRU 和 BPNN 模型在相同仿真样本集下的评估结果,以预计完工时间 ( $E_t$  指标)为例,评估结果如图 5 所示。可以看出,两个模型的评估结果都能够近似拟合仿真标签值。但还要从所有样本的变化趋势上看哪个模型评估结果与仿真标签值在变化趋势上更加契合。为此,分别计算 GRU 和

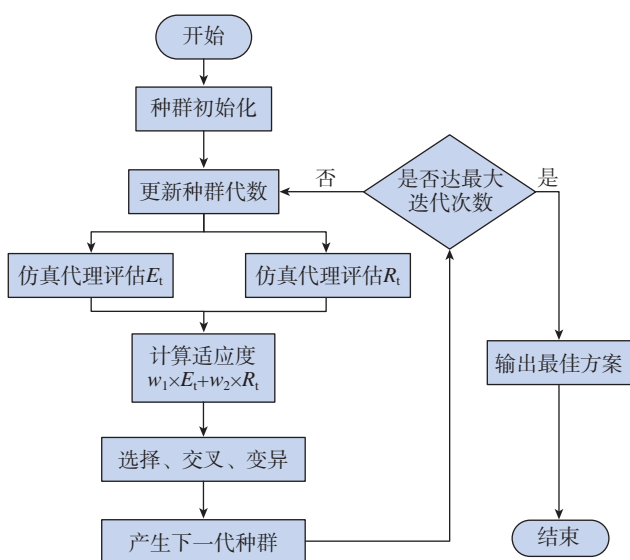


图 4 遗传算法主要流程  
Fig.4 Main process of GA

表 1 仿真代理模型评估效果对比

Table 1 Comparison of the simulation agent models

仿真代理模型	预计完工时间 $E_t$		关键物料平均滞留时间 $R_t$	
	MES	训练时间/s	MES	训练时间/s
朴素 RNN	1.1459	14.803	0.3701	18.114
GRU	1.1053	42.936	0.3415	30.362
LSTM	1.1077	62.282	0.3401	70.211
BPNN	1.6342	11.126	0.4585	7.847

BPNN 模型评估结果与仿真标签值的皮尔逊相关系数(越接近 1 说明两组数据相关性越强,反之,越接近 0 说明相关性越弱)。试验显示,GRU 模型评估结果与仿真标签值的相关系数为 0.985, BPNN 模型评估结果的相关系数为 0.878。以上分析说明,使用 GRU 模型的评估结果在单点数值和整体趋势两方面都较好地拟合仿真了标签值,用来评判物料配置方案优劣性时,GRU 模型比 BPNN 模型更加可靠。

#### 4.2 优化结果仿真验证

以该装配站位的某架次历史数据为依据,设计两种实际应用场景分别验证本方法优化结果的可靠性。

场景 1: 该架次还未开工,所有关键物料均未配置到站位,因此所有物料的配置时间都需要优化;

场景 2: 该架次已开工,所建立的关键物料配置方案中前 14 项物料都已配置到站位,而后 4 项物料的配置时间需要依据此刻的生产要求以及前序配置情况进行优化,将前 14 项物料的配置时间按照历史真实数据来替换。

在两种场景中分别设置多组不同优化目标权重的

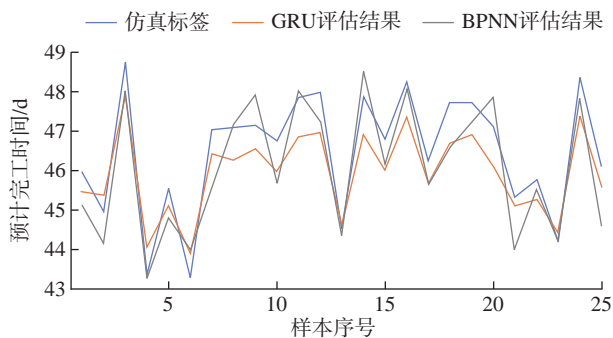


图 5 预计完工时间评估比较

Fig.5 Comparison of the estimated completion time evaluation

组合,将各组输出的优化方案输入到离散事件仿真平台来验证  $E_i$  和  $R_i$  两个性能指标的仿真评估值,结果如表 2 所示,同时将完整历史数据代入仿真计算,得到未优化情况下  $E_i$  和  $R_i$  指标值 ( $E_i=46.59$  d,  $R_i=7.48$  d),从而观察各组试验中对两个指标的优化比例(优化比例 = |优化前值 - 优化后值| / 优化前值)。

从验证结果可以看出,面向两种不同的实际应用场景,研究人员均能够使用本文方法,通过对权重的分配,实现对预计完工时间  $E_i$  和关键物料平均滞留时间  $R_i$  两个指标的优化。从场景 2 的 4 组优化结果中可以看出,当在装架次已完成大部分装配工作时,通过优化最后几项关键物料的配置时间仍然可以一定程度上实现对以上两个指标的优化。

### 5 结论

(1) 提出了一种将仿真代理模型作为目标函数评估模型与遗传算法相结合,实现物料配置方案全局优化的方法,为现场提供了一种能够权衡准确性和效率的新思路。

(2) 通过仿真样本构建验证了基于 GRU 改进循环神经网络面向物料配置方案评估的准确性和学习效率,对于架次预计完工时间的评估值与仿真标签值的均方误差为 1.1053,对于物料平均滞留时间的均方误差为 0.3415。

(3) 以实际架次的历史数据为依据,通过离散事件仿真平台验证了优化方法能够有效实现对架次预计完工时间和物料平均滞留时间两项指标的优化。

#### 参考文献

[1] 马腾,贾晓亮,孙冰洋.飞机装配生产线资源追踪及可视化研究[J].航空制造技术,2020,63(6):64-72.

表 2 优化结果仿真验证

Table 2 Simulation verification of optimization results

场景	试验序号	权重分配	预计完工时间 $E_i$		关键物料平均滞留时间 $R_i$	
			仿真验证/d	优化比例/%	仿真验证/h	优化比例/%
1	1	$w_1=0.8, w_2=0.2$	31.48	32.43	7.42	0.80
	2	$w_1=0.6, w_2=0.4$	38.19	18.03	6.30	15.78
	3	$w_1=0.4, w_2=0.6$	43.81	5.97	4.01	46.39
	4	$w_1=0.2, w_2=0.8$	46.29	0.64	2.73	63.50
2	5	$w_1=0.8, w_2=0.2$	37.06	20.46	7.07	5.48
	6	$w_1=0.6, w_2=0.4$	39.80	14.57	6.59	11.90
	7	$w_1=0.4, w_2=0.6$	43.54	6.55	4.82	35.56
	8	$w_1=0.2, w_2=0.8$	46.37	0.47	3.72	50.26

(下转第 92 页)

引文格式: 李国军, 陈晓磊, 叶志森, 等. 工件振动辅助管电极电解加工方孔仿真与试验研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 83-92.  
LI Guojun, CHEN Xiaolei, YE Zhisen, et al. Simulation and experimental research on workpiece vibration-assisted electrochemical machining of square holes with tube electrode[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 83-92.

## 工件振动辅助管电极电解加工方孔仿真与试验研究\*

李国军<sup>1,2</sup>, 陈晓磊<sup>1,2,3</sup>, 叶志森<sup>1,2</sup>, 张永俊<sup>1,2,3</sup>, 郭钟宁<sup>1,2,3</sup>

(1. 广东工业大学机电与工程学院, 广州 510006;

2. 广州市非传统制造技术及装备重点实验室, 广州 510006;

3. 广东工业大学省部共建精密电子制造技术与装备国家重点实验室, 广州 510006)

[摘要] 为解决管电极电解加工方孔过程中因流场分布不均造成加工质量差等问题, 提出一种工件振动辅助管电极电解加工方孔的方法。流场仿真结果表明, 工件振动辅助电解加工能够在加工间隙内不同位置产生明显的脉动流场, 改善加工间隙内的电解液流动状态, 有效消除传统电解加工方孔中加工间隙内存在的“死水”区, 从而有利于电解产物的排出, 提升电解加工的稳定性。同时开展试验研究, 结果表明, 采用工件振动辅助管电极电解加工可以提升方孔加工的轮廓精度和表面质量, 并且采用脉冲电流可以进一步提升方孔的加工质量。最终采用振幅 0.04 mm、振频 20 Hz、脉冲占空比 80%、脉冲频率 5000 Hz、进给速度 1.5 mm/min, 加工出平均宽度 1.218 mm、宽度标准偏差 0.026 mm、侧壁表面粗糙度 0.703  $\mu\text{m}$  的方孔。

关键词: 方孔; 振动辅助; 管电极; 电解加工 (ECM); 仿真

### Simulation and Experimental Research on Workpiece Vibration-Assisted Electrochemical Machining of Square Holes With Tube Electrode

LI Guojun<sup>1,2</sup>, CHEN Xiaolei<sup>1,2,3</sup>, YE Zhisen<sup>1,2</sup>, ZHANG Yongjun<sup>1,2,3</sup>, GUO Zhongning<sup>1,2,3</sup>

(1. School of Electromechanical Engineering, Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006, China;

2. Guangzhou Key Laboratory of Nontraditional Machining and Equipment, Guangzhou 510006, China;

3. State Key Laboratory of Precision Electronic Manufacturing Technology and Equipment,

Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006, China)

[ABSTRACT] In order to solve the problem of poor processing quality caused by uneven distribution of flow field during the process of square holes by electrochemical machining (ECM) with tube electrode, a method of workpiece vibration-assisted ECM of square holes with tube electrode is proposed. The results of flow field simulation indicate that workpiece vibration-assisted ECM can generate obvious pulsating flow fields at different positions within the machining gap, improve the electrolyte flow state within the machining gap and effectively eliminate the stagnant water area within the machining gap in the traditional ECM of square holes, thus facilitating the discharge of electrolytic products and improving the stability of ECM. The experimental researches were also conducted at the same time, and the results show that the use of workpiece vibration-assisted ECM with tube electrode can improve the contour accuracy and surface quality of square holes machining, and the use of pulse current can further improve the quality of square holes machining. Finally, a square hole with an average width of 1.218 mm, width standard deviation of 0.026 mm, side-wall surface roughness of 0.703  $\mu\text{m}$  was electrochemically machined by using the amplitude of 0.04 mm, the vibration frequency of 20 Hz, the pulse duty cycle of 80%, the pulse frequency of 5000 Hz and the feed speed of 1.5 mm/min.

Keywords: Square holes; Vibration-assisted; Tube electrode; Electrochemical machining (ECM); Simulation

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.083

\* 基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (52075105)。

以方孔为代表的异形孔广泛应用于航空航天、汽车制造、医疗器械等领域,并发挥着重要作用。在航空航天领域,异形孔多用于飞机进气道格栅,以增强隐形飞机的隐身效果<sup>[1]</sup>;在汽车制造领域,异形孔常用于汽车发动机的喷油嘴结构上,提高发动机入口燃油的雾化效果<sup>[2]</sup>;在医疗器械中,异形孔常用于无纺布喷丝板上,使喷丝分布得更加均匀<sup>[3]</sup>。目前,加工上述异形孔的主要方法有机械加工、电火花加工、激光加工和电解加工。机械加工过程中,因异形孔形状复杂,加工精度难以保证,电火花加工和激光加工的表面易出现变质层和微裂纹,异形孔的表面质量无法保证。电解加工是基于电化学阳极溶解原理实现金属材料蚀除的一种加工技术,具有不受材料强度和硬度限制,无加工残余应力、重涂层及工具损耗,加工表面质量好、加工效率高等优点<sup>[4]</sup>。其中,管电极电解加工是一种利用成形中空金属管作为阴极对工件阳极进行电化学蚀除的电解加工工艺,通过阴极的进给加工,使得工件阳极逐渐溶解并形成与金属管截面形状一致的孔型,因此在深小孔、复杂型腔、深型孔的加工中具有显著优势<sup>[5]</sup>,备受国内外学者的关注。

房晓龙<sup>[6]</sup>研究了不同内孔形状对加工稳定性及孔表面质量的影响规律,发现内孔为圆形时流场截面最大、流场分布均匀、加工过程稳定,最终在进给速度 0.6 mm/min 下,加工出孔径 3.5 mm、孔深 1.8 mm、表面粗糙度  $R_a$  为 0.8  $\mu\text{m}$  的方孔。尹飞鸿等<sup>[7]</sup>对六边形型孔加工进行了流场和电场仿真,分析了加工间隙内流场和电场的分布情况,并且开展了相应的单因素试验,最后在进给速度 1.0 mm/min 下,加工出边长 4 mm、孔深 3 mm 的六边形型孔。孟生冬等<sup>[8]</sup>利用边长为 8 mm 的正三角形管电极,在进给速度 1.0 mm/min 等参数下,加工出单边长 8.186 mm、锥度 7.25° 的三角孔。Fan 等<sup>[9]</sup>利用 COMSOL 软件对 3 种不同截面形状的方形管电极加工孔过程仿真,试验发现,外轮廓为弧形且内孔孔径越大的阴极,加工间隙内流场分布越均匀。Jia 等<sup>[10]</sup>通过在方孔阴极四周及芯部镶嵌磁铁,利用磁场改善加工间隙内部的流场分布,在进给速度 0.4 mm/min 等工艺参数下加工出侧壁锥度 0.215°、宽度偏差 0.07 mm 的方孔。褚玉程等<sup>[11]</sup>采用复合管电极振动进给和脉冲电解技术的加工方法,使得加工区域内部流体分布均匀,提高了加工精度和稳定性,最后在加工电压 15 V、振幅 0.3 mm、振频 50 Hz 等工艺参数下加工出表面粗糙度  $R_a$  为 0.8  $\mu\text{m}$  的斜方孔。

由以上分析可知,流场是影响管电极电解加工异形孔的关键因素<sup>[12]</sup>,上述研究均通过对阴极结构的设计达到改善管电极加工异形孔过程中流场分布不均的目的,但仍存在阴极设计复杂、进给速度低等缺陷,并且所

加工异形孔尺寸均大于 3 mm,在小尺寸异形孔加工方面能力不足。本文采用边长为 1 mm 的方形管电极开展方孔加工试验研究,为改善管电极加工方孔过程流场分布,提高方孔加工效率及表面质量,提出工件低频振动辅助管电极电解加工方孔的方法,使用 Fluent 仿真软件研究低频振动对方孔加工流场的影响规律,并且研究不同电参数及进给速度对方孔加工的轮廓精度与表面质量的影响。

## 1 工件振动辅助管电极电解加工方孔原理及仿真

### 1.1 工件振动辅助管电极电解加工方孔原理

本文提出的工件振动辅助管电极电解加工方孔的方法原理如图 1 所示。采用内孔形状为圆形的方形中空管状工具电极作为阴极,电解液经管电极内孔喷射到加工间隙内,与低频振动的阳极工件形成导电回路,从而使工件发生电化学溶解,同时将加工产物、焦耳热排出加工间隙。加工过程中,端面加工间隙随着工件低频振动发生周期性变化,使加工间隙内的电解液呈脉动流动状态,从而改善电解液的流动过程,有效消除“死水”区,提升加工过程稳定性,同时脉动流场可促进加工间隙内电解产物的快速排出,减小加工产物对电解过程的影响,提升方孔加工质量。

### 1.2 工件振动辅助管电极电解加工方孔仿真分析

为探究工件振动辅助对电解加工方孔流场的改善作用,本文使用 Fluent 软件对加工过程的流场进行仿真分析,三维仿真模型如图 2 所示。其中边界  $\Gamma_1$  为电解液入口;边界  $\Gamma_2$  为电解液出口;边界  $\Gamma_4$  为方孔的侧壁面,采用 Deforming 变形网格设置,变形过程重构网格,减少畸变网格产生;边界  $\Gamma_3$  为方孔的底部端面,用 Fluent 软件的 User-Defined 模块编程设置动网格运动速度,模拟加工过程的振动。其余边界设置为壁面。边界  $\Gamma_3$  的运动速度  $v$  设置为

$$v = 2\pi Af \cos(2\pi ft) \quad (1)$$

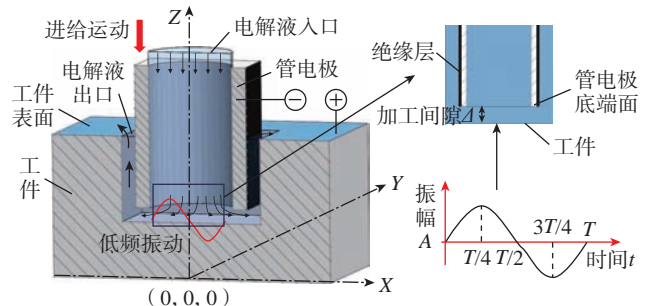


图 1 工件振动辅助管电极电解加工方孔示意图

Fig.1 Schematic diagram of workpiece vibration-assisted ECM of square holes with tube electrode

式中,  $A$  表示振动幅度;  $f$  表示振动频率;  $t$  表示电解加工的时间。

为对比分析有无工件振动辅助下流体在端面加工间隙的流速变化情况, 在距离孔底部端面  $0.15\text{ mm}$  处, 设置一个与  $XOY$  平面平行的  $A-A$  平面(图 2)。同时, 在  $A-A$  平面上设置  $A$ 、 $B$ 、 $C$ 、 $D$  4 个点观察流速变化情况。

流场仿真网格模型如图 3 所示。模型网格划分采用六面体结构化网格, 并且对底部工件振动区域的网格进行尺寸细化。仿真模型设置的参数如表 1 所示。

不同电解加工方式下电解液流速云图仿真结果如图 4 所示。由图 4 (a) 可知, 在传统的方管电极电解加工方式下, 端面加工间隙内管电极底端面 4 个直角处电解液流动阻力大, 存在“死水”区, 电解液流速低, 不利于电解产物的排出。采用工件振动辅助电解加工时(图 4 (b)), 端面加工间隙发生周期性变化,  $t$  在  $0\sim 0.0125\text{ s}$  时间段内, 加工间隙增大, 加工间隙内液流阻力降低, 电解液顺利进入加工间隙, 加工间隙内各区域电解液均以较高流速流动;  $t$  在  $0.0125\sim 0.0375\text{ s}$  时间段

内, 加工间隙逐步减小, 液流阻力增大, 电解液在加工间隙内出现低流速“死水”区, 尤其是加工间隙低至  $0.16\text{ mm}$  时, 低流速“死水”区面积最大。随着工件周期性往复振动, 加工间隙内的电解液将在低速-高速间周期性变化, 产生明显脉动流场, 有利于电解产物的顺利排出。

为进一步分析加工间隙内不同区域的电解液流速变化, 提取图 2 所示加工间隙内  $A$ 、 $B$ 、 $C$ 、 $D$  4 点的流速变化图, 如图 5 所示。可以看出, 传统管电极电解加工过程中, 各区域流速不同, 且随时间变化保持不变,  $A$ 、 $B$ 、 $C$ 、 $D$  4 点速度分别为  $15.8\text{ m/s}$ 、 $3.1\text{ m/s}$ 、 $27.6\text{ m/s}$ 、 $19.8$

表 1 仿真模型参数

Table 1 Simulation model parameters

参数	数值
振动幅度 $A/\text{mm}$	0.04
振动频率 $f/\text{Hz}$	20
电解液入口压强 $P_1/\text{MPa}$	1.0
电解液出口压强 $P_2/\text{MPa}$	0
端面加工间隙 $\Delta/\text{mm}$	0.2
加工深度 $H/\text{mm}$	4
管电极外边长 $L/\text{mm}$	1
管电极内径 $d/\text{mm}$	0.8

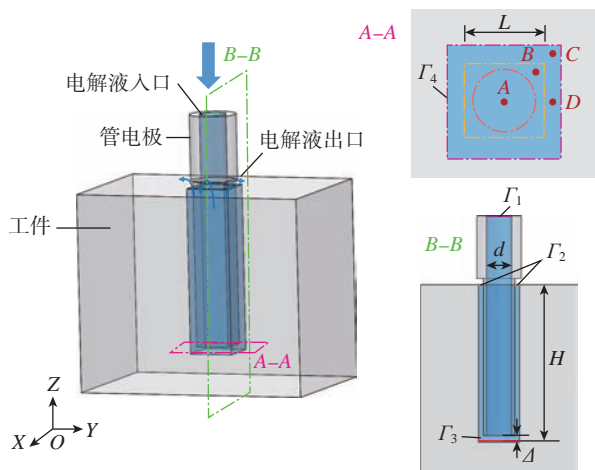


图 2 工件振动辅助管电极电解加工方孔仿真模型示意图

Fig.2 Schematic diagram of simulation model of workpiece vibration-assisted ECM of square holes with tube electrode

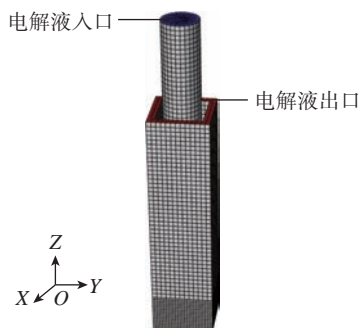
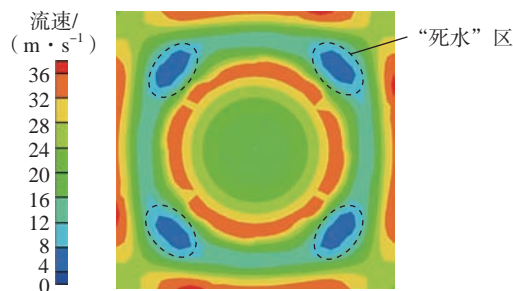
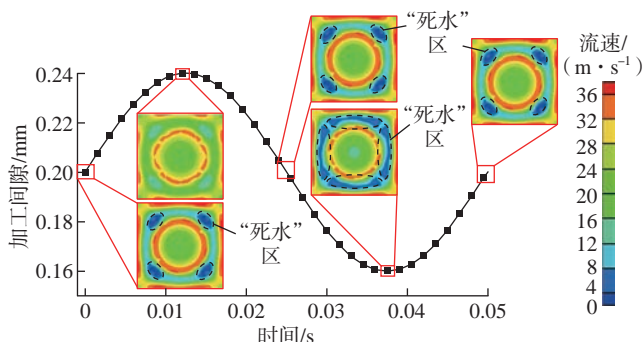


图 3 工件振动辅助管电极电解加工方孔网格模型示意图

Fig.3 Schematic diagram of mesh model of workpiece vibration-assisted ECM of square holes with tube electrode



(a) 传统管电极电解加工



(b) 工件振动辅助管电极电解加工

图 4 不同电解加工方式下电解液流速云图

Fig.4 Velocity contour diagram of electrolyte under different ECM methods

m/s,其中加工间隙内电极端面直角处(B点)电解液流速仅为 3.1 m/s,不利于此处电解产物的排出,同时降低电解加工精度和稳定性。当采用工件振动辅助电解加工时,各区域的电解液均发生周期性脉动变化,A、C、D点流速分别在 14.9~16.6 m/s、25.6~29.2 m/s、15.7~21.7 m/s 之间脉动变化,有利于改善加工间隙内电解液的流动状态。在电极端面直角处(B点),流速最高可达 10.3 m/s,较传统电解加工有显著提升,可有效消除加工间隙

内的“死水”区,促进电解产物排出,提升电解加工精度和加工过程稳定性。

## 2 工件振动辅助管电极电解加工方孔试验装置

试验在自主搭建的试验平台进行,如图 6 所示。该系统由机床平台、工控机、脉冲电源、电解液循环过滤系统及振动平台组成。其中,振动平台由音圈电机、高精密光栅尺、底座及承重平台组成。试验用的工件材料是

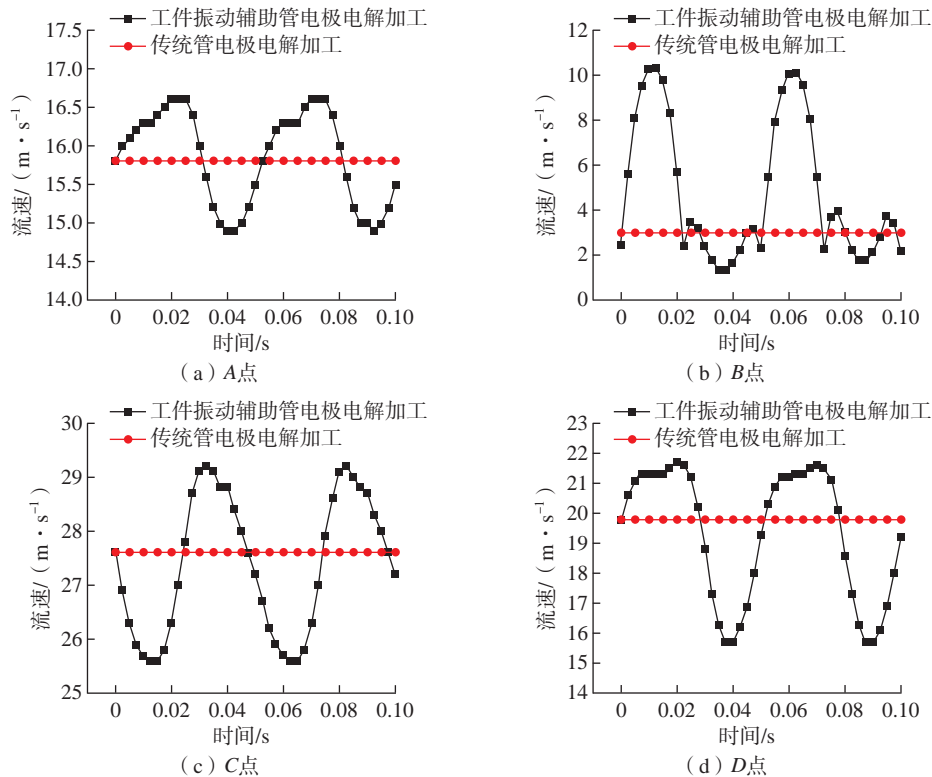


图 5 不同电解加工方式下流速变化曲线

Fig.5 Curve of velocity under different ECM methods

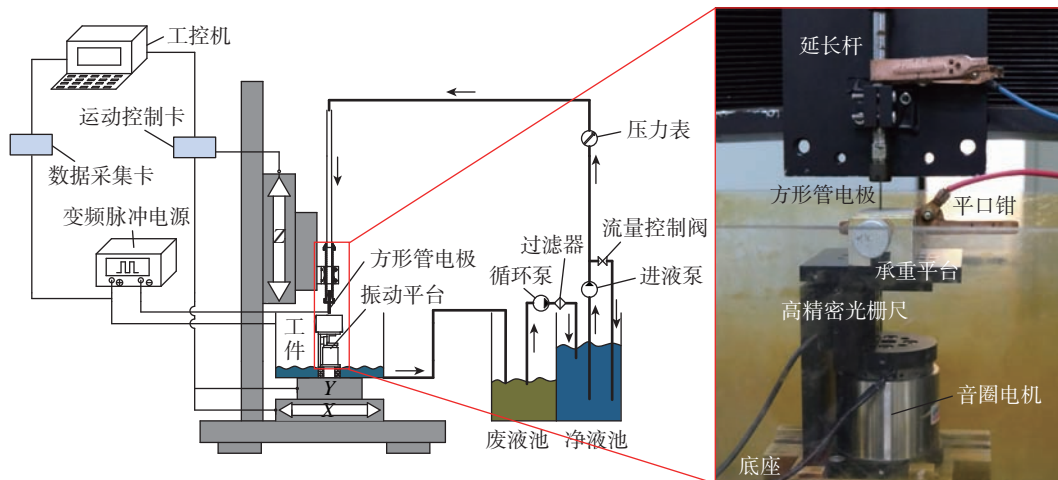


图 6 试验平台系统

Fig.6 System of test platform

304 不锈钢。试验所用方形管电极是由外径 1.5 mm、内径 0.8 mm 圆形不锈钢管通过精密电火花线切割削边制作,所加工的方形管电极边长为 1 mm。然后对方形管电极外侧壁使用环氧树脂做绝缘处理,绝缘层的厚度为 50  $\mu\text{m}$ ,绝缘后的方形管电极如图 7 所示。

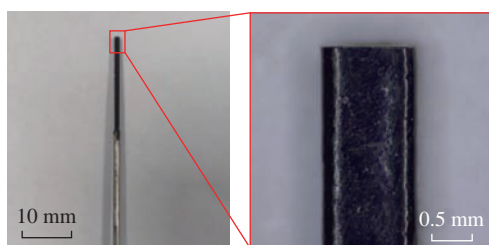
试验过程中使用数据采集卡 NI 9222 (美国国家仪器公司)采集电流信号,探究加工过程中流体流动变化对加工电流的影响。试验加工出的方孔使用电火花线切割剖开,沿深度方向等间距选择 4 个点测量方孔的宽度,同时使用台阶仪 (Kosaka, ET-150)测量其侧壁的表面粗糙度,取样长度选择 4 mm。试验选取的具体加工参数见表 2,每组试验重复 3 次。

