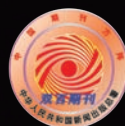


航空制造技术

2021年 第15期
Vol.64 No.15



封面文章
**连续碳纤维增强尼龙复合材料
预浸丝制备与3D打印性能研究**

专稿
**异种材料激光焊接中金属间化合物
形成机理及控制的研究进展**

论坛
复合材料增材制造

走进科研
**华中科技大学材料成形与
模具技术国家重点实验室**

www.amte.net.cn

ISSN 1671-833X



ISSN 1671-833X CN 11-4387/V





航空工业

增材制造技术

金属加工领域的开创性技术

航空工业制造院的 增材制造技术及激光增材制造装备

中国航空制造技术研究院的增材制造专业方向承担了国家重大专项、航空基金、基础科研、型号攻关等大型项目，拥有国内领先的增材制造工艺、装备技术和专业团队，相关产品和设备广泛应用于航空、航天、医疗等领域。

我院自主开发出多款激光选区熔化成形设备，成形最高精度可达到 $\pm 0.1\text{mm}$ ，其成形的部分不锈钢零件及钛合金零件已成功实现了装机应用。在航空领域建立SLM成形钛合金的全套工艺规范和质量检测标准，同时也制定了性能检测标准。



大型激光选区熔化精密快速成形设备参数

- 打印材料：不锈钢粉末、钛合金粉末、高温合金钢粉末等金属材料；
- 单膜光纤激光器功率：1000W；
- 双聚焦系统：f- θ 聚焦镜和动态聚焦系统；
- 成形工作台的截面尺寸为810mm \times 450mm，垂直方向有效工作行程700mm；
- 成形工作台最大允许承重2吨；
- 成形工作平台可加热至80 $^{\circ}\text{C}$ ，加热温度连续可调；
- 最小铺粉层厚：0.02mm；
- 成形精度： $\pm 0.15\text{mm}$ ；



大尺寸发动机叶轮成形过程

中国航空制造技术研究院 · 智能制造装备中心

地址：北京市朝阳区朝阳路1号院（北京市340信箱） 邮编：100024 网址：www.avicmti.avic.com
电话：+86 10 85701650/1308/1365 邮箱：market_avicmti@163.com

广告索引号 21-1020



采用-O槽型的 CoroDrill® 863钻头

复合材料钻削优化解决方案

提升复合材料钻削时的钻削长度, 提高刀具寿命。

采用-O槽型的CoroDrill® 863钻头是一款优化解决方案, 在复合材料钻削方面拥有出色的刀具寿命。

该钻头专为广泛使用复合材料并要求增加单把刀具钻削长度的行业而打造。该钻头尤其适用于使用复合材料制造飞机机架和其他零件的航空航天工业。

特点

- 采用新型材质O1AD, 耐磨性更高
- 基材采用独特配方, 与涂层的粘附性极佳
- 大轴向前角, 可减少分层

优势

- 出色的刀具寿命
- 换刀次数减少
- 高可重复性、高可靠性
- 在钻削单向带碳纤维增强塑料 (CFRP) 时, 可减少分层



AERONAUTICAL MANUFACTURING TECHNOLOGY

航空制造技术



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

编委会

Editorial Board

名誉主任 关 桥
Honorary Director Guan Qiao

主任 李志强
Director Li Zhiqiang

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

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

国内编委

Domestic Members

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

国际编委

International Members

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

主管单位

Competent Authority

中国航空工业集团有限公司
Aviation Industry Corporation of China, Ltd.

主办单位

Sponsor

中国航空制造技术研究院
AVIC Manufacturing Technology Institute

出版人 李志强
Publisher Li Zhiqiang

社长/总编辑 罗京华

President/Chief Editor Andy Luo

副主编 孙秀云

Vice Editor-in-Chief Sharon Sun

学术编辑 王雪坤/崔 静/王燕萍

Academic Editor Shirley Wang/Jaime Cui/Emma Wang

文字编辑 程学平/张晓眉/郝 爽

Text Editor Linda Cheng/May Zhang/Seven Hao

市场总监 何 欣

Marketing Director Xin He

设计 白若薇

Art Supervisor Jane Bai

排版 王 艳

Art Editors Wang Yan

编辑出版 《航空制造技术》编辑部

Edition Aeronautical Manufacturing Technology Magazine

广告总代理 北京中航时代文化传播有限公司

Advertising Agent China Aerotime Media 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 北京天顺鸿彩印有限公司

Printing Beijing Tianshunhong Color Printing Co., Ltd.

刊号 ISSN 1671-833X CODEN HGJIEO
CN 11-4387/V

广告经营许可证 京朝工商广字第0051

电话 (010)85700465

传真 (010)85700466

在线投稿 <http://www.amte.net.cn>

电子信箱 zscbyyjb@amte.net.cn

中航时代传媒

CHINA AEROTIME MEDIA

国内定价: 20.00元 国外定价: 16.00美元

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

侧铣/方肩铣削



坡铣



螺旋插补



槽铣



插铣



3D仿形



摆线铣削

摆线铣削：
球头铣刀



机械加工的 全能高手

HARVI™ ITE 高效整硬立铣刀

荣获以创新著称的2020年度爱迪生应用技术类金奖



了解更多产品信息

免费热线: 4008 892 135

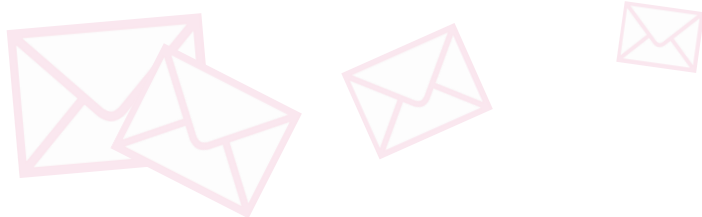
www.kennametal.com 广告索引号 21-1017





编-读-往-来

READERS & EDITORS



高性能复合材料的用量已成为衡量制造装备先进性的重要标志。复合材料增材制造技术,通过材料“自下而上”的自动化、数字化的逐层累加实现复合材料构件的成型,该技术具有材料可设计性强、材料制备与结构成型一体化、无需模具等优点,可以实现复合材料复杂构件多功能集成设计与制造。

本期聚焦我国学者在复合材料增材制造成型工艺、结构创新设计与应用探索等方面的最新研究成果,旨在搭建前沿学术研究与创新应用之间的桥梁,推动复合材料增材制造技术在航空航天、国防军工、生物医疗等领域的应用推广。

客座主编 田小永

《航空制造技术》是一座桥,连通作者与读者,是一本在国内有较高影响力、历史悠久的航空航天领域的专业性科技期刊,能及时反映我国航空航天领域科学技术发展水平,交流国内外科技新成果,促进学术进步和人才成长,推动新理论、新技术的发展。期刊内容丰富,学术观点创新性强。感谢审稿专家在审稿学术工作中表现出的科学严谨的作风、客观公正的态度、甘于奉献的精神。

河南航天精工制造有限公司 高学敏



《航空制造技术》是国内航空领域开展先进制造技术研究交流的重要平台,是促进业界科技进步的重要力量。希望期刊能积极主动地高质量发展,继续为广大航空领域科技工作者提供关于航空制造技术的最新研究进展和成果,开拓视野,解放思想,立足中国实际,聚焦航空工业发展重大战略需求,坚持问题导向,聚焦前沿领域,戒骄戒躁,砥砺前行,不断提升期刊学术传播力和影响力。

北京工业大学材料与制造学部 张景祺





FS621M

航空航天定制金属增材制造系统



航天火箭发动机收扩段

湖南华曙高科技有限责任公司成立于 2009 年，是全球性的金属与高分子增材制造设备、材料及系统方案供应商。公司完全自主研发了 22 款金属和高分子增材制造设备及 35 款材料，金属最大成型缸尺寸 620mm*620mm*1100mm，高分子最大成型缸尺寸 1000mm*500mm*450mm，具备单激光或多激光配置，广泛地应用于航空、航天、模具、汽车、医疗、科研教育等行业，是产业化用户的专业增材制造合作伙伴。

22

自主研发22款设备

30⁺

金属与高分子材料

400⁺

公司员工

公司员工超过400人，并在北美和欧洲建立了分公司，分销及技术支持网络覆盖了亚太、欧洲和北美多个国家和地区。我们与航空航天的用户深度合作，基于客户、行业的特定需求，进行联合开发，推出定制解决方案，包括设备、材料、软件、应用等。

您在传统加工过程中，是否经常遇到材料利用率太低？制造周期太长？复杂结构件无法制造？或是产品合格率不理想？

航空航天的零件结构复杂、材料利用率低、轻量化要求高，具有小批量、多样化以及快速响应和保密性强的诸多特点，增材制造（3D 打印）在复杂结构成型、实现轻量化、节省生产时间以及保密性等方面能够充分契合这些需求，发挥其价值。华曙高科是您值得信赖的增材制造合作伙伴。

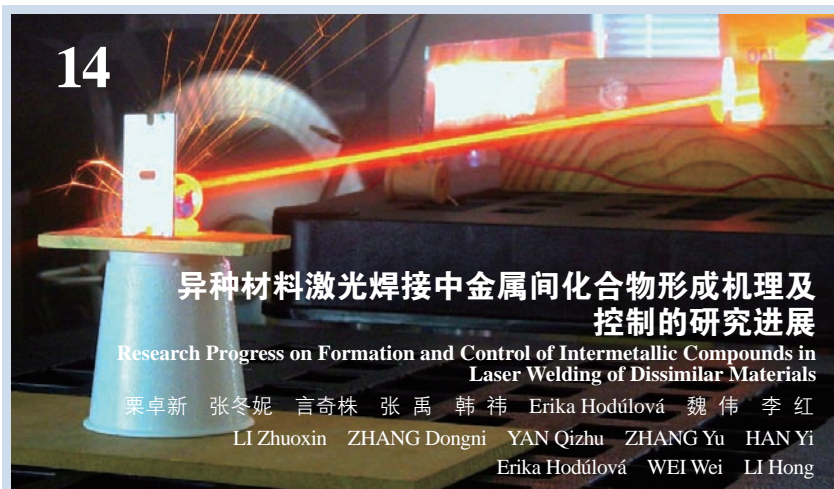


更多关于华曙高科高效增材制造技术和设备、材料详细信息，请扫描二维码关注华曙高科。

立即联系我们：400 055 2155 | www.farsoon.com | inquiry@farsoon.com

广告索引号 21-1036

专稿 Feature



14 异种材料激光焊接中金属间化合物形成机理及控制的研究进展

Research Progress on Formation and Control of Intermetallic Compounds in Laser Welding of Dissimilar Materials

栗卓新 张冬妮 言奇株 张禹 韩祎 Erika Hodúlová 魏伟 李红
LI Zhuoxin ZHANG Dongni YAN Qizhu ZHANG Yu HAN Yi
Erika Hodúlová WEI Wei LI Hong

封面文章 Cover Story

论坛 Forum

复合材料增材制造

Additive Manufacturing of Composites

24 连续碳纤维增强尼龙复合材料预浸丝制备与3D打印性能研究

田小永 张亚园 刘腾飞 李涤尘

Prepreg Preparation and 3D Printing of Continuous Carbon Fiber Reinforced Nylon Composite

TIAN Xiaoyong ZHANG Yayuan LIU Tengfei LI Dichen

36 基于直写成型的连续碳纤维增韧碳化硅复合材料制备与性能研究

李赛 随雨浓 苗恺 鲁中良 李涤尘

Research on Preparation and Properties of Direct Ink Writing of Continuous Carbon Fiber Reinforced Silicon Carbide Ceramic Matrix Composites

LI Sai SUI Yunong MIAO Kai LU Zhongliang LI Dichen

42 基于激光烧结纳米复材的高效吸能超材料

袁上欽 王志豪 李江 朱继宏

Laser Sintered-Mechanical Nanocomposites With High Energy Absorption

YUAN Shangqin WANG Zhihao LI Jiang ZHU Jihong

52 高温激光选区烧结聚醚醚酮/钽/ 钕点阵结构的力学性能研究

蔡昊松 陈鹏 苏瑾 王明哲 王浩则

闫春泽 王卫 史玉升

Study on Mechanical Properties of Polyetheretherketone/Tantalum/Niobium Lattices Made by High Temperature-Selective Laser Sintering

CAI Haosong CHEN Peng SU Jin WANG Mingzhe

WANG Haoze YAN Chunze WANG Wei SHI Yusheng

58 基于3D打印的连续纤维增强热固性复合材料性能及其应用探索

明越科 王奔 周晋 辛志博 李婷 王枫 段玉岗

Performance and Applications of 3D Printed Continuous Fiber-Reinforced Thermosetting Composites

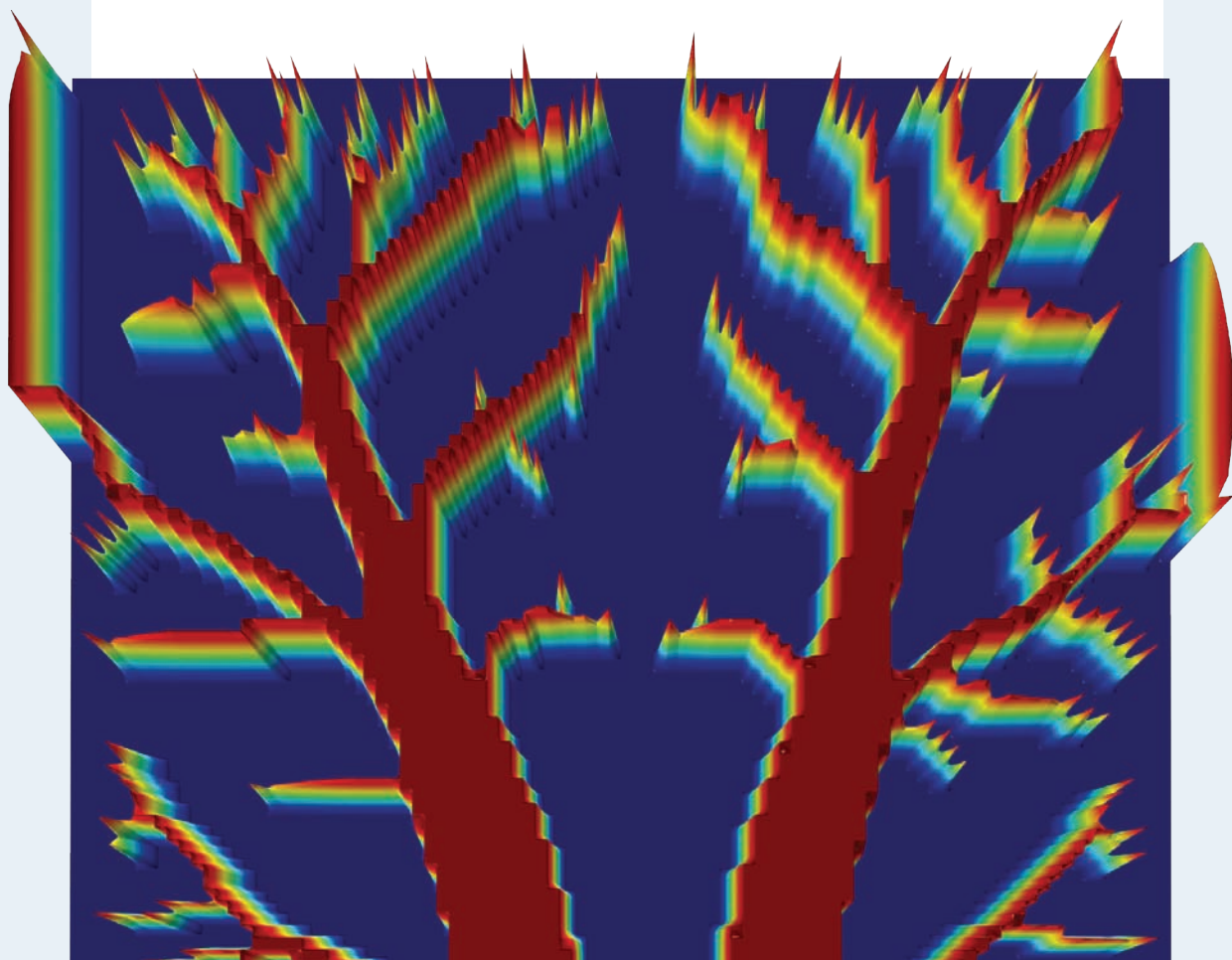
MING Yueke WANG Ben ZHOU Jin XIN Zhibo LI Ting

WANG Feng DUAN Yugang

仿真案例

多物理场仿真 提升散热器性能

散热器是用于传导热量的热交换装置，被广泛应用于航空、航天及电子等领域。工程师使用 COMSOL® 多物理场仿真软件可以对散热器进行拓扑优化，并结合增材制造技术高效生产定制化散热器，以满足各种应用需求。



 COMSOL

COMSOL Multiphysics® 多物理场仿真软件被广泛应用于工程、制造和科学研究等领域。了解更多 COMSOL 仿真应用，请访问：cn.comsol.com

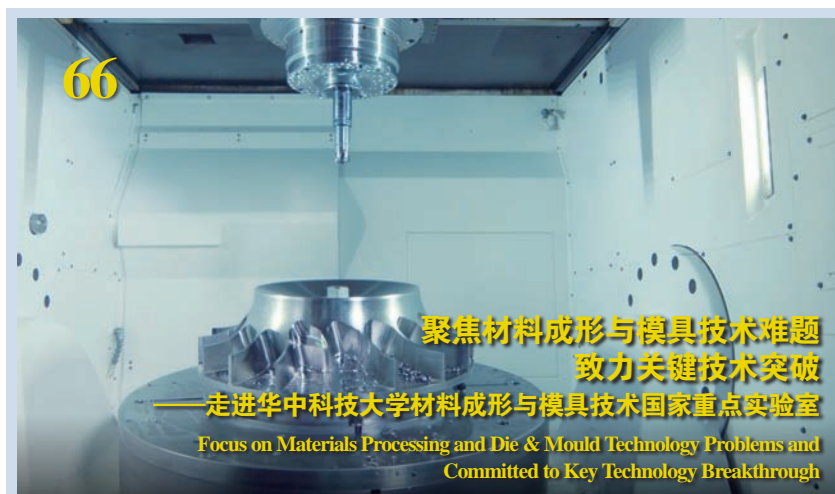
广告索引号 21-1001



阅读更多
仿真案例

走进科研

Approaching Science



研究论文

Research

68 微合金化对铝合金高温析出相影响的研究进展

王 郁 王俊升 薛程鹏 王 硕 陈东旭 张 弛
Review of Microalloying Effects on High Temperature Al_3X Precipitates in Al Alloys
WANG Yu WANG Junsheng XUE Chengpeng WANG Shuo
CHEN Dongxu ZHANG Chi

78 新型超高强度 β 钛合金的大进给铣削试验研究

江一帆 史靠军 田 辉 李 亮
Experimental Investigation on High-Feed Milling of A Novel Ultrahigh Strength
 β -Titanium Alloy
JIANG Yifan SHI Kaojun TIAN Hui LI Liang

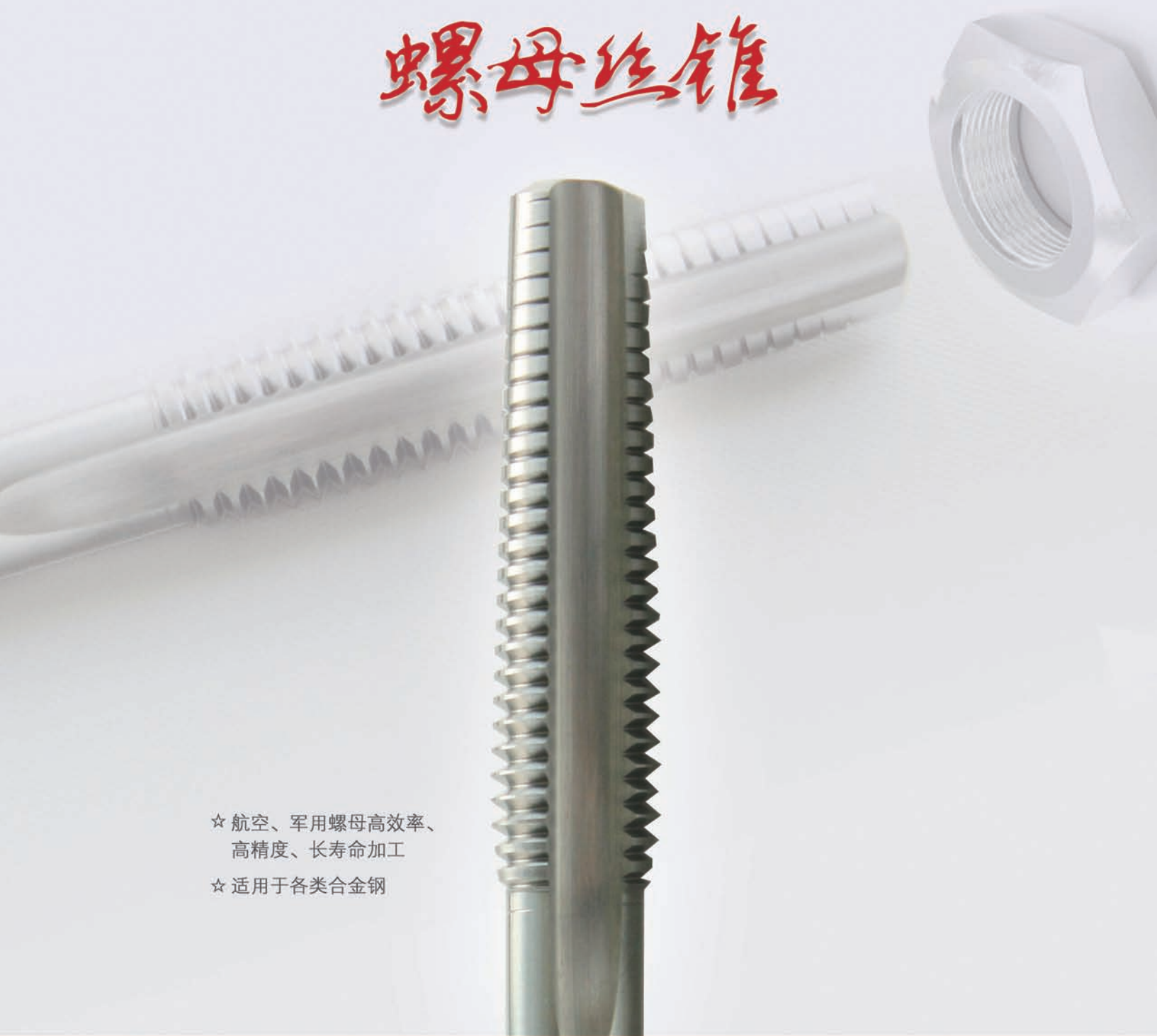
86 局部近似平面V型沟槽减阻特性数值模拟研究

徐 琰 张 臣 汪子轩
Simulation Analysis on Drag Reduction Performance of Characteristic Parameters of
V-Groove on Local Approximate Plane
XU Yan ZHANG Chen WANG Zixuan