### 3 试验结果与分析

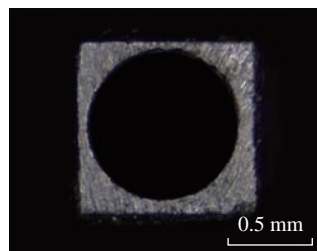
#### 3.1 传统管电极电解加工与工件振动辅助管电极电解加工方孔对比试验

对比传统管电极电解加工与工件振动辅助管电极电解加工对方孔的轮廓精度与表面质量的影响。试验选用直流电解加工,管电极进给速度为 0.9 mm/min,其余加工参数见表 2。

图 8 是不同电解加工方式下的方孔端面及深度方向截面轮廓图。可以看出,采用传统管电极电解加工出的方孔,其端面轮廓形状较差,尤其是四角部分,轮廓精度无法保证,方孔平均宽度为 1.313 mm,并且侧壁面发黑,表面粗糙度达 4.862  $\mu\text{m}$ ;而采用工件振动辅助管电极电解加工出的方孔,其截面轮廓形状和侧壁表面粗糙度都有明显改善,方孔轮廓清晰,平均宽度为 1.326 mm,侧壁表面粗糙度降至 3.728  $\mu\text{m}$ 。



(a) 主视图



(b) 俯视图

图 7 外侧壁绝缘方形管电极

Fig.7 Square tube electrode with outer-wall insulation

图 9 为加工过程中采集的电流信号。可知,传统管电极电解加工的电流为 1.41 A,而工件振动辅助管电极电解加工的电流呈现周期性的脉动变化,频率与工件振动频率一致,均为 20 Hz,平均电流为 1.63 A,电流较传统管电极电解加工大 0.22 A。结合流场仿真分析可知,在传统管电极电解加工中,电极端面四角存在持续的死水区,不利于产物的排出,加工产物堆积在加工间隙内,不仅影响方孔轮廓成形精度,并且导致电导率降低,加工电流减小,加工过程稳定性下降,局部出现短路情况,影响表面质量。工件振动辅助管电极电解加工有效消除了端面加工间隙内四角处的“死水”区,加快产物排出,降低了产物对加工过程的影响,因此提高了方孔轮廓成形精度。此外,振动辅助产生的脉动流场,强化了电解液的更新速度,使电解加工在更高的电流密度下进行,从而提升了方孔侧壁表面质量。同时,根据法拉第定律,阳极溶解金属体积  $V$  与电流强度  $I$  之间的关系为

$$V = \omega It \quad (2)$$

式中,  $\omega$  为金属的体积电化学当量;  $t$  为通电时间。

由式 (2) 可知,电流升高会增大金属材料的溶解量,在相同的阴极进给速度下,使方孔尺寸变大。

#### 3.2 工件振动辅助管电极直流与脉冲电流电解加工方孔对比试验

在工件振动辅助管电极电解加工的基础上对比直流和脉冲电流电解加工对方孔的轮廓精度与表面质量的影响。试验选取在 0.9 mm/min 进给速度下进行加工试验,其余试验参数见表 2。

图 10 是不同加工电流下电解加工出的方孔端面及深度方向截面轮廓图。可以看出,当采用脉冲电流电解加工时 (图 10 (b)),其端面轮廓精度与侧壁表面质量

表 2 试验参数  
Table 2 Test parameters

参数	数值
电解液入口压强 $P_1/\text{MPa}$	1.0
电解液出口压强 $P_2/\text{MPa}$	0
初始加工间隙 $A/\text{mm}$	0.4
加工电压 $U/\text{V}$	20
脉冲频率 $f_1/\text{Hz}$	5000
脉冲占空比 $\varepsilon/\%$	80
电解液 $\text{NaNO}_3$ 质量分数 $\%$	12
进给速度 $v_f/(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	0.9, 1.2, 1.5, 1.8
振动幅度 $A/\text{mm}$	0.04
振动频率 $f_2/\text{Hz}$	20

较直流电解加工均有进一步提升。为更好地分析方孔尺寸与表面质量的变化,测量了方孔宽度和侧壁表面粗糙度,如图 11 所示。直流电解加工方孔的平均宽度为 1.326 mm,由式(3)计算得出宽度标准偏差为 0.032 mm,侧壁表面粗糙度为 3.728  $\mu\text{m}$ 。

$$SD = \sqrt{\frac{\sum (W_i - \bar{W})^2}{n}} \quad (3)$$

式中,SD 为方孔宽度标准偏差;  $W_i$  为第  $i$  个点测量方孔的宽度 ( $i=1,2,3,4$ );  $\bar{W}$  为方孔平均宽度;  $n$  为宽度数据点的个数 ( $n=4$ )。

当采用脉冲电流电解加工时,方孔的平均宽度为

1.261 mm,宽度标准偏差为 0.028 mm,侧壁表面粗糙度为 0.991  $\mu\text{m}$ ,加工质量显著提升。

为解释产生上述变化的原因,采集加工过程中的电流信号,如图 12 所示。可知,工件振动辅助管电极直流电解加工的峰值电流为 1.83 A,工件振动辅助管电极脉冲电流电解加工的峰值电流为 2.2 A,并且峰值电流均出现周期性脉动,频率与工件振动频率相同,都为 20 Hz (图 12 (b) 中峰值电流蓝色虚线)。这说明脉冲电流进一步提升了产物的排出速度,加工间隙内电解液更新速度快,使其峰值电流大于直流电解加工的峰值电流,从而提升表面质量,并且采用脉冲电流电解加工能减弱对

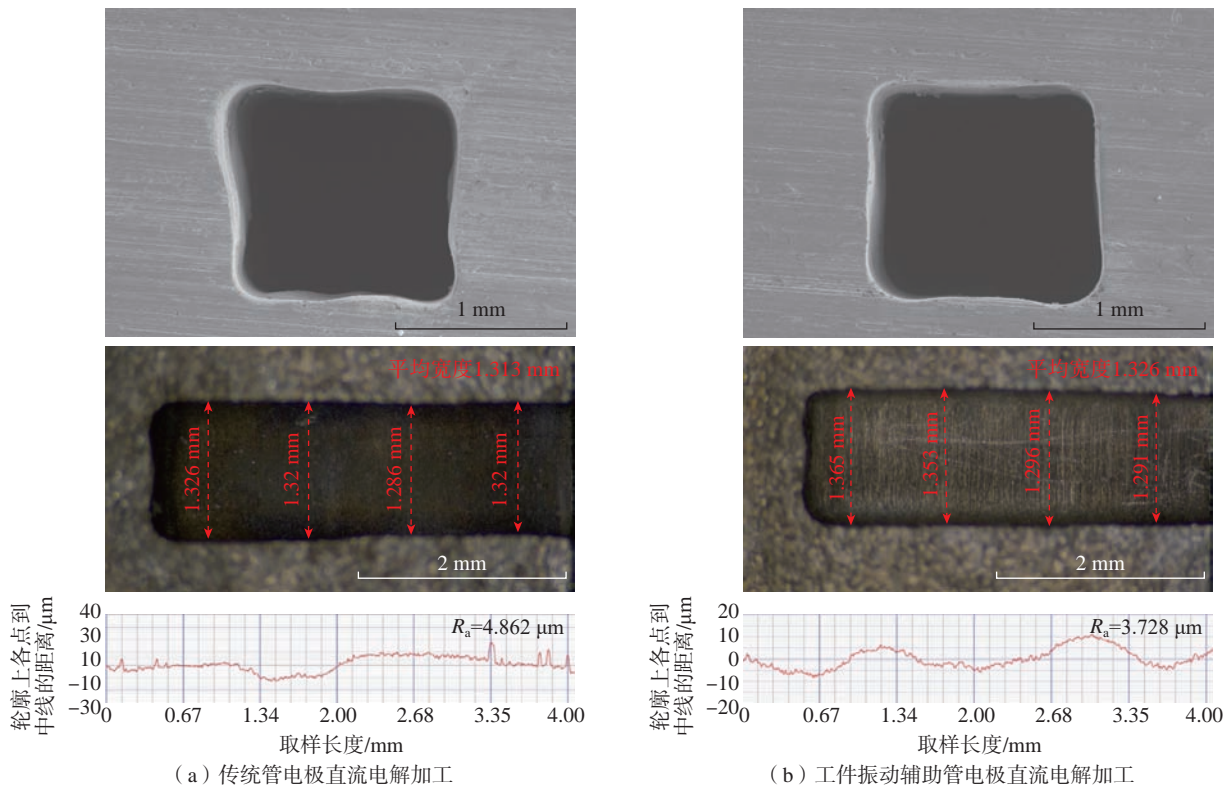


图 8 不同电解加工方式下的方孔截面图

Fig.8 Cross-sectional photographs of square holes under different ECM methods

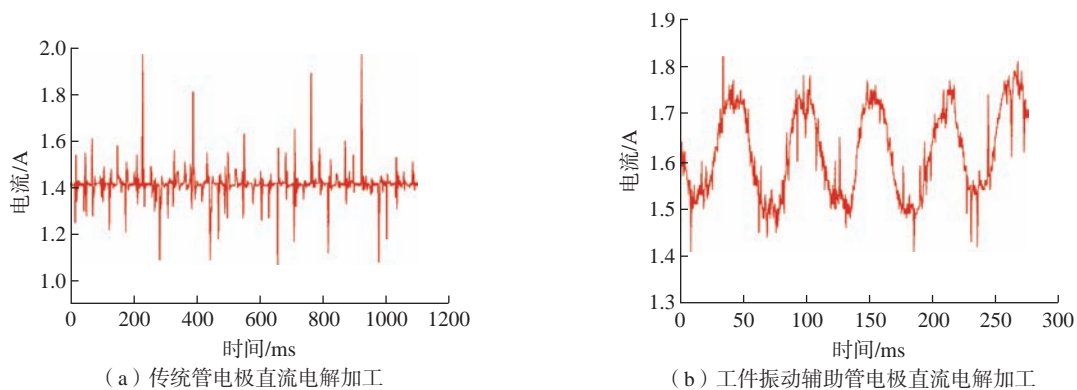
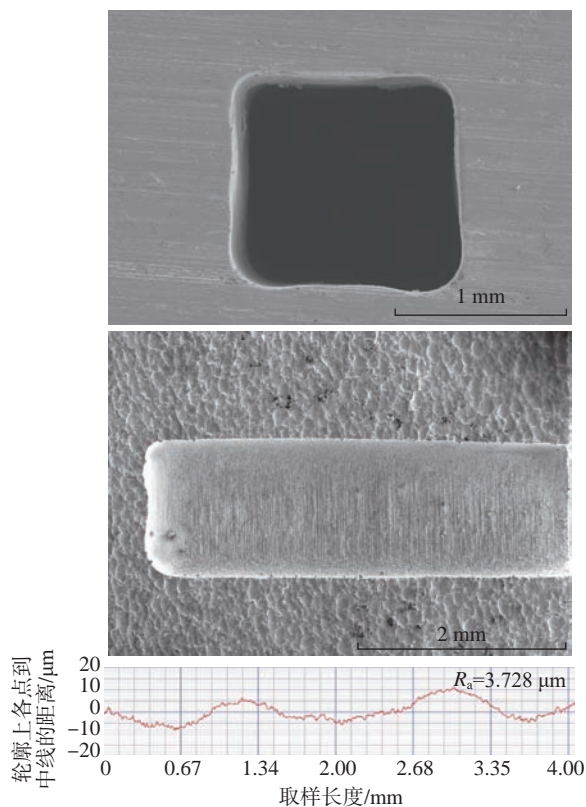
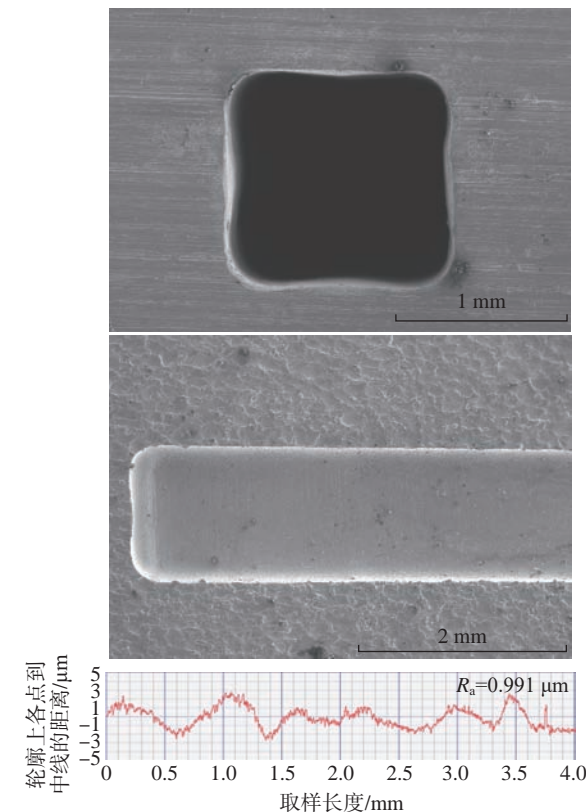


图 9 不同电解加工方式下方孔的电流变化

Fig.9 Current variation of square holes under different ECM methods



(a) 工件振动辅助管电极直流电解加工



(b) 工件振动辅助管电极脉冲电流电解加工

图 10 不同加工电流下电解加工的方孔截面图

Fig.10 Cross-sectional photographs of square holes by ECM at different machining currents

已加工侧壁的二次腐蚀作用,提高其加工精度<sup>[13]</sup>。

### 3.3 进给速度对加工结果的影响

下文重点探究脉冲电流下,进给速度对工件振动辅助管电极电解加工方孔的影响规律,进给速度分别设置为 0.9 mm/min、1.2 mm/min、1.5 mm/min 和 1.8 mm/min,其余试验参数见表 2。

图 13 是不同进给速度下电解加工出的方孔端面及深度方向截面轮廓图。可以看出,随着进给速度的增加,方孔的轮廓精度与表面质量都有所提高,具体数值如图 14 所示。当进给速度从 0.9 mm/min 增加到 1.8 mm/min 时,方孔平均宽度从 1.261 mm 降低到 1.205 mm,宽度标准偏差从 0.028 mm 降低到 0.025 mm,方孔宽度随着加工速度的增加持续减小,且尺寸均匀性持续提升。进给速度从 0.9 mm/min 增加到 1.5 mm/min 时,侧壁表面粗

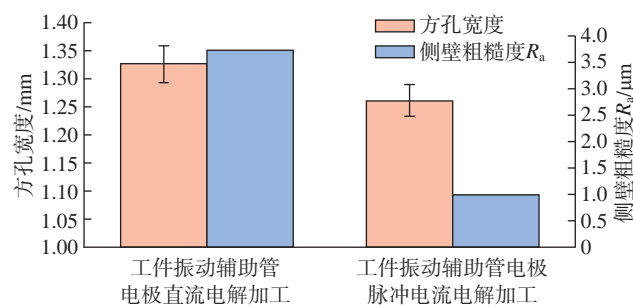
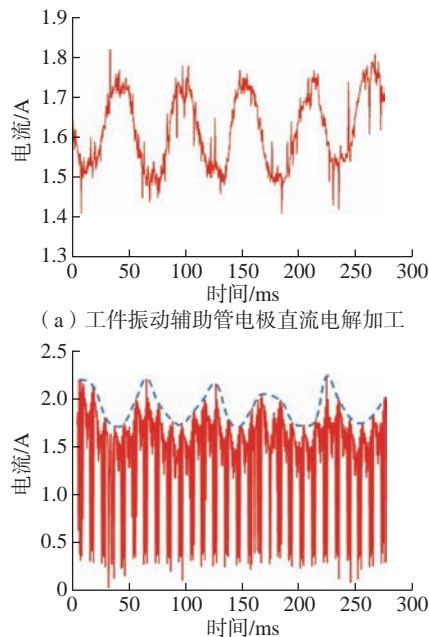


图 11 不同加工电流下电解加工方孔宽度与侧壁粗糙度

Fig.11 Width and side-wall roughness of square holes by ECM at different machining currents



(a) 工件振动辅助管电极直流电解加工

(b) 工件振动辅助管电极脉冲电流电解加工

图 12 不同加工电流下电解加工方孔的电流变化

Fig.12 Current variation of square holes by ECM at different machining currents

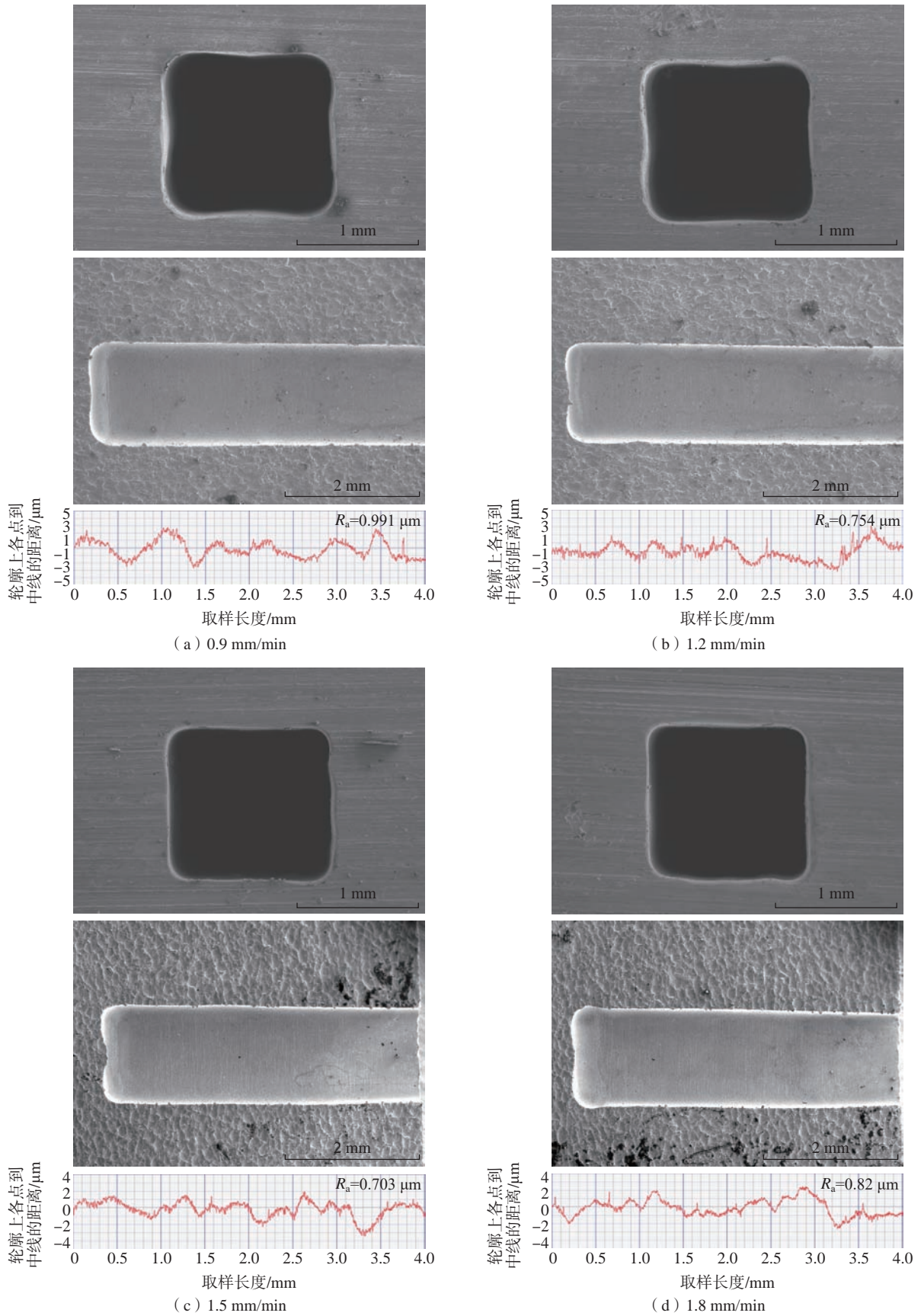


图 13 不同进给速度下电解加工的方孔截面图

Fig.13 Cross-sectional photographs of square holes by ECM at different feed speeds

糙度从  $0.991 \mu\text{m}$  降低到  $0.703 \mu\text{m}$ , 而当进给速度从  $1.5 \text{ mm/min}$  进一步增加到  $1.8 \text{ mm/min}$  时, 侧壁表面粗糙度从  $0.703 \mu\text{m}$  增加到  $0.82 \mu\text{m}$ , 侧壁表面粗糙度呈现先下降后上升的趋势, 在进给速度为  $1.5 \text{ mm/min}$  时最小。

为进一步分析加工结果, 采集加工过程的电流信号如图 15 所示。可知, 当进给速度从  $0.9 \text{ mm/min}$  增加到  $1.8 \text{ mm/min}$  时, 峰值电流从  $2.2 \text{ A}$  增加到  $3.5 \text{ A}$ 。电解加工平

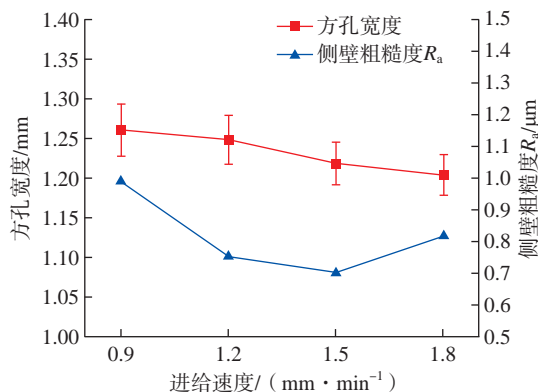


图 14 不同进给速度下方孔宽度与侧壁粗糙度

Fig.14 Width and side-wall roughness of square holes at different feed speeds

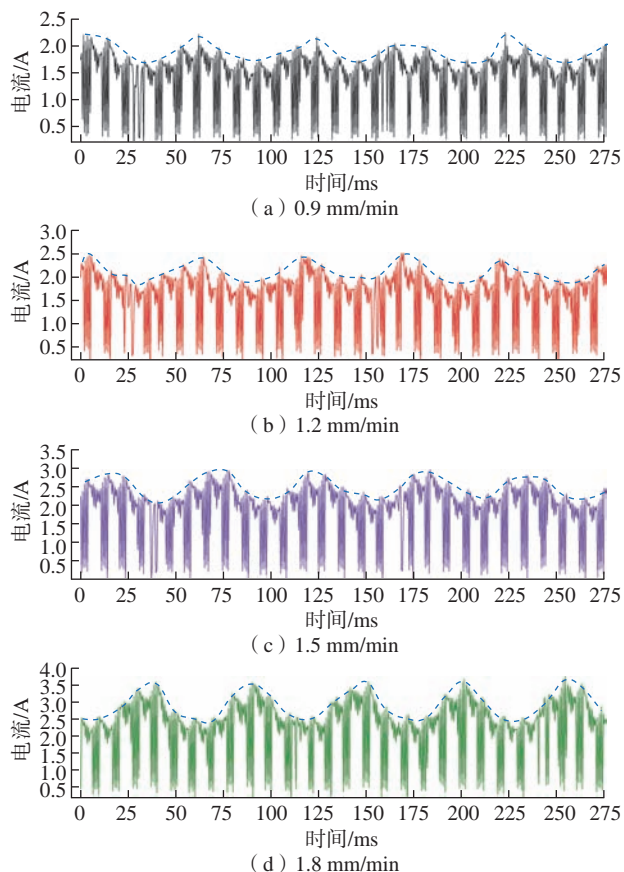


图 15 不同进给速度下电解加工方孔的电流变化

Fig.15 Current variation of square holes by ECM at different feed speeds

衡间隙  $\Delta_b$  与管电极进给速度  $v_c$  之间的关系为

$$\Delta_b = \frac{\eta\omega\sigma(U - \delta_E)}{v_c} \quad (4)$$

式中,  $\eta$  为电流效率;  $\sigma$  为电解液的电导率;  $U$  为加工电压;  $\delta_E$  为阴阳极电极电位值总和。

由式 (4) 可知, 在其他加工参数不变的情况下, 随着管电极进给速度的增加, 加工间隙减小, 加工电流增大, 从而使材料在高电流密度下溶解, 同时配合工件振动, 电解产物能够顺利排出加工区域, 因此进给速度从  $0.9 \text{ mm/min}$  增加到  $1.5 \text{ mm/min}$  时, 孔侧壁表面粗糙度降低。而当进给速度提升至  $1.8 \text{ mm/min}$  时, 加工间隙进一步减小, 增大了电解液流动阻力, 削弱了工件振动在改善流场分布和提高产物排出效率中的作用, 从而导致产物无法完全排出加工区, 影响材料溶解, 因此侧壁表面粗糙度有所增大。此外, 随着管电极进给速度的提升, 管电极端面电场对已加工侧壁的二次电解加工时间减少, 使得方孔宽度减小。

## 4 结论

本文提出工件振动辅助管电极电解加工方孔的方法, 提升方孔加工质量。建立了工件振动辅助管电极电解加工方孔的三维流场模型, 仿真分析了工件振动对加工间隙内流场的影响, 并进行相关试验, 得出如下结论。

(1) 工件低频振动使端面加工间隙大小发生周期性变化, 促进电解液流速产生脉动变化, 有助于强化加工间隙内部传质能力并有效消除端面加工间隙内部的“死水”区, 提升加工过程的稳定性。

(2) 工件振动辅助管电极电解加工能够提升方孔的端面轮廓精度和侧壁表面质量, 与传统管电极直流电解加工方孔对比, 方孔轮廓清晰且侧壁表面粗糙度从  $4.862 \mu\text{m}$  减小到  $3.728 \mu\text{m}$ 。

(3) 脉冲电流能够进一步提升方孔加工质量, 与直流电解加工相比, 方孔宽度由  $1.326 \text{ mm} \pm 0.032 \text{ mm}$  降至  $1.261 \text{ mm} \pm 0.028 \text{ mm}$ , 侧壁表面粗糙度由  $3.728 \mu\text{m}$  降至  $0.991 \mu\text{m}$ , 表面质量显著提升。

(4) 在振幅  $0.04 \text{ mm}$ 、振频  $20 \text{ Hz}$ 、电压  $20 \text{ V}$ 、脉冲占空比  $80\%$ 、脉冲频率  $5000 \text{ Hz}$ 、入口压强  $1 \text{ MPa}$  的试验参数下, 方孔宽度随着进给速度的增加逐渐减小且尺寸均匀性持续提升, 在进给速度为  $1.8 \text{ mm/min}$  时, 方孔宽度为  $1.205 \text{ mm} \pm 0.025 \text{ mm}$ ; 而侧壁表面粗糙度随着进给速度的提升, 呈现先减小后增大的趋势, 在进给速度为  $1.5 \text{ mm/min}$  时达到最小, 为  $R_a 0.703 \mu\text{m}$ 。

## 参考文献

- [1] 张乐, 周洲, 许晓平. 飞翼无人机保形进气道耦合进口格栅

气动与隐身综合特性[J]. 航空动力学报, 2018, 33(7): 1612-1621.

ZHANG Le, ZHOU Zhou, XU Xiaoping. Aerodynamic and stealthy integrated performance of conformal inlet coupling entrance grille of flying wing unmanned aerial vehicle[J]. Journal of Aerospace Power, 2018, 33(7): 1612-1621.

[2] 祁璐. 喷油嘴锥孔复合进给精密电解加工技术基础研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2016.

QI Lu. Basic research on precision electrochemical machining technology of nozzle cone hole with compound feed[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2016.

[3] ZHAO X Y, YI X S, XU Z B, et al. Effects of spinneret structure on poly-ether-ether-ketone fibers by screw extrusion[J]. Journal of Central South University of Technology, 2005, 12(3): 272-275.

[4] 刘志东. 特种加工[M]. 2版. 北京: 北京大学出版社, 2017: 162-163.

LIU Zhidong. Special processing[M]. 2nd ed. Beijing: Peking University Press, 2017: 162-163.

[5] 房晓龙. 管电极电解加工关键技术研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2013.

FANG Xiaolong. Research on key technology of electrochemical machining of tube electrode[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2013.

[6] 房晓龙, 曲宁松, 李寒松, 等. 电极内孔结构对钛合金方孔电解加工的影响[J]. 华南理工大学学报(自然科学版), 2013, 41(9): 137-142.

FANG Xiaolong, QU Ningsong, LI Hansong, et al. Effects of hollow hole structure of electrode on electrochemical machining of square holes in titanium alloys[J]. Journal of South China University of Technology (Natural Science Edition), 2013, 41(9): 137-142.

[7] 尹飞鸿, 蒋丽伟, 肖华星, 等. 六边形形孔电解加工试验及工艺优化[J]. 制造业自动化, 2018, 40(2): 60-64.