股票代码: 837971

CARBIDE NUT TAPS
硬质合金

螺母丝锥



- ☆ 航空、军用螺母高效率、高精度、长寿命加工
- ☆ 适用于各类合金钢



锦玛（苏州）精密工具股份有限公司

地址：苏州市相城区爱格豪路136号 邮编 \Post Code: 215134
Add: No.136, Aigehao Road, Xiangcheng District, Suzhou City
电话 \Tel: 0512-62927751/52 传真 \Fax: 0512-62927756
E-mail: dm-sales6@dmttools.com.cn 网址: www.dmttools.com.cn



广告索引号 21-1018



第三届航空航天复合材料技术创新发展论坛在景德镇成功举办

由中国航空工业集团有限公司制造技术中心、航空工业昌飞飞机工业(集团)有限责任公司、中国航空学会制造工程分会主办,纤维材料改性国家重点实验室、辽宁省空天飞行器前沿技术重点实验室、河南省碳纤维复合材料国际联合实验室协办的第三届航空航天复合材料技术创新发展论坛于2021年7月14~15日在景德镇成功举办。

论坛聚焦技术创新,关注复合材料设计和制造

的前沿研究,来自航空工业、高校、科研院所百余位嘉宾出席。昌飞副总经理王先模为本届论坛致辞。昌飞副总工程师李萌、哈工大特种环境复合材料技术国家级重点实验室主任赫晓东教授、东华大学纤维材料改性国家重点实验室副主任余木火教授、商飞专业总师徐吉峰研究员、航空工业复材副总工程师廖子龙研究员、北理工先进结构技术研究院副院长梁军教授、中航西飞杨绍昌研究员、北航关志

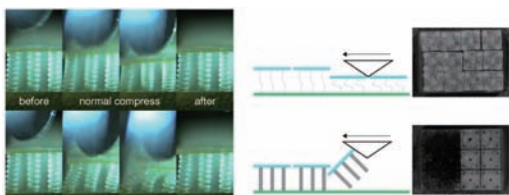
东教授、航空工业洪都杜龙研究员、河南工业大学吴海宏教授、航空工业成飞高级工程师杨永忠、天津工业大学副教授董九志做了精彩报告。

第三届航空航天复合材料技术创新发展论坛采用主题演讲、互动交流、参观学习等方式,为业内外人士搭建了一个交流最新技术、展示创新成果、探讨行业未来发展的高端对话平台,推动了技术合作和资源共享。上图为论坛现场。(本刊记者 大漠)

上海交大通过3D打印制备大尺寸蘑菇状柔性超疏水仿生微结构

近日,上海交大机械与动力工程学院胡松涛副教授课题组设计并制备了具备机械强度的柔性超疏水仿生微结构,兼具抗液性与耐磨性,相关研究成果在机械装备抗液防冰等领域具有重要的应用前景。该成果以 *Biomimetic water-repelling surfaces with robustly flexible structures* 为题发表于 *ACS Applied Materials & Interfaces* 期刊。

现有的面向低温冲击液滴的超疏水界面工作遵循刚性和柔性两类设计原则,可有效缩短固液接触时间,但受限于苛刻的固液冲击定位要求。研究团队在之前工作中,借鉴跳虫胸壳的蘑菇状仿生结构来抵抗冲击液滴,但将底部立柱状刚性支撑替换为弹簧状柔性支撑来调整结构的整体力学性能,形成



了“类皮肤-肌肉”柔性超疏水界面微结构的设计思想。该结构被证实可消除界面润湿性能对液滴冲击定位的依赖,但受限于弱机械强度。因此,研究团队改进了柔性微结构设计,形成了由刚性平板和柔性弹簧组所构成的大尺寸蘑菇状超疏水仿生微结构。采用面投影微立体光刻3D打印技术高效、精准地实现了上述界面设计的样机制备。

柔性蘑菇状超疏水仿生界面结构被证实可以通过触发结构振动来缩短固液接触时间。研究团队进一步指出液滴在冲击结构

自身与相邻结构间隙时存在明显差异,揭示了内在力学机理,并应用于抵抗液滴的斜向冲击。

瑞士苏黎世联邦理工学院 Andrew J. deMello 教授课题组、英国帝国理工学院 Daniele Dini 教授课题组和宁波大学李锦棒助理教授课题组为合作单位。工作得到国家自然科学基金青年科学基金、中国科协青年托举工程、机械系统与振动国家重点实验室重点自主课题的支持。上图为柔性蘑菇状超疏水仿生界面结构机械强度。

(本刊记者 雪松)

中国最大“通用无人机”实现首飞

2021年7月20日8时02分,航空工业通飞研制的运五通用无人机,在内蒙古莫旗机场轻盈飞上蓝天,按计划完成了首飞任务后,平稳落地滑回,完美呈现了它的空中首秀。

首飞机组在飞机着陆后报告:“飞行期间,飞机姿态稳定,飞行状态良好,飞机各系统设备工作一切正常!”运五通用无人机首飞取得成功。

运五通用无人机飞行可靠,低空低速性能好,有效载荷高、机舱空间容积大,可在土跑道、草地跑道、简易机场等进行短距起降,其起飞重量和商载都是目前中国通用无人机中最大的,是一款理想的大吨位多用途通用无人机。运五通用无人机配备

先进的电传操纵系统、信息传输系统和地面指挥控制系统,系统安全裕度大,在搭载智能化空投空送系统和先进光电转塔等任务载荷后,可承担物资投送、快递运输、灾情监控救援等多类综合保障和应急救援使命任务,在军、民用市场具备良好的应用前景。

运五通用无人机在呼伦贝尔莫旗机场成功首飞,推动了航空工业通飞和内蒙古呼伦贝尔市战略合作框架协议的落实,是双方合作的阶段性成果。

下一步,航空工业通飞与内蒙古呼伦贝尔市将继续开展运五通用无人机科研试飞、使用场景研究和领先试用等工作,进一步推进深化合作。

(本刊记者 雪松)

增材制造技术为超材料制备提供有效技术手段

超材料是指自然材料所不具备的特殊物理性质(如电磁/声学斗篷、零/负泊松比、负折射率等)的人工结构或复合材料,这些奇特的物理特性可以通过精心设计的(准)周期性结构或多材料组合来实现。增材制造技术在制备复杂结构方面具有巨大优势,为制备超材料提供了有效技术手段。华中科技大学史玉升教授团队近日在 *Materials Today* 上论述了超材料的增材制造技术与发展趋势,为在工程机械、航空航海和生物医疗等领域的应用提供了思路。

五模超材料(也称为五模结构)是一种特殊的工程结构,与常规点阵结构相比,具有更强的可设计性、类流体特征和多物理性能协调能力,但几何形状高度复杂,传统制造工艺难以实现。为此,该团队近年来采用增材制造

技术成形五模超材料,通过均匀化等效性能方法,得出了几何参数对力学性能的影响规律和结构设计对力学及传质性能的协同调控机制,设计并制备了两种形式的五模超材料:二维蜂窝状五模超材料和三维金刚石五模超材料。该五模超材料具有与水相似的声学性能,具有“隐身”效果,在水下声学工程领域有较大的应用前景。

尽管增材制造超材料的研究已取得了一定进展,但还有很多科学问题亟待解决。设计方面,需要将超材料的维度从二维扩展到三维;降低超材料的各向异性;设计具有多种功能的超材料。增材制造技术方面包括开发出能够同时成形性质差异较大的多材料增材制造技术,开发出容易去除的支撑材料,解决成形精度和成形尺寸之间的矛盾。

(本刊记者 雪松)

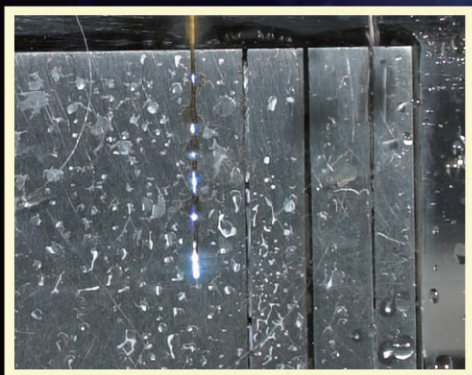


DIC[®]-305

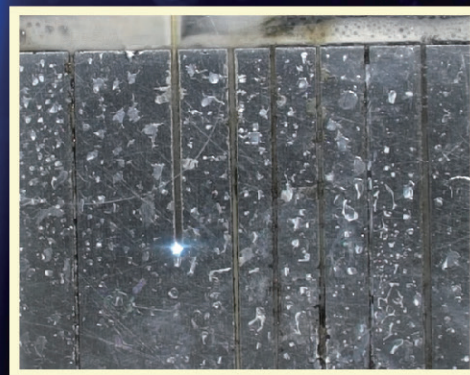
电火花钻孔液

EDM drilling fluid

无锥度 电极损耗小



采用水穿孔



采用 DIC[®]-305 钻孔液穿孔

北京东兴润滑剂有限公司

电话: 010-64368739 13901051209 传真: 010-64343485 邮编: 100102

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

产品执行标准: Q/CY DSR 004-2012

环境体系证书编号: 00119E30065R3S/1100

质量体系证书编号: 00119Q30178R4S/1100

广告索引号 21-1004

SAMPE中国2021年会在京举办

2021年7月6日，SAMPE中国2021年会暨第十六届国际先进复合材料制品、原材料、工装及工程应用展览会在北京中国国际展览中心（静安庄馆）开幕。

本届年会为期四天，由SAMPE中国大陆总会、中航复合材料有限责任公司、中国化学纤维工业协会、先进复合材料重点实验室、结构性碳纤维复合材料国家工程实验室主办。年会以“先进复合材料，引领绿色产业创新发展”为主题。

本届展会规模再创新高，展出面积25000m²，

展商数量近300家。展览会全方位地呈现了先进复合材料全产业链的全套产品。年会内容丰富，集行业展览、学术会议、技术培训、学生竞赛、SAMPE创新奖发布、新书首发六位一体。7月6日首先进行的是技术培训，由何鲁林研究员和沈真研究员主讲，主题分别为“复合材料系统知识”和“复合材料力学性能表征与应用”。同期国际学术会议连续举办4天，共29个分会场，涵盖了复合材料增材制造、涂层、健康检测、工艺与装备、石墨烯、数字与自动化制造、智能复材等内容。

SAMPE中国大陆总会理事长邱夷平教授主持学术会议开幕式，开幕式上颁发了首届SAMPE中国创新奖，SAMPE全球轮值理事长益小苏教授及颁奖嘉宾为获奖的航空工业复材等5家单位颁发了奖杯和证书。

第十三届SAMPE超轻复合材料机翼/桥梁学生竞赛和第二届SAMPE“碳纤维复合材料在土木工程领域的创新应用设计”学生竞赛同期举行，今年共有50余个院校的184支队伍参加。

年会现场还举行了由中国航发北京航材院焦健研究员领衔译著的《复合材料手册》第5卷——《陶瓷基复合材料》的首发仪式，中国航发北京航材院长助理梁滨先生和长三角先进材料研究院沈真研究员共同为新书揭幕。

左图为学术会议开幕现场。

(本刊记者 雪松)



GE航空和赛峰集团共同启动可持续发动机先进技术示范项目

2021年6月14日，GE航空集团和赛峰集团共同宣布启动一项突破性的技术研发项目，将实现较现役发动机减少20%以上的油耗和碳排放。CFM的RISE项目（Revolutionary Innovation for Sustainable Engines，为实现可持续发动机而推出的革命性创新）将通过一系列全新颠覆性技术推进未来发动机的研发，该款发动机计划于2030年代中期投入使用。

此外，两家公司还签署了一项协议，将双方在CFM国际公司中50/50的合作关系延长至2050年，并宣布将秉承航空业到2050年实现碳排放减半的

承诺，共同引领航空业的可持续发展。

GE航空总裁兼首席执行官John Slattery表示：“GE与赛峰集团的合作关系正处在最为牢固的时期。通过RISE技术示范项目，我们将并肩重塑未来航空，将一系列革命性先进技术推向市场，突破性地降低下一代单通道飞机的油耗和排放。我们将一如既往地面向未来，全力支持可持续发展。”

赛峰集团首席执行官安德斯表示：“我们必须刻不容缓地采取行动，减少对环境的影响。自20世纪70年代初以来，CFM发动机标杆性的效率和可靠性

一直是我们双方合作成功的有力证明。”

RISE项目由GE航空和赛峰集团的联合工程团队领导，核心是研发能显著提高燃油效率的开放式风扇架构，达到一流的发动机推进效率，同时提供与当前单通道飞机相同的飞行速度和客舱体验。

在RISE项目中成熟起来的先进技术将为下一代CFM发动机打下基础，这一项目旨在实现油耗和CO₂排放量较现役最高效的发动机相比降低20%以上，并确保与可持续航空燃油和氢等替代能源100%兼容。

(本刊记者 良辰)

航空工业复材亮相 SAMPE中国2021年会

2021年7月6日，中航复合材料有限责任公司（航空工业复材）作为SAMPE中国的挂靠单位，与SAMPE大陆总会、中国化工纤维工业协会等联合主办了SAMPE中国2021年会暨第十六届国际先进复合材料制品、原材料、工装及工程应用展览会。SAMPE全球轮值理事长益小苏教授致欢迎词，航空工业制造院院长李志强、党委书记张亚平到展会参观指导。航空工业复材董事长、党委书记曹正华出席年会并主持大会特邀报告，副总经理李宏运主持大会特邀报告。

本届年会首次设立了SAMPE中国创新奖，航空工业复材“内嵌式多自由度吸声降噪蜂窝及其共振

吸声结构”项目获得了创新材料大奖。

航空工业复材结合建党一百周年和新中国航空工业创建70周年，以“担当航空强国新使命，谱写复材发展新篇章”为主题高调亮相本次展会。从“传承红色基因、凝聚复材力量、引领技术创新、放飞蓝天梦想、航空致远复材无疆”5个模块介绍航空复合材料发展历程，全方位展示包括材料、设计、工艺、制造、检测和服务等先进复合材料轻量化应用整体解决方案的能力。

本次展会，航空工业复材展位吸引了国内外众多业内人士前来观摩、交流并寻求合作，受到了科研机构、各行业用户及业务伙伴的广泛关注。

(本刊记者 雪松)

美国研发出耐超高温的碳纤维/SiC复合纤维

美国宇航局的星际探测器（ISP）概念研究由约翰霍普金斯大学应用物理实验室（APL）领导，它将第一个被派往太阳系以外空间探索。为了以非常高的速度到达非常远的距离，ISP可能需要靠近太阳摆动，并利用太阳的引力将探测器弹射向深空。为实现这一目标，高温材料开发商Advanced Ceramic Fibers LLC（ACF）与APL开展项目，以开发能够承受3500℃高温的潜在材料，即一种轻质、超高温陶瓷基复合材料（CMC），用于探测器的太阳防护罩，目前取得了初步进展。

ACF已开发并申请了直接转化工艺（DCP）专利，该工艺将碳纤维束经连续工艺，使每根碳纤维长丝的外层转化为金属碳化物，如碳化硅（SiC/C）。

ACF首席执行官Ken Koller指出，与其他CMC相比，这种工艺的不同之处在于它是一种纤维转化工艺，而不是涂层。

ACF对超高温CMC应用的首次重大尝试是制造军用飞机结构的涡轮发动机叶片，测试温度高达2900°F，其中一个样品能够达到3120°F，而军用飞机结构以前的工作温度限制在2500°F左右。

与叶片相比，星际探测器的概念需要更高的温度（超过3000℃持续数小时）以及更复杂的几何结构。重量轻、结构完整性、机械强度和屏蔽尺寸也是关键考虑因素。

APL的初步报告总结，第一阶段项目的结果证明了开发具有超高温能力的全新材料的潜力。

(本刊记者 雪松)

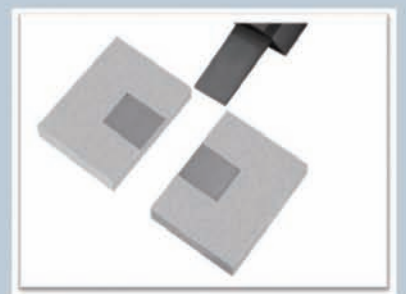
DMNC-EDM

ADV 600

精密数控电火花成形机床

PRECISION CNC SPARK MACHINE

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



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

广告索引号 21-1011

引文格式: 栗卓新, 张冬妮, 言奇株, 等. 异种材料激光焊接中金属间化合物形成机理及控制的研究进展, 2021, 64(15): 14-23.

LI Zhuoxin, ZHANG Dongni, YAN Qizhu, et al. Research progress on formation and control of intermetallic compounds in laser welding of dissimilar materials[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 14-23.

异种材料激光焊接中金属间化合物形成机理及控制的研究进展*

栗卓新¹, 张冬妮¹, 言奇株¹, 张禹¹, 韩祎¹, Erika Hodúlová², 魏伟³, 李红¹

(1. 北京工业大学, 北京 100124;

2. 斯洛伐克工业大学, 特尔纳瓦 91724;

3. 天津阿麦特工程技术有限公司烟台生产基地, 烟台 264006)

[摘要] 综述了铝/钢、钛/钢、镁/铝和 NiTi 形状记忆合金/不锈钢异种金属激光焊接接头中金属间化合物的形成机理及控制措施的研究进展。分析了不同母材成分以及不同焊接工艺对接头金属间化合物的影响。通过添加中间填料、控制热输入和采取复合焊接工艺等方式可以对金属间化合物实现有效控制, 从而优化焊接接头组织, 提升力学性能。介绍了材料计算学在模拟和预测异种金属激光焊接接头金属间化合物结构和性能方面的研究进展。

关键词: 异种金属; 激光焊接; 金属间化合物; 计算模拟; 组织性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.15.014



栗卓新

教授, 主要研究方向为基于统计分析的焊接冶金与材料优化设计及质量控制, 轻金属的精密连接, 纳米热喷涂等。

激光焊具有能量密度高、焊接速度快、焊缝窄、热影响区小、焊接变形小、可焊材料范围广、与其他焊接方法兼容性强等优点^[1-2], 不仅在航空航天、医疗器械、3C 产品和电池等领域的异种金属精密微器件中应用广泛, 在玻璃、陶瓷、半导体单晶硅和有机聚合物等非金属-金属的异种材料连接和封装方面也展现出独特的优势^[3-4]。

异种金属激光焊接中, 被焊材料物理和化学性质的差异是影响焊接成形质量的关键因素。激光焊接输入能量高, 焊接速度快, 焊缝成形快, 一定程度上缓解了异种母材性能差异导致的偏析问题, 并且也有抑

制焊缝金属间化合物 (Intermetallic compound, IMC) 生长的效果^[5]。在非平衡凝固条件下 (热循环速率极高), 金属间化合物生长动力学问题仍是大多数异种材料激光焊接的重要研究方向。金属间化合物可分为 3 类^[6]: 金属键化合物、金属键和共价键化合物、离子键和 (或) 共价键化合物。不同的键合模式影响了化合物的力学性能。非金属键成分和晶界脆性会导致金属间化合物的脆性, 从而影响焊材性能^[7]。目前有效控制焊缝金属间化合物的工艺手段主要为添加中间层或采取焊后热处理。随着应用于焊接的材料体系日益复杂, 对异种材料激光焊接接头组

* 基金项目: 科技部中国-波兰政府间科技合作委员会第 38 届例会人员交流项目 (No.13); 先进焊接与连接国家重点实验室开放课题研究基金项目 (AWJ-20-M01); 新型钎焊材料与技术国家重点实验室开放课题 (SKLABFMT 202004); 2021 年度北京工业大学国际科研合作种子基金项目 (A14); 2020 年北京市大学生科研训练计划深化项目。

织和性能的研究正在从传统的“试错法”工艺试验向计算材料学理论研究方向发展。计算材料学可以处理复杂的多元化问题,目前已有不少学者采用第一性原理^[8]和分子动力学^[9]计算模拟等方法对焊缝金属间化合物和接头性能进行了预测,以达到优化材料和工艺的目的。

本文主要介绍了铝/钢、钛/钢、镁/铝以及 NiTi 形状记忆合金(Shape memory alloy, SMA)/不锈钢异种材料激光焊接工艺,分析了中间层填料成分对焊缝金属间化合物生长的影响,以及采用模拟计算方法分析接头金属间化合物的国内外最新研究进展。

激光焊接工艺对异种材料接头金属间化合物生长的影响

异种材料激光焊中金属间化合物所导致的接头脆化是亟待解决的问题。对金属间化合物的控制可以从能量和冶金两个方面入手^[10],其中能量控制的主要途径包括调节激光工艺参数和激光器偏置,冶金控制可以通过加入中间填料或焊后热处理来实现。

(1) 添加中间填料。

母材之间热力学性能参数差异较大,焊接过程中易产生硬脆金属间化合物,致使接头有较大的残余应力,韧性较差^[11]。中间层的加入能够有效解决两者不固溶、形成脆性金属间化合物的难题^[12-14]。很多学者采用不同形态的中间层(粉末、箔带、纳米多层膜等)来控制材料的微观结构。中间层填料的元素除了可以起到细化晶粒的作用,还可以通过参与熔池反应“稀释”母材中元素,减少金属间化合物生成的数量。当填料为箔带类时,还可作为物理和化学屏障来减缓母材之间的差异^[15],控制材料的微观结构,减少或避免母材之间的反应,达到提升接头力学性能的目的^[16-17]。中间层的选择除了要自身与母材的性质以外,中间层

的厚度也是十分重要的参数^[11]。

(2) 控制热输入。

由于异种金属母材的各项性能差异导致激光焊接接头中产生金属间化合物,金属间化合物通常表现为脆硬相,导致接头的硬度远高于母材,还极有可能产生裂纹。在激光焊接中,热输入是对焊缝影响最大、也是最可控的参数之一,合理调控热输入可以改善焊缝的化学成分、不同母材的稀释率以及降低接头缺陷的形成。由于熔池几何形状的变化取决于冷却速度,冷却速度与温度的平方成反比^[16],因此改变热输入量会引起温度的变化从而改变焊缝形状^[18]。限制熔池的大小和范围,可以实现对金属间化合物层的控制^[19]。

(3) 焊后热处理。

利用金属间化合物不同温度下组织转变的特性,对接头采取适当的热处理,改变相结构,从而改善力学性能。例如 DO₃ 型结构的 Fe₃Al 金属间化合物,在 540℃ 以上采用适当的热处理工艺后变成了 B2 型结构的有序组织^[6]。

(4) 外加能量场。

在激光焊接过程中还可以借助多能场复合来优化接头性能。如激光振荡磁场复合^[17]、激光-电弧复合^[20-22]、激光-超声 MIG (Metal inert gas welding) 复合^[23]、激光-FSW (Friction stir welding)^[24-25] 和激光-TIG (Tungsten inert gas welding)^[26] 等。

1 激光焊接工艺对钢/铝异种接头金属间化合物生长的影响

王晓虹^[27]采用“钢上铝下”的搭接形式进行焊接,分别采用 Fe-B-Si、Cu、Al-Cu-Re 作为中间层。结果表明,无中间层时,钢侧会生成富铁金属间化合物,铝侧会生成富铝金属间化合物。焊缝中的金属间化合物有 FeAl、FeAl₂、Fe₂Al₅、FeAl₃。加入中间层的接头中富铝金属间化合物的厚度和数量都有所减少,且焊缝中心处的硬度值下降。

张文超^[28]也采用“钢上铝下”进行搭接激光焊。试验中由于穿透深度不同,熔池区上、下部分的组织也不同,但获得了相同种类的界面金属间化合物。在激光熔深焊模式中,随着熔池穿透深度的增加,界面 IMC 厚度增加但物相不变(靠近铝侧为 FeAl₃,靠近熔池侧为 Fe₂Al₅),熔池区组织逐渐变化。当穿透深度小于 217μm 时,组织为铝在 α-Fe 中形成的固溶体组织;穿透深度为 344μm 时,熔池区上部依旧是铝在 α-Fe 中形成的固溶体组织,下部为 Fe₃Al;穿透深度为 478μm 时,熔池区上、下部分分别为 Fe₃Al、FeAl。在激光热焊模式中,随着热输入增加,针状 FeAl₃ 相随之增加,但层状的 Fe₂Al₅ 相厚度几乎不变。分析为先生成 Fe₂Al₅ 相,随后冷却过程中逐渐析出 FeAl₃ 相。

Mohammadpour 等^[29]采用双光束激光熔钎焊工艺对镀锌钢和 Al6022 铝合金进行连接。发现双光束激光成形和高扫描速度可使 IMC 的厚度控制在 3μm 左右。通过改变激光束模式实现接头失效位置的改变。在双横梁模式下,试样在铝一侧断裂。而在双列直插光束模式下,断裂发生在钢一侧。图 1^[29]为焊接接头中不同位置的金属间化合物层分布情况。熔融填丝在钢表面的润湿时间小于 1s,不足以使 IMC 生长。因此,除了填充焊丝的作用,集中的热量输入和高扫描速度导致的高冷却速率限制了基于扩散控制的 IMC 的生长速率。

Filliard 等^[30]使用 ER4043-AlSi₅ 焊丝,对 AA6016-T4 铝合金和 DX56D+Z140M 钢板进行激光钎焊。分析了 Fe-Al 界面形成的金属间化合物层,测量了每种结构金属间化合物层的最大厚度,见图 2^[30]和图 3^[30],图 2 为接头横截面的光学显微镜图。不同厚度的金属间化合物层均表现出特定的微观结构和晶体取向,薄金属间化合物层的晶粒较细小,厚金

属间化合物层的晶粒较粗大。在不使用焊剂的情况下,高的钎焊速度更易获得具有薄金属间化合物层的高强度接头。

综上所述,在钢/铝异种激光焊中采用含 Al/Fe 元素的混合中间层有助于降低接头硬度及金属间化合物的数量和厚度。激光焊接接头中生成较薄的金属间化合物层有助于提高焊接接头的强度。其他条件一定时,高的激光功率会导致金属间化

合物层厚度增加,而采用适当的中间层作为焊料时可以减少金属间化合物的数量和厚度。除此之外,高的激光扫描速度有助于减小和控制金属间化合物层的厚度。

2 激光焊接工艺对钛/钢异种接头金属间化合物生长的影响

在钛/不锈钢异种焊接中,母材的物理化学性能差异大导致了焊接的一系列问题。如钛的热导率仅为铁的 1/5,因此焊缝两侧母材热输入

产生巨大差异,两侧母材对焊缝的稀释率不同也影响熔池中的冶金反应。焊接过程中还可能因为钛铁熔点的差异(钛的熔点为 1677℃,铁的熔点为 1537℃)出现铁熔化而钛未熔化的情况,铁熔化后开始扩散,导致了铁元素的流失、合金元素烧损或蒸发。根据钛-铁二元相图可知,随着 Fe 含量的增加逐渐形成一些相,包括 α -Ti、 β -Ti、FeTi (BCC)、Fe₂Ti (λ -BCC) 和 α -Fe。常温下铁在 α -Ti 中几乎不溶,在 β -Ti 中溶解度较高,所以在冷却过程中会产生金属间化合物 TiFe、TiFe₂ 和 Ti₂Fe。除此之外,钛极易与碳生成脆性相 TiC,致使接头硬脆性升高。因此在钛/钢异种合金焊接中控制金属间化合物的形成是提升接头性能的关键。

学者们探究了激光焊不同中间填料、焊接方式对拉伸性能的影响^[31-43],其结果如图 4^[44]所示。其中 Zhang 等^[42]研究了以 Cu 片作为中间层的 TC4 钛合金/SUS301L 不锈钢脉冲激光焊,试验结果表明,焊缝中形成的 Cu 固溶体、Cu₂Ti、CuTi 和 CuTi₂ 有助于降低 Ti-Fe 金属间化合物的含量,并且铜的固溶体在焊缝中呈弥散分布,降低了 Ti-Fe 和 Ti-Cu 金属间化合物的脆性;焊缝成分和显微组织的不均匀性导致了硬度分布不均匀;接

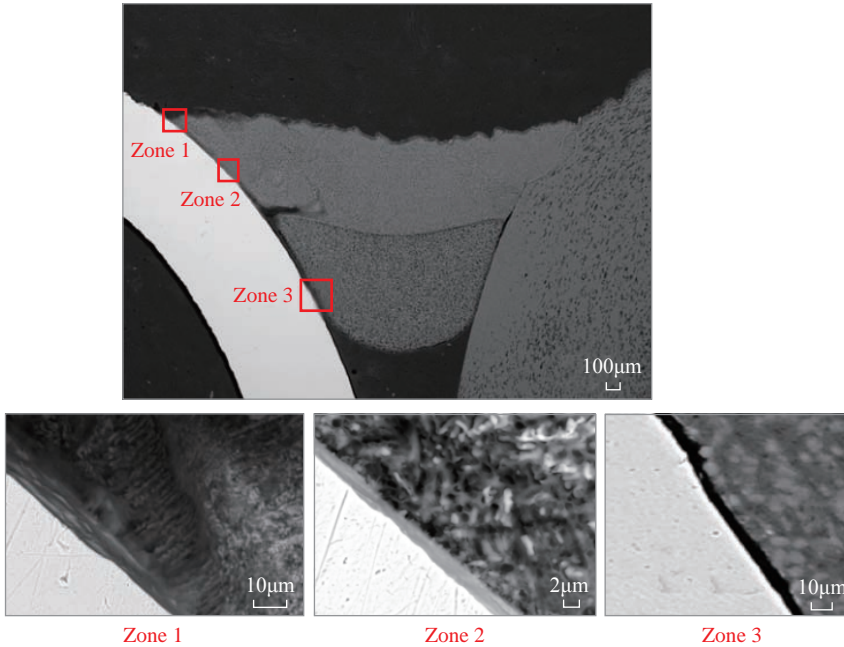


图1 焊缝中不同位置的 IMC 厚度
Fig.1 IMC thickness at different positions in weld

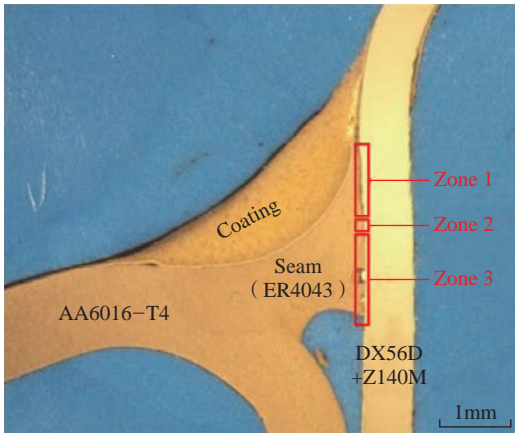


图2 焊缝界面处金属间化合物层的3个区域
Fig.2 Three areas of intermetallic compound layer at weld interface

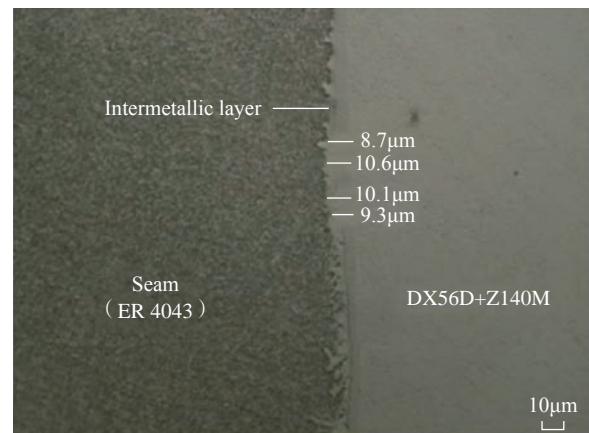


图3 用光学显微镜测量金属间化合物层的最大厚度
Fig.3 Measuring maximum thickness of intermetallic compound layer with an optical microscope

头的平均抗拉强度为 350MPa,所有拉伸试样均在靠近 TC4 钛合金侧焊缝处的 CuTi₂ 层断裂。

Gao 等^[44] 研究发现 Ti_xNi_y、Ti-Cr 和 Ti-Fe 脆性金属间化合物的形成严重影响了 Ti6Al4V 与 Inconel718 焊接接头的性能。以 Nb 作为中间层,采用脉冲激光焊接诱导共晶反应,当激光束位于 Ti6Al4V-Nb 界面时,通过原子互扩散和共晶反应形成了 Nb-Inconel 718 的界面连接。在焊缝中未观察到 Ti_xNi_y、Ti-Cr 或 Ti-Fe 金属间化合物,表明未熔化的 Nb 中间层在母材之间起到扩散阻隔层的作用。在 Nb-Inconel 718 界面上形成的共晶反应层与 Ni-Nb 系金属间化合物的主要显微组织有关。焊接接头在最大抗拉强度 145MPa 时在反应层处断裂,断裂形式为解理断裂。

吕攀^[45] 研究了纯钛与 304 不锈钢的激光焊接。发现直接焊接的接头产生了大量的 Ti-Fe 金属间化合物。当采取激光束偏置(偏向 304SS)时,接头性能有所优化。分别采用 V、

Cu、Cu-V 中间层进行激光焊接,结果表明,这 3 种中间层的添加有效抑制了 Ti-Fe 金属间化合物的形成,提高了接头的力学性能。

杨胜等^[46] 采用 Cu 为中间层激光焊接 TC4 钛合金和 316L 不锈钢。研究表明,Cu 中间层能够有效抑制界面脆性 Ti-Fe 金属间化合物的产生。TC4 钛合金与焊缝界面显微组织主要为连续的 Ti-Fe 化合物层和非连续的 Ti-Fe、Ti-Cu 化合物层。随后进行有限元数值分析的结果表明,在焊缝处接头的米塞斯应力值最大。

在 Zhang 等^[47] 的研究中,以钛/不锈钢为母材,采用 Nb 作为中间层。为了防止钛和铁的混合,在 Ti-Nb 侧采用熔焊。焊缝 Ti 侧的 Nb 没有形成任何金属间化合物,而不锈钢一侧保持未熔化。在不锈钢一侧,Fe 和 Nb 相互扩散,最终反应层由 Nb/Fe₇Nb₆/Fe₂Nb+ α -Fe 共晶组织/ α -Fe/SS 相组成。而后 Zhang 等^[48] 又进行了熔化 Nb-不锈钢侧的双道焊试验,发现在熔池中产生了 γ -Fe 和

Fe₂Nb,焊缝中的金属间化合物导致了裂纹的产生。

综上研究,在钛/不锈钢激光异种焊接接头中金属间化合物主要与 Ti 有关。通过添加 Cu、Nb 等中间层可以有效抑制金属间化合物的生成,同时从物理上阻隔扩散作用。激光偏置向不锈钢一侧有助于减少钛元素的参与,从而减少含 Ti 金属间化合物的产生。

3 激光焊接工艺对镁/铝异种接头金属间化合物生长的影响

镁和铝的熔点都较低(镁熔点为 651℃,铝熔点为 660℃),激光焊接过程中容易发生元素烧损和蒸发现象,且常伴随强烈的金属汽化和等离子体产生,导致熔池剧烈运动而无法获得良好的接头。镁和铝元素都非常活泼,极易生成氧化膜且热膨胀系数大,这些属性导致焊后变形严重。镁和铝的晶体结构差异导致彼此的互溶度很低,因此不易形成焊缝熔合区^[49]。除此之外,接头中容易形成脆性 Mg-Al 金属间化合物以及未熔合、夹杂、裂纹、气孔等缺陷^[50-56]。

麻丁龙等^[57] 选择 Zn 作为中间层,使用光纤激光器对 AZ31B 镁合金和 5083 铝合金进行焊接。结果表明,焊后组织较为均匀,热影响区不明显。镁一侧及焊缝中心以 α -Mg 和 α -Mg+Mg₁₇Al₁₂ 共晶组织为主,底部为 Al 固溶体和 Mg-Al, Mg-Zn 金属间化合物组成的混合组织。随着 Zn 中间层厚度的增加,焊缝底部生成的 Mg-Zn 增多, Mg-Al 金属间化合物数量减少,且连续分布的状态有所改善,接头断裂模式由解理断裂逐渐向混合断裂方式转变。当中间层厚度为 0.1mm 时,接头剪切强度达到最大值。

戴军等^[58] 选择 TiB₂ 作为中间层,使用脉冲激光器进行了 AZ31 镁合金和铝基复合材料的焊接。结果表明,添加 TiB₂ 增强了熔池的流动性,观察到焊缝中存在 Mg₁₇Al₁₂、

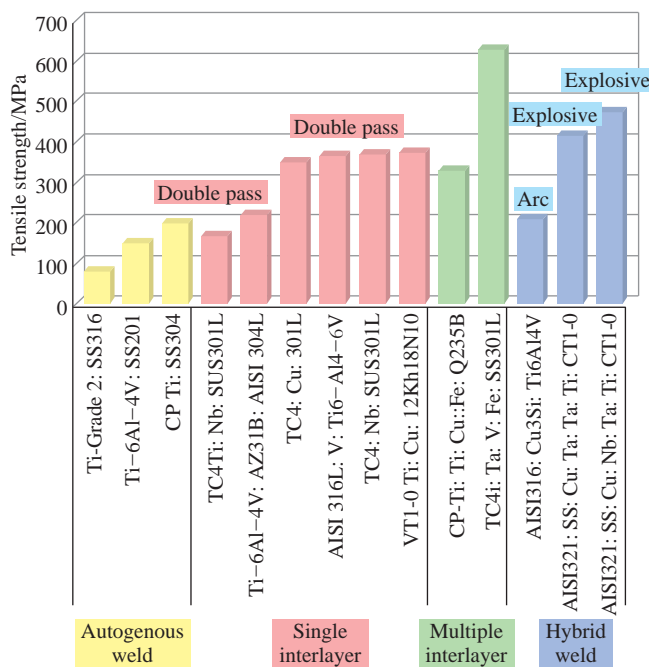


图 4 钛/钢异种金属激光焊接工艺对拉伸性能的影响

Fig.4 Effect of laser welding process of Ti/steel dissimilar metal on tensile properties

AlMg、Al₃Ti 等金属间化合物, TiB₂ 的加入抑制了 Al-Mg 化合物的生成。

4 激光焊接工艺对 NiTi 形状记忆合金/不锈钢异种接头金属间化合物生长的影响

Quintino 等^[59]研究了 NiTi 合金和不锈钢激光异种搭接焊中母材搭接顺序以及中间层厚度对焊缝的影响。结果表明,当 NiTi 合金在上不锈钢在下时,不锈钢熔化量很少,焊缝中产生大量裂纹。当不锈钢在上 NiTi 合金在下时, NiTi 合金熔化量相对较多,焊缝熔宽增加且裂纹明显减少。添加 Ni 中间层后焊缝裂纹明显受到抑制。Pouquet 等^[60]的研究中,采取相似的试验方法,发现降低激光频率和增加激光功率可以有效提高接头的机械强度。

Shamsolhodaei 等^[61]研究了 NiTi-316L 不锈钢异种焊接接头的组织及力学性能。分别采用了 3 种焊接方式:(1)激光束位于中心线上;(2)激光束偏向不锈钢侧 100μm;(3)激光束位于中心线上并添加 50μm 厚的 Ni 中间层。结果表明,激光束位于中心线上,焊接区内形成了大量的脆性金属间化合物(如 Fe₂Ti、Cr₂Ti 和 Ti₂Ni)。加入 Ni 中间层后焊缝金属间化合物减少,但焊接区内主要形成富 Ni 金属间化合物(Fe₃Ni 和 Ni₃Ti)。通过激光偏置和加入 Ni 中间层,都可以抑制高硬度的极脆金属间化合物的生成,改变其在焊接区内的分布,从而提高接头力学性能。

Asadi 等^[62]研究了焊后退火对 NiTi/奥氏体不锈钢激光焊接接头组织及力学性能的影响。结果表明,100℃退火对接头的组织和力学性能没有影响,200℃进行焊后热处理后,接头的抗拉强度提高了 1.91 倍。此外,在 300℃热处理期间,金属间化合物(Cr₂Ti 和 Fe₂Ti)在焊接区析出,并且数量不断增加,导致接头机械性能降低。不同温度热处理后的焊缝显微组织如图 5^[62]所示,200℃热处

理后的晶粒更细。

Ng 等^[63]采用光纤激光焊接了 NiTi 合金与 316L 不锈钢。加入 Ta 中间层后发现中间层厚度对接头的化学成分、显微组织和力学性能有显著影响。随着 Ta 含量的增加,脆性金属间化合物(TiFe₄、Cr₂Ti、TiFe 等)的含量降低。未加入中间层的接头拉伸应力和应变分别为 134MPa 和 0.63%,添加厚度为 50μm 的 Ta 中间层后,接头拉伸应力和应变分别达到 251MPa 和 2.7%。Ta 中间层的厚度继续增加,则会产生过量的 TaCr₂ 和 Ni₃Ta,导致接头力学性能下降,断裂区域位于焊缝和不锈钢的界面。

综上所述,在 NiTi 合金/不锈钢异种激光焊接中易产生 Fe-Ti 脆性金属间化合物。添加 Ni、Ta 等中间层可以有效抑制脆性金属间化合物的产生,适当厚度的中间层是影响接头力学性能的重要参数。将热输入更多地分配给不锈钢也可以减少金属间化合物的数量,从而提升接头的力学性能。除此之外,采用合理温度

的焊后退火处理是提高异种合金接头力学性能的有效方法。

异种材料激光焊接接头金属间化合物的数值模拟研究进展

材料计算模拟可以预测材料性能并对试验过程进行模拟,目前主要的计算方法有第一性原理、分子动力学、蒙特卡洛、有限元分析、相场法、几何拓扑模型等。在异种材料激光焊接中,利用材料计算模拟可以更高效地预测试验结果并优化试验方案。图 6 是不同材料计算模拟方法在改善焊接质量上对应的领域。