YIN Feihong, JIANG Liwei, XIAO Huaxing, et al. Experiment and process optimization of electrolytic machining of hexagonal hole[J]. Manufacturing Automation, 2018, 40(2): 60-64.

[8] 孟生冬, 干为民, 陈阳, 等. 管电极电解加工三角孔实验研究[J]. 电加工与模具, 2018(2): 35-38.

MENG Shengdong, GAN Weimin, CHEN Yang, et al. Experimental study on electrochemical drilling of triangle hole[J]. Electromachining & Mould, 2018(2): 35-38.

[9] FAN Q M, LIU G, FAN Z J, et al. Flow field numerical simulation of the ECM machining gap on square holes based on COMSOL[C]//2011 Third Pacific-Asia Conference on Circuits, Communications and System (PACCS). Wuhan, Piscataway, NJ: IEEE, 2011: 1-4.

[10] JIA J L. Study on superposed magnetic field ECM of square hole[J]. Advanced Materials Research, 2012, 443-444: 899-904.

[11] 褚玉程, 张明岐, 刘萌, 等. 管电极精密振动电解加工斜方孔实验研究[J]. 电加工与模具, 2018(5): 33-37.

CHU Yucheng, ZHANG Mingqi, LIU Meng, et al. Experiment study of shaped tube precision-vibrating electrochemical drilling inclined square hole[J]. Electromachining & Mould, 2018(5): 33-37.

[12] 薛润荣, 赵建社, 姚学磊, 等. 异形深孔电解加工过程的流场优化[J]. 电加工与模具, 2020(3): 32-37, 63.

XUE Runrong, ZHAO Jianshe, YAO Xuelei, et al. Flow field optimization in electrochemical machining process of special-shaped deep holes[J]. Electromachining & Mould, 2020(3): 32-37, 63.

[13] PAN Y, XU L Z. Vibration analysis and experiments on electrochemical micro-machining using cathode vibration feed system[J]. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 2015, 16(1): 143-149.

通讯作者: 陈晓磊, 副教授, 博士, 研究方向为电化学制造技术。

(责编 七七)

(上接第 82 页)

MA Teng, JIA Xiaoliang, SUN Bingyang. Aircraft assembly shop-floor resources tracing and visualization[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2020, 63(6): 64-72.

[2] 龙安林, 何凤涛, 蒋超, 等. 飞机大部件装配能力测算方法研究[J]. 航空制造技术, 2021, 64(3): 83-86, 102.

LONG Anlin, HE Fengtao, JIANG Chao, et al. Research on evaluating method of assembly capacity of large aircraft component[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(3): 83-86, 102.

[3] 王伟, 王旭东, 孟飙. 飞机生产中的批次架次管理技术[J]. 沈阳航空航天大学学报, 2015, 32(6): 87-92.

WANG Wei, WANG Xudong, MENG Biao. Shipset management technology in aircraft production[J]. Journal of Shenyang Aerospace University, 2015, 32(6): 87-92.

[4] 郑守国, 张勇德, 谢文添, 等. 基于数字孪生的飞机总装生产线建模[J]. 浙江大学学报(工学版), 2021, 55(5): 843-854.

ZHENG Shouguo, ZHANG Yongde, XIE Wentian, et al. Aircraft final assembly line modeling based on digital twin[J]. Journal of Zhejiang University (Engineering Science), 2021, 55(5): 843-854.

[5] DOS SANTOS C H, MONTEVECHI J A B, DE QUEIROZ J A, et al. Decision support in productive processes through DES and ABS in the digital twin era: A systematic literature review[J]. International Journal of Production Research, 2022, 60(8): 2662-2681.

[6] 屈琦, 贾晓亮, 郑植元, 等. 飞机部件装配生产线仿真研究[J]. 航空制造技术, 2017, 60(4): 54-59.

QU Qi, JIA Xiaoliang, ZHENG Zhiyuan, et al. Simulation of aircraft components assembly line[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(4): 54-59.

[7] JIA Y, TIAN H, CHEN C, et al. Predicting the availability of production lines by combining simulation and surrogate model[J]. Advances in Production Engineering & Management, 2017, 12(3): 285-295.

[8] AZADEH A, NEGAHBAN A, MOGHADDAM M. A hybrid computer simulation-artificial neural network algorithm for optimisation of dispatching rule selection in stochastic job shop scheduling problems[J]. International Journal of Production Research, 2012, 50(2): 551-566.

[9] 陈聪, 候磊, 李乐乐, 等. 基于GRU改进RNN神经网络的飞机燃油流量预测[J]. 科学技术与工程, 2021, 21(27): 11663-11673.

CHEN Cong, HOU Lei, LI Lele, et al. Prediction of aircraft fuel flow based on recurrent neural network[J]. Science Technology and Engineering, 2021, 21(27): 11663-11673.

[10] ZHANG Y Z, XIONG R, HE H W, et al. Long short-term memory recurrent neural network for remaining useful life prediction of lithium-ion batteries[J]. IEEE Transactions on Vehicular Technology, 2018, 67(7): 5695-5705.

[11] 孙翊文, 王宇璐, 傅昆, 等. 交互门控循环单元及其在到达时间估计中的应用[J]. 中国科学(信息科学), 2021, 51(5): 822-833.

SUN Yiwen, WANG Yulu, FU Kun, et al. Interactive gated recurrent unit and its application for estimated time of arrival[J]. Scientia Sinica (Informationis), 2021, 51(5): 822-833.

通讯作者: 张琦, 工程师, 研究方向为生产制造技术、生产线规划、项目管理。

(责编 七七)

引文格式: 朱站立, 卢正冠, 梁玉. 夹杂物对粉末冶金FGH97合金显微组织与力学性能的影响[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 93-101.  
ZHU Zhanli, LU Zhengguan, LIANG Yu. Effect of inclusions on microstructure and mechanical properties of powder metallurgy FGH97 alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 93-101.

## 夹杂物对粉末冶金FGH97合金显微组织与力学性能的影响\*

朱站立<sup>1,2</sup>, 卢正冠<sup>2</sup>, 梁玉<sup>1</sup>

(1. 沈阳化工大学, 沈阳 110142;  
2. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016)

[摘要] 采用夹杂物含量水平不同的两批次粉末, 通过相同的热等静压制度制备了 FGH97 合金, 研究了夹杂物对 FGH97 合金力学性能的影响。对比测试了两组粉末制备 FGH97 合金的拉伸性能, 表征了粉末特征、合金组织、拉伸断口。结果表明, 采用真空惰性气体雾化 (Vacuum induction melting gas atomization, VIGA) 法制备的粉末, 细粉收集率高, 制备的合金晶粒细小, 容易引入夹杂物。富 Si 的异常颗粒夹杂会使合金中产生贫  $\gamma'$  区, 影响粉末间的结合, 降低 FGH97 合金的塑性。热等静压态的 FGH97 合金室温延伸率为 9.5%, 650 °C 的延伸率为 1%。FGH97 合金经过固溶 + 时效热处理后, 基体中的贫  $\gamma'$  区消失, FGH97 合金的塑性得到显著提升, FGH97 合金室温延伸率提升至 14.25%, 650 °C 的延伸率提升至 6%。

关键词: 夹杂物; FGH97 合金; 热等静压; 力学性能; 组织形貌

### Effect of Inclusions on Microstructure and Mechanical Properties of Powder Metallurgy FGH97 Alloy

ZHU Zhanli<sup>1,2</sup>, LU Zhengguan<sup>2</sup>, LIANG Yu<sup>1</sup>

(1. Shenyang University of Chemical Technology, Shenyang 110142, China;  
2. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

[ABSTRACT] Two batches of powders with different levels of inclusion were prepared by the same hot isostatic pressing regime to produce FGH97 alloy, and the effect of the difference in the content of inclusion on the mechanical properties of FGH97 alloy was studied. The tensile properties of FGH97 alloys were tested, and the powder characteristics, alloy microstructure, and tensile fracture morphology were characterized. The results show that, the powder prepared by vacuum induction melting gas atomization (VIGA) method is denoted as powder, which has the characteristics of fine powder collection rate, small grain size of prepared alloy and easy to introduce inclusions. The abnormal particle inclusion of Si-rich will lead to the formation of poor  $\gamma'$  zone in alloy, affects the bonding between powders and reduces the plasticity of FGH97 alloy. At hot isostatic state, the FGH97 alloy has an elongation of 9.5% at room temperature and 1% at 650 °C. FGH97 alloy was heat treated by solid solution + aging heat treatment, the poor  $\gamma'$  zone in the matrix disappears, and the plasticity of FGH97 alloy is significantly improved, the room temperature elongation of FGH97 alloy is increased to 14.25%, the elongation at 650 °C is increased to 6%.

Keywords: Inclusions; FGH97 alloy; Hot isostatic pressing; Mechanical property; Microstructure and morphology

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.093

\* 基金项目: 稳定支持基础研究领域青年团队计划 (YSBR-025)。

随着航空航天技术的发展,在高温恶劣环境中具有良好性能的高温合金得到了广泛的应用<sup>[1]</sup>。其中粉末高温合金是制备航空发动机涡轮盘/轴等关键部位的首选材料。FGH97合金是我国仿制俄罗斯EP741NP研制的第二代粉末高温合金,现已进行实际生产和应用<sup>[2]</sup>。

通过粉末冶金热等静压(Powder metallurgy hot isostatic pressing, PM-HIP)工艺制备的粉末高温合金具有组织均匀、力学性能优异和元素偏析少等特点<sup>[3]</sup>。使用该工艺还可避免铸造中出现气孔、缩松和元素偏析等缺陷,因此被广泛应用于航空发动机的涡轮盘等关键承热零件的生产制造中。其中采用PM-HIP工艺制备的FGH97合金涡轮盘/轴等零件已得到实际应用<sup>[2]</sup>。

夹杂物缺陷会对粉末高温合金的性能造成不利影响,解决夹杂物缺陷是发展粉末高温合金的重大挑战。粉末中存在的夹杂物经热等静压成形后会产生夹杂物缺陷,使合金的力学性能变差。国内许多学者研究了夹杂物对合金性能的影响。钢铁研究总院张莹<sup>[4-5]</sup>、中南大学杨金龙<sup>[6]</sup>、北京航空航天大学Hu<sup>[7]</sup>和Zhang<sup>[8]</sup>、中国航发北京材料研究院刘新灵<sup>[9]</sup>和许捷<sup>[10]</sup>等分别研究了夹杂物的来源、裂纹源与夹杂物之间的关系和夹杂物尺寸对粉末高温合金低周疲劳性能的影响,为解决夹杂物对粉末高温合金的影响提供了一定的数据支持和研究方向。现在一般认为粉末中的夹杂物按照来源可划分为陶瓷类、熔渣类和异常颗粒夹杂,其中异常颗粒夹杂是粉末与升华物、陶瓷和熔渣粘连在一起组成的。在FGH97合金低周疲劳断裂试样中,80%裂纹源的产生与夹杂物有关,当夹杂物尺寸大于80 μm时,合金的低周疲劳性能会大幅度降低。此外Bandyopadhyay等<sup>[11]</sup>利用有限元技术模拟了RR1000合金中夹杂物位置对合金的影响,发现夹杂物位于合金表面时,对合金的破坏最大。Telesman等<sup>[12]</sup>在研究非金属夹杂物对Udimet 720合金盘的影响时发现,夹杂物位于基体表面时合金盘疲劳寿命更短。

本文设计了两种夹杂物含量不同的粉末,采用粉末冶金热等静压工艺制备了FGH97合金,对比研究FGH97合金在不同环境下的拉伸性能、显微组织和断口形貌等方面,分析夹杂物对合金力学性能的影响。

## 1 试验及方法

有研究表明,采用真空惰性气体雾化(Vacuum induction melting gas atomization, VIGA)法制粉时更容易引入夹杂物,因此本次试验中选择采用VIGA制备的粉末P1,以等离子旋转电极雾化(Plasma rotating electrode process, PREP)法制备的粉末P2作为对照组进行试验<sup>[13]</sup>。

将制备好的两组FGH97粉末通过ICP7400型等离子体发射光谱仪与CS844型硫碳分析仪进行化学成分的检测,结果见表1。通过ONH836型氧氮氢分析仪测试两组粉末中气体元素含量,结果见表2,P2粉末的氧质量分数远高于GB/T 14992标准( $O \leq 0.007\%$ )。

FGH97合金的 $\gamma'$ 相溶解温度在1180~1190 °C<sup>[14]</sup>,通常采用的热等静压温度要大于 $\gamma'$ 相溶解温度,因此本次试验中热等静压制度为1200 °C/140 MPa/3 h;采用典型的热处理(Heat treatment, HT)制度:固溶(1200 °C/4 h,空冷)+三级时效(910 °C/3 h+750 °C/8 h+700 °C/17 h,空冷)<sup>[15]</sup>。

粉末形貌通过S-3400N型扫描电镜观察,使用HORIBA LA-960粒度仪测量粉末粒度。金相试样经过机械研磨抛光后,通过化学腐蚀观察金相(Axio Observer HAL100金相显微镜),采用电解腐蚀观察显微组织(装有Ultim Max N硅漂移型能谱仪的TESCAN MIRA3型场发射扫描电镜。化学腐蚀液:35 g FeCl<sub>3</sub>+100 mL HCl+40 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH+10 mL HF+40 mL 去离子水,腐蚀时间3~5 s,室温;电解腐蚀液:15 g CrO<sub>3</sub>+170 mL H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>+10 mL H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>,电压3~5 V,时间3~5 s,室温。力学性能测试拉伸棒规格为M10×Φ5 mm,通过CMT5305电子万能试验机进行室温拉伸测试,测试标准为GB/T 228.1—2021,利用INSTRON 5582万能试验机进行650 °C拉伸测试,测试标准为GB/T 228.2—2015,使用TESCAN MIRA3型场发射扫描电镜进行断口形貌观察。

## 2 结果与讨论

### 2.1 粉末与夹杂物表征

本试验采用的两批次粉末(P1、P2)形貌如图1所示。P1、P2粉末颗粒大致呈规则的球形,放大后可观察到明显的胞晶结构;P1粉末中疑似存在夹杂物,P2粉

表1 两组FGH97粉末的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of two groups of FGH97 alloy powders (mass fraction)

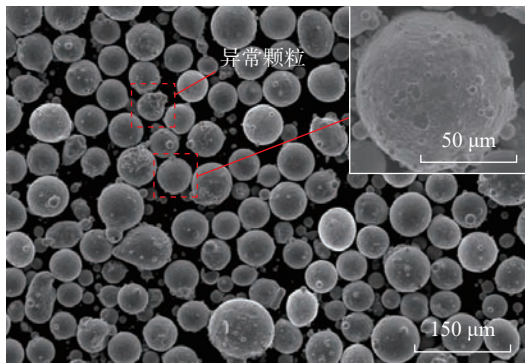
样品	Ni	C	Al	Ti	Mo	Nb	Hf	Si
P1	余量	0.056	5.05	1.69	3.93	2.39	0.23	0.10
P2	余量	0.039	5.09	1.82	3.94	2.62	0.31	0.03

末表面光洁,无明显夹杂。通过对两组粉末表面进行能谱扫描,扫描位置与结果见图2。结果显示,P1粉末 $N_1$ 点中Al、Si元素含量过高,P2粉末表面元素含量无异常。采用VIGA法制备粉末时,使用的陶瓷坩埚容易成为夹杂物的来源,致使P1粉末表面元素含量异常。P1粉末表面的元素含量与文献[10]中异常颗粒夹杂元素相符,因此可以确认P1粉末中存在的夹杂物类型是含有陶瓷夹杂的异常颗粒。

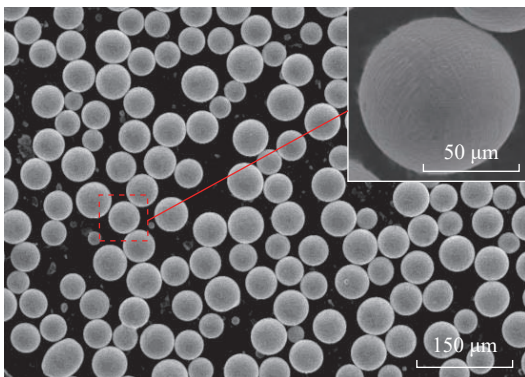
粉末粒度是影响合金性能的重要指标,主要影响粉末的流动性、振实密度和热等静压的致密化<sup>[3]</sup>,两组粉末粒度测量结果如图3所示。P1粉末粒径范围在50~121  $\mu\text{m}$ ,  $D_{10}$ 、 $D_{50}$ 、 $D_{90}$ 分别为50  $\mu\text{m}$ 、74  $\mu\text{m}$ 、121  $\mu\text{m}$ ; P2粉末粒径范围在53~93  $\mu\text{m}$ ,  $D_{10}$ 、 $D_{50}$ 、 $D_{90}$ 分别为53  $\mu\text{m}$ 、71  $\mu\text{m}$ 、93  $\mu\text{m}$ 。由图3粉末粒径分布可知,P1细粉含量较高,

表2 两组FGH97粉末气体元素含量(质量分数)  
Table 2 Gas elements content of FGH97 powder in two groups (mass fraction) %

样品	O	N	H
P1	0.0074	0.0120	0.0002
P2	0.0120	0.0063	0.0003



(a) P1粉末



(b) P2粉末

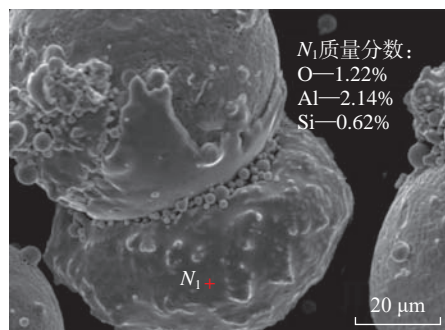
图1 两组FGH97粉末形貌

Fig.1 Morphology of two groups of FGH97 alloy powders

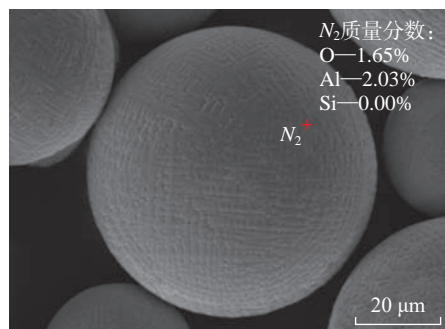
这种粒径分布与夹杂物无关,主要是与制粉方式有关,采用VIGA法制备的粉末细粉收集率较高<sup>[16]</sup>。

## 2.2 FGH97合金显微组织分析

采用P1、P2粉末制备的两组FGH97合金热处理前后的金相组织如图4所示(HIP: 1200  $^{\circ}\text{C}$ /140 MPa/3 h; HT: 固溶 1200  $^{\circ}\text{C}$ /4 h; 时效: 910  $^{\circ}\text{C}$ /3 h+750  $^{\circ}\text{C}$ /8 h+700  $^{\circ}\text{C}$ /17 h)。图4(a)和(b)所示为两组FGH97合金热等静压态金相组织,可以看到P1粉末制备的FGH97合金中存在因夹杂物而产生的贫 $\gamma'$ 区,而P2粉末制备的FGH97合金中未发现该区域,只发现了原始粉末颗粒边界(Prior



(a) P1粉末



(b) P2粉末

图2 两组FGH97粉末EDS点扫描位置

Fig.2 EDS point position of two groups of FGH97 alloy powders

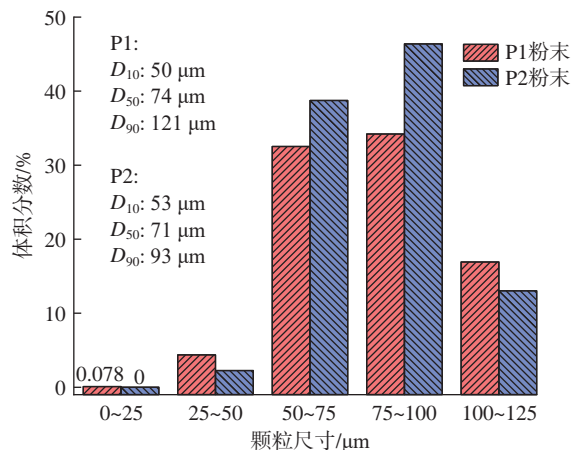


图3 两组FGH97粉末粒径分布

Fig.3 Particle size distribution of two groups of FGH97 alloy powders

particle boundaries, PPBs),从图 4 (c) 中可知,经过热处理后 FGH97 (P1) 合金中已观察不到贫  $\gamma'$  区。

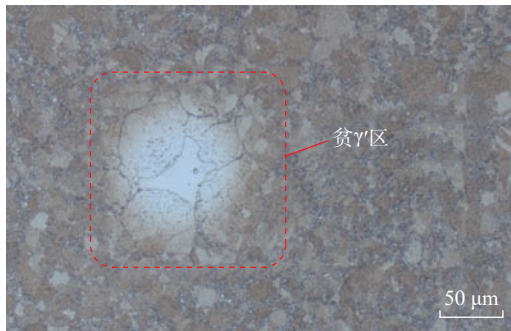
冯业飞<sup>[17]</sup>和 Zhang<sup>[18]</sup>等在研究 SiO<sub>2</sub> 夹杂物与 FGH96 合金基体中的界面反应机理时发现, SiO<sub>2</sub> 会与合金中  $\gamma'$  相的主要形成元素 Al、Ti 发生反应,导致 FGH96 合金中

产生贫  $\gamma'$  区,显著降低 FGH96 合金的力学性能。根据图 2 中的粉末表征结果来看,本次试验中 P1 粉末中存在的夹杂物为含 Si 的异常颗粒夹杂。因此认为 FGH97 合金中的贫  $\gamma'$  区是 P1 粉末中的异常颗粒夹杂造成的。其中 SiO<sub>2</sub> 与 Al、Ti 发生反应的方程式为<sup>[17]</sup>

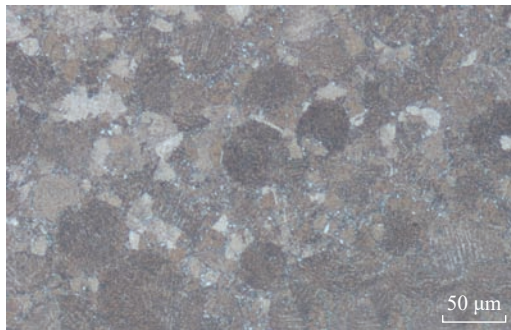


PPBs 在合金中易成为潜在的裂纹源和裂纹扩展通道,会显著降低合金的塑性<sup>[19]</sup>。PPBs 产生的因素有很多,其中氧含量是影响 PPBs 产生的重要因素。由表 2 中的数据可知, P1 粉末中的氧含量远小于 P2 粉末中的氧含量,这是 P2 粉末制备的 FGH97 合金中 PPBs 含量高于 P1 粉末制备的 FGH97 合金的原因。

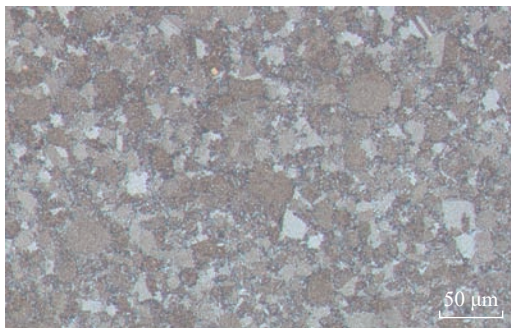
从图 4 中可以观察到两组 FGH97 合金晶粒尺寸存在差异,为了研究夹杂物对晶粒取向是否造成影响,以及对两组合金的晶粒尺寸进行量化统计,对两组 FGH97 合金热处理后的组织进行 EBSD 表征,结果如图 5 所示。可以看到两组合金晶粒均无明显取向,这表明夹杂物对 FGH97 合金显微组织中的晶粒取向无显著影响。通过 Channel 5 软件包中的晶粒统计功能对采用 P1、P2 粉末制备的 FGH97 合金晶粒尺寸进行量化统计。其中 P1 粉末制备的 FGH97 合金的晶粒尺寸较小,平均晶粒尺寸为 8.15  $\mu\text{m}$ , P2 粉末制的 FGH97 合金的晶粒尺寸较



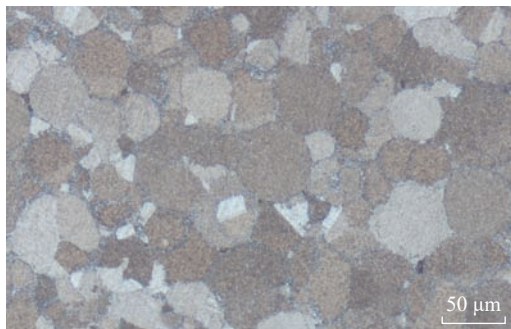
(a) FGH97合金 (P1) HIP态金相照片



(b) FGH97合金 (P2) HIP态金相照片



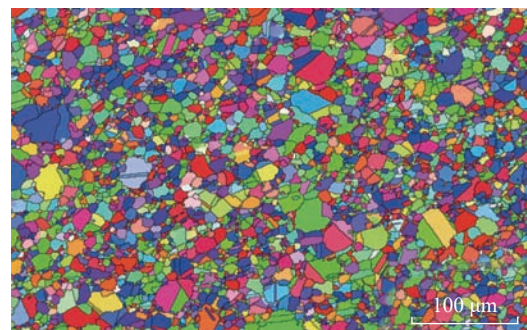
(c) FGH97合金 (P1) HIP+HT态金相照片



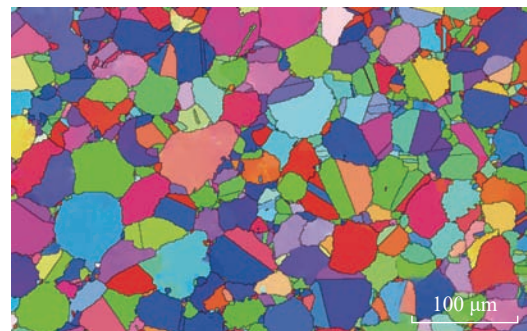
(d) FGH97合金 (P2) HIP+HT态金相照片

图 4 两组 FGH97 合金金相照片

Fig.4 Metallographic photographs of two groups of FGH97 alloys



(a) FGH97合金 (P1) IPF图



(b) FGH97合金 (P2) IPF图

图 5 两组热处理态 FGH97 合金的 EBSD 表征

Fig.5 EBSD characterization of two groups of heat-treated FGH97 alloys

大,平均晶粒尺寸为  $16.01\ \mu\text{m}$ 。在合金成形过程中晶粒尺寸受多方面影响,张莹等<sup>[20]</sup>在研究不同粒度的粉末对其成形件组织性能产生的影响时发现,粉末中细粉含量较高时会导致其成形件晶粒尺寸更小,成形件强度更高。根据图3中粉末粒径分布图来看,P1粉末中细粉含量更高,因此P1粉末制备的FGH97合金热等静压之后的晶粒尺寸更小。

由于图4(c)中金相组织已观察不到贫 $\gamma'$ 区,进一步分析合金中的贫 $\gamma'$ 区成分,确认P1粉末制备的FGH97合金热处理后的组织中的贫 $\gamma'$ 区是否存在。通过扫描电镜背散射电子衍射模式(Backscattered electron, BSE)观察FGH97合金(P1)热处理前后的显微组织,并进行能谱扫描,结果如图6所示。图6(a)为FGH97合金(P1)热等静压态显微组织,可以观察到基体中存在大面积的灰色组织和亮白色块状组织,从形貌上判断该组织是因夹杂物存在而产生的贫 $\gamma'$ 区。 $N_3$ 点的能谱结果显示,灰色组织中富Si元素。而贫 $\gamma'$ 区的产生主要与 $\text{SiO}_2$ 有关,该处组织中富Si元素,因此确认该处组织就是贫 $\gamma'$ 区。由此可见P1粉末中存在的富Si的异常颗粒夹杂,经热等静压后会富集在合金基体中贫 $\gamma'$ 区的灰色组织中。FGH97合金(P1)经过热处理后的组织如图6(d)所示,存在由若干个白色条状组织组成的异常组织,通过 $N_5$ 、 $N_6$ 点的能谱结果来看,该处异常组织由 $\text{M}_6\text{C}$ 和 $\text{MC}$ 碳化物组成,Si元素含量较少。通过 $N_5$ 、 $N_6$ 点的能谱结果来看,说明经过热处理后Si元素已经扩散在合金的基体中,已无法在基体中形成较大面积的贫 $\gamma'$ 区。

### 2.3 力学性能分析

图7( $R_m$ 为抗拉强度; $R_{p0.2}$ 为屈服强度; $A$ 为延伸率; $Z$ 为断面收缩率)为两组FGH97合金热处理前后的室温拉伸测试结果(HIP:  $1200\ \text{℃}/140\ \text{MPa}/3\ \text{h}$ ; HT: 固溶  $1200\ \text{℃}/4\ \text{h}$ ; 时效:  $910\ \text{℃}/3\ \text{h}+750\ \text{℃}/8\ \text{h}+700\ \text{℃}/17\ \text{h}$ )。可以看出,P1粉末制备的FGH97合金室温强度和延伸率为  $1141\ \text{MPa}$ 、 $9.5\%$ ; P2粉末制备的FGH97合金室温强度和延伸率为  $1412\ \text{MPa}$ 、 $16.16\%$ 。经过热处理后,P1粉末制备的FGH97合金的力学性能得到提升,强度提升至  $1361\ \text{MPa}$ ,延伸率提升至  $14.25\%$ , P2粉末制备的FGH97合金的力学性能下降,强度为  $1325\ \text{MPa}$ ,延伸率为  $12.33\%$ 。可以看到P1粉末制备的FGH97合金热处理前的室温强度和延伸率均差于P2粉末制备的FGH97合金,热处理后P1粉末制备的FGH97合金强度和延伸率略优于P2粉末制备的FGH97合金,由此可见热处理能够降低夹杂物对合金的影响。由2.2节可知,P1粉末制备的FGH97合金中存在夹杂物缺陷,其热处理前的强度与塑性均差于P2粉末制备的FGH97合金,而P2粉末制备的FGH97合金中未发现明显的夹杂物缺陷,因此认为是夹杂物导致P1粉末制备的FGH97合金的强度与塑性显著降低。

使用FGH97合金制备的零部件一般应用于高温环境中,在高温环境中的力学性能是衡量FGH97合金是否优异的重要技术参数,因此进行了高温环境的力学性能测试。两组FGH97合金热处理前后的  $650\ \text{℃}$  测试结果如图8所示。可以看到,热处理工艺对两组合金的高温性能均起到强化作用,其中P1粉末制备的FGH97合

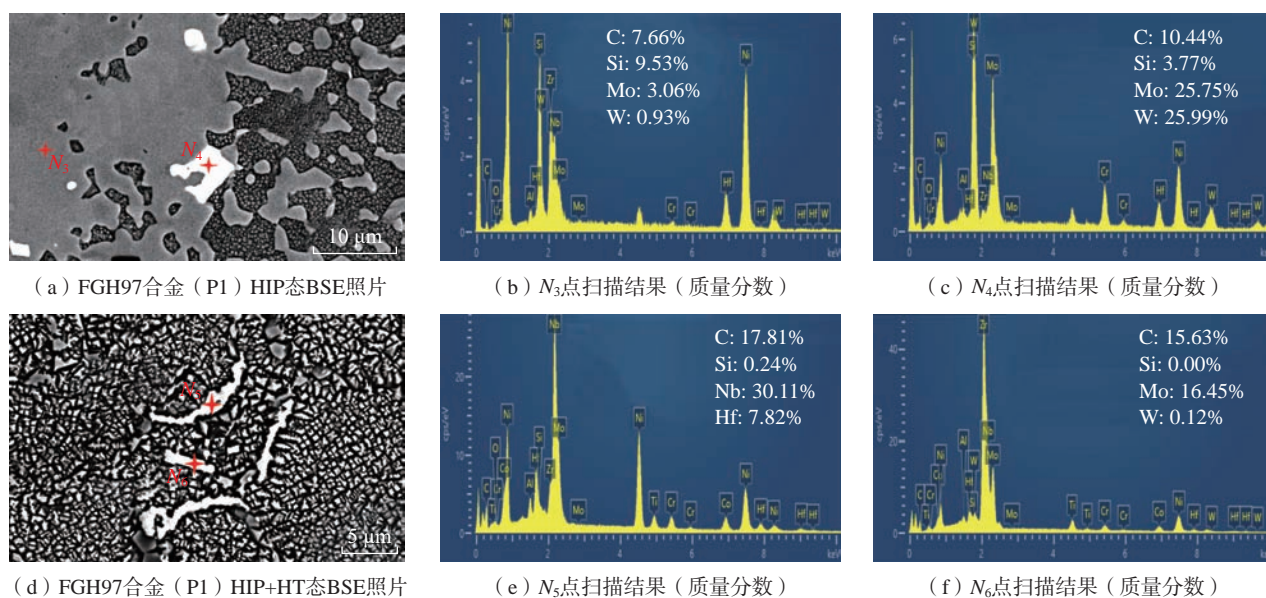


图6 FGH97合金(P1)BSE照片  
Fig.6 BSE photo of FGH97 alloy (P1)

金强度由 981.5 MPa 提升至 1116.5 MPa, 延伸率由 1% 提升至 6%, P2 粉末制备的 FGH97 合金强度无明显变化, 延伸率由 12.1% 提升至 16.8%。由此可见, 经过热处理后 P1 粉末制备的 FGH97 合金中的贫  $\gamma'$  区消失, 使得合金的性能得到显著提升。热处理工艺也能够降低合金中的原始粉末颗粒边界含量, 因此 P2 粉末制备的 FGH97 合金的塑性得到提升<sup>[19]</sup>。

有研究指出, 夹杂物、PPBs 和合金晶粒尺寸均会对粉末高温合金的力学性能造成影响<sup>[7,19,21]</sup>。王梦雅等<sup>[19]</sup>发现 PPBs 的存在会严重影响合金的力学性能, 并提出了高温固溶处理能够减少合金中 PPBs 含量, 改善合金的性能。张莹等<sup>[20]</sup>发现晶粒尺寸更小的 FGH95 合金拥有更好的力学性能。本次试验中 P1 粉末制备的 FGH97 合金晶粒尺寸更小, PPBs 含量更少, 应当拥有更优异的力学性能, 但是经过测试发现, P1 粉末制备的 FGH97 合金的强度与塑性却明显差于 P2 粉末制备的 FGH97 合金。这表明夹杂物对 FGH97 合金的力学性能影响最大, 并且对合金的高温塑性产生显著影响。

## 2.4 断口分析

根据前文的发现, 为验证夹杂物是否对合金的塑性

产生影响, 观察两组 FGH97 合金的拉伸断口形貌, 具体如图 9 所示 (HIP: 1200 °C/140 MPa/3 h; HT: 固溶 1200 °C/4 h; 时效: 910 °C/3 h+750 °C/8 h+700 °C/17 h)。P1 粉末制备的 FGH97 合金热等静压态断口如图 9 (a) 所示, 可在断口处观察到粉末间的异常结合区域, 这种异常结合区域应该是由夹杂物所导致。P1 粉末制备的 FGH97 合金经热处理后断口如图 9 (b) 所示, 断口处未发现粉末间的异常结合区域。P2 粉末制备的 FGH97 合金热处理前后断口形貌如图 9 (c) 和 (d) 所示, 可知 P2 粉末制备的 FGH97 合金热处理前后断口失效形式均为粉末脱粘, 断口局部形貌放大后均可观察到保持原始状态的粉末。导致 P2 粉末制备的 FGH97 合金断口失效形式为粉末脱粘的原因是合金 PPBs 含量高。P1 粉末制备的 FGH97 合金经过热处理后断口失效形式与热等静压态不同, 说明异常结合区域会阻碍冶金结合, 也证明了热处理能够降低夹杂物对合金的影响。

两组合金在 650 °C 时拉伸断口形貌如图 10 所示。可以看到, 在 650 °C 时, 两组 FGH97 合金热处理前后断口的失效形式与室温相同。在高温环境中进行拉伸测试, 两组 FGH97 合金断口中可发现少量氧化物。在高

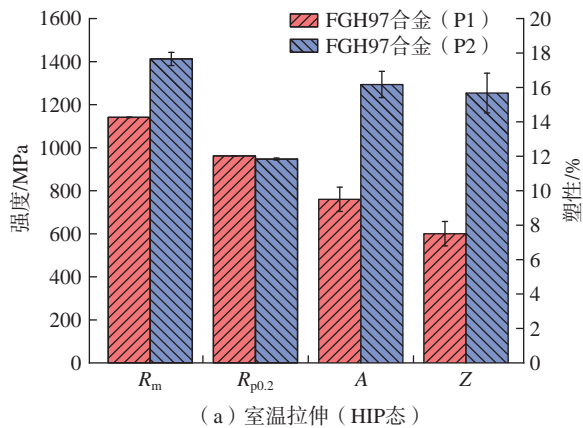


图 7 两组 FGH97 合金室温力学性能

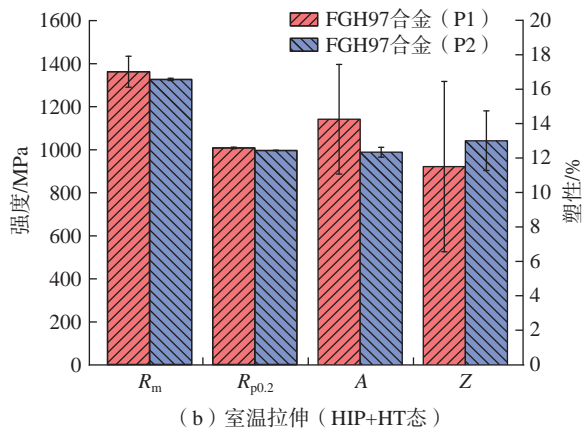


图 8 两组 FGH97 合金 650 °C 力学性能

Fig.7 Mechanical properties of two groups of FGH97 alloys at room temperature

Fig.8 Mechanical properties of two groups of FGH97 alloys at 650 °C

温环境中 P1 粉末制备的 FGH97 合金热等静压态断口可观察到较多的裂纹,而这些裂纹大多存在于粉末间的异常结合区域周围,这说明在高温环境中异常结合区域更容易成为裂纹源产生裂纹,严重影响合金的塑性。

为分析 P1 粉末制备的 FGH97 合金断口中异常结合区域的成分,使用扫描电镜能谱点扫描功能,对其室温、高温断口中的异常结合区域进行分析,扫描位置及结果见图 11 和表 3。

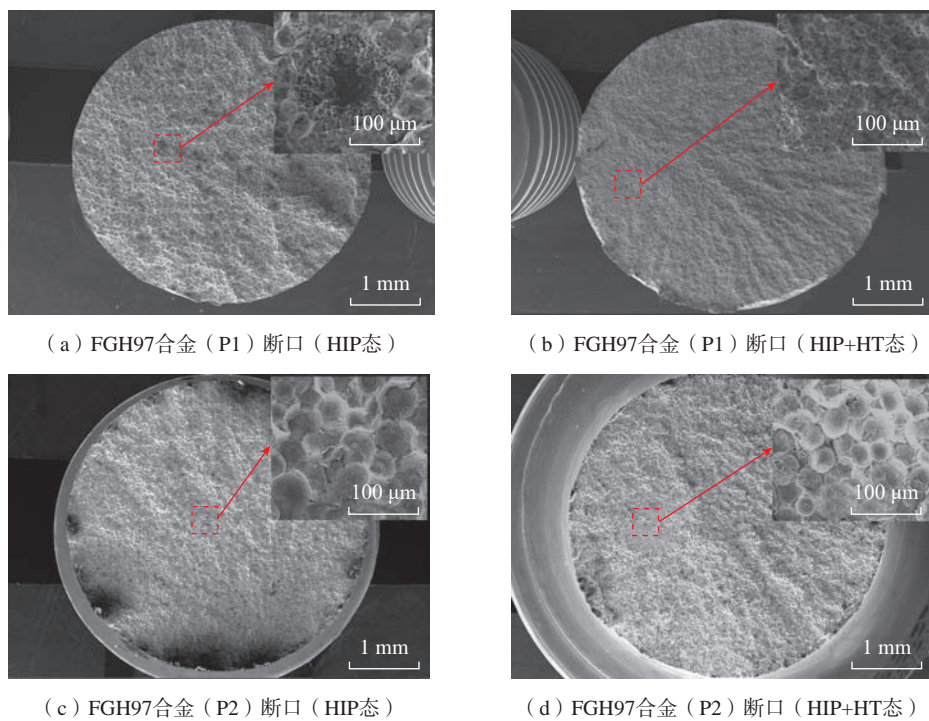


图 9 两组 FGH97 合金室温断口形貌

Fig.9 Fracture morphology of two groups of FGH97 alloys at room temperature

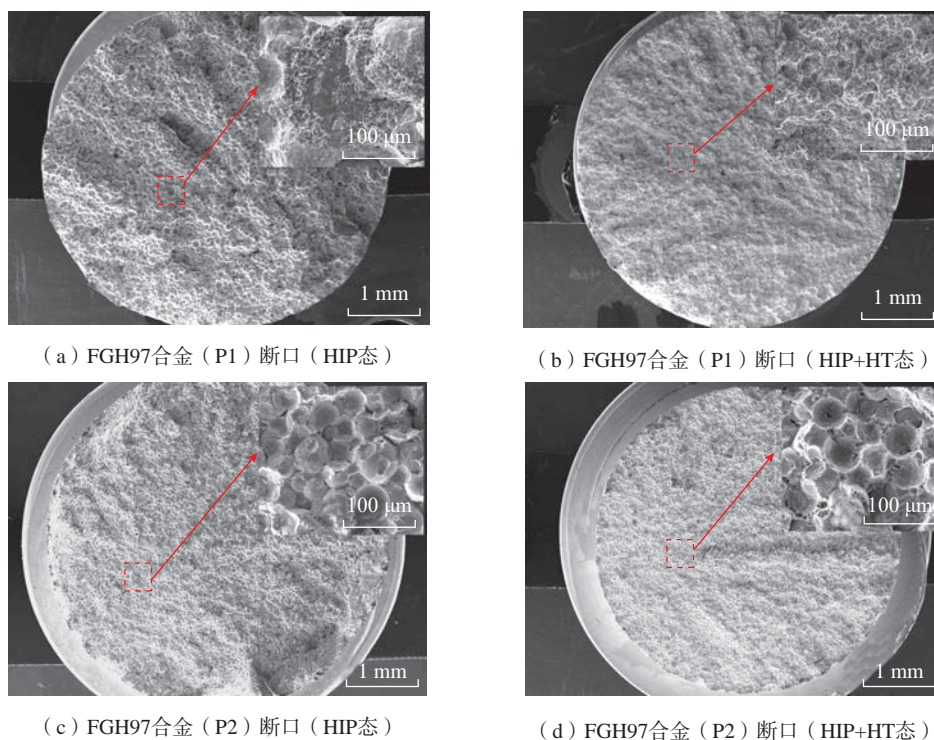


图 10 两组 FGH97 合金 650 °C断口形貌

Fig.10 Fracture morphology of two groups of FGH97 alloys at 650 °C

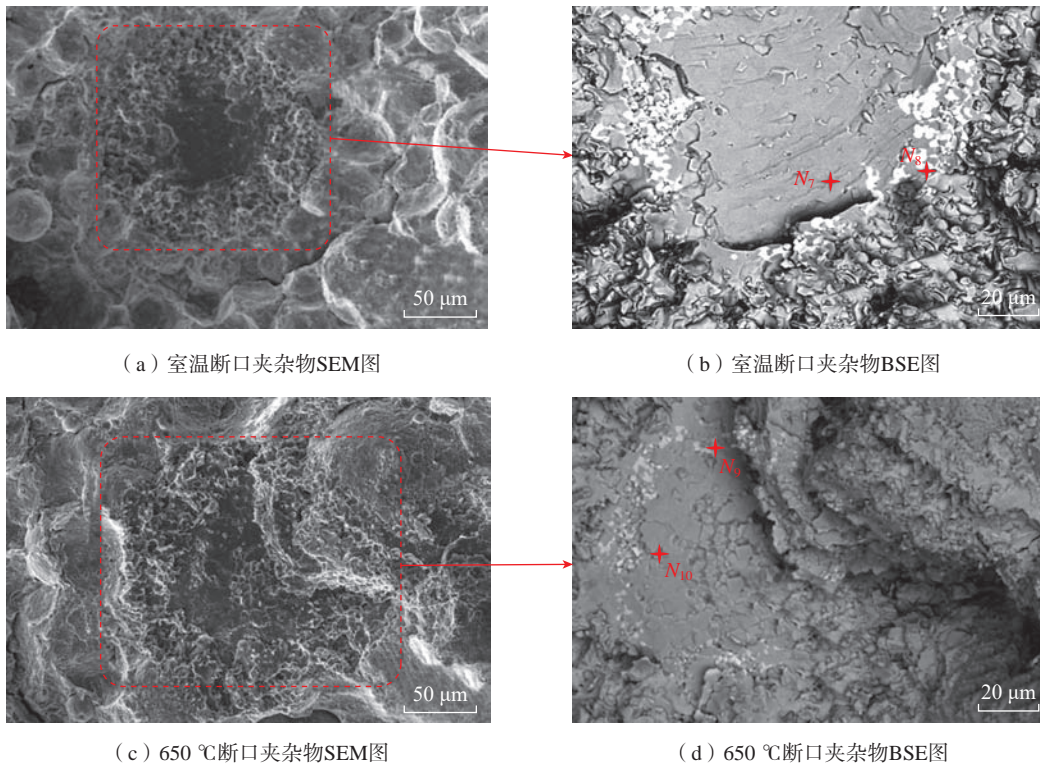


图 11 FG97 (P1)合金断口处 EDS 点位置

Fig.11 EDS point position at the fracture surface of FG97 alloy (P1)

表 3 断口处夹杂物 EDS 点扫描结果(质量分数)

Table 3 EDS spot scanning results of inclusion at the fracture (mass fraction)

位置	C	Si	Mo	W	Nb	Hf
$N_7$	13.54	8.25	1.74	1.13	4.15	0.30
$N_8$	9.38	3.88	18.17	20.82	3.14	0.30
$N_9$	7.04	3.80	19.91	22.24	2.54	0.55
$N_{10}$	7.96	9.65	2.12	1.21	5.04	0.71

通过图 11 可以看出,异常结合区域处主要由灰色组织和块状以及链状的白色组织组成,根据  $N_7$ 、 $N_{10}$  点的结果来看,灰色组织中富集 Si 元素。根据  $N_8$ 、 $N_9$  点的结果来看,块状以及链状的白色组织为  $M_6C$  碳化物。在本次试验中, P1 粉末间存在富集 Si 元素的异常颗粒夹杂,因此认为此异常结合区域中的 Si 元素源自 P1 粉末间的异常颗粒夹杂。

### 3 结论

(1) 与 PREP 法相比采用 VIGA 法制备的粉末,细粉收集率较高,粉末经过热等静压成形的 FG97 合金 (P1) 晶粒尺寸更细小,粉末中也更容易引入夹杂物。

(2) 粉末中存在的富 Si 异常颗粒夹杂导致 FG97 合金 (P1) 中产生贫  $\gamma'$  区,影响粉末间的结合,显著降低

合金的塑性,致使 P1 粉末制备的 FG97 合金在热等静压态时室温延伸率为 9.5%, 650 °C 的延伸率为 1%。

(3) 通过热处理工艺,能够消除合金的基体组织中富 Si 的贫  $\gamma'$  区,使 P1 粉末制备的 FG97 合金的强度与塑性均出现明显提升,拉伸断口中的粉末间异常结合区域消失。经过热处理后, P1 粉末制备的 FG97 合金塑性得到显著提升,室温延伸率提升至 14.25%; 在 650 °C 时的延伸率提升至 6%。

### 参考文献

[1] 师昌绪, 仲增墉. 我国高温合金的发展与创新[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1281-1288.  
SHI Changxu, ZHONG Zengyong. Development and innovation of superalloy in China[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(11): 1281-1288.

[2] 张义文, 刘建涛, 贾建, 等. 粉末高温合金研究进展[J]. 粉末冶金工业, 2022, 32(6): 150–156.

ZHANG Yiwen, LIU Jiantao, JIA Jian, et al. Development of powder metallurgy superalloy[J]. Powder Metallurgy Industry, 2022, 32(6): 150–156.

[3] 徐磊, 郭瑞鹏, 吴杰, 等. 钛合金粉末热等静压近净成形研究进展[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1537–1552.

XU Lei, GUO Ruipeng, WU Jie, et al. Progress in hot isostatic pressing technology of titanium alloy powder[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(11): 1537–1552.

[4] 张莹, 张义文, 张娜, 等. 粉末冶金高温合金FGH97的低周疲劳断裂特征[J]. 金属学报, 2010, 46(4): 444–450.

ZHANG Ying, ZHANG Yiwen, ZHANG Na, et al. Fracture character of low cycle fatigue of P/M superalloy FGH97[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(4): 444–450.

[5] 张莹. 镍基粉末高温合金中碳、氧化物的遗传演变及对组织性能的影响[J]. 航空制造技术, 2021, 64(23/24): 80–86, 93.

ZHANG Ying. Heredity and evolution of carbide and oxide in nickel-based PM superalloys and their effect on microstructure-properties[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(23/24): 80–86, 93.

[6] 杨金龙, 朱晓闽, 熊江英, 等. 夹杂物尺寸及分布对FGH97高温合金低周疲劳性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(5): 1614–1622.

YANG Jinlong, ZHU Xiaomin, XIONG Jiangying, et al. Effect of inclusion size and distribution on low cycle fatigue properties of an FGH97 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(5): 1614–1622.

[7] HU D Y, WANG T, MA Q H, et al. Effect of inclusions on low cycle fatigue lifetime in a powder metallurgy nickel-based superalloy FGH96[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 118: 237–248.

[8] ZHANG S M, XU Y M, FU H, et al. Low-cycle fatigue crack initiation simulation and life prediction of powder superalloy considering inclusion-matrix interface debonding[J]. Materials, 2021, 14(14): 4018.

[9] 刘新灵, 胡春燕, 王天宇. 夹杂物尺寸对粉末高温合金低周疲劳寿命影响的机制[J]. 失效分析与预防, 2018, 13(2): 89–94, 107.

LIU Xinling, HU Chunyan, WANG Tianyu. Influence mechanism of inclusion size on low cycle fatigue of powder metallurgy superalloy[J]. Failure Analysis and Prevention, 2018, 13(2): 89–94, 107.

[10] 许捷, 徐元铭, 刘新灵, 等. 夹杂物对粉末高温合金材料裂纹萌生的影响[J]. 西北工业大学学报, 2017, 35(S1): 108–112.

XU Jie, XU Yuanming, LIU Xinling, et al. Inclusion effect on crack initiation of powder metallurgy superalloy[J]. Journal of Northwestern Polytechnical University, 2017, 35(S1): 108–112.

[11] BANDYOPADHYAY R, SANGID M D. Crystal plasticity assessment of inclusion- and matrix-driven competing failure modes in a nickel-base superalloy[J]. Acta Materialia, 2019, 177: 20–34.

[12] TELESMA J, GABB T P, KANTZOS P T, et al. Effect of a large population of seeded alumina inclusions on crack initiation and small crack fatigue crack growth in Udimet 720 nickel-base disk superalloy[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 142: 105953.

[13] 陈喜, 王小宇, 刘奇, 等. 镍基高温合金球形粉末制备发展现状[J]. 粉末冶金工业, 2022, 32(2): 96–100.

CHEN Xi, WANG Xiaoyu, LIU Qi, et al. Development status of

the preparation of nickel-based superalloy spherical powder[J]. Powder Metallurgy Industry, 2022, 32(2): 96–100.

[14] 谭黎明. Co、Cr、W、Mo和C元素对粉末高温合金FGH4097组织和性能的影响[D]. 北京: 钢铁研究总院, 2017.

TAN Liming. Effect of Co, Cr, W, Mo and C on microstructure and mechanical properties of FGH4097 PM Superalloy[D]. Beijing: Central Iron & Steel Research Institute, 2017.

[15] 黄国超, 姚草根, 张绪虎, 等. 不同三级时效热处理对FGH4097合金显微组织和 $\gamma'$ 相演化的影响[J]. 材料热处理学报, 2022, 43(3): 58–65.

HUANG Guochao, YAO Caogen, ZHANG Xuhu, et al. Effect of different three-stage aging treatments on microstructure and  $\gamma'$  phase evolution of FGH4097 alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2022, 43(3): 58–65.

[16] 袁华, 李周, 许文勇, 等. 氩气雾化制备高温合金粉末的研究[J]. 粉末冶金工业, 2010, 20(4): 1–5.

YUAN Hua, LI Zhou, XU Wenyong, et al. The study of argon atomized superalloy powders[J]. Powder Metallurgy Industry, 2010, 20(4): 1–5.

[17] 冯业飞, 周晓明, 邹金文, 等. 粉末高温合金中SiO<sub>2</sub>夹杂物与基体的界面反应机理及其对变形行为的影响[J]. 金属学报, 2019, 55(11): 1437–1447.

FENG Yefei, ZHOU Xiaoming, ZOU Jinwen, et al. Interface reaction mechanism between SiO<sub>2</sub> and matrix and its effect on the deformation behavior of inclusions in powder metallurgy superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(11): 1437–1447.

[18] ZHANG M C, LIU C Y, WANG S Y. Deformation behaviors of non-metallic inclusion in FGH96 superalloy during different plastic processes[J]. Advanced Materials Research, 2012, 538–541: 1187–1191.

[19] 王梦雅, 纪箴, 张一帆, 等. 粉末高温合金中原始粉末颗粒边界研究进展[J]. 粉末冶金技术, 2017, 35(2): 142–149.

WANG Mengya, JI Zhen, ZHANG Yifan, et al. Research progress on the prior particle boundary of a powder metallurgy superalloy[J]. Powder Metallurgy Technology, 2017, 35(2): 142–149.

[20] 张莹, 张义文, 张凤戈, 等. 不同粒度的镍基高温合金粉末及其对P/M成形件组织性能影响的研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2002, 25(6): 34–36, 40.

ZHANG Ying, ZHANG Yiwen, ZHANG Fengge, et al. Study on Ni-base superalloy powder with different particle size and powder size effect on microstructures and mechanical properties of P/M products[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2002, 25(6): 34–36, 40.

[21] 佴启亮, 董建新, 张麦仓, 等. 粉末高温合金FGH97疲劳裂纹扩展行为[J]. 工程科学学报, 2016, 38(2): 248–256.

NAI Qiliang, DONG Jianxin, ZHANG Maicang, et al. Fatigue behavior of powder metallurgy superalloy FGH97[J]. Chinese Journal of Engineering, 2016, 38(2): 248–256.

通讯作者: 卢正冠, 助理研究员, 博士, 主要从事钛合金粉末成形的性能研究。

(责编 七七)

引文格式: 潘新, 李海伟, 张函力, 等. 基于优化Hough变换的铆接高度差亚像素检测方法研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 102-108, 121.

PAN Xin, LI Haiwei, ZHANG Hanli, et al. Research on sub-pixel detection method of riveting height difference based on optimized Hough transform[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 102-108, 121.

## 基于优化Hough变换的铆接高度差亚像素检测方法研究\*

潘新<sup>1</sup>, 李海伟<sup>1</sup>, 张函力<sup>2</sup>, 申霖<sup>1</sup>, 张新喜<sup>1</sup>, 纪俐<sup>2,3,4</sup>

(1. 航空工业沈阳飞机工业(集团)有限公司, 沈阳 110850;

2. 沈阳航空航天大学, 沈阳 110136;

3. 沈阳工业大学, 沈阳 110870;

4. 华晨汽车集团控股有限公司, 沈阳 110141)

[摘要] 针对飞机铆接高度差的检测问题, 提出了一种优化的 Hough 变换铆接高度差亚像素检测方法。该方法首先通过空间域点运算的灰度变换法对采集的铆接孔图像进行增强处理, 然后利用局部阈值分割法进行图像分割, 采用 Canny 算法进行边缘粗提取, 再利用优化的 Hough 变换进行亚像素级的边缘精细提取, 提取出铆接孔和铆钉钉头的圆环区域, 最后结合 RANSAC 算法进行圆拟合, 利用开发算子 `get_current_region_z()` 分别提取内外圆环区域的高度平均值, 再通过函数 `height_Z()` 将所得的高度平均值作差即可得到铆接表面的高度差。经试验证明, 该检测方法亚像素精确定位能力强, 检测结果准确率高、稳定性好, 重复测量精度可达到  $\pm 10 \mu\text{m}$ 。

关键词: 铆接高度差; 灰度变换; 阈值分割; Hough 变换; 亚像素

### Research on Sub-Pixel Detection Method of Riveting Height Difference Based on Optimized Hough Transform

PAN Xin<sup>1</sup>, LI Haiwei<sup>1</sup>, ZHANG Hanli<sup>2</sup>, SHEN Lin<sup>1</sup>, ZHANG Xinxi<sup>1</sup>, JI Li<sup>2,3,4</sup>

(1. AVIC Shenyang Aircraft Industrial (Group) Co., Ltd., Shenyang 110850, China;

2. Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China;

3. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China;

4. Brilliance Auto Group Holdings Co., Ltd., Shenyang 110141, China)

[ABSTRACT] A sub-pixel detection method of riveting height difference based on optimized Hough transform was proposed for the detection of aircraft riveting height difference. Firstly, the collected riveting height difference image was enhanced by gray scale transformation method of point operation in spatial domain, segmented by the local threshold segmentation method. Then, Canny operator edge detection was used to extract rough edges and the optimized Hough transform was used to extract sub-pixel edge, and the ring region of rivet hole and rivet head is extracted. Finally, the circle fitting was carried out with the RANSAC algorithm to generate the circle contour, and the average height values of the inner and outer ring regions were respectively extracted by the operator `get_current_region_z()`. Then the height difference of the riveted surface can be obtained by the difference of the average height obtained by the function `height_Z()`. Experiments show that the detection method has strong sub-pixel accurate positioning ability, high accuracy, good stability and repeated measurement accuracy of  $\pm 10 \mu\text{m}$ .