1 激光焊接组织模拟计算

Li 等^[64]采用第一性原理计算分析了金属间化合物的性能及其对钢/铝激光焊接的影响。使用 Materials Studio 8.0 计算了 Fe₃Al、FeAl、Fe₂Al₅、FeAl₂、FeAl₃ 和 Fe₄Al₁₃ 等金属间化合物的平衡点阵常数、力学性能和电子结构。结果表明,计算得到的内模复合材料的弹性常数满足力学稳定性条件。分别对以上金属间化合物

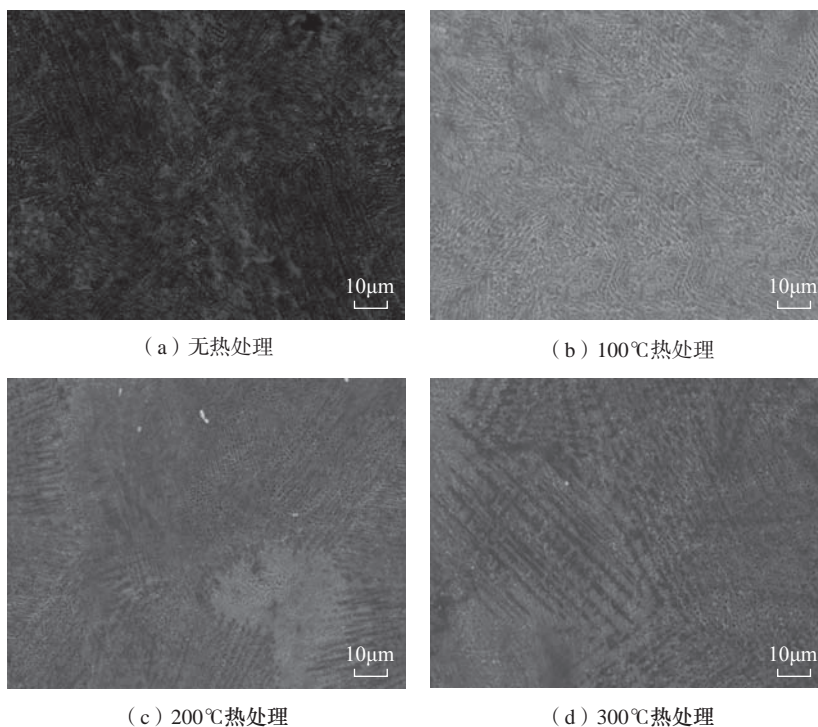


图 5 焊缝微观结构
Fig.5 Weld microstructure

的弹塑性、总态密度、费米能级和电负性等进行了分析,并对 316L 不锈钢和 6061 铝合金进行了激光焊接试验验证,结果表明焊缝金属间化合物的性能与计算结果一致。

朱宗涛等^[65]对 AZ31 镁合金和 6016 铝合金进行激光对接焊试验,由于接头中 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 等金属间化合物的存在导致焊缝硬度变化大,并且接头在存在大量 $Mg_{17}Al_{12}$ 的镁侧焊缝和熔合区断裂。郑博等^[66]采用第一性原理赝势平面波法计算了 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 $Mg_{23}Al_{30}$ 相的形成热、结合能和电子结构等数据。计算结果表明,相比于 $Mg_{17}Al_{12}$ 相, $Mg_{23}Al_{30}$ 相具有更高的结合能和形成热,所以具有更强的稳定性和合金化能力。通过电子结构计算,发现 $Mg_{23}Al_{30}$ 键合作用较强,结构更稳定。弹性常数计算结果表明, $Mg_{17}Al_{12}$ 为脆性相, $Mg_{23}Al_{30}$ 为塑性相。通过热力学性质计算,发现温度大于室温时, $Mg_{23}Al_{30}$ 的 Gibbs 自由能最小,热结构相对稳定。经验公式预测法结果表明, $Mg_{23}Al_{30}$ 、 $Mg_{17}Al_{12}$ 均为低熔点合金。Mg-Al 金属间化合物能带结构如图 7^[66]所示, $Mg_{17}Al_{12}$ 具有更大的能量起伏,且 $Mg_{17}Al_{12}$ 相邻轨道之间的重叠率小于 $Mg_{23}Al_{30}$,说明 $Mg_{23}Al_{30}$ 具有更强的相成键性。

Miedema 模型^[67]作为一种二元合金热力学的计算模型,是通过 3 个重要参数(原子尺寸、电子密度和电负性)和半经验公式来计算的。该模型可以很好地分析由于添加金属中间层而产生的增益效果。在焊接过程中,可以计算所有可能生成的化合物的生成焓^[68]与系统的形成焓并进行对比^[69]。檀财旺等^[70]采用 Miedema 模型和 Toop 三元热力学模型相结合的方式,探究了 Al 中间层在镁/钛激光熔钎焊界面的扩散行为。结果表明, Al 元素的加入降低了界面自由能,促进了界面反应。此外,还发现 Al 元素的扩散方式为上

坡扩散,且有向 Ti 一侧扩散的趋势,在反应过程中 Ti 有降低 Al 化学势的趋势。

2 激光焊接熔池模拟计算

采用流体流动模型可以模拟金属激光冲击焊接(Laser impact welding, LIW)过程中的微观组织,以研究焊接成形过程中的瞬态现象。这种瞬态现象包括剪切应力、塑性应变、热响应和材料喷射的演变。在 Sunny 等^[71]的研究中,首次用动态动力学蒙特卡罗方法模拟了激光粉末层熔合增材制造(Additive manufacturing, AM),预测了 1100 铝和 304 不锈钢的非均匀组织。这些微结构的性能参数被嵌入到 LIW 欧拉有限元模拟中,预测由变化的屈服面、堆垛层错能和晶界滑动效应引起

的晶粒伸长。预测的微观结构变形模式的趋势与文献试验研究结果高度一致。与现有的均质模型相比,具有不均匀 AM 微结构的新模型提高了塑性应变率,在更高的喷射温度下增加了材料的喷射。该模型可用于研究晶粒形貌(以及多晶金属织构)与冲击焊缝界面处发生的瞬态现象之间的相关性。

潘井春^[72]利用精度较高的层流两相水平集方法,建立了钢/铝异种金属搭接焊二维瞬态三相耦合的几何模型,采用连续函数的判别方法处理了 Fe-Al 混合区的热力学参数,分析了混合区中熔池驱动力、反冲压力、表面张力及 Marangoni 对流等对熔池流体流动的影响和能量传递过程,探讨了激光熔焊模式对 Fe-Al 化

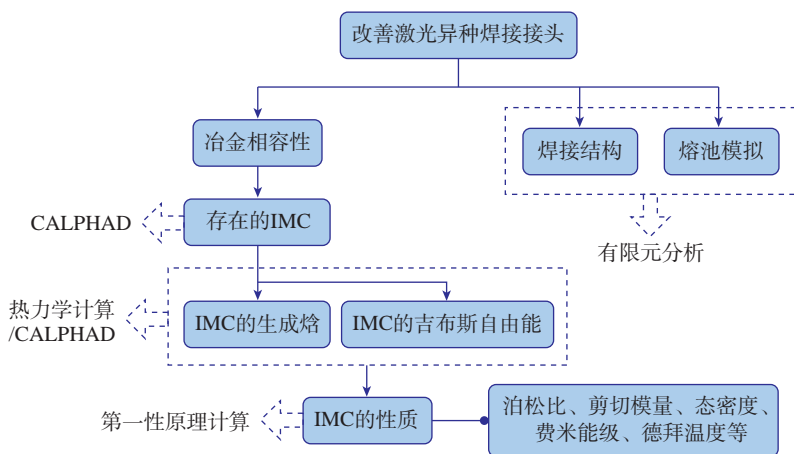


图 6 材料计算模拟在改善焊接质量上的应用

Fig.6 Application of material calculation and simulation in improving welding quality

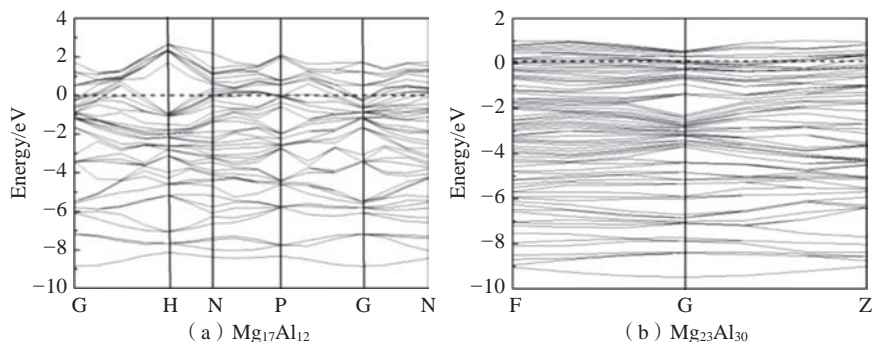


图 7 Mg-Al 金属间化合物的能带结构

Fig.7 Band structure of Mg-Al intermetallic compound

合物的分布规律,分析了添加 Ti 粉前后的熔池变化。

贾强等^[73]采用光纤激光焊接高强度钢 DP980,对温度场分布进行了有限元模拟计算,并对比了熔池截面的温度场分布与试验接头截面微观组织形貌(图 8^[73]),模拟结果与试验焊缝形貌相吻合。图 9 为模拟的各个区域的热循环曲线,结果表明,激光焊接具有加热速度快、冷却迅速的特点,焊缝中心热循环温度最高可达 3204 °C。

结论

激光焊接具有节能、高效、绿色、精度高等优点,因此得到了广泛的应用。随着焊接设备和焊接工艺的进步和发展,异种金属激光焊接从焊接方法和工艺改进转向更深入的性能优化研究和界面调控机理分析。由于通过试验手段很难原位观测焊缝金属间化合物,需要通过多种模拟手段对其进行分析。

(1)随着母材对激光束能量的吸收,温度的改变使元素在熔池中发生不同的反应。被焊母材的物理和

化学性质差异是产生脆性金属间化合物的重要原因。试验研究证明,加入中间层有效阻碍了界面母材元素的交换,优化激光参数或采用激光偏置可以减少易产生金属间化合物的元素进入熔池反应,从而减少金属间化合物产生,减少连续金属间化合物层的形成,实现性能的优化。焊后热处理可以有效控制因冷却析出的金属间化合物并提高异种合金激光焊接接头的力学性能。

(2)运用计算材料学,可以实现试验模拟和结果预测。通过计算焊接接头中金属间化合物的平衡点阵常数、力学性能和电子结构等参数可以判断化合物的化学稳定性,模拟材料剪切应力、塑性应变等性能,从而预测 IMC 的各项性能。随着研究的逐步深入,计算材料学的数据库日益扩大,将能够更准确、更高效地指导和优化研究过程。

(3)添加中间层可以有效缓解金属间化合物对接头性能的不利作用,但目前中间层的选取缺少通用的理论支撑,控制热输入法也需要更多的实践探索。基于计算材料学的仿

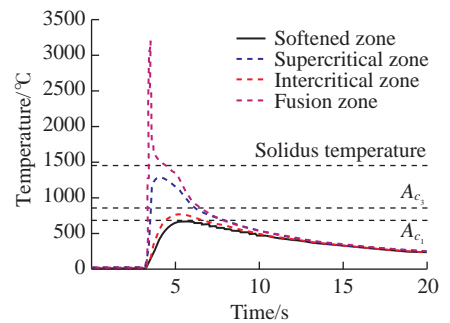


图 9 有限元模拟热循环曲线
Fig.9 Finite element simulation of thermal cycle curve

真模拟,实现激光热源工艺-熔池(有限元分析)-中间层选择-界面组织(第一性原理和热力学分析)-力学性能(分子动力学分析)的多模拟手段耦合,对改善焊缝性能,拓宽异种金属激光焊接的实际工程应用具有重要的价值。

参考文献

[1] 赵燕春,张培磊,顾俊杰. 双束激光焊接的研究现状[J]. 材料导报, 2018, 32(S1): 345-349.
ZHAO Yanchun, ZHANG Peilei, GU Junjie. Research status on dual-beam laser welding[J]. Materials Report, 2018, 32(S1): 345-349.

[2] DEVIREDDY K, CHEEPUM M, DEVURIV. A review of research progress on dissimilar laser weld-brazing of automotive applications[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, 330: 012073.

[3] 韩冰. 铝锂合金 T 型接头双侧激光焊接组织特征及裂纹控制研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
HAN Bing. Microstructure characteristics of double-sided laser beam welded aluminium lithium alloys T-joints and its crack control[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.

[4] 孙轲,孙盛芝,邱建荣. 超短脉冲激光焊接非金属材料研究进展[J]. 激光与光电子学进展, 2020, 57(11): 290-299.
SUN Ke, SUN Shengzhi, QIU Jianrong. Research progress on ultrashort pulsed laser welding of non-metallic materials[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2020, 57(11): 290-299.

[5] 曹璠,刘淑梅,陈凯,等. 异种金属激光焊接的研究进展[J]. 热加工工艺, 2016, 45(17): 9-12.

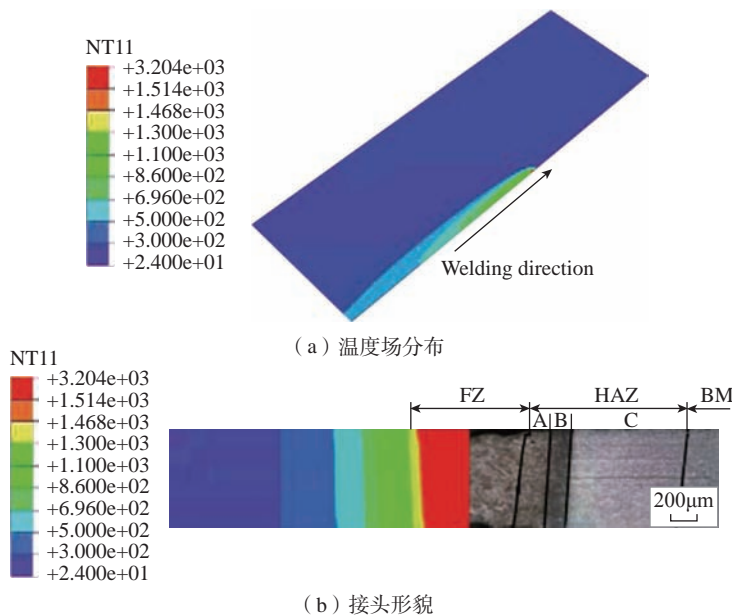


图 8 焊接温度场分布及接头形貌
Fig.8 Welding temperature field distribution and joint morphology

- CAO Fan, LIU Shumei, CHEN Kai, et al. Research progress in laser welding of dissimilar metal[J]. Hot Working Technology, 2016, 45(17): 9–12.
- [6] 于启湛, 史春元. 金属间化合物的焊接 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2016.
- YU Qizhan, SHI Chunyuan. Welding of intermetallic compounds[M]. Beijing: China Machine Press, 2016.
- [7] 章桥新. 论金属间化合物的脆性及其克服途径 [J]. 稀有金属材料与工程, 1990, 20(6): 27–31.
- ZHANG Qiaoxin. On the brittleness of intermetallic compounds and ways to overcome it[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1990, 20(6): 27–31.
- [8] 王玉航, 汪进凯, 傅泽航, 等. γ -TiAl 金属间化合物 4 种剪切变形方式的第一性原理计算 [J]. 上海金属, 2018, 40(3): 6–10.
- WANG Yuhang, WANG Jinkai, FU Zehang, et al. First-principles calculation of four shear deformations in γ -TiAl intermetallic compound[J]. Shanghai Metals, 2018, 40(3): 6–10.
- [9] 黄广棋, 张桂凯, 罗朝以, 等. Fe-Al 金属间化合物氢脆效应研究现状 [J]. 材料导报, 2018, 32(11): 1878–1883.
- HUANG Guangqi, ZHANG Guikai, LUO Zhaoyi, et al. A review on hydrogen embrittlement of Fe-Al intermetallics[J]. Materials Reports, 2018, 32(11): 1878–1883.
- [10] 石铭霄, 陈书锦, 胡庆贤, 等. 钢/铝焊接接头金属间化合物生长机制及调控研究现状 [J]. 电焊机, 2017, 47(5): 12–15.
- SHI Mingxiao, CHEN Shujin, HU Qingxian, et al. Research status on growth mechanism and regulation of intermetallic compound of welded joint of steel/niobium[J]. Electric Welding Machine, 2017, 47(5): 12–15.
- [11] FANG Y J, JIANG X S, MO D F, et al. A review on dissimilar metals' welding methods and mechanisms with interlayer[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 102(9–12): 2845–2863.
- [12] YANG J L, XUE S B, WU Y Y, et al. Wetting behaviour of Zn-Al filler metal on a stainless steel sub-strate[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2018, 23(1): 1–6.
- [13] SONG T F, JIANG X S, SHAO Z Y, et al. Microstructure and mechanical properties of vacuum diffusion bonded joints between Ti-6Al-4V titanium alloy and AISI316L stainless steel using Cu/Nb multi-interlayer[J]. Vacuum, 2017, 145: 68–76.
- [14] ZHANG Y F, HUANG J H, CHENG Z, et al. Study on MIG-TIG double-sided arc welding-brazing of aluminum and stainless steel[J]. Materials Letters, 2016, 172: 146–148.
- [15] BAGHJARI S H, GHAINI F M, SHAHVERDI H R, et al. Laser welding of niobium to 410 steel with a nickel interlayer produced by electro spark deposition[J]. Materials & Design, 2016, 107: 108–116.
- [16] HOFMEISTER W, GRIFFITH M. Solidification in direct metal deposition by LENS processing[J]. The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 2001, 53(9): 30–34.
- [17] ÜSTÜNDAĞ Ö, BAKIR N, GUMENYUK A, et al. Influence of oscillating magnetic field on the key-hole stability in deep penetration laser beam welding[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 135: 106715.
- [18] CASALINO G, MORTELLO M. A FEM model to study the fiber laser welding of Ti6Al4V thin sheets[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 86(5–8): 1339–1346.
- [19] QUAZI M M, ISHAK M, FAZAL M A, et al. Current research and development status of dissimilar materials laser welding of titanium and its alloys[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 126: 106090.
- [20] 张亚亮, 刘佳, 石岩, 等. 激光-电弧复合焊不同引导方式对其焊接成形质量的影响研究 [J]. 应用激光, 2017, 37(2): 229–233.
- ZHANG Yaliang, LIU Jia, SHI Yan, et al. Study on the influence of different laser-MIG arc hybrid welding methods on the welding quality of aluminum alloy[J]. Applied Laser, 2017, 37(2): 229–233.
- [21] BAO L L, WANG Y, HAN T. Study on microstructure-toughness relationship in heat affected zone of EQ70 steel by laser-arc hybrid welding[J]. Materials Characterization, 2021, 171: 110788.
- [22] 孙建华. 钢/铝异种金属激光-电弧复合焊接数值模拟及实验研究 [D]. 鞍山: 辽宁科技大学, 2020.
- SUN Jianhua. Numerical simulation and experimental study on laser-arc hybrid welding of steel/aluminum dissimilar metals[D]. Anshan: University of Science and Technology Liaoning, 2020.
- [23] 杨川. 超声辅助铝合金激光-MIG 复合焊接方法研究 [D]. 成都: 西南交通大学, 2019.
- YANG Chuan. Research on ultrasound-assisted laser-metal inert gas hybrid welding of aluminum alloy[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2019.
- [24] 林学春, 赵伟芳, 侯玮, 等. 一种结合激光和搅拌摩擦焊的复合焊接方法: CN103008896A[P], 2013–04–03.
- LIN Xuechun, ZHAO Weifang, HOU Wei, et al. Hybrid welding method combining laser and friction stirwelding: CN103008896A[P], 2013–04–03.
- [25] 董永刚, 熊照伟, 王钰博, 等. 一种基于激光加热搅拌摩擦焊的车轮踏面修复装置: CN110355461B[P]. 2020–10–02.
- DONG Yonggang, XIONG Zhaowei, WANG Yubo, et al. A wheel tread repair device based on laser heating friction stir welding: CN110355461B[P]. 2020–10–02.
- [26] 刘晓寒, 倪家强, 刘艳梅. TA15 钛合金薄板激光-TIG 复合焊接接头疲劳性能研究 [J]. 热加工工艺, 2019, 48(3): 15–18, 23.
- LIU Xiaohan, NI Jiaqiang, LIU Yanmei. Study on fatigue property of laser-TIG hybrid welded joint of TA15 alloy thin plate[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(3): 15–18, 23.
- [27] 王晓虹. 钢/铝异种金属激光焊接接头界面特性的研究 [D]. 长春: 吉林大学, 2016.
- WANG Xiaohong. Research on the interface characteristics of steel/Al dissimilar metal laser welding joint[D]. Changchun: Jilin University, 2016.
- [28] 张文超. 铝钢异种金属的光纤激光焊接行为研究 [D]. 南京: 南京理工大学, 2014.
- ZHANG Wenchao. Research on fiber laser welding behavior of dissimilar metals of Al and steel[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2014.
- [29] MOHAMMADPOUR M, YAZDIAN N, YANG G, et al. Effect of dual laser beam on dissimilar welding-brazing of aluminum to galvanized steel[J]. Optics & Laser Technology, 2018, 98: 214–228.
- [30] FILLIARD G, EL MANSORI M, TIRADO L, et al. Industrial fluxless laser weld-brazing process of steel to aluminium at high brazing speed[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 25: 104–115.
- [31] CHEN S H, ZHANG M X, HUANG J H, et al. Microstructures and mechanical property of laser butt welding of titanium alloy to stainless steel[J]. Materials & Design, 2014, 53: 504–511.
- [32] NING J, ZHANG L J, JIANG G C,