Keywords: Riveting height difference; Gray scale transformation; Threshold segmentation; Hough transform; Sub-pixel

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.102

\* 基金项目: 国防基础科研项目(JCKY2018410C004); 辽宁省教育厅青年基金(LJKZ0197); 辽宁省教育厅基金(213121022); 辽宁省自然科学基金(2019-ZD-0230)。

在航空工业中,铆接孔的加工质量对飞机安全性和使用寿命有至关重要的影响<sup>[1-2]</sup>。在国内的生产中,普遍仍通过工具进行人工检测,导致铆接高度的检测效率很难满足航空工业的需求。因此,本文采用机器视觉的方法对铆接高度差进行亚像素级的检测。

亚像素边缘检测是通过分解图像边缘附近的像素来精确定位、细化边缘的方法。从20世纪70年代起,不少专家提出了一些有效的亚像素边缘定位的方法,如形心法、灰度重心法、拟合法等<sup>[3]</sup>。目前,应用最为广泛的是Hough变换<sup>[4]</sup>,也是曲线检测领域中最有成效的方法<sup>[5]</sup>。Hough变换的核心思想是点-线的对偶性,即把图像空间中的复杂边缘特征信息转化为参数空间中的聚类检测问题<sup>[6]</sup>。在参数空间不超过二维的情况下,使用Hough变换可达到理想的效果<sup>[7]</sup>。随着参数空间的增大,Hough变换的计算时间也会急剧上升,并占用大量存储空间<sup>[8]</sup>。为了避免巨大的计算量和内存消耗,研究者提出了随机Hough变换<sup>[9]</sup>,该算法采用多到一的映射,但由于随机采样造成的无效累积,使算法效率降低。

综上,本文以3D激光轮廓传感器作为图像采集模块,设计出铆接高度差检测系统的整体机械结构,提出了一种优化的Hough变换铆接高度差亚像素检测方法,实现了对铆接表面高度差(铆钉头相对于铆接表面的高度)高精度、高效率的检测。

## 1 检测系统结构设计

本文设计的检测系统结合3D激光轮廓传感器Demo文件,以及客户端软件3DMVS的SDK文件开发包,进行二次开发并集成Halcon图像深度学习识别算法,利用算法库对采集到的图像进行坐标系统与数据拼合重构,最终得到铆接孔的形貌。将3D激光轮廓传感器和光栅尺测头装配在同步传送装置上,驱动传送装置带动光栅尺触发脉冲,使3D激光轮廓传感器在Y方向做直线运动,将采集的数据通过千兆网卡传输到工控机上,在客户端软件上设置参数后便可实时输出高精度三维点云数据和铆接高度差检测结果。测量系统结构如图1所示。

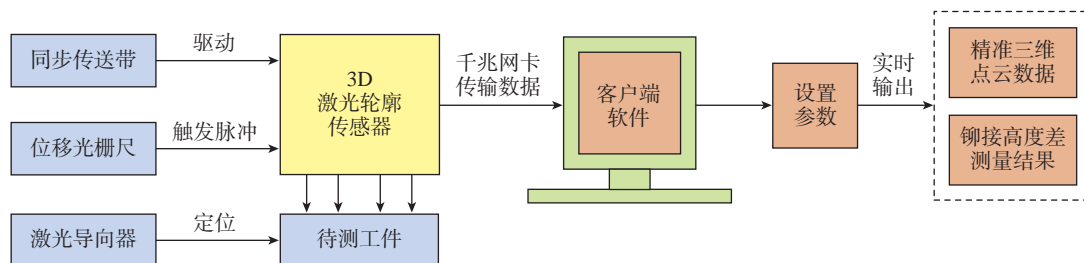


图1 测量系统结构框图

Fig.1 Structure block diagram of measurement system

## 2 铆接孔图像处理

### 2.1 铆接孔图像处理流程

根据采集铆接孔图像的特点,制定相应的图像处理流程,如图2所示。首先,通过3D激光轮廓传感器获取铆接孔图像,采用灰度变换法对所采集的原始图像进行增强处理,利用局部阈值分割法进行图像分割,然后通过Canny算法进行边缘粗提取,再利用优化的Hough变换进行亚像素级的边缘精细提取,提取出铆接孔和铆钉钉头的圆环区域,最后结合RANSAC算法进行圆拟合,利用开发算子`get_current_region_z()`分别提取内外圆环区域的高度平均值,再通过函数`height_Z()`将所得的高度平均值作差即可得到铆接表面的高度差。

### 2.2 图像增强

图像在获取的过程中,由于噪声、光线等因素的影响,可能会导致图像的某些重要特征丢失,需要图像增强来改善图像质量,丰富所需信息量。空间域处理法是图像增强最基本的方法之一,分为点运算和邻域运算。空间域是组成图像像素的集合,这种方法直接作用于图像中的像素灰度值,基本以灰度映射为基础进行运算处理<sup>[10]</sup>。

若利用点运算处理一幅输入图像,所输出的灰度值会相对局限。根据运算前预设的规则,输入图像中的每个像素灰度会依次转换成输出图像所对应像素的灰度值,且不会改变像素的空间位置。综合对比增强效果后,选用空间域点运算中的灰度变换进行图像增强。

#### 2.2.1 灰度变换

在数字图像处理中,灰度变换是一种十分直接的图像处理方法,可遵循一定的变换关系逐点对输入图像中各个像素灰度值进行处理。灰度变换原理:增大图像动态范围,使输入图像的弱对比度得到扩展,以达到更加清晰的显示效果。定义 $g(x, y)$ 为输入图像; $f(x, y)$ 为输出图像; $(x, y)$ 为点的邻域,其表达式为

$$f(x, y) = G[g(x, y)] \quad (1)$$

式中, $G$ 为关于 $g(x, y)$ 的一种运算。若对于单个像素,即 $(x, y)$ 代表 $1 \times 1$ 的单位邻域,其输出结果只取决于

$g(x, y)$  的像素灰度值。

2.2.2 线性变换

线性变换为灰度变换常用的方法之一,假设输入图像的灰度范围为  $[m, n]$ ,线性变换后输出图像的灰度范围为  $[p, q]$ ,令系数  $k = \frac{q-p}{n-m}$ ,则输入图像  $g(x, y)$  每点的灰度值与输出图像  $f(x, y)$  相应点灰度值的对应关系可表达为

$$f(x, y) = k \times [g(x, y) - m] + p \quad (2)$$

2.2.3 增强处理

图像增强流程:首先对原始图像进行灰度化,然后采用 `invert_image` 算子进行图像取反,增强图像中嵌入的灰度细节,最后利用 `emphasize` 算子增强铆接孔图像的边缘细节。铆钉原始图像如图 3 (a) 所示,铆钉钉头与铆接板颜色不均衡且边缘分界不明显;灰度化图像如图 3 (b) 所示,比原始图像颜色均衡;图 3 (c) 为使用

线性灰度变换后的取反图像,凸显边缘;图 3 (d) 为图像增强处理后的效果图,与原始图像对比不难看出,边缘轮廓处的像素值变化更加清晰明显。

2.3 局部阈值分割

相对于原始图像,经过预处理后的图像更便于后续的图像分割,但仍为二维数字图像。图像分割可以将得到的数字图像在像素级别上分割为互不交叠的区域,使图像在同一区域内呈现相似性,不同区域间呈现明显的差异性<sup>[11]</sup>。图像分割的主要目的是将感兴趣的特征从复杂背景中分离出来,以便进行目标识别和场景分析<sup>[12]</sup>。

阈值分割法是一种非常重要的分割技术<sup>[13]</sup>,基于区域实现图像分割,根据选定的灰度阈值将图像分割成不同的区域,原理简单且易于实现<sup>[14]</sup>。阈值分割法可分为全局阈值分割和局部阈值分割。全局阈值分割法是相对于整幅图像的像素而言,且对光照条件要求较高,如果图像光线较暗或光照不均匀,可能导致分割失败<sup>[15]</sup>;而局部阈值分割法则是通过局部像素灰度的不同,计算每个像素的阈值,适用于灰度分布呈现不规则状态的图像。相对于全局分割算法,采用分块思想的局部分割方法可实现更为理想的分割效果。

局部阈值分割法,其原理为在像素的邻域内,以单个或多个指定像素的特性来计算图像中所有点的阈值。由于铆接孔原始图像前景灰度与背景灰度区分不明显,因此,采用 Halcon 中的局部阈值分割算子 `dyn_threshold` 进行局部灰度对比,并找到邻域中合适的阈值对铆接孔图像进行分割。该算子首先设定一个合适的阈值,利用

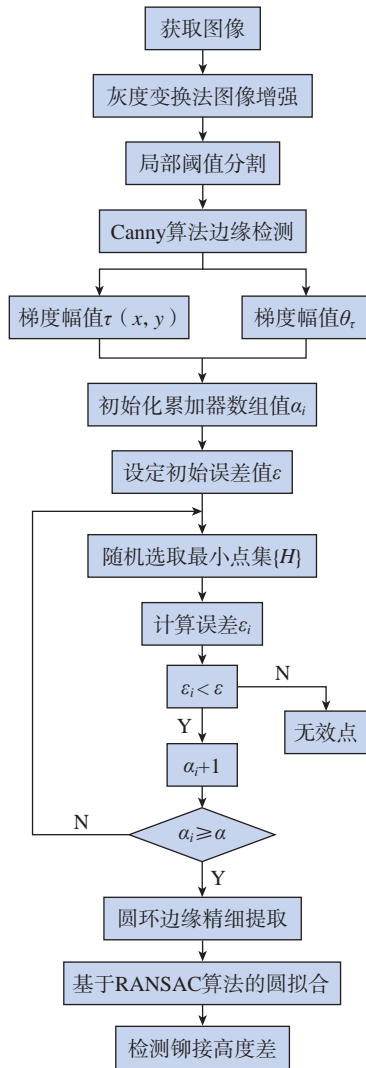


图 2 图像处理流程图

Fig.2 Flow chart of image processing

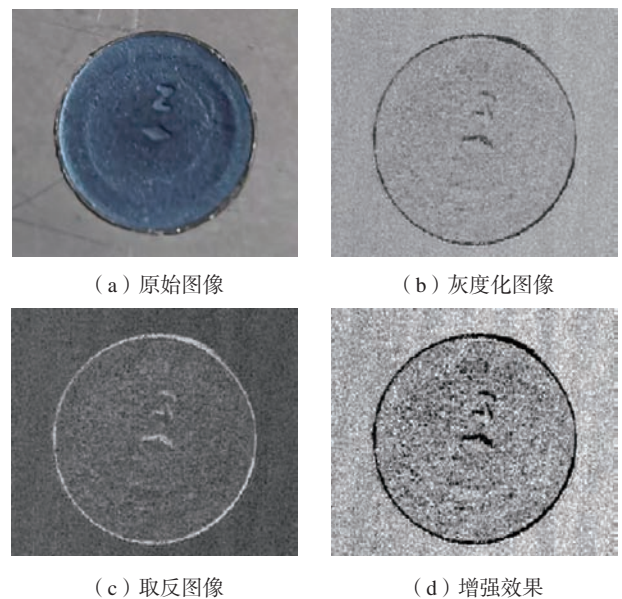


图 3 图像增强效果图

Fig.3 Sketch of image enhancement

平滑滤波器对原始图像进行适当平滑,然后对比均值处理后的图像与原始图像的局部像素差异,将差异大于设定值的像素点提取出来,分割效果如图4所示。

## 2.4 基于优化 Hough 变换的亚像素级边缘提取

传统图像处理算法提取的边缘精度都为像素级<sup>[16]</sup>。基于一阶图像边缘检测方法(如 Sobel 算子、Prewitt 算子、Kirsch 算子等)利用图像灰度一阶导数的极大值和极小值提取边缘;基于二阶图像边缘检测方法(如 Laplace 算子、Canny 算子等)通过穿越零点的方法搜索图像边缘<sup>[17]</sup>。随着机器视觉检测的快速发展,像素级精度的边缘检测已经无法满足图像处理的需求,更高精度的检测方法,即亚像素级别的边缘检测算法也应运而生<sup>[18]</sup>。理想情况下边缘提取方法会提取出完整的边缘信息,但实际上由于光照、噪声等环境因素的影响,获取的边缘信息往往是间断或离散的状态。

### 2.4.1 Canny 算法边缘提取粗定位

图像边缘是指图像周围有阶跃变化或屋顶变化的像素点,主要存在于目标与背景、区域与区域之间,是图像最基本的特征。目前,通用的轮廓边缘检测方法主要以 Canny 算法为基础进行改进,基于最优化的 Canny 算法基本思想:在图像中找出局部幅值最大梯度的像素点,使用两个阈值分别检测强边缘与弱边缘,并利用亮度、颜色和纹理来检测图像边缘位置<sup>[19]</sup>。Canny 算法能有效抑制噪声,具有信噪比大、精度高等优点,优于其他微分算子<sup>[20]</sup>。

优化的 Canny 算法边缘检测的基本步骤如下<sup>[21]</sup>。

(1) 利用一阶导数按行和列对原始图像进行卷积降噪,并采用二维高斯滤波器消除噪声,从而得到平滑图像。设  $v(x, y)$  为图像数据,  $\sigma$  为标准差,使用的高斯函数  $R(x, y)$  可表达为

$$R(x, y) = \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{2\sigma^2}\right) \quad (3)$$

(2) 采用一阶偏导的有限差分计算平滑后图像的梯度幅值和梯度方向,通过  $2 \times 2$  邻域一阶差分卷积模



图4 局部阈值分割效果图

Fig.4 Sketch of local threshold segmentation

板计算出

$$R_1 = \begin{bmatrix} -1 & -1 \\ 1 & 1 \end{bmatrix}, R_2 = \begin{bmatrix} 1 & -1 \\ 1 & -1 \end{bmatrix} \quad (4)$$

$$\tau_1(x, y) = v(x, y) \times R_1(x, y), \tau_2(x, y) = v(x, y) \times R_2(x, y) \quad (5)$$

计算得到梯度幅值为

$$\tau(x, y) = \sqrt{\tau_1^2(x, y) + \tau_2^2(x, y)} \quad (6)$$

梯度方向角度为

$$\theta_\tau = \arctan \frac{\tau_2(x, y)}{\tau_1(x, y)} \quad (7)$$

梯度方向角度一般取  $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ, 135^\circ$ 。

(3) 对梯度幅值进行非极大值抑制处理,即将非局部最大值点置 0,以保留局部梯度最大点,排除非边缘像素,获取细化边缘。

(4) 利用双阈值算法检测并连接边缘。双阈值算法原理:设置两个滞后阈值,高阈值  $W_1$  和低阈值  $W_2$ ,得出对应的边缘图像  $K_1(i, j)$  和  $K_2(i, j)$ ,由于  $K_1(i, j)$  图像有间断点,若想将其边缘修补成完整的轮廓,需在  $K_2(i, j)$  的邻域点位置不断搜索并连接到  $K_1(i, j)$  轮廓上的边缘,直到  $K_1(i, j)$  轮廓连接完整。

Canny 算法边缘检测后的效果图如图 5 所示。

### 2.4.2 优化的 Hough 变换亚像素级的边缘提取

经典 Hough 变换在参数复杂的图像轮廓中存在计算时间长、噪声干扰严重、无法精确检测图形边界等缺点。为改善以上不足,本节提出了一种在 Canny 算法边缘检测的基础上,加入优化的 Hough 变换对已识别的边缘图像再进行亚像素级的精确提取,减少图像复杂背景干扰,改善提取边缘算法的效率和精度。

经典 Hough 变换提供了一种搜寻图形轮廓的方法,将图像空间转换到参数空间,本质上是对二维参数空间中具有关联性的像元进行聚类,搜索参数空间累积对应点,以便将这些像元统一用某一解析形式表达出来<sup>[22]</sup>,尤其在搜索直线时表现出极其准确的精度,即使图形轮廓有间断或存在干扰,依然能够准确地识别检测目标。影响 Hough 变换运算时间的因素主要有参数空间的离



图5 Canny 算法边缘检测

Fig.5 Edge detection in Canny algorithm

散化程度、维数、模型复杂程度、峰值检测等<sup>[23]</sup>。但类似椭圆这种图形轮廓,由于其参数复杂,往往会导致计算量增多,实时性也有所降低。

经典 Hough 变换的核心思想是采用一种投票机制,通过筛选最高的投票分数来判断最高分圆弧的存在,对于参数复杂的图形轮廓处理时间过长。优化的 Hough 变换本质是一种模板匹配方法,通过几何分析有效地避免了为每个非零像素都投票的过程。这种算法利用可更新模板,缩短了处理时间并且减少了所需的存储空间,在搜索圆、椭圆等复杂图形轮廓时都具有较高的鲁棒性。

优化后 Hough 变换的核心步骤如下。

(1) 首先设定邻域块大小(一个圆形的领域,一般选取 3、5、7...),取像素点权重为一个高斯窗口,根据每个像素点到邻域中心点的距离计算权重,阈值取相邻区域的加权平均值。由于相邻领域都很小,能够把大于这个像素的领域删除,累加便得到阈值参数  $\alpha$ ,即对每个像素点进行动态采样,对采样位置上的相邻像素点进行阈值判定并逐一筛选邻域,直到确定出初始阈值大小。

(2) 初始化特征参数的累加器数组,随机抽取一个最小点集  $\{H\}$ ,根据此点集计算新搜索到的圆和已保存在累加器数组中圆的相似度,若相似度超过设定阈值,则用这两个圆的平均值替换掉累加器数组中的圆。

(3) 计算结束后,对特征参数的累加器数组值  $\alpha_i$  进行相应的更新。

(4) 当累加器数组值  $\alpha_i$  大于设定阈值  $\alpha$  时,判断此特征参数是否含有足够多的图像特征点,若满足,则输出此特征参数并将其从图像和累加器数组中删除,以便算法更快地搜索其他圆。

(5) 重复步骤 2~4,直至算法循环次数达到设定阈值或所有圆都被识别出时,算法停止。

设  $(a, b)$  为圆心坐标,  $r$  为圆的半径,定义二维空间中圆的方程为

$$(x-a)^2+(y-b)^2=r^2 \quad (8)$$

若要完全确定一个圆,在圆上随机选取 3 个点  $(c_1, d_1)$ 、 $(c_2, d_2)$ 、 $(c_3, d_3)$ ,将这 3 个点代入式(8)中得到

$$\begin{aligned} (c_1-a)^2+(d_1-b)^2 &= r^2 \\ (c_2-a)^2+(d_2-b)^2 &= r^2 \\ (c_3-a)^2+(d_3-b)^2 &= r^2 \end{aligned} \quad (9)$$

$$(c_3-a)^2+(d_3-b)^2=r^2$$

求解方程组可得到圆心坐标  $(a, b)$  和半径  $r$ 。

设定初始误差值  $\varepsilon$ ,取第  $i$  点  $(c_i, d_i)$ ,代入式(8)中求出半径  $r_i$ ,然后再代入式(10)。

$$r_i-r=\varepsilon_i \quad (10)$$

求出误差  $\varepsilon_i$  并判断  $\varepsilon_i$  与  $\varepsilon$  关系,  $\varepsilon_i < \varepsilon$  时,将此圆确定为候选圆,累加器数组加 1,当累加器数组的值  $\alpha_i$  达到设定阈值  $\alpha$  时,便确定为真圆;  $\varepsilon_i \geq \varepsilon$  时的点为无效点。

经过优化的 Hough 变换提取的铆接孔边缘如图 6 所示。

### 2.5 像素级与亚像素级 3D 点云图像对比

将 Canny 算法提取的像素级灰度图和优化的 Hough 变换提取的亚像素级灰度图转换为 3D 点云数据,并分别绘制相应的纹理图和轮廓线,如图 7 所示。灰度图像转为 3D 点云图像,实际上就是平面灰度值的立体呈现,即提取灰度图中每个像素的行列坐标作为 3D 点云的 X、Y 坐标,像素的灰度值(0~255 之间的整数)作为三维点的 Z 坐标。简单说就是将一张灰度图像拆成了 X、Y 和 Z 3 个数组,然后将这 3 个数组转为点云数据。

对比图 7(a)和(c)不难看出,亚像素级的纹理图像素突变点明显有所减少,像素分明,而且图像轮廓趋于平滑,而像素级边界则呈现锯齿形。

轮廓线与地图上的等高线原理基本相同,等高线越密集,表示地表坡度越陡,轮廓线越密集,表示像素分布越离散;等高线越稀疏,表示地表坡度越缓,轮廓线越稀疏,表示像素分布越均衡。如图 7(b)和(d)所示,亚像素级的轮廓线分布更为离散,表示像素分布更加均衡。

### 2.6 基于 RANSAC 算法的圆拟合

RANSAC 算法是一种鲁棒性强,适用于大比例外



图 6 优化的 Hough 变换亚像素边缘提取

Fig.6 Sub-pixel edge extraction in optimized Hough transform

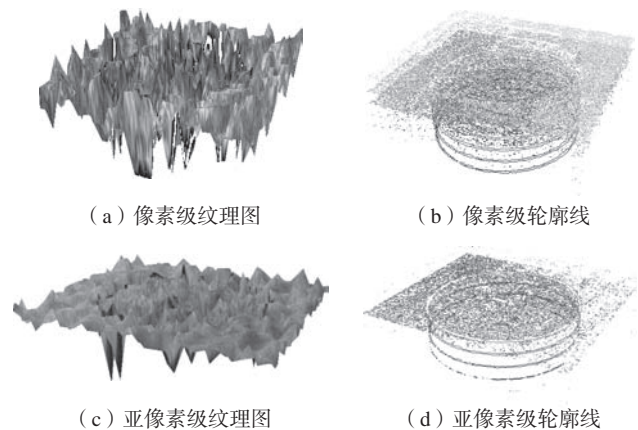


图 7 像素与亚像素级 3D 点云图像

Fig.7 3D point cloud images at level of pixel and sub-pixel

点的参数估计算法,可以在一组包含内点和外点的数据集中,通过迭代的方式计算数据的最佳模型,计算步骤如下<sup>[24]</sup>。

步骤 1: 在数据集中随机选取最小数据集  $\{L\}$ , 计算出模型的参数。

步骤 2: 用获取的模型计算所有点, 定义误差小于设定阈值以内的点为内点, 否则为外点。

步骤 3: 重复步骤 1 和 2, 当迭代次数达到预设值后, 选取保存内点数最多的模型参数作为最佳模型。

RANSAC 算法最少迭代次数  $N$  满足

$$1 - Q_L = (1 - \gamma^L)^N \quad (11)$$

式中,  $Q_L$  为置信度, 表示所选最小数据集  $\{L\}$  中, 至少有一个是内点的概率;  $\gamma$  为所选数据是外点的概率。

置信度  $Q_L$  与迭代次数  $N$  的关系式为

$$N = \frac{\ln(1 - Q_L)}{\ln(1 - \gamma^L)} \quad (12)$$

RANSAC 算法拟合过程排除了局外点的干扰, 并估计出高精度的模型参数, 拟合结果如图 8 所示。

### 3 检测试验与数据分析

#### 3.1 检测设置

开始检测前, 分别设置铆接钉头高度差(阶差)的基准值为 0, 极限偏差值为  $-100 \mu\text{m}$ , 即表示阶差在  $-100 \sim -0 \mu\text{m}$  范围内的铆接孔均为合格孔, 用绿色圆环显示, 否则为不合格孔, 用红色圆环显示。偏差设置如图 9 所示。

#### 3.2 检测结果

利用专用塞尺人工检测铆接高度差, 这种塞尺由一组具有不同厚度级的薄钢片组成, 在斜边上标有刻度, 进行测量时, 用干净的布把塞尺测量表面擦拭干净, 将

塞尺插入被测钉头边缘上, 一边来回拉动塞尺, 一边调整。如果拉动时的阻力过大或过小, 则说明该高度差小于或大于塞尺上所标出的数值, 这时可改变薄钢片数量, 直到感觉稍有阻力时拧紧锁紧螺母, 说明该间隙值接近塞尺上所标出的数值, 此时塞尺所标出的数值即为被测高度差。

人工进行多次测量取其均值, 并将其作为参考, 检验机器视觉检测结果的准确性。为了使检测结果真实准确, 选取铆接板上的 5 行 6 列共 30 个铆接位置进行重复检测, 记录每个位置的铆接高度差, 并对测量出的数据进行了统计分析, 检测结果如图 10 所示。



图 8 RANSAC 拟合圆

Fig.8 Circle fitting in RANSAC

偏差设置	基准值	极限偏差
钉头阶差	0	-100
铆钉孔径	7190	50
铆钉窝深	1350	50
铆头检测	3000	500

图 9 极限偏差设置

Fig.9 Limit deviation setting

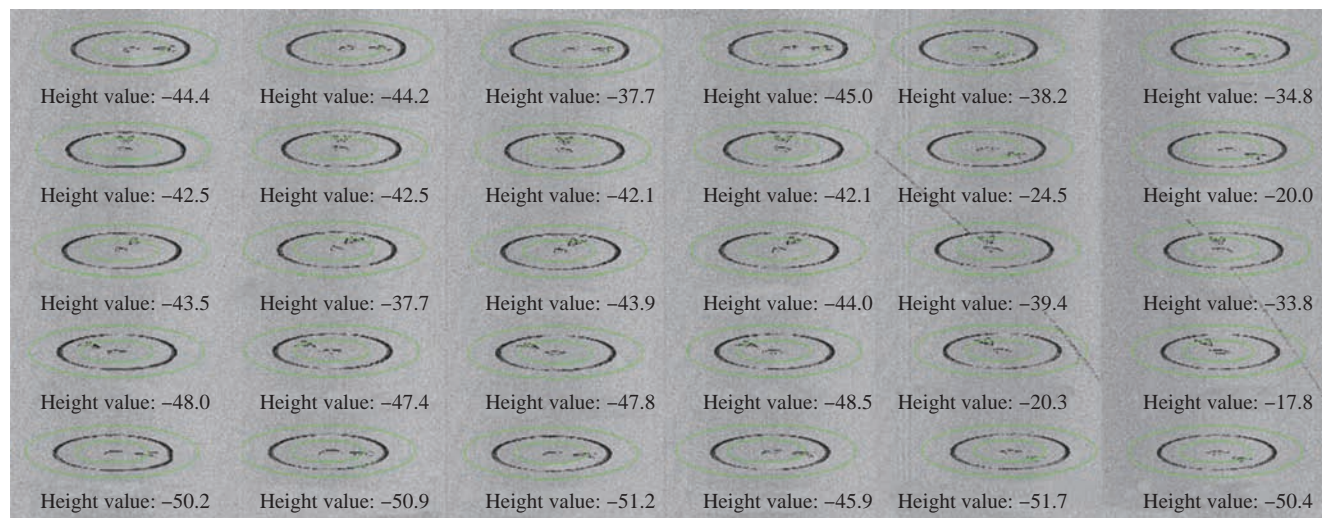


图 10 检测结果(  $\mu\text{m}$  )

Fig.10 Test results ( $\mu\text{m}$ )

### 3.3 数据分析

将3次机器视觉检测的铆接高度差数据进行对比,如图11所示。可以看出,3条曲线整体变化趋势基本相同,说明对于相同位置的3次检测结果极为接近。经过分析计算,3条曲线上对应的相同点波动相差不超过 $10\mu\text{m}$ ,即铆接高度差的重复测量精度可达到 $\pm 10\mu\text{m}$ 。

将3次机器视觉检测的铆接高度差分别与人工测量均值数据作差,求出3组铆接高度差的偏差值数据,并绘制三维锥型图,如图12所示。可以看出,每点偏差值均在 $10\mu\text{m}$ 以内,说明机器视觉测量系统检测结果的高精度性。

## 4 结论

(1) 针对飞机铆接高度差的检测问题,本研究提出了一种基于优化的Hough变换的亚像素级边缘检测方法。该方法检测出的圆孔边缘轮廓信息相对完整,实现

了亚像素级的边缘检测。

(2) 设计了铆接高度差检测系统,在对30个位置的铆接孔进行重复检测,并与人工检测结果对比之后,证明该系统检测结果的偏差值不超过 $10\mu\text{m}$ ,重复测量精度可达到 $\pm 10\mu\text{m}$ 。

(3) 该检测系统可以同时测量多个位置的铆接孔高度差,实现了对铆接高度差的高精度、高效率测量。

### 参考文献

- [1] EGUTI C C A, TRABASSO L G. Design of a robotic orbital driller for assembling aircraft structures[J]. *Mechatronics*, 2014, 24(5): 533–545.
- [2] ZHAN Q, WANG X. Hand-eye calibration and positioning for a robot drilling system[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 61(5–8): 691–701.
- [3] ROHDE O K, JR HEALY D M, BERENSTEIN C A, et al. Measuring image similarity to sub-pixel accuracy[C]//3rd IEEE International Symposium on Biomedical Imaging: Nano to Macro. Piscataway: IEEE, 2006: 638–641.
- [4] DAUGMAN J G. High confidence visual recognition of persons by a test of statistical independence[J]. *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, 1993, 15(11): 1148–1161.
- [5] HOUGH P V. Method and means for recognizing complex patterns: US1771560A[P]. 1962–05–13.
- [6] HOUGH P V. Machine analysis of bubble chamber pictures[C]//Proceedings of Int Conf High-Energy Accelerators and Instrumentation. Geneva, 1959: 554–556.
- [7] 刁燕, 吴晨柯, 罗华, 等. 基于改进的概率Hough变换的直线检测优化算法[J]. *光学学报*, 2018, 38(8): 170–178.
- [8] DIAO Yan, WU Chenke, LUO Hua, et al. Line detection optimization algorithm based on improved probabilistic Hough transform[J]. *Acta Optica Sinica*, 2018, 38(8): 170–178.
- [9] LYU P, WEI G H, CUI W. Short-range multitarget motion parameter estimation method based on Hough transform[J]. *Chinese Journal of Electronics*, 2019, 28(2): 344–348.
- [10] 贾小军, 魏远旺, 廖伟志, 等. 基于多阈值和改进的Hough变换检测电表接线圆孔尺寸[J]. *光电子·激光*, 2018, 29(10): 1074–1081.
- [11] JIA Xiaojun, WEI Yuanwang, LIAO Weizhi, et al. Detection of circular hole size of electric meter connection based on multi-threshold and improved Hough transform[J]. *Journal of Optoelectronics · Laser*, 2018, 29(10): 1074–1081.
- [12] 郭永坤, 朱彦陈, 刘莉萍, 等. 空频域图像增强方法研究综述[J]. *计算机工程与应用*, 2022, 58(11): 23–32.
- [13] GUO Yongkun, ZHU Yanchen, LIU Liping, et al. Research review of space-frequency domain image enhancement methods[J]. *Computer Engineering and Applications*, 2022, 58(11): 23–32.
- [14] 梁新宇, 林洗坤, 权冀川, 等. 基于深度学习的图像实例分割技术研究进展[J]. *电子学报*, 2020, 48(12): 2476–2486.
- [15] LIANG Xinyu, LIN Xikun, QUAN Jichuan, et al. Research on the progress of image instance segmentation based on deep learning[J]. *Acta Electronica Sinica*, 2020, 48(12): 2476–2486.