- et al. Narrow gap multipass laser butt welding of explosion welded CP-Ti/Q235B bimetallic sheet by using a copper interlayer[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 701: 587-602.
- [33] CHEREPANOV A N, MALI V I, MALIUTINA I N, et al. Laser welding of stainless steel to titanium using explosively welded composite inserts[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 90(9-12): 3037-3043.
- [34] GAO M, MEI S W, WANG Z M, et al. Characterisation of laser welded dissimilar Ti/steel joint using Mg interlayer[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2012, 17(4): 269-276.
- [35] CHEN H C, BI G J, LEE B Y, et al. Laser welding of CP Ti to stainless steel with different temporal pulse shapes[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 231: 58-65.
- [36] SATOH G, YAO Y L, QIU C. Strength and microstructure of laser fusion-welded Ti-SS dissimilar material pair[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 66(1-4): 469-479.
- [37] ZHANG Y, SUN D Q, GU X Y, et al. Nd: YAG pulsed laser welding of dissimilar metals of titanium alloy to stainless steel[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 94(1-4): 1073-1085.
- [38] TOMASHCHUK I, GREVEY D, SALLAMAND P. Dissimilar laser welding of AISI 316L stainless steel to Ti6-Al4-6V alloy via pure vanadium interlayer[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 622: 37-45.
- [39] CHEREPANOV A N, ORISHICH A M, PUGACHEVA N B, et al. Investigation of the structure and properties of titanium-stainless steel permanent joints obtained by laser welding with the use of intermediate inserts and nanopowders[J]. Thermophysics and Aeromechanics, 2015, 22(2): 135-142.
- [40] GAO M, CHEN C, WANG L, et al. Laser-arc hybrid welding of dissimilar titanium alloy and stainless steel using copper wire[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46(5): 2007-2020.
- [41] ZHANG Y, SUN D Q, GU X Y, et al. Nd: YAG pulsed laser welding of TC4 Ti alloy to 301L stainless steel using Ta/V/Fe composite interlayer[J]. Materials Letters, 2018, 212: 54-57.
- [42] ZHANG Y, SUN D Q, GU X Y, et al. Nd/YAG pulsed laser welding of TC4 Ti alloy to 301L stainless steel via pure copper interlayer[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 90: 953-961.
- [43] QUAZI M M, ISHAK M, FAZAL M A, et al. Current research and development status of dissimilar materials laser welding of titanium and its alloys[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 126: 106090.
- [44] GAO X L, LIU J, ZHANG L J. Dissimilar metal welding of Ti6Al4V and Inconel 718 through pulsed laser welding-induced eutectic reaction technology[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 96(1-4): 1061-1071.
- [45] 吕攀. 不同中间层对钛-钢激光焊接焊缝组织与性能的影响 [D]. 南京: 南京理工大学, 2017.
- LÜ Pan. Microstructures and mechanical properties of laser welded titanium-steel joints with different interlayers[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2017.
- [46] 杨胜, 李军兆, 刘一搏, 等. 钛/钢异种金属激光焊接接头微观组织及数值模拟研究 [J]. 电焊机, 2020, 50(8): 101-105, 141.
- YANG Sheng, LI Junzhao, LIU Yibo, et al. Research on microstructure and numerical simulation of laser welding joint of Ti/steel dissimilar metals[J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(8): 101-105, 141.
- [47] ZHANG Y, SUN D Q, GU X Y, et al. A hybrid joint based on two kinds of bonding mechanisms for titanium alloy and stainless steel by pulsed laser welding[J]. Materials Letters, 2016, 185: 152-155.
- [48] ZHANG Y, SUN D Q, GU X Y, et al. Nd: YAG pulsed laser welding of dissimilar metals of titanium alloy to stainless steel[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 94(1-4): 1073-1085.
- [49] 李雷, 于治水, 张培磊. 镁铝异种材料激光焊接的研究现状及发展 [J]. 热加工工艺, 2017, 46(17): 19-24.
- LI Lei, YU Zhishui, ZHANG Peilei. Research status and development of laser welding of magnesium and aluminum dissimilar materials[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(17): 19-24.
- [50] 单际国, 雷祥, 谭稳达, 等. AZ₃₁B 变形镁合金 CO₂ 激光焊接模式及焊缝成形特点 [J]. 焊接学报, 2008, 29(4): 9-12, 113.
- SHAN Jiguo, LEI Xiang, TAN Wenda, et al. Welding modes and weld formation characteristics of CO₂ laser welding of wrought magnesium alloy AZ₃₁B[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(4): 9-12, 113.
- [51] 刘正, 张奎, 曾小勤. 镁基轻质合金理论基础及其应用 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2006.
- LIU Zheng, ZHANG Kui, ZENG Xiaoqin. Theoretical basis and application of Mg-based light alloys[M]. Beijing: China Machine Press, 2006.
- [52] 田伟. Mg/Al 异种金属激光焊接试验研究 [D]. 长沙: 湖南大学, 2013.
- TIAN Wei. Experimental study on the laser welding of magnesium and aluminum dissimilar metal[D]. Changsha: Hunan University, 2013.
- [53] 田伟, 周恺武, 乔小杰, 等. 镁/铝异种金属激光焊气孔形成原因研究 [J]. 激光技术, 2013, 37(6): 825-828.
- TIAN Wei, ZHOU Dianwu, QIAO Xiaojie, et al. Study on the reason of porosity formation in laser welding of magnesium and aluminum dissimilar metal[J]. Laser Technology, 2013, 37(6): 825-828.
- [54] 虞钢, 赵树森, 张永杰, 等. 异种金属激光焊接关键问题研究 [J]. 中国激光, 2009, 36(2): 261-268.
- YU Gang, ZHAO Shusen, ZHANG Yongjie, et al. Research on key issues of laser welding of dissimilar metal[J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(2): 261-268.
- [55] 李亚江, 王娟, 刘强. 有色金属焊接及应用 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
- LI Yajiang, WANG Juan, LIU Qiang. Non-ferrous metal welding and application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.
- [56] 苑世剑. 轻量化成形技术 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2010.
- YUAN Shijian. Lightweight forming technology[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2010.
- [57] 麻丁龙, 牛锐锋, 赵宏刚, 等. Zn 中间层对镁/铝异种金属激光焊接的影响 [J]. 激光技术, 2017, 41(6): 858-861.
- MA Dinglong, NIU Ruifeng, ZHAO Honggang, et al. Effect of Zn interlayer on laser welding of Mg/Al dissimilar metal[J]. Laser Technology, 2017, 41(6): 858-861.
- [58] 戴军, 杨莉, 张尧成, 等. AZ31 镁合金和铝基复合材料的脉冲激光焊接 [J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(5): 267-272.
- DAI Jun, YANG Li, ZHANG Yaocheng, et al. Pulsed laser welding of AZ31 magnesium alloy and aluminum matrix composites[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(5): 267-272.
- [59] QUINTINO L, MIRANDA R M. Welding shape memory alloys with NdYAG lasers[J]. Soldagem & Inspeção, 2012, 17(3):

210–217.

[60] POUQUET J, MIRANDA R M, QUINTINO L, et al. Dissimilar laser welding of NiTi to stainless steel[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 61: 205–212.

[61] SHAMSOLHODAEI A, OLIVEIRA J P, SCHELL N, et al. Controlling intermetallic compounds formation during laser welding of NiTi to 316L stainless steel[J]. *Intermetallics*, 2020, 116: 106656.

[62] ASADI S, SAEID T, VALANEZHAD A, et al. The effect of annealing temperature on microstructure and mechanical properties of dissimilar laser welded superelastic NiTi to austenitic stainless steels orthodontic archwires[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2020, 109: 103818.

[63] NG C H, MOK E S H, MAN H C. Effect of Ta interlayer on laser welding of NiTi to AISI 316L stainless steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 226: 69–77.

[64] LI Y L, LIU Y R, YANG J. First principle calculations and mechanical properties of the intermetallic compounds in a laser welded steel/aluminum joint[J]. *Optics & Laser Technology*, 2020, 122: 105875.

[65] 朱宗涛, 薛珺予, 陈辉. 6061-T6/AZ₃₁B 异种金属激光焊接接头组织及性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(7):

1977–1982.

ZHU Zongtao, XUE Junyu, CHEN Hui. Microstructures and properties of 6061-T6/AZ₃₁B butt joints by laser welding[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(7): 1977–1982.

[66] 郑博, 赵丽, 董仕节, 等. 镁铝合金间化合物的第一性原理研究[J]. *材料导报*, 2019, 33(14): 2426–2430.

ZHENG Bo, ZHAO Li, DONG Shijie, et al. First principles study on Mg–Al intermetallic compounds[J]. *Materials Reports*, 2019, 33(14): 2426–2430.

[67] ZHANG R F, LIU B X. Proposed model for calculating the standard formation enthalpy of binary transition-metal systems[J]. *Applied Physics Letters*, 2002, 81(7): 1219–1221.

[68] MIEDEMA A R, DE CHATEL P F. A semiempirical approach to the heat of formation problem[J]. *Theory of Alloy Phase Formation*, 1979: 344–389.

[69] SHAH L H, GERLICH A, ZHOU Y. Design guideline for intermetallic compound mitigation in Al-Mg dissimilar welding through addition of interlayer[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 94(5–8): 2667–2678.

[70] 檀财旺, 黄煜华, 陈波, 等. 镁/钛激光熔钎焊界面微观结构与元素热力学行

为分析[J]. *中国激光*, 2016, 43(3): 93–101.

TAN Caiwang, HUANG Yuhua, CHEN Bo, et al. Microstructure and thermodynamic behavior of laser welded– brazed Mg/Ti dissimilar joint[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(3): 93–101.

[71] SUNNY S, GLEASON G, MATHEWS R, et al. Simulation of laser impact welding for dissimilar additively manufactured foils considering influence of inhomogeneous microstructure[J]. *Materials & Design*, 2021, 198: 109372.

[72] 潘井春. 钢/铝异种金属激光深熔焊过程中熔池行为及机理研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2018.

PAN Jingchun. Study on the behavior and mechanism of the molten pool in laser deep fusion welding of steel/aluminum dissimilar metals[D]. Changsha: Hunan University, 2018.

[73] 贾强, 郭伟, 彭鹏, 等. DP980 激光焊接温度场模拟及力学性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(7): 1905–1911.

JIA Qiang, GUO Wei, PENG Peng, et al. Temperature field simulation and mechanical properties of laser welded DP980 steel joints[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(7): 1905–1911.

通讯作者: 李红, 副教授, 博士, 研究方向为轻合金精密连接技术、异种材料连接技术、高品质连接材料。

Research Progress on Formation and Control of Intermetallic Compounds in Laser Welding of Dissimilar Materials

LI Zhuoxin¹, ZHANG Dongni¹, YAN Qizhu¹, ZHANG Yu¹, HAN Yi¹, Erika Hodúlová², WEI Wei³, LI Hong¹

(1. Beijing University of Technology, Beijing 100124, China;

2. Slovak University of Technology, Trnava 91724, Slovak;

3. Yantai Production Base, Tianjin AMTec Co., Ltd., Yantai 264006, China)

[ABSTRACT] The research status of formation mechanism and control measures of intermetallic compounds in laser welding joints of Al/steel, Ti/steel, Mg/Al and NiTi SMA/SS are reviewed. The effects of different base metal compositions and different welding processes on intermetallic compounds in welded joints are compared and analyzed. Effective control of intermetallic compounds can be achieved by adding intermediate fillers, controlling heat input, and adopting hybrid welding processes, thereby optimizing welded joint structure and improving mechanical properties. The research progress of material computing in simulating and predicting the structure and performance of intermetallic compounds in laser welding joints of dissimilar metals is also reviewed.

Keywords: Dissimilar metals; Laser welding; Intermetallic compound (IMC); Computational simulation; Microstructure and properties

(责编 雷松)

引文格式: 田小永, 张亚园, 刘腾飞, 等. 连续碳纤维增强尼龙复合材料预浸丝制备与 3D 打印性能研究 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(15): 24-33.

TIAN Xiaoyong, ZHANG Yayuan, LIU Tengfei, et al. Prepreg preparation and 3D printing of continuous carbon fiber reinforced nylon composite[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 24-33.

连续碳纤维增强尼龙复合材料 预浸丝制备与 3D 打印性能研究*

田小永, 张亚园, 刘腾飞, 李涤尘

(西安交通大学, 西安 710049)

[摘要] 为了提升连续纤维增强热塑性复合材料(CFRTPCs) 3D 打印技术中树脂对纤维的浸渍能力, 实现良好浸渍界面结合性能, 利用自主研发的熔融浸渍纤维预处理装置进行碳纤维增强尼龙预浸丝制备, 并以预浸丝为原材料进行复合材料 3D 打印研究。研究了浸渍过程与挤出成型过程中关键工艺参数对预浸丝及复合材料性能的影响。结果表明, 经充分浸渍的预浸丝极限拉力和拉伸强度分别为 118.2N 和 813.9MPa; 当扫描间距为 1.5mm, 分层厚度为 0.1mm 时, 拉伸强度和模量分别为 558MPa 和 56GPa; 利用微米 X 射线三维成像系统测得复合材料的孔隙率约为 0.15%; 准正交各向同性纤维铺层结构改善了复合材料的抗冲击性, 能够达到的峰值载荷约为 4.63kN。

关键词: 连续纤维增强热塑性复合材料; 预浸丝 3D 打印; 熔融浸渍; 界面性能; 抗冲击性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.15.024



田小永

教授, 博士, 研究方向为多材料、复合材料 3D 打印技术及其应用。

连续纤维增强树脂基复合材料 (Continuous fiber reinforced thermoplastic composites, CFRTPCs) 由于轻质高强、抗疲劳、耐腐蚀等特点在现代航空航天等高端制造领域得到了广泛应用, 并在复合材料领域占有越来越重要的地位^[1-3]。对于纤维增强树脂基复合材料来说, 传统的成型工艺先经过浸渍、沉积、混编^[4]等方法制备纤维预浸料, 再通过模压、拉挤^[5]、铺放^[6]等工艺完成复合材料的成型工序。这些工艺存在的最大共性问题是需要开发昂贵的专用模具, 且复合材料的制备工艺过程复杂, 生产周期长, 所需成本高, 设计灵活性差, 随着航空航天等领域对复合材料的需求面越来越广, 这些问题极

大地限制了复合材料的大范围实际应用。复合材料 3D 打印技术的发展将复合材料成型与增材制造技术相结合, 既充分发挥了连续纤维的增强作用, 又具有 3D 打印技术无模自由成形、可设计性强等工艺特点。与热固性基体相比, 热塑性基体具有更高的耐热性、更高的冲击韧性、更短的加工周期以及可回收利用等特征而备受关注^[7]。但热塑性树脂熔融黏度大 ($>1000\text{Pa}\cdot\text{s}$), 熔体流动性能差, 而纤维表面光滑、表面能低, 且呈化学惰性, 难以与树脂产生有效的界面结合作用^[8], 使得挤出成形过程难以提供足够的高温高压条件来实现树脂对纤维的完全浸润, 从而难以获得较强的界面结合性能。纤维与树

* 基金项目: 国家重点研发计划 (2018YFE0207900); 国家自然科学基金 (52075422); 王宽诚教育基金会资助项目。

脂基体之间的界面问题成为制约该技术获得高性能复合材料的瓶颈。

对连续纤维增强热塑性复合材料 3D 打印工艺中界面性能改善的研究主要集中在工艺调控、纤维表面改性、纤维预浸渍、热压后处理等方面。Tian 等^[9]系统研究了 3D 打印过程中各工艺参数的变化对复合材料界面和性能的影响,经优化后的 CCF/PLA 复合材料改善了界面性能,纤维体积含量可达 27%,最大弯曲强度和弯曲模量分别为 335MPa 和 30GPa。Liu^[10]和 Li^[11]等通过上浆法对纤维表面进行改性,分别实现了 CCF/PA6 和 CCF/PLA 复合材料界面结合强度的改善,与纤维改性前相比,CCF/PA6 复合材料的层间剪切强度从 18.04MPa 增加到 25.65MPa,CCF/PLA 复合材料的拉伸强度和弯曲强度从 80MPa 和 59MPa 分别提升到了 91MPa 和 156MPa。Luo 等^[12]利用等离子体处理技术对碳纤维表面进行预处理,通过物理清洁和化学极性改性改善 CF 和 PEEK 界面的结合效果,实现了 3D 打印 CCF/PEEK 复合材料的层间剪切性能提高约 70% 至 9.81MPa。Hu 等^[13]为了改善 FDM 复合材料的机械性能,利用螺杆挤出机和同轴挤压模具进行了适用于 3D 打印的 CCF/PLA 预浸丝制备,最终得到的复合材料弯曲强度和弯曲模量分别达到 610MPa 和 40.13GPa。崔永辉等^[14-15]针对连续纤维增强热塑性复合材料 3D 打印工艺中纤维与树脂界面结合较弱的问题,基于熔融浸渍工艺自制了连续纤维增强热塑性 3D 打印丝材一体化设备,研究工艺参数对复合材料力学性能和界面结合性能的改善,得出 CGF/PLA 复合材料拉伸强度和层间剪切强度分别为 213.58MPa 和 11.925MPa。Zhang 等^[16]开发出纤维预浸渍装置进行 CCF/PLA 预浸丝制备以用于复合材料 3D 打印,得到的 CCF/PLA 复合材料样品拉伸强

度和弯曲强度分别为 148.7MPa 和 164.5MPa,并通过热压后处理降低复合材料内部孔隙等缺陷的影响。

对现有研究进行分析可以发现,目前对 3D 打印复合材料界面性能的改善主要从外界施压和材料本身属性两个方面来提高树脂对纤维的浸润能力。仅通过 3D 打印工艺参数的调控所提供的成型温度和成型压力有限,且纤维表面处理本质上还是通过树脂流体自然状态下的扩散作用,并没有施加额外的压力作用,因此纤维不能得到充分浸润,复合材料内部仍存在较多孔隙等缺陷,对于界面性能的改善有限;而对纤维进行预浸渍及热压处理主要是通过外部施加强制作用,促进树脂对纤维的渗透能力,减少内部孔隙的产生,为改善 3D 打印复合材料界面结合提供了很好的解决思路,但现有纤维预浸渍工艺研究中对于预浸渍界面形成机理及制备工艺与浸渍质量方面仍缺乏系统的研究,未建立起预浸丝制备、3D 打印工艺与复合材料性能之间的耦合影响关系,3D 打印复合材料界面浸渍性能不足,综合性能有待进一步提升。

本研究提出了一种连续纤维增强热塑性预浸丝材制备与 3D 打印工艺,建立了预浸丝的预浸渍模型,开发了微螺杆挤出与浸渍模具结构,提升树脂对纤维的浸渍能力,以实现二者之间良好的浸渍界面结合性能。开展试验研究,建立不同制备工艺参数对预浸丝性能的影响规律,并以预浸丝为原材料进行复合材料 3D 打印工艺参数优化和动态力学性能评估。

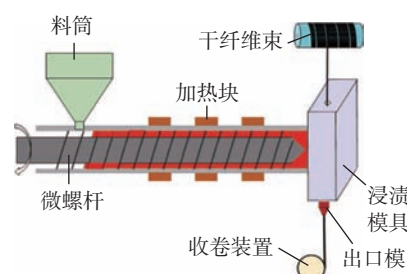
预浸丝制备与 3D 打印 工艺与装备

采用熔融浸渍工艺实现热塑性树脂对纤维增强体的浸润实质是热塑性树脂熔体渗透到纤维束内部,并置换纤维束之间空气的过程^[17]。基

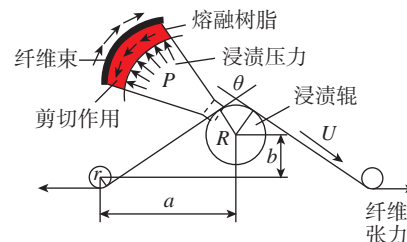
于熔融浸渍工艺原理,本文建立了如图 1 所示的连续纤维束浸渍渗透模型,浸渍过程为:连续干纤维束以一定的初始纤维张紧力绕过交错分布的辊系结构,纤维束与浸渍辊表面形成一定的包覆角,包覆区域充满熔融树脂,当纤维束被拉紧时,在纤维张力、熔体压力、剪切作用等共同作用下会在接触表面产生法向作用力从而形成局部高压,该局部压力能够促使熔融树脂向纤维束内部渗透,完成浸渍后的纤维预浸丝束从一定直径出口模被拉出。根据 Darcy 定律,推导出本工艺所涉及的纤维浸渍程度与各工艺参数之间的关系如下:

$$N_{\text{imp}} = \frac{L_f}{H_f} = \sqrt{\frac{32KP\theta RW^2(1-\varphi)^2}{U\eta\pi^2 n_f^2 d_f^4}} \quad (1)$$

式中, N_{imp} 为纤维浸渍程度; L_f 为已浸渍的纤维厚度; H_f 为纤维总厚度; K 为渗透系数; P 为浸渍压力; θ 为包覆角; R 为浸渍辊半径; W 为纤维展开宽度; φ 为纤维原始孔隙率; U 为牵引速度; η 为树脂熔体黏度; n_f 为纤维根数; d_f 为单根纤维直径。



(a) 纤维预浸渍整体工艺原理



(b) 浸渍过程示意图

图 1 熔融浸渍理论模型

Fig.1 Theoretical model of melt impregnation

基于建立的熔融浸渍模型,设计并搭建了熔融浸渍连续纤维增强热塑性预浸丝制备装置,完成连续碳纤维增强热塑性预浸丝的制备,并以预浸丝为原材料,利用实验室现有的连续纤维增强复合材料 3D 打印机 (COMBOT-1, 陕西斐帛科技有限公司), 在实现预浸丝二次浸渍的同时进行复合材料打印, 具体流程如图 2 所示。

试验材料及方法

1 原材料

在本研究中,基体材料选用 PA12 的颗粒料 (Grilamid TR90, 瑞士 EMS, 熔融温度范围为 240~300℃, 适用粒径范围为 0.8~1.2mm, 在 80℃ 条件下烘干 2h 去除水分), 增强体材料选用日本东丽公司的 T 系列碳纤维束 (型号为 T300-1K-50C, 共 1000 根)。

2 试验方案

根据建立的熔融浸渍模型和基于 Darcy 定律推导的浸渍程度表达式定性评估浸渍过程中各参数与树脂浸渍纤维的浸渍程度之间的关系, 而预浸丝打印成型的复合材料的性能由浸渍过程和打印过程共同决定。因此, 采用控制单一变量法对螺杆转速、牵引速度、包覆角大

小、扫描间距、分层厚度 5 个关键工艺参数进行探究, 按照表 1 中的不同工艺条件进行预浸丝和复合材料试样制备, 其他工艺参数的确定参考之前的研究工作^[18], 通过力学性能测试及试验结果分析确定最优的工艺参数组合。

对 3D 打印复合材料进行动态力学性能研究, 主要探究纤维取向和冲击能量对 CFRTPCs 层合板抗冲击性能的影响, 设计了 3 种纤维铺层方式, 如图 3 所示。通过初步探索, 最终采用 3J、8J、13J、18J 4 种冲击能量对层合板进行落锤低速冲击试验。以优化后的 CCF/PA12 预浸丝为原材料, 采用 0.1mm 层厚进行复合材料层合板 3D 打印, 共计 40 层, 对冲击响应特性和层合板损伤形貌进行分析。

3 性能表征

3.1 预浸丝束拉伸性能

浸渍工艺对预浸丝质量的影响主要通过预浸丝的力学性能进行评估。预浸丝的拉伸性能按照 GB/T 3362—2017 标准进行, 拉伸试验及试样尺寸如图 4 所示, 测试速度为 1mm/min; 采用三滑轮张力传感器 (JZHL-3-100N, 金诺) 进行预浸丝制备过程中的张力测定。

3.2 复合材料力学性能

预浸丝 3D 打印工艺参数的优化通过标准试样的力学性能来评估, 包括纵向拉伸和层间剪切性能。其中复合材料的纵向拉伸性能按照 GB/T1447—2005 标准测试, 样件尺寸为 170mm×15mm×2mm; 层间剪切 (ILSS) 性能按照 JC/T773—2010 标准进行测试, 样件尺寸为 20mm×10mm×2mm。以上试验采用多功能静力学试验机 (CMT4304, 深圳世纪天元公司) 进行测试, 测试速度为 2mm/min, 每组测试 5 个标准样件, 结果取平均值。3D 打印复合材料落锤低速冲击性能按照 ASTM D7136M—15 标准进行, 冲头直径 16mm, 考虑到实际样品的制备成本和周期, 最终选择小尺寸层合板, 样件尺寸为 60mm×60mm×4mm, 利用低速落锤式冲击试验机 (HIT230F, Zwick Roell) 进行测试, 不同冲击能量通过调节落锤下落高度获得。

3.3 微观结构表征

选取纤维预浸单丝和样件典型横截面经过喷金处理后利用 SEM (SU-3500, 日立) 进行微观形貌的观察, 并利用微米 X 射线三维成像系统 (Y.CHEETAH, YXLON) 对复合材料的内部微观形貌进行检测, 扫描

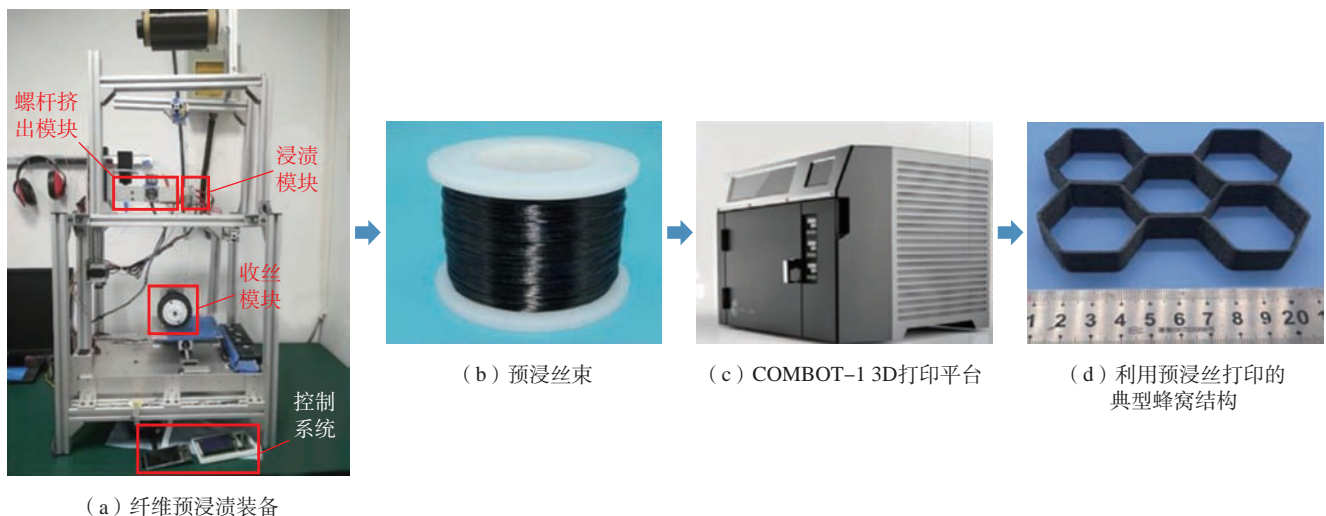


图 2 连续纤维增强热塑性预浸丝制备及复合材料挤出成形过程

Fig.2 Process of prepreg filaments preparation and composites extrusion

试样尺寸为 10mm × 5mm × 2mm。

结果与讨论

1 浸渍工艺对预浸丝性能的影响

1.1 熔体挤出压力对预浸丝性能的影响

熔融树脂在微螺杆的转动作用

下从螺筒挤出进入到浸渍模具内,在保持其他条件一定的情况下,探究微螺杆转速 n 的变化对树脂挤出压力的影响规律。

从图 5 可以看到 CCF/PA12 预浸丝的极限拉力和牵引张力随螺杆转速的增加而增加,当螺杆转速达

到 8r/min 时,极限拉力和纤维张力从 2r/min 时的 56.2N 和 1.5N 分别增加到 118.2N 和 5.6N,分别增加了 110.3% 和 273.3%,当螺杆转速超过 8r/min 时,纤维张力值仍在增加,但预浸丝的极限拉力呈现轻微下降趋势。

在小螺杆转速下,浸渍模具内树脂量极少,仅有少量纤维得到浸渍,由图 6 (a) 可见,预浸丝在发生破坏时产生了大量的纤维拔出,且可以看到拔出纤维表面光滑,纤维单丝之间几乎没有 PA12 树脂黏附,纤维与树脂表现出弱的界面结合强度;随着螺杆转速的增加,有充足的树脂熔体进入到纤维束内部,纤维与树脂的浸渍效果得到明显改善,从图 6 (c) 和 (d) 可知当螺杆转速超过 8r/min 时,纤维预浸丝断裂表面几乎不再发生变化,表明纤维已经实现充分浸渍,此时极限拉力下降的原因可能为:

1.2 浸渍模具设计对预浸丝性能的影响

浸渍模具内辊系结构与间距的设计主要影响纤维与浸渍辊形成的包覆区域的大小,从而对树脂在该区域对纤维的浸渍能力产生影响。因

表 1 不同工艺参数条件

Table 1 Different process parameters and conditions

工艺	目标参数	取值范围	其他工艺参数
浸渍工艺	螺杆转速 $n/(r \cdot \min^{-1})$	2, 4, 8, 10	$U400/\theta120$
	牵引速度 $U/(mm \cdot \min^{-1})$	100, 200, 400, 600, 800	$n8/\theta120$
	包覆角大小 $\theta/(\circ)$	0, 100, 120, 145	$n8/U400$
打印工艺	扫描间距 H/mm	0.4, 0.5, 1.0, 1.5	F400/T270
	分层厚度 L/mm	0.4, 0.3, 0.15, 0.1	F400/T270

注: F400 表示打印速度为 400mm/min, T270 表示打印头温度为 270℃。

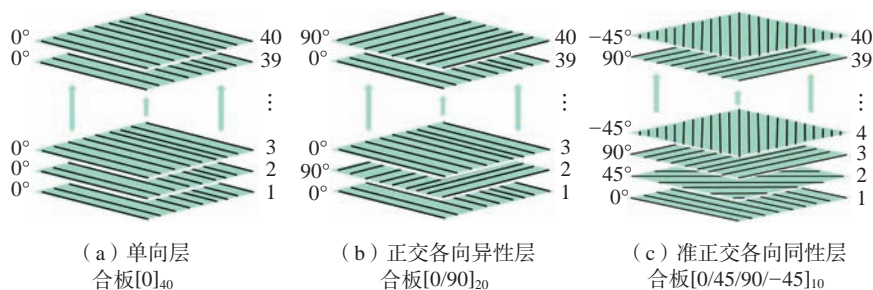
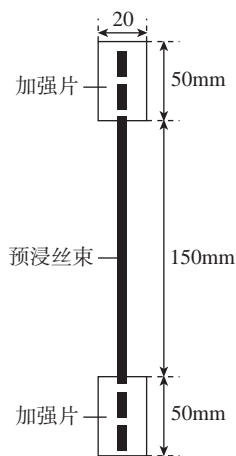


图 3 不同纤维角度分布层合板结构

Fig.3 Laminate structure with different fiber angles



(a) 拉伸试验



(b) 试样尺寸

图 4 预浸丝拉伸试验及试样尺寸

Fig.4 Tensile test and sample size of prepreg filament

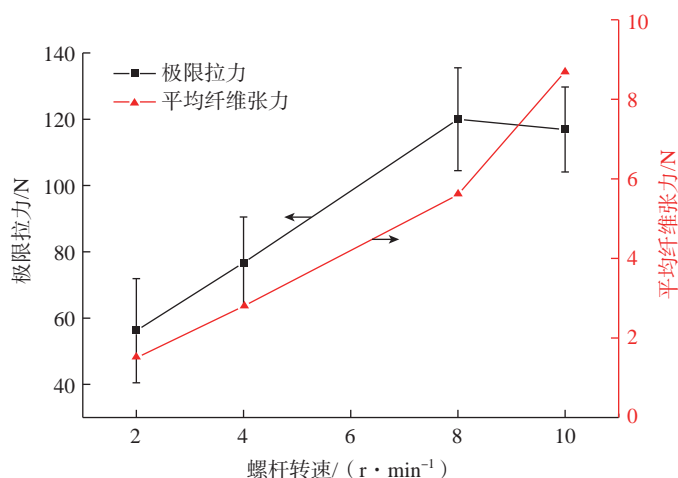


图 5 不同螺杆转速下预浸丝拉伸试验

Fig.5 Tensile tests of prepreg under different screw speeds

此,通过辊系之间距离的改变,探究由此形成的不同包覆角对预浸丝性能的影响规律。

图7显示了不同包覆角下 CCF/PA12 预浸丝拉伸强度和平均直径的变化曲线,其中0°包覆角表示浸渍模具内没有浸渍辊分布,纤维直接穿过浸渍模具与浸渍池中的树脂接触后被拉出,此时,CCF/PA12 预浸丝的拉伸强度和平均直径分别为556.05MPa和0.36mm。随着包覆角的增加拉伸强度逐渐增大,在120°附近达到最大,此时拉伸强度为813.9MPa,与0°包覆角相比提升了46.4%。当包覆角继续增大时,预浸丝的拉伸强度呈现下降趋势。包覆角在100°~145°范围内,预浸丝平均直径基本保持不变,为0.43mm。

当包覆角过小时,纤维与辊之间形成的局部压力较小,纤维与浸渍辊接触的面积较小,在牵引速度一定时,每次仅能有小面积的纤维与树脂接触,纤维得不到充分浸渍;当包覆角过大时,形成过大的局部压力,干纤维与辊之间树脂被挤出,纤维与辊直接接触发生干摩擦,磨损严重,导致纤维断裂现象明显,反而降低预浸丝束的承载能力。

1.3 浸渍时间对预浸丝力学性能的影响

树脂对纤维浸渍时间主要通过预浸丝在收丝过程中经过模口被拉出的快慢来实现,用牵引速度 U 来表示 (mm/min)。图8展示了不同牵引速度对 CCF/PA12 预浸丝性能的影响规律,可以看到预浸丝

拉伸强度与牵引速度成负相关,从100mm/min时的820.63MPa下降到了800mm/min时的568.3MPa,下降了30.75%,预浸丝平均直径在0.43~0.45mm之间波动。随着牵引速度的提高,纤维束在浸渍池内停留的时间缩短,纤维来不及得到树脂熔体的充分浸润就被拉出,因此纤维束内部树脂分散不均匀现象增加,未浸渍区域随之增多,最终表现为预浸丝受到拉伸作用时应力传递不均匀而过早发生失效,导致预浸丝的拉伸强度降低。同时考虑制丝效率问题,对于1K碳纤维最终采用400mm/min的牵引速度,此时CCF/PA12预浸丝拉伸强度为813.9MPa。

2 预浸丝 3D 打印工艺优化

在本研究中,为了获得尽可能高的纤维含量,在复合材料挤出成型时仅以预浸丝为原材料而不额外添加树脂丝材,因此扫描间距 H 和分层厚度 L 之间存在一定的匹配关系,打印工艺参数的调控不同于干纤维打印时调控方式,而与预浸丝的直径有关,根据体积相等原理,扫描间距、分层厚度和预浸丝直径三者之间理论上存在如下数量关系:

$$\frac{\pi D_m^2}{4} = H \cdot L \quad (2)$$

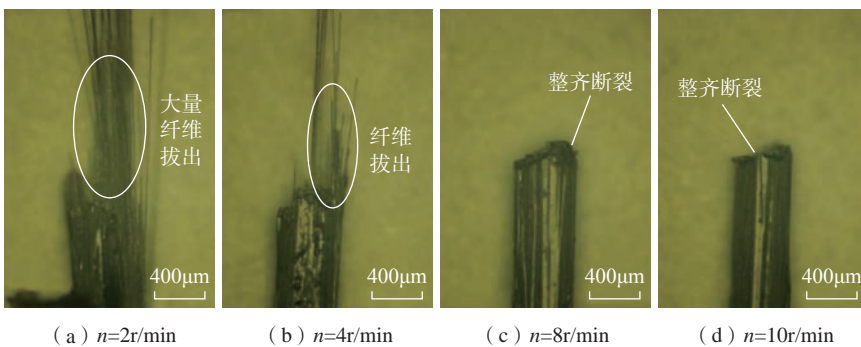


图6 不同螺杆转速下1K-CCF/PA12预浸丝拉伸断裂模式

Fig.6 Fracture patterns for 1K-CCF/PA12 prepreg filaments under different screw speeds

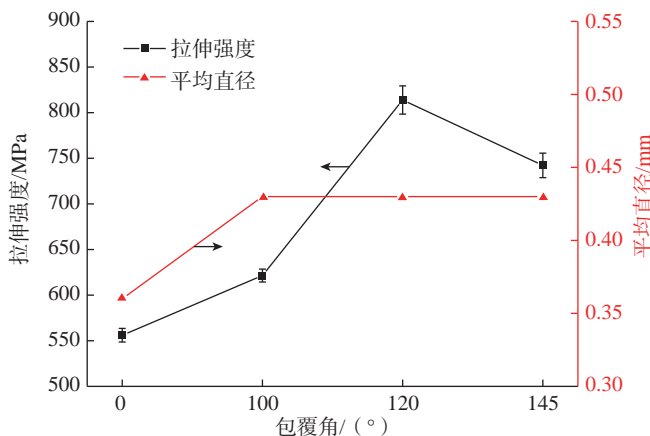


图7 不同包覆角大小时1K-CCF/PA12预浸丝拉伸试验

Fig.7 Tensile properties for 1K-CCF/PA12 prepreg filaments under different contact angles

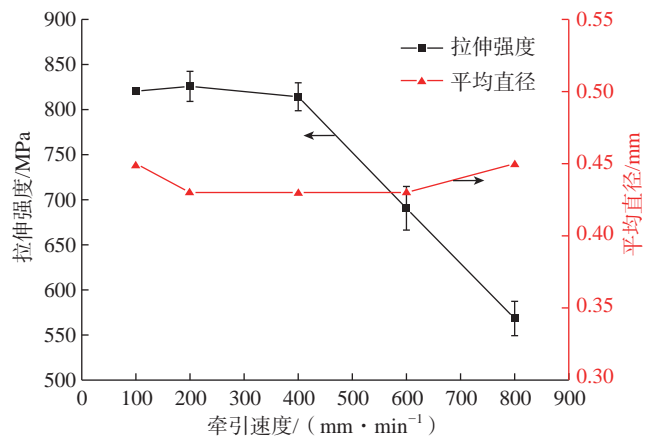


图8 不同牵引速度下预浸丝拉伸性能

Fig.8 Tensile properties of prepreg filaments under different coiling speeds

其中, D_m 为预浸丝的直径, mm; H 为扫描间距, mm; L 为分层厚度, mm。

2.1 分层厚度对复合材料层间剪切性能的影响

随着分层厚度的减小, 样件的层间剪切强度值逐渐增大, 当 $H \times L$ 取 $1.5\text{mm} \times 0.1\text{mm}$ 时, 复合材料的层间剪切强度达到 40.95MPa , 与 $0.4\text{mm} \times 0.4\text{mm}$ 相比提高了 43.03% (图 9(a))。从图 9(b) 可以看出试样在承受层剪破坏时均出现一定程度的分层现象, 且随着分层厚度的减小, 能够承载的最大力在逐渐增加。

图 10 中, 在 $H=0.4\text{mm}$, $L=0.4\text{mm}$ 的参数组合下, 较大的分层厚度导致层与层之间的黏结效果较差, 且层内的纤维与树脂分布较为分散, 内部孔隙等缺陷较多, 在受到外力作用时不能将应力沿界面进行有效传递, 从而产生纤维拔出和明显的分层等破坏模式, 降低复合材料的力学性能。随着层厚逐渐减小, 试样断裂横截面上纤维分布较均匀, 复合材料层间结合性能得到改善。

2.2 扫描间距对复合材料拉伸性能的影响

扫描间距的变化主要影响的是预浸丝的线间分布, 最终导致复合材料表面尺寸形状的变化及性能之间的差异, 从图 11(a) 和 (b) 可看到对于 $H=0.5\text{mm}$, $L=0.3\text{mm}$ 来说, 样品出现明显的不平现象, 且表面有挤出的断裂纤维与树脂, 在这组工艺参数下预浸丝出现线间搭接重叠问题, 没有匹配好预浸丝直径与打印工艺参数间的关系, 预浸丝的实际线间距大于 0.5mm , 实际打印过程中会造成预浸丝之间发生重叠; 当 $H \times L$ 的值取为 $1.5\text{mm} \times 0.1\text{mm}$ 时, 样品厚度均匀且表面平整光滑, 如图 11(c) 和 (d) 所示。

对两种打印工艺下的试样进行纵向拉伸试验, 结果如图 12 所示, 纤维搭接重叠导致样品厚度不均, 搭接部分纤维受挤压磨损断裂, 降低承载能力, 优化前后的样品拉伸强度

分别为 456MPa 和 558MPa , 拉伸模量分别为 49.7GPa 和 56GPa , 优化后试样的拉伸强度和模量分别提升了 22.37% 和 12.68% 。

3 CCF/PA12 层合板落锤低速冲击性能

3.1 层合板损伤形貌

图 13 直观显示了 3 种不同纤维打印方向层合板在不同冲击能量下试样冲击表面的损伤形貌, 可知冲击能量越大, 试样表面损伤越明显。在

3J 的冲击能量下, 试样表面几乎无目视可见损伤, 当冲击能量达到 18J 时, 试样发生完全的冲击断裂破坏。对比不同纤维铺层层合板的损伤情况, 第 1 组试样在各冲击能量下损伤最严重, 当冲击能量为 13J 时, 试样已经发生断裂, 裂纹沿着纤维打印方向迅速扩展, 导致整体完全失效; 第 2 组试样在未完全破坏时, 裂纹呈现“十字形”分布, 在 18J 冲击能量下, 层合板从冲击点位置沿正交方向发

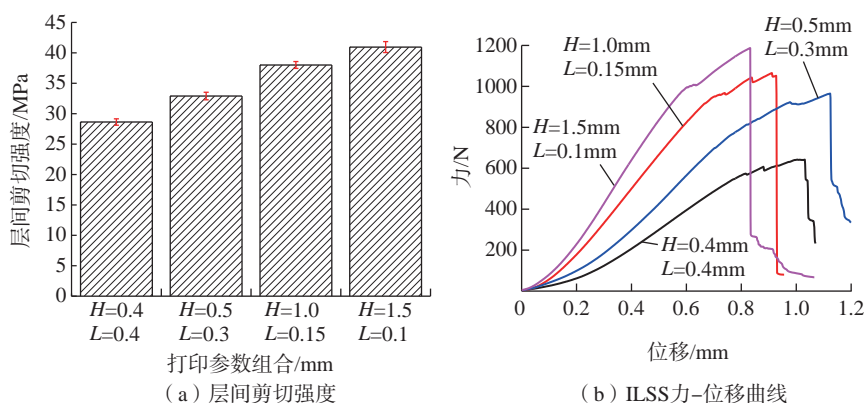


图 9 不同打印参数下复合材料层间剪切性能

Fig.9 Interlaminar shear properties of specimens under different printing parameters