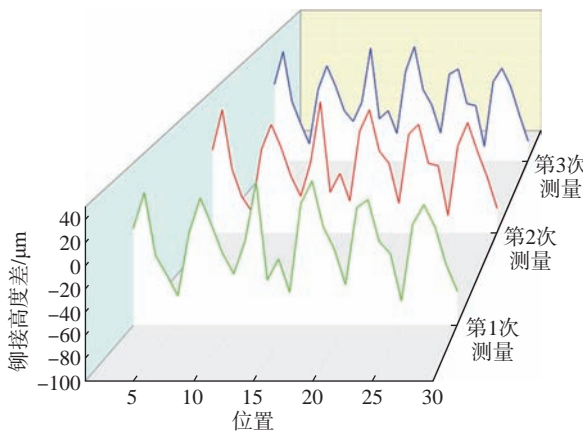


图11 3次机器视觉铆接高度差检测对比  
Fig.11 Comparison of three times of riveting height difference detection by machine vision

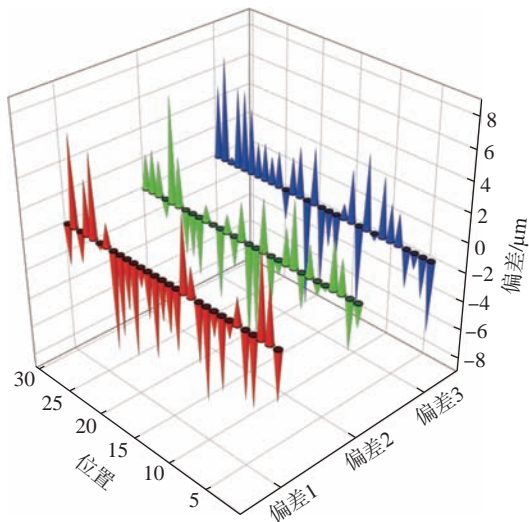


图12 人工、机器视觉测量偏差  
Fig.12 Deviation of manual and machine vision measurement

(下转第121页)

引文格式: 吴志杰, 吴运新, 何鹏, 等. 基于改进集中热容法的TC17钛合金淬火表面换热系数测算[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 109-114.

WU Zhijie, WU Yunxin, HE Peng, et al. Calculation of quenching surface heat transfer coefficient of TC17 titanium alloy based on improved concentrated heat capacity method[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 109-114.

## 基于改进集中热容法的 TC17 钛合金淬火表面 换热系数测算\*

吴志杰<sup>1,2</sup>, 吴运新<sup>1,2</sup>, 何鹏<sup>1,2</sup>, 袁忠禹<sup>1,2</sup>

(1. 中南大学轻合金研究院, 长沙 410083;

2. 中南大学极端服役性能精准制造全国重点实验室, 长沙 410083)

[摘要] 表面换热系数是 TC17 钛合金淬火数值分析研究的重要边界条件, 其准确性影响工件淬火温度与应力场的分布精度。基于深埋热电偶动态实测的温降曲线, 采用改进后的集中热容法, 计算求解 TC17 钛合金淬火表面换热系数, 并通过数值模拟验证了结果的可靠性。结果表明, TC17 钛合金水浴淬火过程中会经历 3 个主要阶段: 蒸汽膜阶段、核沸腾阶段及对流冷却阶段。表面换热系数在蒸汽膜阶段、核沸腾阶段会快速增大, 随后在对流冷却阶段会逐渐减小, 在第 50 s 达到峰值 1299 W/(m<sup>2</sup>·°C), 此时淬火面温度为 355 °C。将换热系数代入数值模型中进行温度场计算验证, 计算结果与实测温降曲线吻合较好, 平均相对误差仅为 1.4%。

关键词: TC17 钛合金; 表面换热系数; 水浴淬火; 改进集中热容法; 数值验证

### Calculation of Quenching Surface Heat Transfer Coefficient of TC17 Titanium Alloy Based on Improved Concentrated Heat Capacity Method

WU Zhijie<sup>1,2</sup>, WU Yunxin<sup>1,2</sup>, HE Peng<sup>1,2</sup>, YUAN Zhongyu<sup>1,2</sup>

(1. Research Institute of Light Alloys, Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Key Laboratory of Precision Manufacturing for Extreme Service Performance, Central South University, Changsha 410083, China)

[ABSTRACT] Surface heat transfer coefficient is an important boundary condition for numerical analysis of TC17 titanium alloy quenching. Its accuracy will affect the distribution accuracy of quenching temperature and stress field. Based on the dynamic measured temperature drop curve of deep buried thermocouple, the heat transfer coefficient of TC17 titanium alloy quenched surface is calculated by using the improved concentrated heat capacity method, and the reliability of the results is verified by numerical simulation. The results show that there are three main stages in the process of TC17 titanium alloy water bath quenching: Steam film stage, nucleate boiling stage and convective cooling stage. The surface heat transfer coefficient increases rapidly in the steam film stage and nucleate boiling stage, and then decreases gradually in the convective cooling stage. The surface heat transfer coefficient reaches a peak of 1299 W/(m<sup>2</sup>·°C) at the 50th s, and the quenching surface temperature is 355 °C. The calculated results are in good agreement with the measured temperature drop curve, and the average relative error is only 1.4%.

**Keywords:** TC17 titanium alloy; Surface heat transfer coefficient; Water bath quenching; Improved concentrated heat capacity method; Numerical verification

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.109

\* 基金项目: 中南大学中央高校基本科研业务费专项资金 (CX20220285)。

TC17 钛合金是一种综合性能优秀的双相钛合金,因具有高强度、高韧性、高淬透性等优点被广泛应用于航空发动机叶片、转子轴等航空部件的生产制造领域<sup>[1-4]</sup>。对 TC17 钛合金进行淬火处理可以有效抑制相成分进一步转变,促进弥散强化<sup>[5-6]</sup>,从而改善材料组织结构,进一步提高其力学性能<sup>[7-11]</sup>。表面换热系数作为淬火工艺数值模拟的重要边界条件,其精确求解是 TC17 钛合金淬火工艺研究的关键。

近 20 年来,国内外学者为精确求解换热系数,对其计算方法进行了研究。顾剑锋等<sup>[12]</sup>提出使用反传热法来计算淬火介质的换热系数,建立了反传热的模型,并结合计算机编程推导出时间步长对于换热系数求解时的精度影响。针对 TC4 钛合金板轧制过程,孙静娜等<sup>[13]</sup>使用 DEFORM 反传热法进行换热系数的求解,确定了综合换热系数与温度变化之间的联系。袁俭等<sup>[14]</sup>使用集中热容法通过装置测得内部温度并计算出空冷时的换热系数,验证了集中热容法适用于空冷或风冷等换热系数较小的情况。通过集中热容法并结合温度曲线,能够精准推导出符合实际生产情况的换热系数随温度变化的曲线,计算简便,相比于反传热法更为快捷<sup>[15]</sup>;而传统集中热容法只适用于换热系数较小的情况,对于水浴淬火换热系数较大的情况并不适用。本文在传统集中热容法的基础上进行改进,将其推广至时间、空间两个维度,使其适用于换热系数较大的淬火工艺,精确求解表面换热系数,为 TC17 钛合金淬火工艺数值模拟提供可靠的边界条件,并为后续实际工艺流程改进提供一定的参考。

### 1 改进集中热容法求解原理

传统集中热容法在空冷或风冷过程中可简化为一维非稳态导热问题,其在稳态导热的基础上引入了时间变化。在使用第三类热边界作为条件时,温度场求解的表达式<sup>[16]</sup>为

$$\rho \cdot c \cdot V \frac{\partial T}{\partial \tau} = -hA(T_i - T_\infty) \quad (1)$$

式中,  $\rho$  为密度,  $\text{kg}/\text{m}^3$ ;  $c$  为比热容,  $\text{J}/(\text{kg} \cdot ^\circ\text{C})$ ;  $V$  为工件体积,  $\text{m}^3$ ;  $T$  为温度,  $^\circ\text{C}$ ;  $\tau$  为时间,  $\text{s}$ ;  $h$  为换热系数,  $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})$ ;  $A$  为工件与换热介质接触面积,  $\text{m}^2$ ;  $T_i$  为工件温度,  $^\circ\text{C}$ ;  $T_\infty$  为换热介质温度,  $^\circ\text{C}$ 。

将集中热容法进行改进,充分考虑到实际工件瞬时内部温度的非均匀分布<sup>[17]</sup>,将淬火过程也简化为一维非稳态导热问题,并在稳态导热的基础上进一步引入了空间上的变化,使其适用于强冷换热的水浴淬火过程,即

$$\rho \cdot c \cdot V \frac{\partial T(x, \tau)}{\partial \tau} = -hA(T(x, \tau) - T_\infty) \quad (2)$$

式中,  $x$  为距离,  $\text{m}$ ;  $T(x, \tau)$  为温度关于时间与距离的函数,  $^\circ\text{C}$ 。

假设工件在同一深度的温度呈均匀分布,通过改进的集中热容法求解探头淬火换热系数时,摒弃了常规集中热容法中对物体内部瞬时温度场均匀分布的假设,使得该方法对于涉及强冷换热的水浴淬火过程而言,其计算方法更加合理,但利用该方法进行试验求解时,至少需要在被测物体内部设置两个不同的温度测试点,根据不同测试点的实测温度拟合出物体内部瞬时温度场,进而计算出表面换热系数。

利用改进集中热容法对淬火工件进行表面换热系数求解时,核心工作在于工件内部瞬时非均匀温度场的精确测量。本研究中假设工件在淬火过程中,内部温度在同一深度均匀分布,仅在不同深度呈现非均匀性,如图 1 所示。利用工件内部 3 处不同深度的实测温度,以工件深度为自变量确定二次拟合函数,即可计算出工件任意深度的瞬时温度场,即

$$\begin{bmatrix} T_{iJ} \\ T_{iK} \\ T_{iL} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} x_J^2 & x_J & 1 \\ x_K^2 & x_K & 1 \\ x_L^2 & x_L & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} A_i \\ B_i \\ C_i \end{bmatrix} \quad (3)$$

式中,  $x_J, x_K, x_L$  分别为工件  $J, K, L$  层的深度;  $T_{iJ}, T_{iK}, T_{iL}$  分别为第  $i$  时刻工件  $J, K, L$  层的瞬时温度;  $A_i, B_i, C_i$  为第  $i$  时刻温度二次拟合系数。

则第  $i$  时刻工件任意深度  $E$  层的温度  $T_{iE}$  为

$$T_{iE} = A_i x_E^2 + B_i x_E + C_i = \begin{bmatrix} x_E^2 & x_E & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} A_i \\ B_i \\ C_i \end{bmatrix} \quad (4)$$

式中,  $x_E$  为工件任意  $E$  层的深度。

第  $i$  时刻淬火面  $N$  层的温度  $T_{iN}$  为

$$T_{iN} = A_i x_N^2 + B_i x_N + C_i = \begin{bmatrix} x_N^2 & x_N & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} A_i \\ B_i \\ C_i \end{bmatrix} \quad (5)$$

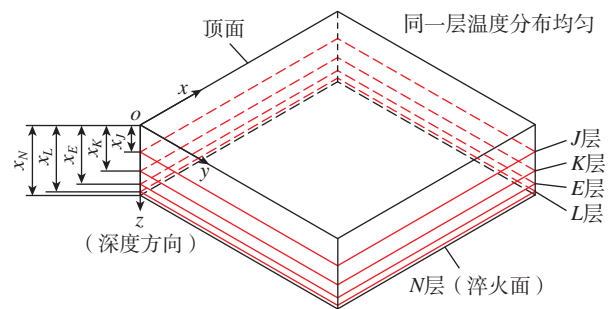


图 1 工件温度层示意图

Fig.1 Schematic diagram of workpiece temperature layer

式中,  $x_N$  为工件淬火面  $N$  处的深度。

求解出工件的瞬时温度场, 根据热容计算公式可计算出工件淬火过程中第  $i$  时刻  $E$  层的热量  $dQ_{iE}$  为

$$dQ_{iE} = C_{iE} \cdot T_{iE} \cdot dm = C_{iE} \cdot T_{iE} \cdot \rho \cdot A \cdot dx_E \quad (6)$$

式中,  $C_{iE}$  为第  $i$  时刻  $E$  层材料的比热容,  $J/(kg \cdot ^\circ C)$ ;  $m$  为材料质量,  $kg$ 。

将  $dQ_{iE}$  关于工件深度方向积分, 即可得工件淬火过程中第  $i$  时刻的整体热量  $Q_i$  为

$$Q_i = \int_0^{x_E} dQ_{iE} = \rho \cdot A \cdot \int_0^{x_E} C_{iE} \cdot T_{iE} dx_E \quad (7)$$

根据工件第  $i+1$  时刻与第  $i$  时刻内通过淬面向水交换的热量  $\Delta Q_i$ , 可求出第  $i$  时刻的热流量  $\Phi_i$ , 即

$$\Phi_i = \frac{-\Delta Q_i}{\Delta t} = \frac{Q_i - Q_{i+1}}{t_{i+1} - t_i} \quad (8)$$

从而进一步求出第  $i$  时刻工件通过淬火面的热流密度  $q_i$ , 并精确计算出淬火过程中的表面换热系数  $h_i$ 。

$$q_i = \frac{\Phi_i}{A} = h_i(T_{iE} - T_\infty) \quad (9)$$

$$h_i = \frac{q_i}{T_{iE} - T_\infty} \quad (10)$$

## 2 试验材料及方法

### 2.1 温降曲线测定

试验采用 TC17 钛合金, 其主要化学成分如表 1 所示。TC17 钛合金针状  $\alpha$  相弥散分布在  $\beta$  晶粒内, 具有典型  $\alpha+\beta$  双相网篮组织结构, 如图 2 所示。淬火试样的尺寸比例会影响表面换热系数<sup>[18]</sup>, 为降低试验误差, 采用实际淬火工件的等比例缩放试样, 试样尺寸设计为 120

表 1 TC17 钛合金主要化学成分(质量分数)

Table 1 Main chemical composition of TC17 titanium alloys (mass fraction) %

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

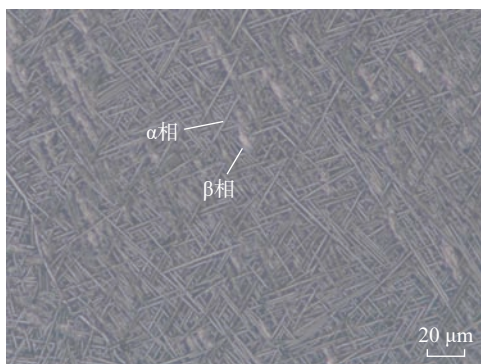


图 2 TC17 钛合金微观组织结构

Fig.2 Microstructure of TC17 titanium alloy

mm × 120 mm × 37 mm, 淬火面为 120 mm × 120 mm。

为测定试样在淬火过程中不同深度的实际温降曲线, 垂直试样端面钻 4 个  $\phi 4$  mm 盲孔, 将热电偶与盲孔贴合严实并用高温无机胶进行封装, 使用 MIK-R6000C 型无纸记录仪实时监测热电偶温度。淬火试样尺寸与热电偶分布如图 3 所示, 1#、2#、3#、4# 热电偶分别监测工件  $J$  层、 $K$  层、 $L$  层、 $M$  层的实时温度, 其中  $J$ 、 $K$ 、 $L$  3 层实测温度用于式 (3) 中的二次拟合,  $M$  层实测温度用于对比验证表面换热系数的计算结果。

采用 Csx30-50 型电阻加热炉将淬火试样加热至 860  $^\circ C$ , 并保温 0.5 h 使其温度稳定均匀。之后在 5 s 内对试样进行转移, 尽可能降低转移过程中造成的温降误差<sup>[19]</sup>, 保证转移完成后试样温度不低于 850  $^\circ C$ 。淬火过程中保证试样仅有一面(淬火面)与循环冷却水进行接触换热。

### 2.2 数值验证建模

采用 ABAQUS 有限元分析软件建立 TC17 钛合金淬火试样全尺寸模型, 进行温度场验证分析。选用八节点六面体类型的网格对淬火模型进行单元离散, 网格数为 24624, 节点数为 27380, 如图 4 所示。换热过程中淬火模型初始温度选择 850  $^\circ C$  (考虑转移过程引起的试样温度下降误差), 环境温度为 20  $^\circ C$ , 模拟历程时间与试验时间保持一致, 并将计算得出的换热系数导入模型中, 忽略相变潜热与组织转变所造成的热量损失<sup>[20-21]</sup>, 对其进行温度场求解计算。在模型中设置与备用热电偶相同位置结点的历程输出, 将其与工件  $M$  层实测温度曲线进行对比分析, 以验证表面换热系数的准确性。

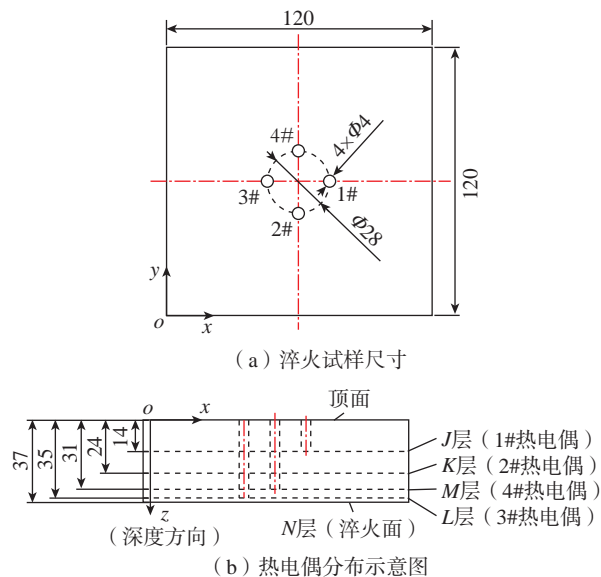


图 3 淬火试样尺寸与热电偶分布示意图 (mm)

Fig.3 Quenching sample size and thermocouple distribution diagram (mm)

### 3 结果与分析

#### 3.1 表面换热系数计算结果与分析

在单面水浴淬火结束之后,从数据采集模块导出温度记录数据,淬火试样在冷却过程中J层、K层、L层、M层的温降曲线,以及通过式(5)计算后得出的淬火面(N层)温度曲线如图5所示。J层温度下降最慢,淬火面的温度下降最快,在33s时两层的最大温差达到362℃,同一时刻巨大的内外温差也是造成钛合金淬火残余应力的主要原因<sup>[22-23]</sup>。在33s之后J层和淬火面的温差逐渐减小,在700s左右淬火试样内部温度基本趋于一致。试样淬火面的温度在0~40s下降速率最快,这是由于试样淬火面在初始阶段放入水中时与水的温差较大,热量交换过程剧烈。40~700s试样淬火面的温度下降速率开始减缓,淬火面的温度与水的温差逐渐减小。700s之后淬火面的温度下降非常缓慢,淬火面的温度与水温基本趋于一致。

根据上述改进热容法的求解原理,求得TC17钛合金淬火表面换热系数,如图6所示。换热系数随时间的增加先增大后减小,随淬火面温度的下降先增大后减

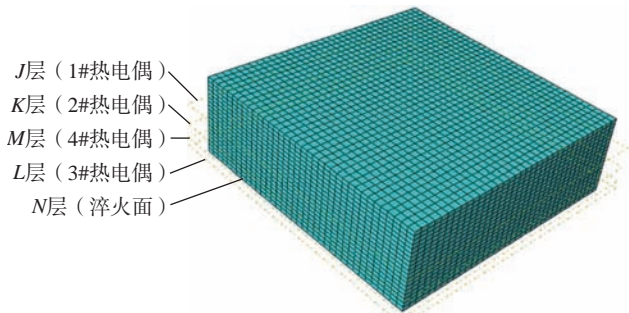


图4 淬火模型示意图

Fig.4 Schematic diagram of quenching model

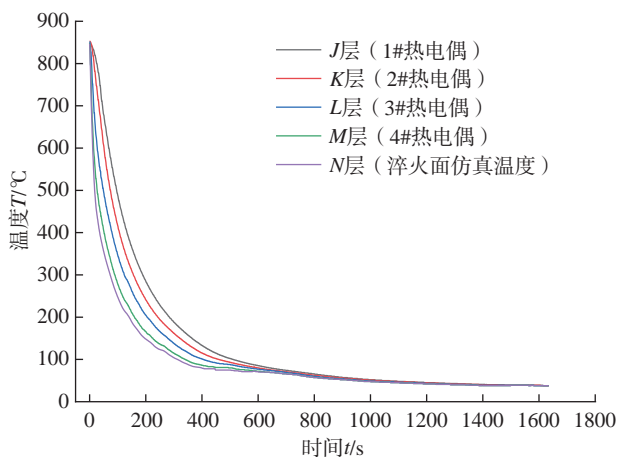
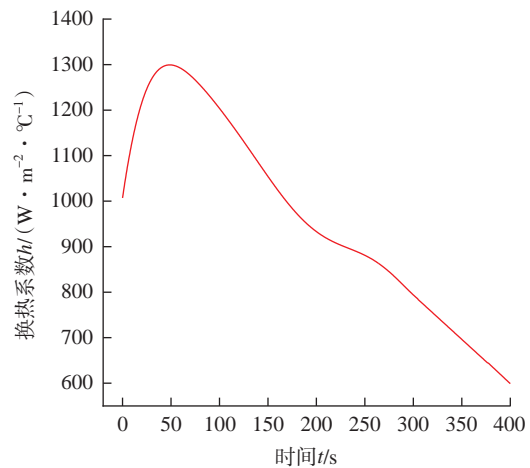


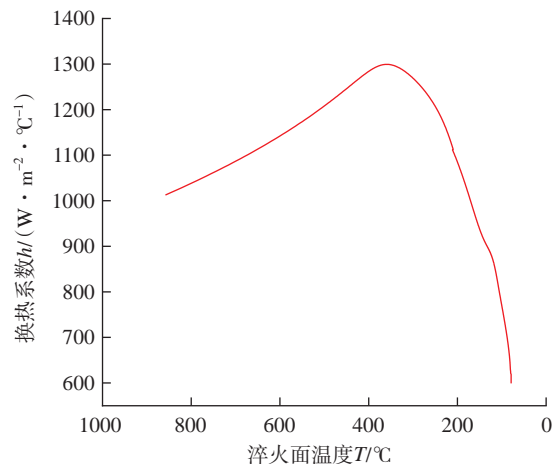
图5 淬火试样温降曲线

Fig.5 Temperature drop curves of quenched samples

小。0~40s为蒸汽膜阶段,换热系数开始快速上升,由1007W/(m<sup>2</sup>·℃)增长到1293W/(m<sup>2</sup>·℃),淬火试样与介质水的换热过程较为缓慢,这是由于试样在加热到860℃后立刻转移到水槽之中,淬火面与介质水之间的巨大温差导致局部介质水迅速沸腾起来,在淬火面周围形成一层蒸汽膜,而蒸汽膜的导热能力远低于介质水。40~50s为核沸腾阶段,表面换热系数上升速率下降,仅由1293W/(m<sup>2</sup>·℃)增长到1299W/(m<sup>2</sup>·℃),这是由于试样附近的蒸汽开始核沸腾状态,随着试样淬火面与介质水之间的温度差逐渐减小,淬火面上的蒸汽膜密度也在不断降低,淬火面直接与介质水进行接触,从而出现了极为强烈的热量交换,在此阶段换热程度继续逐步增强,换热系数继续增长。在第50s换热系数达到了最大值1299W/(m<sup>2</sup>·℃),这时的淬火面温度为355℃,此时淬火面与介质水的接触基本稳定。50s之后为对流冷却阶段,试样冷却速度逐渐放缓,表面换热系数逐渐慢慢减小<sup>[24]</sup>,在400s时表面换热系数降到了599



(a) 换热系数随时间变化曲线



(b) 换热系数随淬火面温度变化曲线

图6 换热系数计算结果

Fig.6 Calculation results of heat transfer coefficient

$W/(m^2 \cdot ^\circ C)$ ,此时淬火面温度为  $85^\circ C$ 。在对流冷却阶段表面换热系数出现局部波动,可能是因为试验过程中淬火试样没入介质水的深度突然增大,造成了换热面积的增大,从而引起试验误差。

### 3.2 数值验证结果

将计算得出的表面换热系数代入 ABAQUS 有限元模型的相互作用模块中进行计算,随后得到了试样淬火过程中的温度场,如图 7 所示。可以看出,深度方向上,越靠近水淬面温度下降越快,这是因为淬火面与水的温度差异巨大,在与水接触的过程中热量交换十分剧烈,在纵向深度上,远离淬火面的方向,热量交换程度逐渐减小,温度下降减缓。在相同时刻淬火试样不同深度之间的温差很大,40 s 时蒸汽膜阶段结束,最大温度差发生在顶面与淬火面之间,为  $378^\circ C$ 。50 s 时换热系数达到最大,淬火试样的热量通过淬火面快速流失,最大温度差开始减小到  $376^\circ C$ 。400 s 时为对流冷却阶段,淬火试样经过长时间的热量流失,不同深度之间的温差较小,最大温度差减小到  $43^\circ C$ 。之后,试样内部温度逐渐趋于均匀,直至达到  $20^\circ C$ 。

将  $M$  层数值仿真温度与实测温度进行对比,如图 8 所示。在淬火的初始阶段,仿真温度比实测温度略低,这是由于在数值模拟的过程中忽略了开始阶段试样附近产生的大量蒸汽膜,这些蒸汽膜阻碍了试样与水的换热效应。在淬火的第 80 s 后,实测温度开始低于仿真温度,这是由于试样除了会通过介质水进行热量交换之外,还会与空气进行少量的热量交换。仿真结果与实测温度曲线基本吻合,在第 11 s 达到最大相对误差 7.4%,整个淬火过程的平均相对误差仅为 1.4%,证实了换热系数求解的精确性。

## 4 结论

(1) 采用改进集中热容法求解出的 TC17 钛合金淬火换热系数符合水浴淬火的基本特征。即 TC17 钛合金水浴淬火时会经历 3 个主要阶段:蒸汽膜阶段、核沸腾阶段及对流冷却阶段。蒸汽膜阶段换热系数快速增大至  $1293 W/(m^2 \cdot ^\circ C)$ ,核沸腾阶段换热系数持续增大并在该阶段结束时达到峰值  $1299 W/(m^2 \cdot ^\circ C)$ ,对流冷却阶段换热系数逐渐降低至  $599 W/(m^2 \cdot ^\circ C)$ 。

(2) 采用 ABAQUS 有限元软件对计算结果进行仿真验证,所得温度变化与实测温度曲线基本吻合,最大相对误差为 7.4%,平均相对误差仅为 1.4%,证实了改进集中热容法计算求解 TC17 钛合金淬火换热系数的可靠性。

### 参考文献

[1] 董奇奇. 钛合金研究进展及应用[J]. 化工管理, 2016(35): 77.