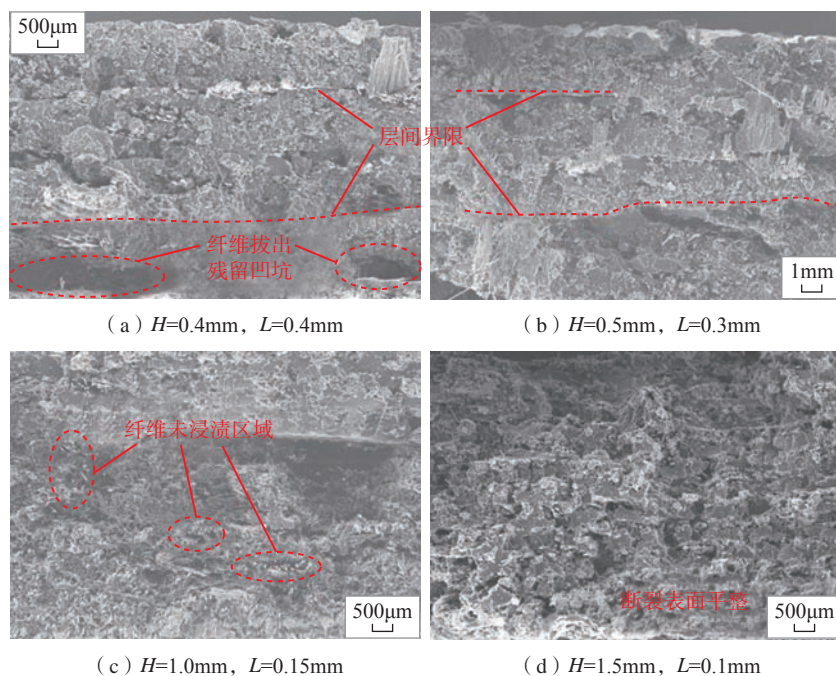
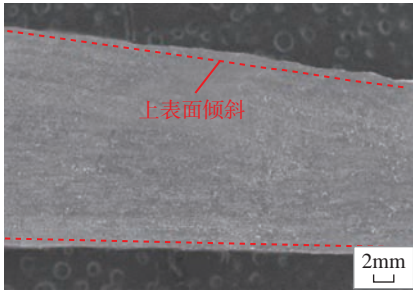


图 10 不同打印参数下试样典型横截面微观形貌

Fig.10 Microstructures of typical cross section of samples under different printing parameters

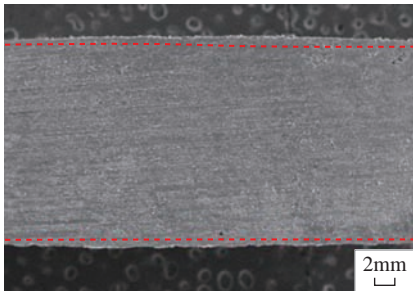
生“十字形”纤维断裂破坏;第3组试样在各冲击能量下损伤最小,在小冲击能量下,试样产生小面积凹坑,凹坑周围有少量裂纹不规则分布,在18J冲击能量下,试样被完全穿透,穿透区域呈现明显半球形,并伴随纤维断裂、基体开裂、分层等现象。



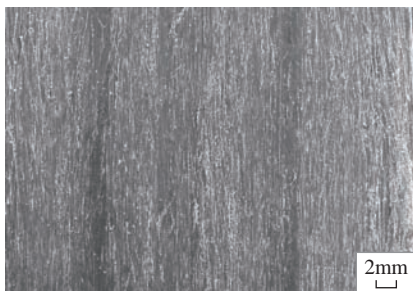
(a) $H=0.5\text{mm}$, $L=0.3\text{mm}$ 试样横截面形貌



(b) $H=0.5\text{mm}$, $L=0.3\text{mm}$ 试样表面形貌



(c) $H=1.5\text{mm}$, $L=0.1\text{mm}$ 试样横截面形貌



(d) $H=1.5\text{mm}$, $L=0.1\text{mm}$ 试样表面形貌

图 11 不同打印参数下试样堆积微观形貌
Fig.11 Microstructures of sample stacking under different printing parameters

3.2 力学响应特性分析

图 14 显示了 3 种不同铺层结构层合板在不同冲击能量下的载荷-位移曲线,可以看到,在载荷初始上升阶段,3 种铺层结构层合板的载荷-位移曲线变化规律相似,力随位移匀速上升,此阶段层合板处于弹性变形阶段;随着位移进一步增加,在小冲击能量下,曲线分布比较平滑,此时,层合板内部未产生大的损伤,产生的位移远小于样品厚度,表明此时层合板内部未产生大的损伤,如图

14 (a)和(b)所示;而当冲击能量较大时,曲线出现较大波动,冲头位移远大于层合板厚度值,表明此时冲击能量超过层合板承载极限而发生失效,如图 14 (c)和(d)所示。此外,与单向纤维铺层相比,正交各向异性铺层结构对于层合板的抗冲击性能无明显提升,而在同一冲击能量下, $[0/45/90/-45]_{10}$ 铺层层合板达到的峰值载荷值均大于单向和正交铺层层合板,当冲击能量为 13J 时,峰值载荷达到最大,为 (4.63 ± 0.36) kN,进

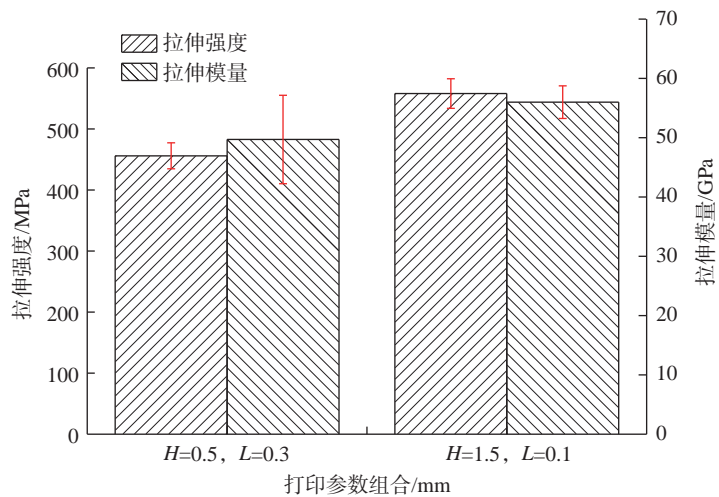


图 12 不同打印参数下复合材料拉伸性能

Fig.12 Tensile properties of specimens under different printing parameters

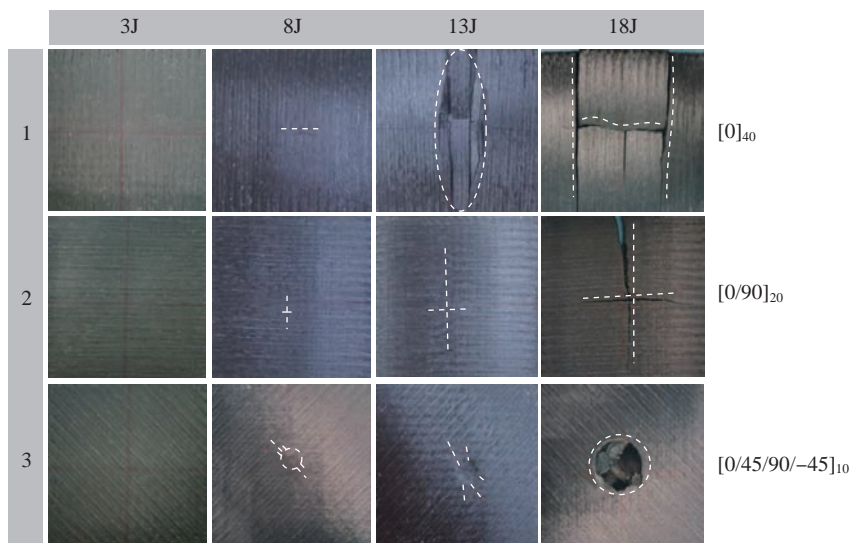


图 13 冲击试样损伤形貌

Fig.13 Damage morphologies of impact specimen

一步表明 $\pm 45^\circ$ 纤维角度的排列能够提高层合板的刚度和强度,进而提高材料的抗冲击性。

4 讨论

4.1 预浸丝浸渍行为对性能的影响分析

预浸纤维束的力学性能与纤维单丝和树脂之间的黏结作用有关,同时预浸丝内部的孔隙、纤维分布、微观结构也会对性能产生一定的影响。热塑性树脂由于其熔融黏度大,流动性能差等特点很难实现对纤维的充分浸润,从前面的分析可知,改善预浸丝束浸渍程度主要有以下思路:降低树脂黏度;增大浸渍压力;延长浸润时间。

在纤维预处理工艺中,微螺杆的主要目的是将树脂熔体均匀地输送到浸渍模具中并将其从浸渍辊内推出,从而保证熔体在有限体积模具内具有平稳的压力和流速,此外,螺杆转动时带动树脂向前运动的过程中还会产生一定的剪切稀释作用。浸渍模具内浸渍辊的设计一方面为纤维的浸渍提供了局部高压环境,另一方面, Van 等^[19]通过对不同浸渍方式研究指出浸渍辊上开有的狭缝也能对树脂熔体产生一定的剪切作用,在一定程度上起到降低黏度的作用,如图 15 所示。对浸渍过程工艺参数进行调控,提升浸渍压力和延长浸渍时间,使更多的树脂渗透到纤维束内部,且有充分的时间完成浸润,这样才能使纤维干丝之间尽可能充满树脂基体,置换内部的孔隙,获得良好的浸渍界面,预浸丝在承受拉伸作用时应力通过均匀分布的树脂在纤维丝之间有效传递,从而增大承载能力,表现出较高的拉伸强度值。

4.2 预浸丝 3D 打印复合材料孔隙的形成与演化

复合材料的性能是材料属性、界面、孔隙缺陷等综合作用的结果。预浸丝 3D 打印复合材料的界面增强包括树脂对纤维的浸渍程度和沉积

过程中层间与线间的黏结强度两方面,前者主要取决于预浸丝制备过程参数的调控及挤出成型过程树脂对纤维的二次浸渍,后者主要与 3D 打印工艺中线间距、层厚、温度等参数相关。

复合材料 3D 打印的逐层逐行堆积成型工艺特点决定了复合材料的整体性能与单根预浸丝的性能密切相关。在低浸渍质量下,CCF/PA12 预浸丝内部存在大面积纤维未浸渍区域,产生较多的孔隙缺陷,纤

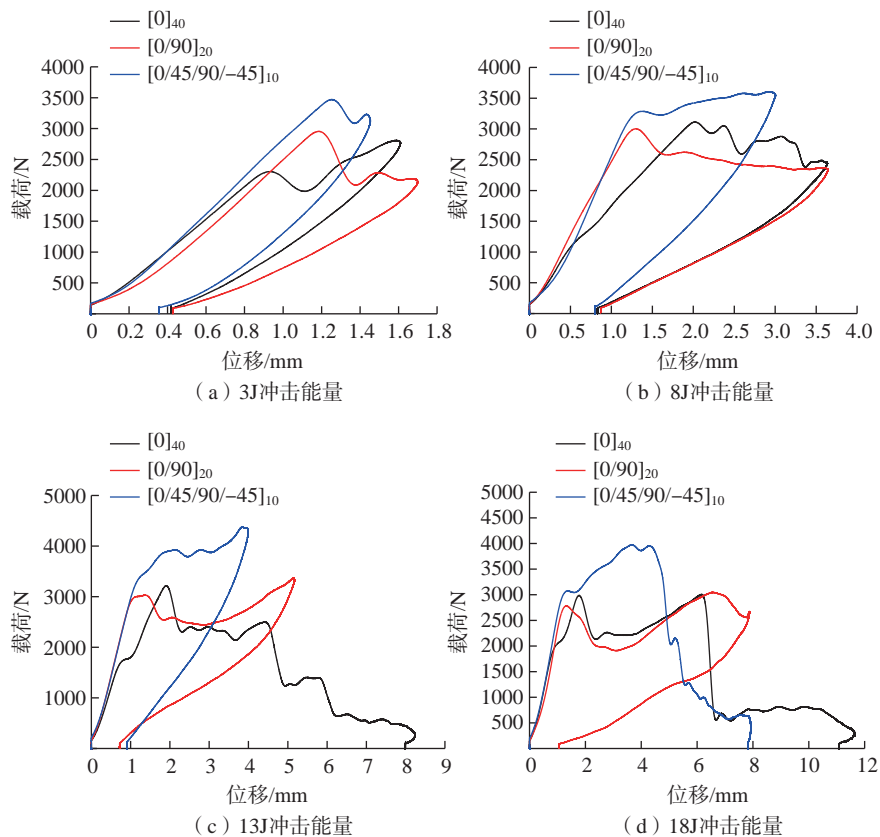


图 14 不同铺层结构层合板在不同冲击能量下的载荷-位移曲线

Fig.14 Load-displacement curves of laminates with different fiber orientation under different impact energies

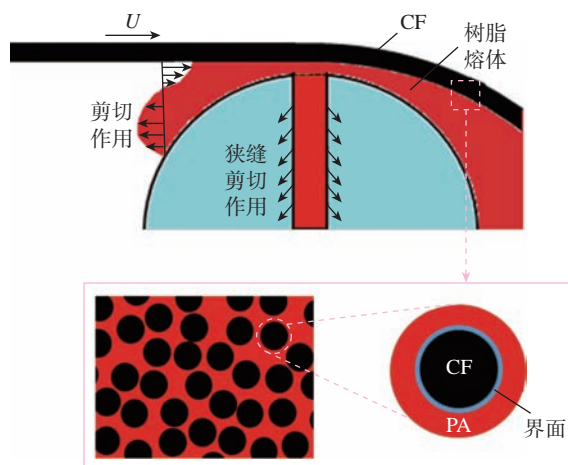


图 15 浸渍辊辅助纤维预浸渍原理

Fig.15 Schematic diagram of pin-assisted fiber impregnation

维与树脂之间产生弱的结合界面,这些孔隙经打印头的二次浸渍后得到有限程度的减少,但绝大部分仍被带入到成型的结构内部,经层层累积及打印过程重新产生的孔隙最终导致复合材料整体较高的孔隙率。这些孔隙的存在极易造成应力集中,降低结构承载能力,使复合材料过早发生失效,表现为较弱的综合性能;随着预浸丝浸渍质量的提高,树脂置换掉纤维内的绝大部分空气,纤维得到较充分浸润,复合材料的孔隙率从2.94%降到0.15%,且缺陷分布由大面积集中到小尺寸并呈分散分布,如图16所示。值得注意的是,由于该X射线三维成像系统分辨率相对较低,约为 $5\mu\text{m}$,导致一些较小的缺陷特征被忽略,样件的实际孔隙率值应略高于0.15%,但与现有工艺相比仍有了很大改进^[20-22],进一步说明本研究工艺极大降低了复合材料内部缺陷,这对于复合材料力学性能的提升有重要促进意义。

结论

(1) 本研究提出了一种连续纤维增强热塑性复合预浸丝材制备与3D打印工艺,设计并搭建了熔融浸

渍纤维预处理装置,实现了1K-CCF/PA12预浸丝制备,并以预浸丝为原材料进行了复合材料3D打印探究。

(2) 对于1K-CCF/PA12预浸丝制备过程来说,螺杆转速为 $8\text{r}/\text{min}$,包覆角为 120° ,牵引速度为 $400\text{mm}/\text{min}$ 时,纤维和树脂实现较为充分的浸渍,此时预浸丝的极限拉力和拉伸强度分别为 118.2N 和 813.9MPa 。

(3) 对于预浸丝3D打印工艺来说,当扫描间距为 1.5mm ,分层厚度为 0.1mm ,打印速度为 $400\text{mm}/\text{min}$,1K-CCF/PA12复合材料拉伸强度和模量分别为 558MPa 和 56GPa ,层间剪切强度为 40.95MPa 。

(4) $[0/45/90/-45]_{10}$ 铺层方式层合板在受到冲击载荷作用时,应力沿着纤维分布方向向各个方向延伸,可增大层合板的应力传递面积,提高层合板的刚度和强度,进而提高材料的抗冲击性。

(5) 高浸渍质量的预浸丝在优化后的浸渍工艺下实现良好的浸渍界面结合性能,此时复合材料内部孔隙率约为0.15%,该工艺对于实现连续纤维增强热塑性复合材料3D打印工艺中纤维与树脂充分浸渍、降低复合材料内部孔隙缺陷具有重要意义。

参考文献

[1] 单忠德,范聪泽,孙启利,等.纤维增强树脂基复合材料增材制造技术与装备研究[J].中国机械工程,2020,31(2):221-226.

SHAN Zhongde, FAN Congze, SUN Qili, et al. Research on additive manufacturing technology and equipment for fiber reinforced resin composites[J]. China Mechanical Engineering, 2020, 31(2): 221-226.

[2] 益小苏,张明,安学锋,等.先进航空树脂基复合材料研究与应用进展[J].工程塑料应用,2009,37(10):72-76.

YI Xiaosu, ZHANG Ming, AN Xuefeng, et al. Development and application of advanced aeronautical polymer matrix composites[J]. Engineering Plastics Application, 2009, 37(10): 72-76.

[3] HARRIS M, POTGIETER J, ARCHER R, et al. Effect of material and process specific factors on the strength of printed parts in fused filament fabrication: A review of recent developments[J]. Materials(Basel), 2019, 12(10): 1664.

[4] GOUD V, ALAGIRUSAMY R, DAS A, et al. Influence of various forms of polypropylene matrix (fiber, powder and film states) on the flexural strength of carbon-polypropylene composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 166: 56-64.

[5] CHEN K, JIA M Y, SUN H, et al. Thermoplastic reaction injection pultrusion for continuous glass fiber-reinforced polyamide-6 composites[J]. Materials, 2019, 12(3): 463.

[6] QURESHI Z, SWAIT T, SCAIFE R, et al. In situ consolidation of thermoplastic prepreg tape using automated tape placement technology: Potential and possibilities[J]. Composites Part B: Engineering, 2014, 66: 255-267.

[7] 孙银宝,李宏福,张博明.连续纤维增强热塑性复合材料研发与应用进展[J].航空科学技术,2016,27(5):1-7.

SUN Yinbao, LI Hongfu, ZHANG Boming. Progress in research and application of continuous fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Aeronautical Science & Technology, 2016, 27(5): 1-7.

[8] 张孟杰.改性碳纤维/环氧树脂复合材料界面性能的研究[D].长春:长春工业大学,2018.

ZHANG Mengjie. Study on modified carbon fibers/epoxy resin composites interfacial

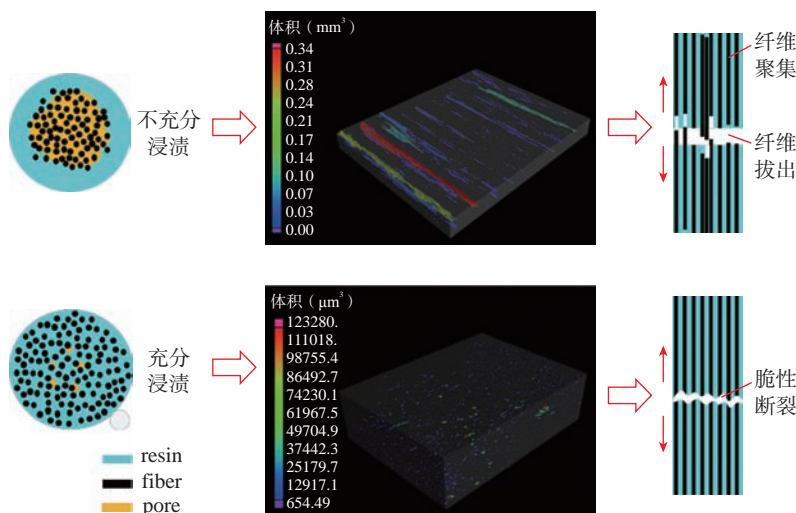


图16 孔隙的形成与演化过程

Fig.16 Formation and evolution of pores

properties[D]. Changchun: Changchun University of Technology, 2018.

[9] TIAN X Y, LIU T F, YANG C C, et al. Interface and performance of 3D printed continuous carbon fiber reinforced PLA composites[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2016, 88: 198–205.

[10] LIU T F, TIAN X Y, ZHANG M Y, et al. Interfacial performance and fracture patterns of 3D printed continuous carbon fiber with sizing reinforced PA6 composites[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2018, 114: 368–376.

[11] LI N Y, LI Y G, LIU S T. Rapid prototyping of continuous carbon fiber reinforced polylactic acid composites by 3D printing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 238: 218–225.

[12] LUO M, TIAN X Y, SHANG J F, et al. Bi-scale interfacial bond behaviors of CCF/PEEK composites by plasma-laser cooperatively assisted 3D printing process[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2020, 131: 105812.

[13] HU Q X, DUAN Y C, ZHANG H G, et al. Manufacturing and 3D printing of continuous carbon fiber prepreg filament[J]. *Journal of Materials Science*, 2018, 53(3): 1887–1898.

[14] 崔永辉, 虞立果, 贾明印. 连续纤维增强 PLA 复合材料 3D 打印制备技术研究[J]. *纤维复合材料*, 2020, 37(3): 95–99.

CUI Yonghui, YU Liguang, JIA Mingyin. Study on 3D printing technology of continuous fiber reinforced PLA composite[J]. *Fiber Composites*, 2020, 37(3): 95–99.

[15] 崔永辉, 贾明印, 薛平, 等. 连续玻璃纤维增强 PLA 复合材料 3D 打印技术研究[J]. *塑料工业*, 2020, 48(1): 51–54, 77.

CUI Yonghui, JIA Mingyin, XUE Ping, et al. Research of continuous glass fiber reinforced PLA composites prepared by 3D printing technology[J]. *China Plastics Industry*, 2020, 48(1): 51–54, 77.