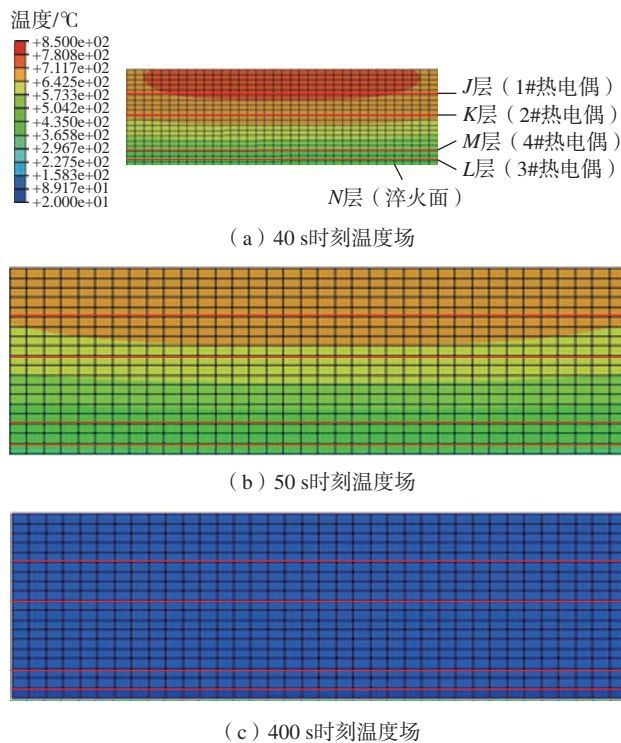


图 7 淬火温度场有限元仿真

Fig.7 Finite element simulation of quenching temperature field

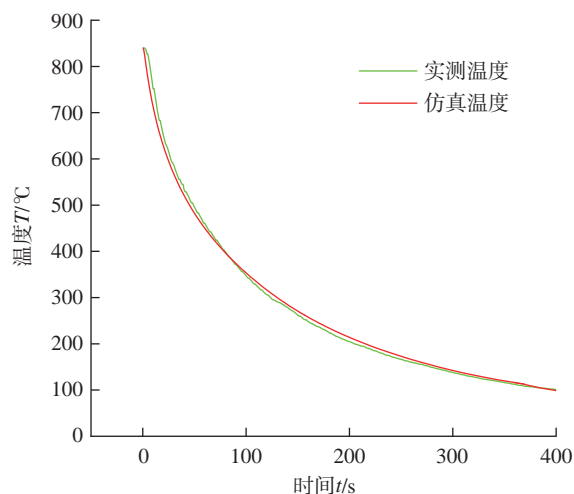


图 8 淬火试样  $M$  层实测温度与仿真温度对比

Fig.8 Comparison between  $M$ -layer measured temperature and simulation temperature of quenched sample

DONG Qiqi. Research progress and application of titanium alloy[J]. Chemical Enterprise Management, 2016(35): 77.

[2] ZHAO Y Q. Current situation and development of new titanium alloys invented in China[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 51-61.

[3] 邹武装. 钛及钛合金在航天工业的应用及展望[J]. 中国有色金属, 2016(1): 70-71.

ZOU Wuzhuang. Application and prospect of titanium and its alloys in aerospace industry[J]. China Nonferrous Metals, 2016(1): 70-71.

- [4] QIU G Z, GUO Y F. Current situation and development trend of titanium metal industry in China[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2022, 29(4): 599–610.
- [5] 邹海贝. TC4钛合金热处理强化工艺及相变行为研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2019.
- ZOU Haibei. Study on heat treatment strengthening process and phase transformation behavior of TC4 titanium alloy[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2019.
- [6] WOOD R A, FAVOR R J. Titanium alloys handbook[R]. Columbus: Battelle Columbus Labs Ohio Metals and Ceramics Information Center, 1972.
- [7] 董轶, 张俊杰, 全秀煜, 等. 固溶热处理对TC17棒材组织与性能的影响[J]. 世界有色金属, 2021(8): 118–120.
- DONG Yi, ZHANG Junjie, QUAN Xiuyu, et al. Effect of solid solution heat treatment on the organization and performance of TC17 bars[J]. World Nonferrous Metals, 2021(8): 118–120.
- [8] 张国松, 王琳, 刘安晋, 等. 固溶参数对Ti-5523钛合金力学性能和微观组织的影响[J]. 中国体视学与图像分析, 2017, 22(4): 379–386.
- ZHANG Guosong, WANG Lin, LIU Anjin, et al. Effect of solution parameters on mechanical properties and microstructure of Ti-5523 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Stereology and Image Analysis, 2017, 22(4): 379–386.
- [9] 史蒲英, 张永强, 孙峰, 等. 固溶时效温度对IMI834钛合金组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(9): 936–939.
- SHI Puying, ZHANG Yongqiang, SUN Feng, et al. Influences of solution and aging temperature on microstructure and mechanical properties of the IMI834 alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2017, 37(9): 936–939.
- [10] 凤伟中, 冯红超, 谢林均, 等. 热处理工艺对TC18钛合金型材组织性能的影响[J]. 科技创新与应用, 2021, 11(27): 110–111, 114.
- FENG Weizhong, FENG Hongchao, XIE Linjun, et al. Effect of heat treatment process on microstructure and properties of TC18 titanium alloy profile[J]. Technology Innovation and Application, 2021, 11(27): 110–111, 114.
- [11] SARMA J, KUMAR R, SAHOO A K, et al. Enhancement of material properties of titanium alloys through heat treatment process: A brief review[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 23: 561–564.
- [12] 顾剑锋, 潘健生, 胡明娟. 淬火冷却过程中表面综合换热系数的反传热分析[J]. 上海交通大学学报, 1998, 32(2): 19–22, 31.
- GU Jianfeng, PAN Jiansheng, HU Mingjuan. Inverse heat conduction analysis of synthetical surface heat transfer coefficient during quenching process[J]. Journal of Shanghai Jiao Tong University, 1998, 32(2): 19–22, 31.
- [13] 孙静娜, 向文杰, 徐森. TC4钛合金板轧制换热系数实验研究[J]. 塑性工程学报, 2022, 29(3): 59–65.
- SUN Jingna, XIANG Wenjie, XU Sen. Research on heat transfer coefficient in rolling for TC4 titanium alloy plate[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2022, 29(3): 59–65.
- [14] 袁俭, 张伟民, 刘占仓, 等. 不同冷却方式下换热系数的测量与计算[J]. 材料热处理学报, 2005, 26(4): 115–119.
- YUAN Jian, ZHANG Weimin, LIU Zhancang, et al. The measurement and calculation of heat transfer coefficient under different cooling conditions[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2005, 26(4): 115–119.
- [15] PRABHU K N, ALI I, 顾剑锋. 评价淬火介质换热特性的 Grossmann 法与集中热容法的比较[J]. 热处理, 2013, 28(5): 49–54.
- PRABHU K N, ALI I, GU Jianfeng. Comparison of Grossmann and lumped heat capacitance methods for assessment of heat transfer characteristics of quench media[J]. Heat Treatment, 2013, 28(5): 49–54.
- [16] 胡亚才, 翁海勇, 屠传经. 集总参数法适用条件研究[J]. 浙江大学学报(自然科学版), 1995, 29(4): 470–475.
- HU Yacai, WENG Haiyong, TU Chuanjing. Investigation in applicability of lumped-heat-capacitance method[J]. Journal of Zhejiang University (Natural Science), 1995, 29(4): 470–475.
- [17] XIAO B W, WANG Q G, JADHAV P, et al. An experimental study of heat transfer in aluminum castings during water quenching[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(14): 2023–2028.
- [18] ZHOU Z L, SONG F, SHAO Y F, et al. Characteristics of the surface heat transfer coefficient for Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic in water quench[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2012, 32(12): 3029–3034.
- [19] 张园园, 吴运新, 廖凯. 铝合金厚板淬火过程换热系数的求解与验证[J]. 热加工工艺, 2008, 37(12): 87–90, 97.
- ZHANG Yuanyuan, WU Yunxin, LIAO Kai. Solution and validation of heat conduct equation for aluminum alloy ultra-thickness plate during quenching[J]. Hot Working Technology, 2008, 37(12): 87–90, 97.
- [20] 王伟佳. 多种常用钢在不同淬火介质中换热系数的测算[D]. 大连: 大连理工大学, 2007.
- WANG Weijia. Calculation of heat transfer coefficient of many commonly used steels in different quenching media[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2007.
- [21] LI S B, YANG X Y, HOU J T, et al. A review on thermal conductivity of magnesium and its alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(1): 78–90.
- [22] 刘静, 李家栋, 王昭东, 等. 真空油淬过程中换热系数的测算[J]. 材料热处理学报, 2021, 42(9): 159–164.
- LIU Jing, LI Jiadong, WANG Zhaodong, et al. Measurement and calculation of heat transfer coefficient during vacuum oil quenching[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2021, 42(9): 159–164.
- [23] 徐戎. 铝合金淬火界面换热系数反分析求解及在仿真中的应用[D]. 长沙: 湖南大学, 2015.
- XU Rong. Back analysis solution of heat transfer coefficient of aluminum alloy quenching interface and its application in simulation[D]. Changsha: Hunan University, 2015.
- [24] 邓涛, 靳舜尧, 刘乐. 2024 铝合金薄壁板材淬火过程建模仿真[J]. 塑性工程学报, 2021, 28(9): 207–216.
- DENG Tao, JIN Shunyao, LIU Le. Modeling and simulation of quenching process of 2024 aluminum alloy thin-wall sheet[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2021, 28(9): 207–216.

通讯作者: 吴运新, 教授, 博士, 主要从事机械动力学理论及应用、材料与构件的残余应力检测及消减等研究。

(责编 七七)

引文格式: 刘宝明, 徐沁玫, 王小凯, 等. 缘条类复合材料零件变形修正系统的开发[J]. 航空制造技术, 2024, 67(17): 115-121.

LIU Baoming, XU Qinmei, WANG Xiaokai, et al. Development of deformation correction system for edge strip composite parts[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(17): 115-121.

## 缘条类复合材料零件变形修正系统的开发\*

刘宝明<sup>1,2</sup>, 徐沁玫<sup>1</sup>, 王小凯<sup>3</sup>, 韩强儒<sup>3</sup>, 白 扬<sup>1</sup>, 韩志仁<sup>1,2</sup>

(1. 沈阳航空航天大学, 沈阳 110136;

2. 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 沈阳 110136;

3. 中航西安飞机工业集团股份有限公司, 西安 710089)

[摘要] 复合材料比强度、比刚度、可设计性高, 目前已经在飞机制造上得到广泛应用, 但受到回弹变形等因素的影响, 零件几何精度较低, 复合材料变形修正问题亟待解决。针对如何将复合材料变形修正工艺数模规范化、快速化构建等问题, 本文提出了自动追踪、离散布点等辅助生成外形面的方法, 提出了归并排序法、插值查找法等辅助生成内形面的算法, 列举了部分构造工艺数模中用到的曲面处理方法, 在 CATIA 环境下完成了复合材料零件变形修正系统的开发。经实例验证, 修正后总体效率提升了 734.5%, 表明该方法能够高效、规范地构建工艺数模, 提升工艺数模的生成效率。

关键词: 复合材料; 变形修正; 归并排序; 曲面处理; 插值查找

### Development of Deformation Correction System for Edge Strip Composite Parts

LIU Baoming<sup>1,2</sup>, XU Qinmei<sup>1</sup>, WANG Xiaokai<sup>3</sup>, HAN Qiangru<sup>3</sup>, BAI Yang<sup>1</sup>, HAN Zhiren<sup>1,2</sup>

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

2. Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang 110136, China;

3. AVIC Xi'an Aircraft Industry Group Company Ltd., Xi'an 710089, China)

[ABSTRACT] Composite materials have high specific strength, specific stiffness and designability, which have been widely used in aircraft manufacturing. However, due to the influence of springback deformation and other factors, the geometric accuracy of parts is low, and the problem of composite material deformation correction urgently needs to be solved. Aiming at how to standardize and rapidly build the mathematical model of composite material deformation correction process, this paper put forward the automatic tracking, the discrete points and so on to assist the generation of contour surface, proposed the merge sort method, interpolation search algorithm and so on to assist the generation of inner surface. Some surface processing methods used in mathematical model construction were listed, and the deformation correction system of composite parts was developed under CATIA environment. The overall efficiency is improved by 734.5% after modification, which shows that the method can construct the technological mathematical model efficiently and normatively, and improve the generation efficiency of technological mathematical model.

**Keywords:** Composite materials; Deformation correction; Merge sort; Surface processing; Interpolation search

**DOI:** 10.16080/j.issn1671-833x.2024.17.115

\* 基金项目: 辽宁省教育厅科学基金 (JYT2020005)。

航空制造业中零件的外形精度要求十分严格<sup>[1]</sup>,而影响航空复合材料零件制造精度的主要因素是成型后的回弹变形问题<sup>[2]</sup>。解决复合材料变形问题可以从工装温度场均匀性控制<sup>[3]</sup>、模具材料变形控制<sup>[4]</sup>等原理性的因素入手进行干预,但该途径原理复杂、控制难度大,目前还没有取得非常好的效果。传统控制变形的途径是通过形状的补偿抵消变形的影响,以确保零件的外形精度,该方法主要需要解决的问题包括变形量的预测和补偿量的添加<sup>[5-6]</sup>。变形量的预测可以通过生产过程进行积累,建立信息完整的变形数据<sup>[7]</sup>,这是一个逐渐积累的过程;而补偿量的添加通过工艺数模体现(通过复合材料零件构建的一个包括变形量补偿的复合材料数模)<sup>[8]</sup>。

尽管国内外在复合材料零件变形修正工艺数模设计方面已经取得了一定的成绩,但还存在很多不足,主要表现在以下几点:

(1)设计过程中存在一定程度的重复性工作,缺乏知识的重用性;

(2)复合材料零件变形修正工艺数模设计的复杂性阻碍了应用推广,复合材料零件增多,工艺数模工作超出现有能力;

(3)设计员水平参差不齐,工装设计质量不稳定。

本文通过分析缘条类复合材料零件凸缘外形面圆弧边界线特点、凸缘内形面区域分布情况等,提出了自动追踪输入边界、离散布点等辅助生成外形面的方法,提出了归并排序、插值查找、拓扑桥接计算等辅助生成内形面的方法,列举了主要的曲面处理与容错思路,规范了工艺数模的生成步骤,实现了快速化、规范化生成工艺数模的目标。

## 1 缘条类复合材料零件特征及主要修正难点

### 1.1 缘条类复合材料零件特征

这类数模有凸缘面,存在直线弯边、凸曲线弯边、复合弯边(由几种简单的弯边类型组合而成的比较复杂的弯边,如直线弯边与凸曲线弯边结合的复合弯边)的情况,其中后两者包含等曲率和变曲率的情况。内缘面存在过渡区、连续阶梯区域、不等厚区域。

### 1.2 零件修正的主要难点

根据缘条类复合材料零件内外形面的特征,修正时存在以下2个难点。

(1)生成工艺外形面需要在外形交叉线(凸缘外形面过圆弧边界线的外插延伸面 $\cap$ 外腹板面过圆弧边界线的外插延伸面)上布点,需要获得这两个面与两条边界线作为输入元素。但凸缘外形面中碎面较多,凸缘外形面圆弧边界线碎线较多,切线不连续,导致输入元素过多,不利于人工交互。

(2)生成工艺数模需要构造其内外形面。复合材料零件凸缘内形面存在等厚区(AreaD)与过渡区(AreaG)(图1),工艺数模内形面也应具有对应的等厚区(AreaD<sub>2</sub>)与过渡区(AreaG<sub>2</sub>),在保证工艺数模特征与原始数模一致、边界轮廓尺寸基本一致的前提下,如何构造AreaD<sub>2</sub>和AreaG<sub>2</sub>也成为难点。

## 2 缘条类复合材料零件修正设计方案及快速设计算法

### 2.1 修正方案

针对1.2节的难点1,可以通过得到外腹板面的切线连续提取面Sur1,并输入两条基准线Line1、Line2来自动追踪到整条边界线,用边界线分割Sur1得到外腹板面与凸缘外形面,求出其外形交叉线并在线上布点,生成外形渐变曲面输入元素,各线面示意图如图2所示。1.2节难点2中AreaD<sub>2</sub>和AreaG<sub>2</sub>在内形面中的构造方法如下。

(1)构造AreaD<sub>2</sub>。拾取原始数模凸缘内形面等厚区与过渡区交线,将外形面按不同等厚区的厚度逐一偏移出新曲面,将拾取的交线按中点在相对坐标系下x值坐标的大小顺序进行排序,通过外插、投影到偏移面并分割偏移面,得到若干工艺数模内形面等厚区曲面。两等厚区之间为过渡区域,内腹板碎面中有与过渡区域对应的狭长区域。将内腹板面排序并依次存入数组,找到对应的狭长区域,标记出狭长区域所在数组的元素序列

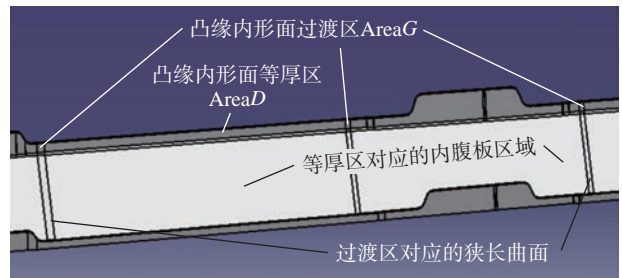


图1 区域示意图

Fig.1 Schematic diagram of area

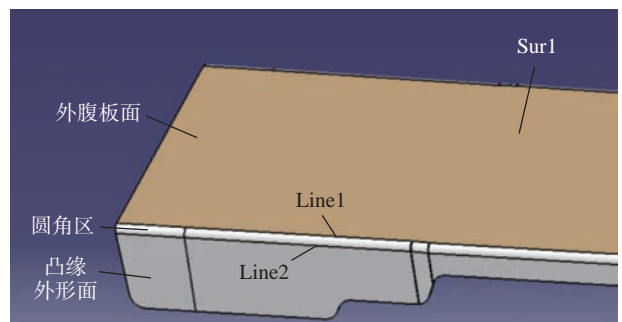


图2 线面示意图

Fig.2 Schematic diagram of line and plane

号,插值查找出内腹板碎面中与每个等厚区对应倒圆角的面组,将若干面组分别接合。每个接合面与对应位置的工艺数模内形面等厚区曲面倒圆角成为圆角面。

(2) 构造  $AreaG_2$ 。在两个相邻的圆角面的圆角区边界线中筛选出参考线,通过切线连续得出整体桥接输入线,从圆角区参考线两端点对这个整体线进行分割,将分割得到的线进行分段桥接。

整体修正思路逻辑树如图 3 所示。

## 2.2 快速设计算法

针对缘条类复合材料件工艺数模的变形修正提出快速设计算法,主要步骤包括:(1)输入复合材料件曲面、获取曲线信息;(2)工艺数模外形面的建立;(3)工艺数模内形面的建立;(4)变形修正工艺数模的建立。

### 2.2.1 自动追踪提取边界线

自动追踪涉及名称及元素参考如图 4 所示,提取边

界线的算法流程如下。

(1) 执行拓扑操作获得  $Sur1$  下的所有边界线,存入数组  $A$ ; 拾取外腹板面与圆角区交线任一侧的起始段作为初始基准线。

(2) 为识别追踪方向,在基准线两端点处分别建立法平面并各自向与基准线无交的一侧偏移,偏移距离  $D$  为

$$D = 10 \times j \quad (1)$$

式中,偏移间距  $D$  为 10 mm,每偏移一次得到  $M_{new}$ ,即法平面移偏后形成的新平面。

$M_{new} \cap Sur1 = \emptyset$  时结束迭代,得到率先无交端,将另一端点记为 Point1。

(3) 遍历数组  $A$ ,筛选出与 Point1 距离为 0 的线集。

(4) 根据零件特征,所得线集中与基准线夹角较小的元素为正确追踪元素。为确定正确的追踪元素,过基

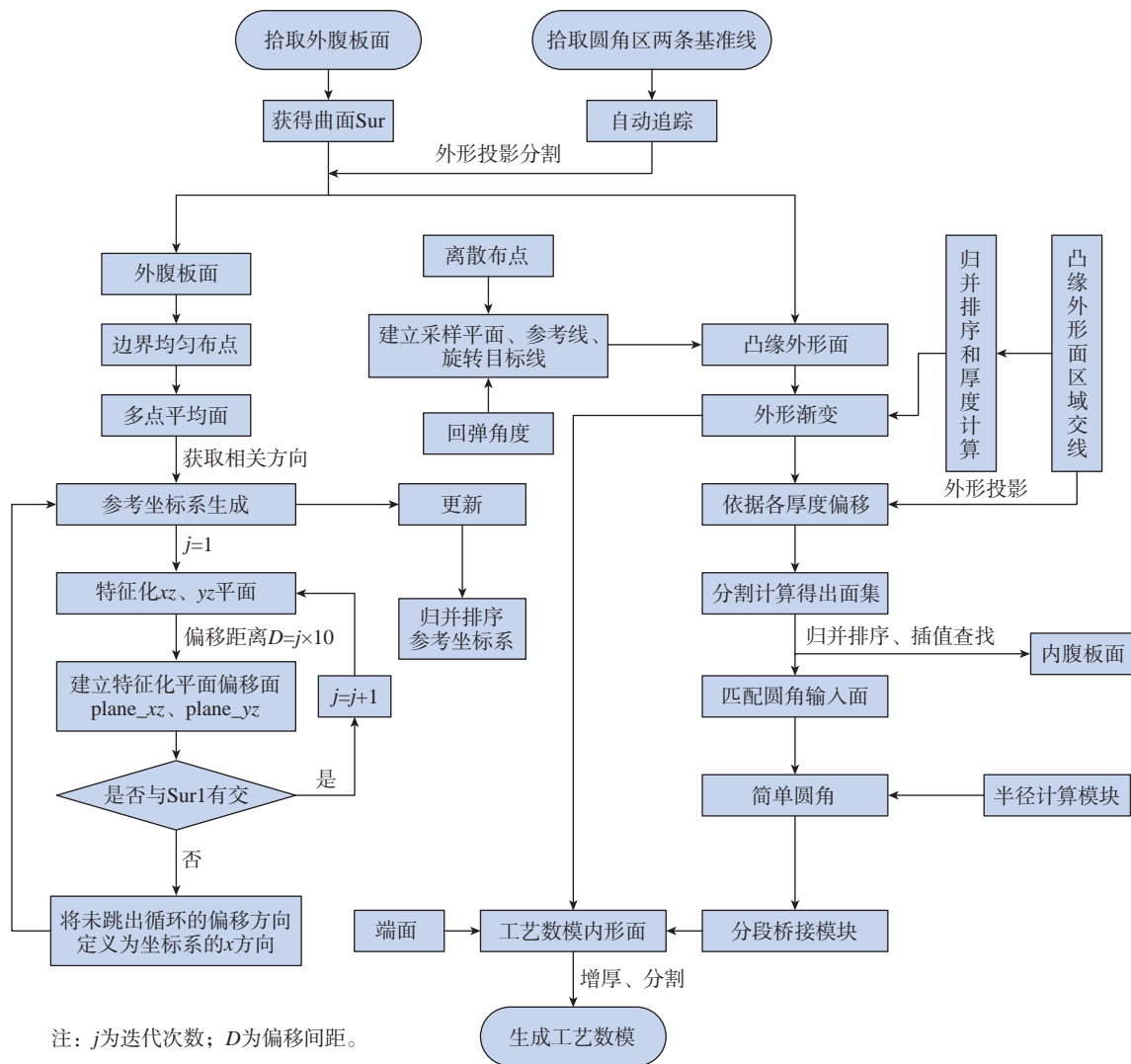


图 3 修正逻辑树  
Fig.3 Modified logic tree

准线与线集元素相交的端点做线集元素切线 TanLine1、基准线切线 TanLine2,并测量出 TanLine1 与 TanLine2 的夹角  $\theta$ 。

$$\theta = \arccos \frac{x_1 x_2 + y_1 y_2}{\sqrt{x_1^2 + y_1^2} \sqrt{x_2^2 + y_2^2}} \quad (2)$$

在这两条切线确定的平面内,  $\overrightarrow{\text{TanLine1}} = (x_1, y_1)$ ,  $\overrightarrow{\text{TanLine2}} = (x_2, y_2)$ 。

切线测量默认方向存在二义性,比较夹角及其余角,取值小者作为测量角度 Ang1。将角度作为权重,取角度值最小的线记作 Linen,激活 Linen 切线连续提取作为下一次追踪基准。将 Linen 距本次追踪的基准线较远的端点记作 Point2。清空数组 A 中与初始基准线相连的元素。

(5) 将 Linen 作为基准线,令 Point1=Point2,继续迭代追踪。

(6) 重复步骤 3~5,当步骤 4 中的 Ang1 大于  $45^\circ$  时,结束迭代。

步骤 4 中通过切线连续追踪及逐渐减少 A 数组元素数量,可以减少循环遍历的元素数量和执行循环次数,从而提高程序运行效率。

### 2.2.2 离散布点生成外形面

将外腹板面 FaceF 和凸缘外形面 FaceW 外插延伸得到 FaceFE 和 FaceWE。

$$\text{FaceFE} \cap \text{FaceWE} = \text{LineC}$$

LineC 为外形交叉线。任选外形交叉线的一端作为起始端进行均匀布点。将外形交叉线长度记作  $L_g$ ,输入布点个数记作  $n$ ,第  $m$  个点距离外形交叉线起始段的距离  $l$  为

$$l = \frac{L_g}{n+1} \times m \quad (3)$$

过每一点做外形交叉线的法平面 PlaneL。

$$\text{FaceF} \cap \text{PlaneL} = \text{LineG}$$

将 LineG 记作参考线。将参考线沿法平面绕外形交叉线旋转回弹角度值,得到目标线。

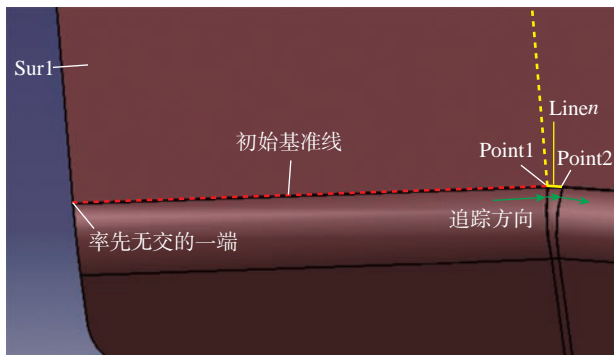


图 4 自动追踪涉及元素

Fig.4 Automatic trace of involved elements

$$[x', y', z', 1] = [x, y, z, 1] \begin{bmatrix} \cos \gamma & \sin \gamma & 0 & 0 \\ -\sin \gamma & \cos \gamma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (4)$$

式中,  $\gamma$  为回弹角度值。视外形交叉线为 Y 轴,旋转前线段末端坐标记为  $(x, y, z)$ ,旋转后线段末端坐标记为  $(x', y', z')$ 。

获取参考线集、目标线集和凸缘外形面,通过外形渐变构造出新外形面,如图 5 所示。

### 2.2.3 基于归并排序与插值查找法自动生成工艺数模内形面

凸缘内形面包含等厚区和过渡区。自动建立坐标系,先将拾取的区域交线依据中点在相对坐标系的  $x$  坐标排序<sup>[9-10]</sup>,按顺序依次与外形面测距并将外形面按距离偏移,再将线向两侧外插延伸后投影到偏移面,用投影线分割外形面的偏移面,构造工艺数模内形面等厚区。筛选出内腹板面与凸缘内形面过渡区对应的狭长区域,其余内腹板碎面分组接合后,与其对应的等厚区一并作为简单圆角的输入元素。插值查找<sup>[11]</sup>基于二分法,构造过程中将查找点改为自适应选择,提高查找效率。插值查找公式为

$$\text{Mid} = \text{low} + \frac{\text{key} - \text{data}[\text{low}]}{\text{data}[\text{high}] - \text{data}[\text{low}]} \times (\text{high} - \text{low}) \quad (5)$$

式中, low 为最小值; high 为最大值; key 为所求值。

例如,各曲面按质心的  $x$  坐标排序后,获得第  $p$  个等厚区倒圆角的腹板接合面的方法:查找该等厚区两侧的过渡区,查找域限制为过渡区对应内腹板面数组元素,将该区域碎面全部接合,即为所求面。拾取元素如图 6 所示。

确定与过渡区对应的内腹板狭长面方法如下。将一组区域交线(图 6)的中点相连接,取出这一连线的

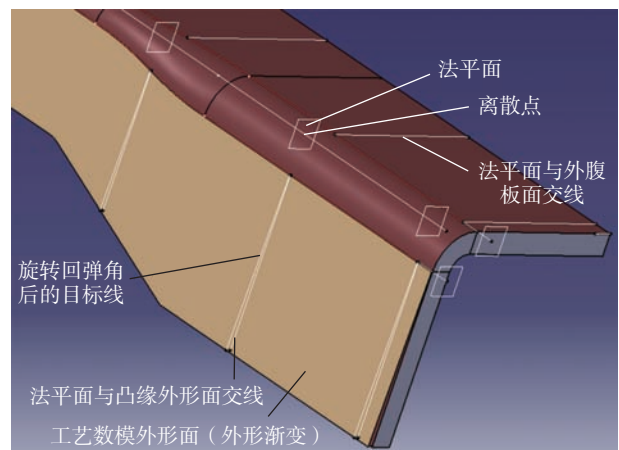


图 5 离散布点

Fig.5 Discrete distribution points

中点  $a$ , 找到质心, 通过归并排序筛选出腹板面中质心与中点  $a$  最近的面为狭长面, 测量腹板面质心与  $a$  的距离并存入数组  $A$ , 经过归并排序可以得到一个由小到大排列的有序数组  $A_1$ , 数组中最小元素  $A_{j_1}$  对应的质心即是狭长面的质心。以包含 4 个元素的数组  $A$  为例, 其中  $A_{j_3} < A_{j_2} < A_{j_0} < A_{j_1}$ , 归并排序后可得到按  $A_{j_3}$ 、 $A_{j_2}$ 、 $A_{j_0}$ 、 $A_{j_1}$  排序的有序数组  $A_1$ , 过程如图 7 所示。

将内腹板各个面在相对坐标系下, 按质心坐标  $x$  分量值从小到大排序, 求出过渡区质心点。通过质心距离递归对比的方式找到与过渡区质心最近的内腹板狭长区域。将两个狭长区域中间的曲面全部接合。

### 2.2.4 自动分段桥接

过渡区分为圆角区、内形面和内腹板面, 在构造工艺数模时, 通常用桥接曲面代替。其中先进行圆角区桥接, 再进行内形面桥接和内腹板面桥接<sup>[12]</sup>。圆角面采用分段桥接的方式, 首先找出圆角区, 再对圆角区进行拓扑运算找出输入曲线 LineCor1 和 LineCor2。通过输入曲线激发切线连续获得桥接区边界线, 为避免整体桥接曲面畸变, 通过 LineCor1、LineCor2 两端点分别将两段整体边界线各分割为 3 段, 即两段内形面桥接线、圆角区桥接线、内腹板桥接线。将这些线分别进行桥接,

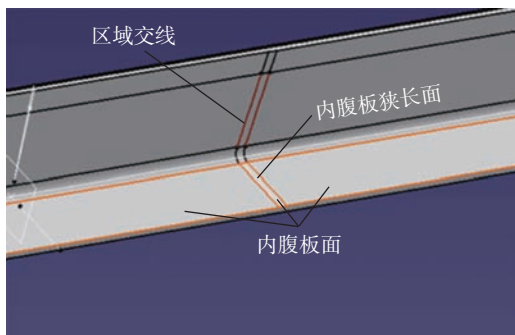


图 6 生成内形面输入元素

Fig.6 Generating the inner surface input element

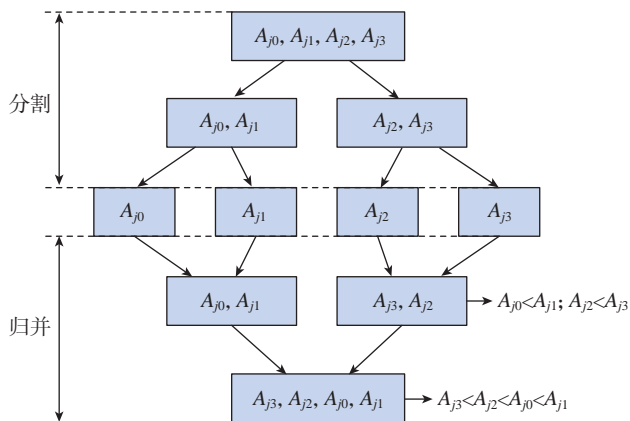


图 7 归并排序示意图

Fig.7 Diagram of merge sorting

将 3 个桥接面整体接合得到过渡区, 如图 8 所示。

### 3 实例验证

基于 CATIA/CAA 系统开发完成了复合材料零件回弹修正的快速设计软件, 包括交互拾取模块、生成外形面模块、生成内形面模块、生成实体模块, 如图 9 所示。导入复合材料零件后, 利用回弹修正界面拾取输入元素并自动计算生成内外形面; 利用内外形面生成工艺数模实体, 如图 10 所示, 可以看出, 自动生成的工艺数模完全符合生产要求。

选取图 11 所示的 3 个复合材料零件分别进行手动及自动回弹修正, 并对每一步操作计时, 将 3 组数据取平均值作为参考。以拾取外腹板圆弧边界线为例, 手动修正需要沿同一方向逐段拾取, 而自动修正只需任意拾

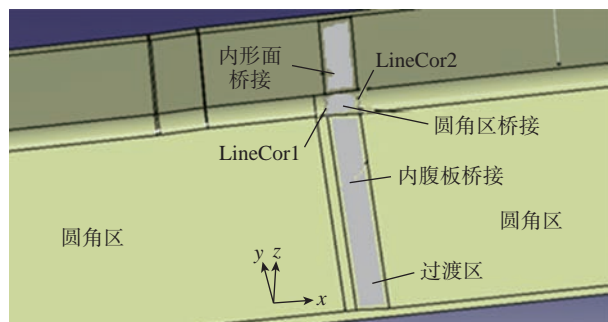


图 8 自动分段桥接

Fig.8 Automatic segmental bridge

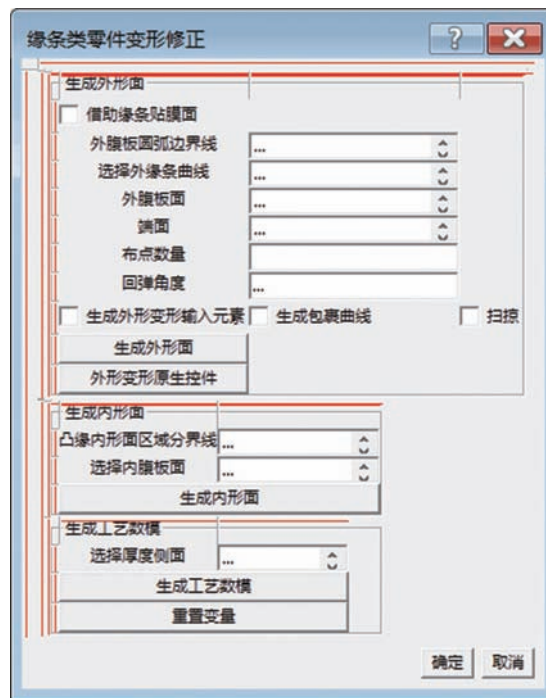


图 9 自动变形修正界面

Fig.9 Automatic deformation correction interface

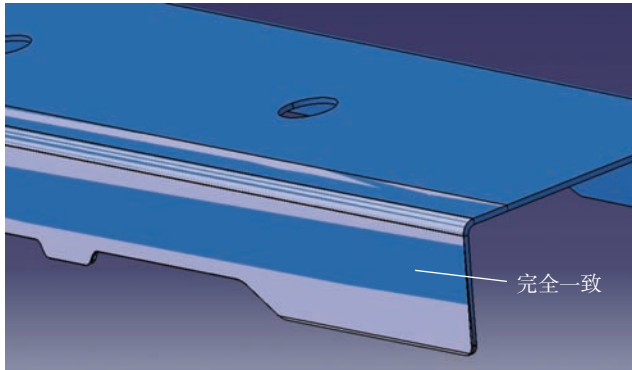
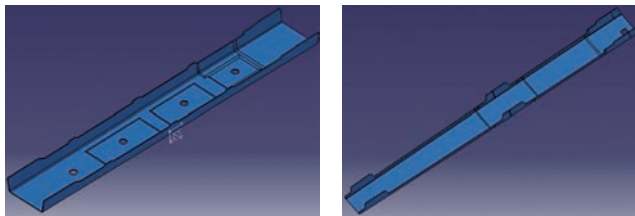
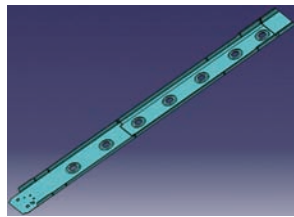


图 10 自动变形修正实例验证 (1.4° 回弹)  
Fig.10 Example verification of automatic deformation correction (1.4° rebound)



(a) 零件1 (b) 零件2



(c) 零件3

图 11 复合材料零件  
Fig.11 Composite parts

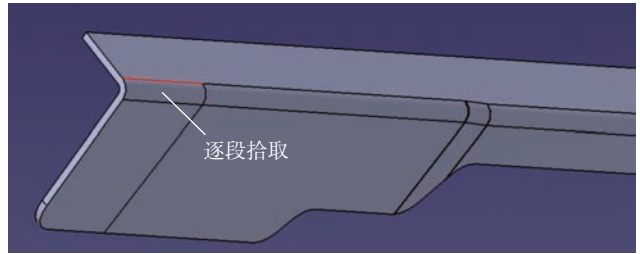
取一段,通过自动追踪算法即可追踪到整条边线,节省大量时间,拾取方式对比如图 12 所示,主要操作步骤用时见表 1。可以看出,自动变形修正总体效率提升了 734.5%，“快速化”效果显著。

#### 4 结论

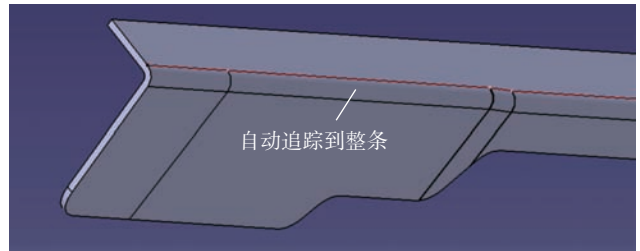
(1) 本文以减少交互拾取为目的,在分析了如何利用自动追踪的方式确立输入元素基础上,提出了解决圆角曲线构造问题的思想。

(2) 本文以准确构建工艺数模为目的,在分析了工艺数模特征与构造过程的基础上,提出用归并排序与插值查找的方法辅助构建各圆角区与桥接曲进而生成内形面,实现了工艺数模的规范化、快速化建立,解决了拾取元素过多、工艺数模的建立以及内形面特征保留困难等关键问题。

(3) 利用 CATIA 二次开发技术,开发了缘条类复合



(a) 手动拾取外腹板面弧边界线



(b) 自动拾取外腹板圆弧边界线

图 12 外腹板圆弧边界线拾取  
Fig.12 Outer web surface arc boundary line picking

表 1 手动变形修正与自动变形修正用时对比  
Table 1 Comparison of manual deformation correction and automatic deformation correction

操作步骤	手动变形修正 平均时长/s	自动变形修正 平均时长/s	效率提升/ %
拾取外腹板圆弧边界线	25.3	2.1	1104.7
拾取外缘条曲线	22.8	1.8	1166.7
布点/生成外形面	582.2	71.5	714.3
拾取等厚区/过渡区	48	25.2	90.5
生成内形面	322.4	19.8	1528.3
生成实体	76.6	8.7	780.5
完成修正总用时	1077.3	129.1	734.5

材料零件快速修正系统,并以具体零件数模为例,完成了实例验证,修正总体效率提升了 734.5%。

#### 参考文献

[1] 何凯,李成龙,龚志红,等.航空复合材料构件精确制造技术探讨及应用[J].航空制造技术,2017,60(9):101-105.  
HE Kai, LI Chenglong, GONG Zhihong, et al. Development and application of precision manufacturing technology of composite in aviation field[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(9): 101-105.

[2] 魏冉,贾丽杰,晏冬秀,等.热固性复合材料结构固化回弹变形研究进展[J].航空制造技术,2013,56(23/24):104-107,110.  
WEI Ran, JIA Lijie, YAN Dongxiu, et al. Study progress of curing-

induced springback for thermosetting composites[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2013, 56(23/24): 104–107, 110.

[3] 邵坤, 陈文亮, 徐艳虎. 复合材料固化过程中工装温度场的有限元分析[J]. *中国制造业信息化*, 2009(4): 27–29, 34.

SHAO Kun, CHEN Wenliang, XU Yanhu. The finite element analysis of frock temperature scene in complex material solidify[J]. *Machine Design and Manufacturing Engineering*, 2009(4): 27–29, 34.

[4] 孙朝海, 黄炎, 杨康, 等. 工装模具对复合材料件固化变形影响的有限元分析[J]. *材料导报*, 2021, 35(S01): 607–612.

SUN Chaohai, HUANG Yan, YANG Kang, et al. Finite element analysis of influence to the mold tooling on the curing deformation of composite part[J]. *Materials Reports*, 2021, 35(S01): 607–612.

[5] 崔静, 郑伟峰, 谭昌柏, 等. 复合材料传动轴固化成形的变形预测与补偿[J]. *机械制造与自动化*, 2015, 44(6): 21–24.

CUI Jing, ZHENG Weifeng, TAN Changbai, et al. Deformation prediction and compensation for cure-induced deformation of composite transmission shaft[J]. *Machine Building & Automation*, 2015, 44(6): 21–24.

[6] 刘宝明. 鞍形碳纤维复合材料构件固化变形修正技术研究[J]. *复合材料科学与工程*, 2020(5): 80–83.

LIU Baoming. Study on deformation correcting technique of saddle-shaped carbon fiber composite component[J]. *Composites Science and Engineering*, 2020(5): 80–83.

[7] 韩小勇, 苏佳智, 徐少晨, 等. 复合材料C型肋零件回弹研究[J]. *航空制造技术*, 2016, 59(20): 63–67.

HAN Xiaoyong, SU Jiazhi, XU Shaochen, et al. Research on the springback of composites C-shape ribs[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016, 59(20): 63–67.

[8] 刘宝明, 项松, 薛继佳, 等. 空间曲面类复合材料构件固化变形修正软件开发[J]. *机床与液压*, 2017, 45(20): 6–8, 34.

LIU Baoming, XIANG Song, XUE Jijia, et al. Development of deformation correcting software of curved surface composite component[J]. *Machine Tool & Hydraulics*, 2017, 45(20): 6–8, 34.

[9] 姜忠华, 徐文丽, 刘家文, 等. 智能归并排序[J]. *电子设计工程*, 2011, 19(21): 53–55.

JIANG Zhonghua, XU Wenli, LIU Jiawen, et al. Intelligently merge sort[J]. *Electronic Design Engineering*, 2011, 19(21): 53–55.

[10] 邹永林. 归并排序的概念与算法设计[J]. *现代计算机*, 2015(7): 48–51.

ZOU Yonglin. Concept and algorithm design of merge sort[J]. *Modern Computer*, 2015(7): 48–51.

[11] 叶三星, 高伟, 古富强, 等. 基于插值预测的快速查找算法[J]. *软件导刊*, 2011, 10(11): 63–65.

YE Sanxing, GAO Wei, GU Fuqiang, et al. Fast search algorithm based on interpolation prediction[J]. *Software Guide*, 2011, 10(11): 63–65.

[12] 崔洛瑞, 安鲁陵, 卫炜, 等. 一种复杂曲面延拓方法[J]. *机械制造与自动化*, 2017, 46(6): 25–28.

CUI Mingrui, AN Luling, WEI Wei, et al. Complex curved surface continuation method[J]. *Machine Building & Automation*, 2017, 46(6): 25–28.

(上接第 108 页)

[12] YILMAZ A, JAVED O, SHAH M. Object tracking: A survey[J]. *ACM Computing Surveys*, 2006, 38(4): 13–19.

[13] SEZGIN M, SANKUR B. Survey over image thresholding techniques and quantitative performance evaluation[J]. *Journal of Electronic Imaging*, 2004, 13(1): 146–165.

[14] 赵小川. MATLAB图像处理—能力提高与应用案例[M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2014.

ZHAO Xiaochuan. MATLAB image processing-ability improvement and application case[M]. Beijing: BeiHang University of Press, 2014.

[15] LI G, ZHAO Y, ZHANG L, et al. Entropy-based global and local weight adaptive image segmentation models[J]. *Tsinghua Science and Technology*, 2019, 25(1): 149–160.

[16] HUANG J W, ZHANG L Q, JIANG Z Y, et al. Heterogeneous parallel computing accelerated iterative subpixel digital image correlation[J]. *Science China Technological Sciences*, 2018, 61(1): 74–85.

[17] TANG W, ZHU L C, WANG Q M. Recognition of FAST reflector nodes based on Canny operator[J]. *Research in Astronomy and Astrophysics*, 2020, 20(8): 126.

[18] TRUJILLO-PINO A, KRISIAN K, ALEMÁN-FLORES M, et al. Accurate subpixel edge location based on partial area effect[J]. *Image and Vision Computing*, 2013, 31(1): 72–90.

[19] MARTIN D R, FOWLKES C C, MALIK J. Learning to detect natural image boundaries using local brightness, color, and texture cues[J]. *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, 2004, 26(5): 530–549.

[20] 宋志刚, 王龙山, 陈向伟. 利用数字图像处理技术检测锥螺纹[J]. *吉林大学学报(工学版)*, 2004, 34(2): 248–251.

SONG Zhigang, WANG Longshan, CHEN Xiangwei. Detection of conical thread with digital image processing technology[J]. *Journal of Jilin University (Engineering and Technology Edition)*, 2004, 34(2): 248–251.

[21] 段红燕, 邵豪, 张淑珍, 等. 一种基于Canny算子的图像边缘检测改进算法[J]. *上海交通大学学报*, 2016, 50(12): 1861–1865.

DUAN Hongyan, SHAO Hao, ZHANG Shuzhen, et al. An improved algorithm for image edge detection based on Canny operator[J]. *Journal of Shanghai Jiao Tong University*, 2016, 50(12): 1861–1865.

[22] 束志林, 戚飞虎. 一种新的随机Hough快速圆检测算法[J]. *计算机工程*, 2003, 29(6): 87–88, 110.

SHU Zhilin, QI Feihu. A novel algorithm for fast circle detection using randomized Hough transform[J]. *Computer Engineering*, 2003, 29(6): 87–88, 110.

[23] LI F, XIONG J J, LAN X H, et al. Hypersonic vehicle trajectory prediction algorithm based on Hough transform[J]. *Chinese Journal of Electronics*, 2021, 30(5): 918–930.

[24] 徐岩, 安卫凤. 基于改进随机抽样一致算法的视觉SLAM[J]. *天津大学学报(自然科学与工程技术版)*, 2020, 53(10): 1069–1076.

XU Yan, AN Weifeng. Visual SLAM based on the improved RANSAC algorithm[J]. *Journal of Tianjin University (Science and Technology)*, 2020, 53(10): 1069–1076.

通讯作者: 韩志仁, 教授, 博士, 研究方向为钣金成形和数字化制造技术。

(责编 七七)

通讯作者: 纪俐, 副教授, 博士, 研究方向为脑功能网络、智能装备与机器人控制、三维数字化检测。

(责编 七七)



# 2024中国国际复合材料工业技术展览会

2024年9月2日-4日 国家会展中心（上海）

新征途 再出发

邀您共聚复材行业的年度聚会

60,000 m<sup>2</sup>+  
展览面积

800+  
参展企业

30,000+  
参会人数



联系方式

010-68138939 / 68138952



[chinacompositeexpo.com](http://chinacompositeexpo.com)

广告索引号24-1003

## 创造价值 贡献航空

## “精密铸造”专题

## 选题背景

铝、镁、钛等轻型合金和高温合金构件的近净成形铸造技术（Near net shape casting）可以大幅度提高合金溶液的填充性能，精确控制其充型和凝固过程，实现铸件的完整充型及组织和尺寸精确控制，从而达到抑制铸造缺陷，提高铸件质量的目标，是实现空天高端装备产品轻量化、复杂构件整体化以及提高材料利用率和整体效率的关键。《航空制造技术》“精密铸造”专题拟于2024年出版，从空天领域内的铝合金、镁合金、钛合金和高温合金精密铸造等方面，向领域内专家学者征稿。

## 征稿范围

铸造基本理论与成形规律；合金熔炼及净化处理技术；特种精密铸造方法；可熔型芯技术；计算机辅助设计和铸造工艺优化仿真技术；特种合金浇铸工艺、设备和凝固工艺过程控制技术；大型薄壁复杂整体精密铸件的成型与尺寸控制。

## 投稿要求

- 综述文章或研究论文均可，论文要体现出创新性，论点明确，论证充分，结论可靠。
- 保证论文的原创性，无抄袭、剽窃或侵权行为，不一稿多投。
- 针对本专题投稿，请提前与学术编辑联系。

## 截稿日期

本征稿于2024年10月15日截止。

## 联系方式

责任编辑：王燕萍  
联系电话：010-85700465-292

公司名称	位置	索引号
HRC	封二	24-1072
北京韦林意威特工业内窥镜有限公司	封三	24-1005
郑州市钻石精密制造有限公司	封底	24-1067
北京易加三维科技有限公司	1	24-1001
瀚柏格夹具系统技术(上海)有限公司	3	24-1033
斯达拉格公司	5	24-1014
约翰内斯·海德汉博士(中国)有限公司	7	24-1038
雷尼绍公司	9	24-1055
易格斯(上海)拖链系统有限公司	11	24-1051
兹韦克罗睿试验机科技(上海)有限公司	13	24-1036
2024中国国际复合材料工业技术展览会	122	24-1003
第十五届中国国际航空航天博览会	124	24-1090



15<sup>th</sup>中国航展  
AIRSHOW CHINA  
2024.11.12-17  
ZHUHAI·CHINA

第十五届

# 中國國際航空航天博覽會

The 15<sup>th</sup> China International Aviation  
& Aerospace Exhibition

[www.airshow.com.cn](http://www.airshow.com.cn)

 展览

联系人：吴小姐  
电话：0756-3376868  
邮箱：wuc@airshow.com.cn

 专业观众

联系人：杨先生  
电话：0756-3376111  
邮箱：peter@airshow.com.cn

 商务合作

联系人：谢小姐  
电话：0756-3375228  
邮箱：xieya@airshow.com.cn

广告索引号24-1090



Part of Waygate Technologies, Baker Hughes

## Everest Mentor Visual iQ™ VideoProbe™ 系列

### 韦林超级一体化手持式工业视频内窥镜系统

一直被模仿，从未被超越



可搭载ADR人工智能辅助缺陷判断系统

单物镜相位扫描三维立体测量系统

整机一体化手持机式便携型设计

CCD原生像素值可达120万

叶片智能计数分析功能

北京韦林意威特工业内窥镜有限公司

贝克休斯检测科技业务美国韦林工业内窥镜产品及服务中国专门经销商

中国北京亚运村北辰汇欣大厦B座0901室至0907室 电话 (8610) 8499 1572 手机 (86) 13901023370 网站 [www.everestbj.com](http://www.everestbj.com)



广告索引号24-1005

# 高强轻质 “航” 程无忧

## 碳纤维复合材料解决方案

### 高效加工

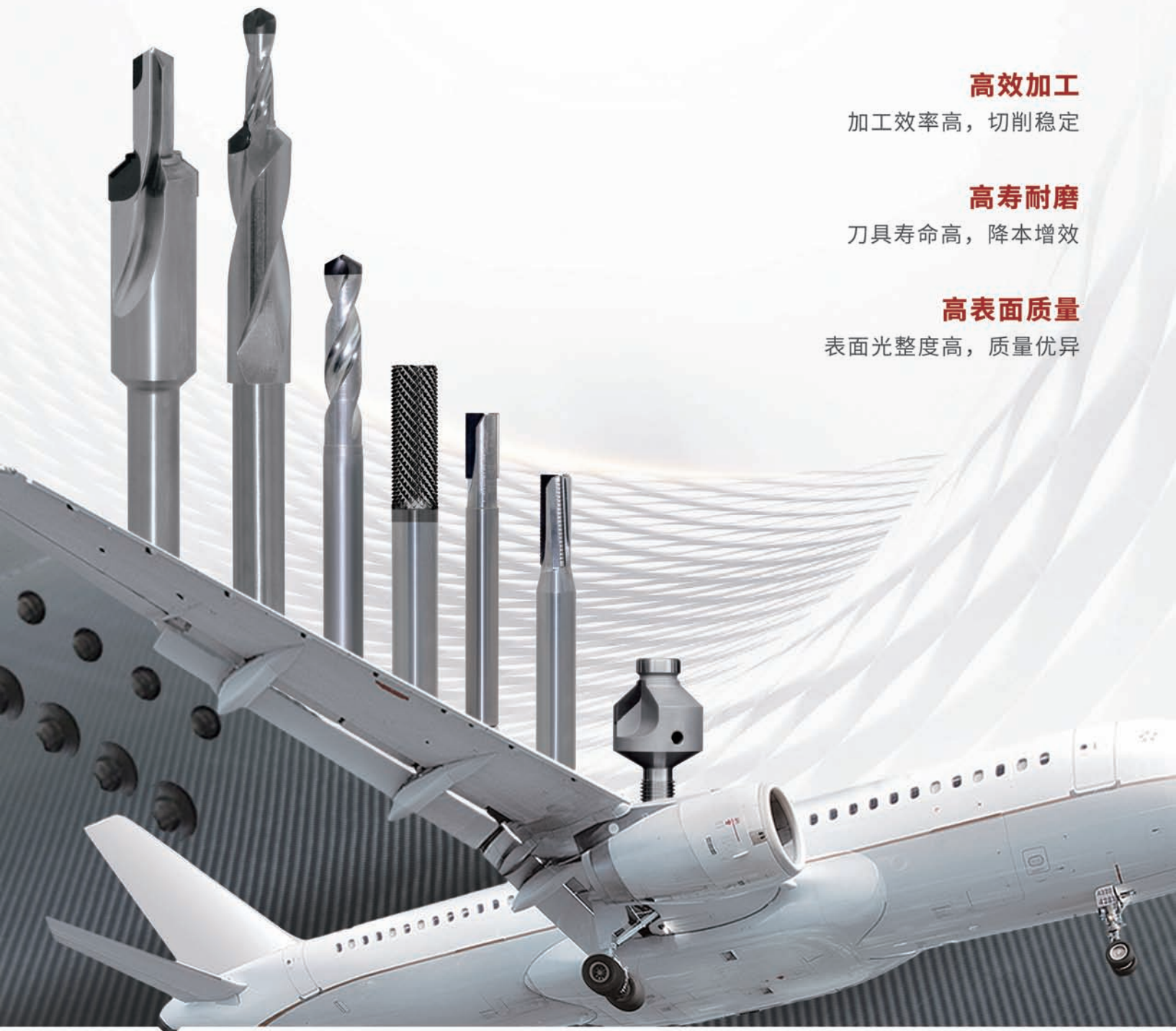
加工效率高，切削稳定

### 高寿耐磨

刀具寿命高，降本增效

### 高表面质量

表面光整度高，质量优异



广告索引号24-1067

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  
电话/Tel: 0371-60300953 传真/Fax: 0371-60300963  
Http://www.zhengzuanchina.com  
E-mail:sales@zhengzuanchina.com 邮编/P.C.: 450016



郑钻公众号



郑钻视频号