[16] ZHANG J, ZHOU Z D, ZHANG F, et al. Molding process and properties of continuous carbon fiber three-dimensional printing[J]. *Advances in Mechanical Engineering*, 2019, 11(3): 1687814019835698.

[17] 唐可. 连续纤维增强热塑性复合材料制备及界面结合的研究[D]. 北京: 北京化工大学, 2015.

TANG Ke. Preparation of continuous fiber reinforced thermoplastic composites and study on the interface[D]. Beijing: Beijing University of Chemical Technology, 2015.

[18] LIU T F, TIAN X Y, ZHANG Y Y,

et al. High-pressure interfacial impregnation by micro-screw in situ extrusion for 3D printed continuous carbon fiber reinforced nylon composites[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2020, 130: 105770.

[19] VAN DE STEENE W, VERSTOCKT J, DEGRIECK J, et al. An evaluation of three different techniques for melt impregnation of glass fiber bundles with polyamide 12[J]. *Polymer Engineering & Science*, 2018, 58(4): 601–608.

[20] HE Q H, WANG H J, FU K K, et al. 3D printed continuous CF/PA6 composites: Effect of microscopic voids on mechanical performance[J]. *Composites Science and Technology*, 2020, 191: 108077.

[21] CHABAUD G, CASTRO M, DENOUAL C, et al. Hygro-mechanical properties of 3D printed continuous carbon and glass fibre reinforced polyamide composite for outdoor structural applications[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 26: 94–105.

[22] CHANG B N, PARANDOUSH P, LI X M, et al. Ultrafast printing of continuous fiber-reinforced thermoplastic composites with ultrahigh mechanical performance by ultrasonic-assisted laminated object manufacturing[J]. *Polymer Composites*, 2020, 41(11): 4706–4715.

Prepreg Preparation and 3D Printing of Continuous Carbon Fiber Reinforced Nylon Composite

TIAN Xiaoyong, ZHANG Yayuan, LIU Tengfei, LI Dichen

(Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

[ABSTRACT] In order to improve the impregnation ability of resin to fiber in continuous fiber reinforced thermoplastic composites (CFRTPCs) 3D printing technology and realize good impregnation interface bonding performance, a new technology of continuous fiber reinforced thermoplastic composite pre-impregnation 3D printing was proposed. The 1K carbon fiber reinforced nylon (CCF/PA12) re-impregnation filament was prepared using the self-developed melt-impregnation fiber pretreatment equipment, and then used for the 3D printed composites as raw material. The effects of key process parameters during impregnation and 3D printing were studied. The results show that the ultimate tensile force and tensile strength for fully impregnated prepreg filaments are 118.2N and 813.9MPa respectively. When the scanning spacing is 1.5mm, the delamination thickness is 0.1mm, the tensile strength and modulus of 1K-CCF/PA12 composites are 558MPa and 56GPa respectively. The porosity of the composites measured by micro X-ray 3D imaging system is about 0.15%. The [0/45/90/-45]₁₀ laminates improve the impact resistance and can achieve the peak load of about 4.63kN.

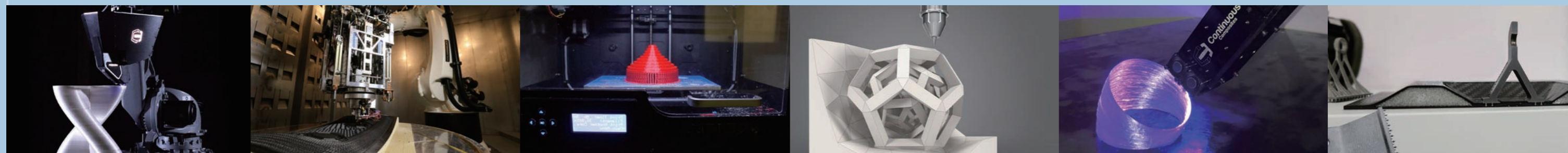
Keywords: Continuous fiber reinforced thermoplastic composites (CFRTPCs); Prepreg filament 3D printing; Melt impregnation; Interface performance; Impact resistance

(责编 雷松)

复合材料增材制造

Additive Manufacturing of Composites

高性能的连续纤维增强复合材料增材制造是增材制造技术未来发展的重要方向之一,需通过开展相关研究,解决成型过程中孔隙多、界面结合性能差等问题,以大幅度提高纤维增强复合材料成型件的力学性能。



引文格式: 李赛, 随雨浓, 苗恺, 等. 基于直写成型的连续碳纤维增韧碳化硅复合材料制备与性能研究 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(15): 36-41, 51.

LI Sai, SUI Yunong, MIAO Kai, et al. Research on preparation and properties of direct ink writing of continuous carbon fiber reinforced silicon carbide ceramic matrix composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 36-41, 51.

基于直写成型的连续碳纤维增韧碳化硅复合材料制备与性能研究*

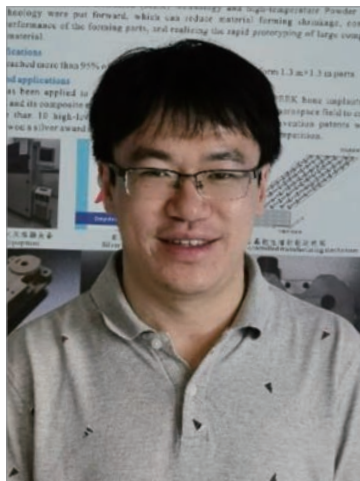
李赛, 随雨浓, 苗恺, 鲁中良, 李涤尘

(西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室, 西安 710049)

[摘要] 连续碳纤维增韧碳化硅陶瓷复合材料具有密度低、比强度高、耐高温等优点, 在核能、航空航天等高科技领域具有广阔的应用前景。采用直写成型技术, 通过同轴喷头同步成形连续碳纤维与碳化硅陶瓷基体, 可实现连续碳纤维增韧陶瓷复合材料的制备及其组织与性能调控。系统研究了碳化硅浆料的固相含量、挤出流量、打印速度与打印层厚度对连续纤维增韧碳化硅直写成型坯体质量的影响, 并采用 XRD、SEM 和力学性能测试手段对其进行了表征。结果表明, 在碳化硅浆料中添加短碳纤维, 可以进一步提高连续纤维增韧碳化硅复合材料的强韧性; 通过先驱体浸渍裂解可减少纤维单丝间隙, 使复合材料的弯曲强度达到 146MPa, 断裂韧性达到 $3.77\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。研究结果为未来连续碳纤维增韧碳化硅陶瓷复合材料零件的快速制造提供了试验依据。

关键词: 直写成型; 连续纤维; 碳纤维; 碳化硅陶瓷; 先驱体浸渍裂解

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.15.036



李赛

博士研究生, 主要研究方向为纤维增强陶瓷复合材料的增材制造。

随着新一代航空发动机工作温度和推重比的提高, 航空发动机的尾喷管、燃烧室、涡轮等热端部件的使用条件愈发严苛^[1], 传统高温合金还不能完全满足未来发动机的设计要求^[2], 因此高温强韧性优良的陶瓷材料已成为航空发动机部分热端部件研制的热点。安全核电燃料元件的包壳材料目前为锆合金, 未来的趋势是转向高性能陶瓷^[3]。可见, 发展高性能陶瓷材料体系是推动航空发动机和先进核电燃料元件快速发展的重要突破口。然而, 陶瓷材料虽然具有高强度、良好的抗氧化和抗腐蚀性, 但其固有的脆性和较差的可加工性限制了其进一步应用^[4]。

连续碳纤维增韧碳化硅复合材料密度低(约为 $2\sim 3\text{g}/\text{cm}^3$), 断裂韧性较高且耐温性能极佳, 如果作为航空发动机的热端部件材料, 有望将航空发动机的工作温度提高 $200\sim 350^\circ\text{C}$, 减少冷却结构以及冷却介质的使用, 对发动机减重和提高推重比具有重大意义^[4]。在核电领域, 连续纤维增韧碳化硅复合材料的应用, 可提高核电燃料元件包壳的耐腐蚀性能, 同时也不会如锆合金那样与水易发生反应而形成氢气, 造成爆炸事故, 提高了核电系统的安全性。传统的连续碳纤维增韧碳化硅复合材料制备通常先使用纤维编织成型技术编织成具有一定结

* 基金项目: 国家重点研发项目(2019YFB1901002)。

构的纤维预制体,而后结合复合材料制备工艺,如热压烧结法^[5]、先驱体转化法^[6]、化学气相沉积法^[7]、反应熔体浸渗法等。然而纤维编织精度较低,零件形状难以精确控制,且高温高压工艺环境容易损伤纤维,导致连续纤维增韧碳化硅复合材料难以实现大规模应用。

直写成型技术(Direct ink writing, DIW)是由美国桑迪亚国家实验室 Cesarano 等于 2000 年提出,可在室温下通过喷嘴将高固相陶瓷浆料挤出在基板上形成三维结构,实现陶瓷器件的制备。陶瓷直写成型过程中出现的浆料假塑性变化使其在沉积后能够悬浮、凝固并保持形状,因此该技术具有操作容易、设备简单、材料适用范围广等优点。Franchin 等^[8]配制了短碳纤维固相含量大于 30% 的陶瓷前驱体浆料,经过后处理制备得到多孔陶瓷基复合材料。Feilden^[9]基于 DIW 技术,以短碳纤维作为增强相,研究了 Al_2O_3 、SiC、SiC- B_4C 等多种陶瓷基体的可打印性。西安交通大学 Xia 等^[10]提出了一种 C_f/SiC 核壳结构 DIW 制备方法。Zhao 等^[11]利用 DIW 制备了连续 SiO_2 纤维增强的波透陶瓷复合材料,通过添加纳米 SiO_2 颗粒改善了

陶瓷复合材料的可打印性。

从以往研究结果可见,将直写成型技术运用于连续碳纤维增韧碳化硅陶瓷复合材料的制备,在解决复杂结构成型难题的同时,有望获得强韧性更为优异的陶瓷复合材料。

本文通过同轴挤出的方式,得到连续碳纤维与 SiC 陶瓷同时成型“芯壳”结构,进一步研究了直写成型工艺参数对连续纤维挤出效果的作用与关系,分析了连续碳纤维增韧碳化硅复合材料可打印性,最后对复合材料进行了致密化处理,并测试了力学性能。

试验及方法

1 试验材料

采用粒度(D50)为 $5\mu\text{m}$ 的 α -碳化硅(α -SiC,北京红誉新材料科技有限公司)作为陶瓷基体材料,长度为 $200\sim 300\mu\text{m}$ 的短切碳纤维(南京纬达复合材料有限公司)和 T300-1K 的连续碳纤维(日本东丽株式会社)作为增韧相。聚碳硅烷(PCS,苏州赛力菲陶纤有限公司)、聚异丁烯丁二酰亚胺(OLOA,上海阿拉丁生化科技有限公司)和环己烷(天津天力化学试剂有限公司)分别作为黏结剂、分散剂和溶剂。

2 样品制备

2.1 碳化硅陶瓷浆料制备

以环己烷为溶剂,向其加入体积分数为 10% 的 PCS 作为黏结剂,同时不断添加 SiC 粉末,用高速搅拌机持续搅拌 60min,转速为 600r/min。最后加入质量分数为 2% (相对 SiC 质量)的 OLOA 作为分散剂,再持续搅拌 30min 后获得不同固相含量且具有良好的分散性和稳定性的陶瓷浆料。

2.2 直写成型

图 1 为连续碳纤维增韧碳化硅陶瓷复合材料直写成型的示意图。连续纤维束由滚轮输送至同轴喷嘴内筒,陶瓷浆料由气压供料装置供给到螺杆挤出机,螺杆挤出机将浆料从喷嘴侧面进口输送到喷嘴外筒当中,最终在同轴喷嘴出口处形成芯壳结构挤出丝。陶瓷浆料直写成型设备的同轴喷嘴内径为 0.41mm ,外径为 1.29mm 。

3 形貌观察和性能表征

采用卡尔蔡司 ZEISS GeminiSEM 500 场发射扫描电子显微镜观察复合材料微观形貌。用万能力学试验机(PLD-5)对试样进行三点弯曲测试得到抗弯强度,对试样长度方向 4 条边做 0.2mm 倒角,处理后试验尺寸为 $50\text{mm} \times 4\text{mm} \times 4\text{mm}$,测试过程

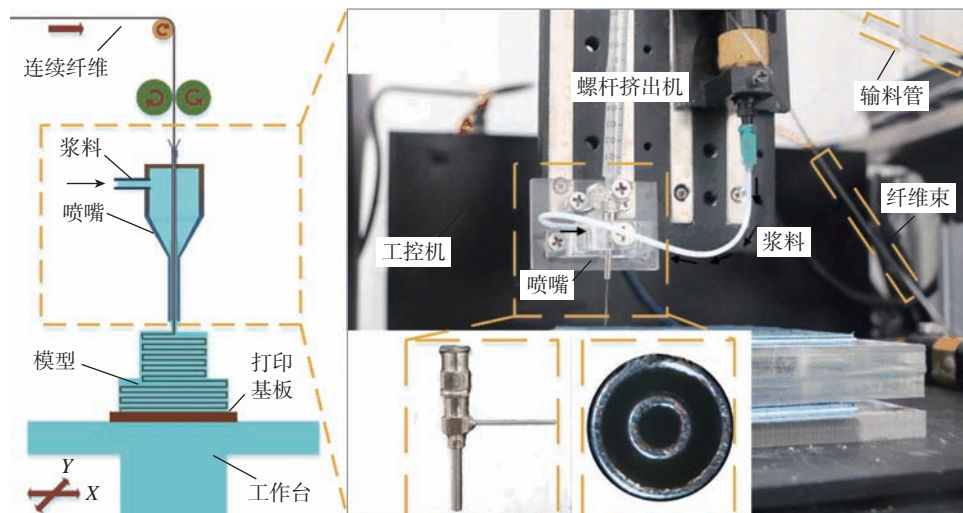


图 1 连续碳纤维增韧碳化硅陶瓷复合材料直写成型示意图

Fig.1 Schematic diagram of direct ink writing of continuous carbon fiber reinforced silicon carbide ceramics

中压头位移速率为 0.5mm/min。采用单边切口梁法测量试样断裂韧性,对试样预制 0.2mm 宽、1~2mm 厚切口,跨度取 16mm,压头位移速度为 0.05mm/min。

4 先驱体浸渍裂解(PIP)

具体步骤为:(1)将直写成型得到的复合材料素坯在 20℃ 下进行恒温干燥 30h,脱除素坯中的溶剂;(2)将干燥后的样品进行真空热解,分解素坯中的残留助剂并将聚碳硅烷黏结剂裂解为碳化硅,得到预制体;(3)以二甲苯为溶剂配制质量分数为 20% 的聚碳硅烷溶液;(4)真空条件下,用聚碳硅烷溶液浸渍预制体,真空度为 0.02MPa,保持时间为 30min;(5)将浸渍后的预制体置入鼓风干燥箱中,50℃ 下干燥 6h,再升温至 150℃ 并保温 12h,使预制体内发生聚碳硅烷氧化自交联反应;(6)将预制体置入真空烧结炉中进行聚碳硅烷裂解,升温速度为 5℃ /min,从室温升至 1200℃ 并保温 6h。重复步骤(4)~(6)若干次,完成 PIP 处理。

结果与讨论

1 直写成型关键工艺参数分析

图 2 给出的是陶瓷浆料在不同固相含量时单根挤出丝在打印基板上铺放的形态。从图 2 可见,当浆料的固相体积分数小于 25% 时,单

根挤出丝极易流平(图 2 (a)),随着固相含量的提高,浆料的自稳定性越来越好,当固相体积分数为 45% 时,其稳定性最好(图 2 (c))。进一步与使用相同直径的普通圆形出口喷嘴成型出的挤出丝相比,由于芯壳结构挤出丝中心有连续纤维作为支撑,其保持自身形状的能力更强,挤出丝稳定性更好,挤出丝更加接近原始设计尺寸(即喷嘴出口尺寸)。

图 3 为浆料流量/速度比对挤出丝形貌的影响。当浆料流量/速度比过大,挤出丝粗大甚至形成积瘤,如图 3 (a) 所示;若打印速度相

对较快,连续纤维外部浆料出现收缩产生细丝,如图 3 (b) 所示;若挤出流量与打印速度比适中,则挤出丝的粗细较为均匀,如图 3 (c) 所示。由此可见,浆料的挤出流量与打印速度为一对协同参数,对陶瓷浆料的直写成型挤出丝形貌会产生显著的影响,因此,二者比值应在一个合理范围内。通过对挤出丝形状进行评估,排除掉断点区、溢流区,可确定较好的可打印参数:打印速度为 8mm/s,挤出流量为 0.2mL/min。图 4 给出了不同打印速度/挤出流量下对应的丝宽,可见,当扫描速度从 2mm/s

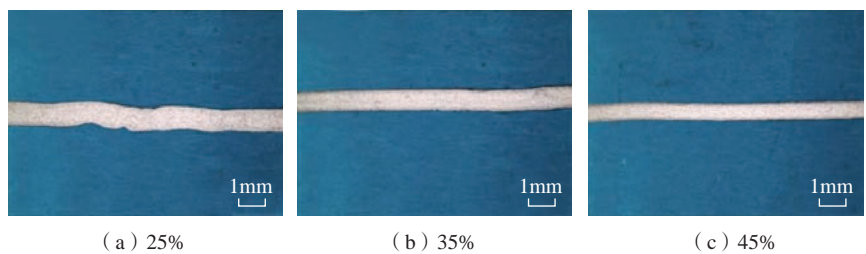


图 2 陶瓷浆料固相体积分数对挤出丝自稳定性的影响

Fig.2 Effect of ceramic slurry solid volume fraction on self-stability of extruded filaments

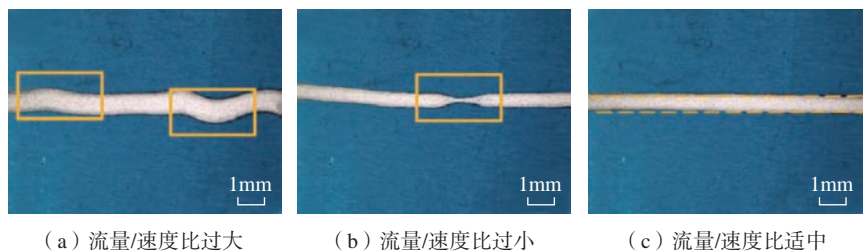


图 3 陶瓷浆料流量/速度比对挤出丝形貌的影响

Fig.3 Influence of ceramic slurry flow/speed ratio on morphology of extruded filaments

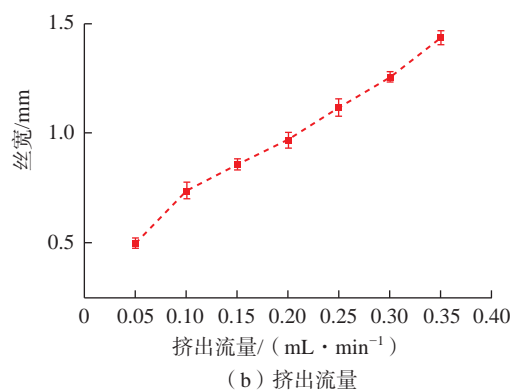
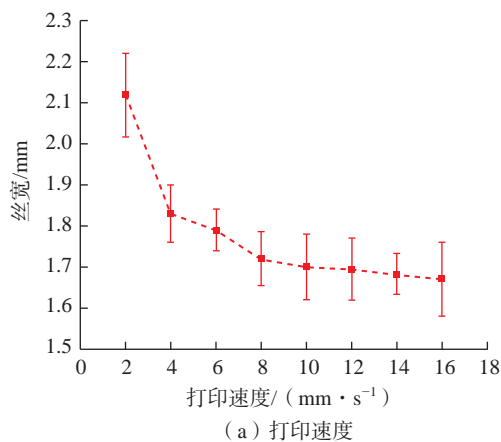


图 4 不同打印速度/挤出流量下对应的丝宽

Fig.4 Corresponding filament width under different printing speed/extrusion flow

升至 16mm/s,丝宽从 2.12mm 降至 1.675mm 时,丝宽与扫描速度负相关。其中,当扫描速度超过 10mm/s 时,丝宽几乎不再改变,且此时出现了断丝现象(中心连续碳纤维依然连续,外部包覆的陶瓷浆料出现间断)。固定扫描速度为 8mm/s,当挤出流量从 0.05mL/min 升至 0.35mL/min,丝宽从 0.5mm 增至 1.44mm,丝宽随着挤出流量的提升而增加。

陶瓷直写成型设备的喷嘴直径是影响打印层厚的重要因素之一,在试验中分别设置打印层厚为喷嘴直径的 60%、80%、100%。图 5 给出的是不同打印层厚度下的素坯外观照片,当打印层厚为喷嘴直径 60% 时,挤出丝直径几乎超过层厚 1 倍,此时喷嘴距打印基本较近,易刮擦挤出丝并过度堆积,影响表面粗糙度,如图 5 (a) 所示。当打印层厚为喷嘴直径 100% 时,喷嘴距离打印基板较远,挤出丝在沉积过程中无法精确沉积,产生一定位置误差,出现层间缝隙,如图 5 (b) 所示。当打印层厚为喷嘴直径 80% 时,喷嘴与基板距离合适,素坯成型效果好,确定最优层厚为打印喷嘴直径的 80%,如图 5 (c) 所示。

2 形貌与力学性能

图 6 为连续纤维增韧碳化硅陶瓷直写成型制备的单根挤出丝照片。可见,挤出丝芯部连续纤维束被陶瓷浆料均匀包裹,并且纤维束与外部浆料结合良好,证明直写成型连续碳纤维增韧陶瓷复合材料的方法具有可行性。为了进一步提高复合材料中的纤维含量,增加复合材料强韧性,在直写成型浆料中加入了短碳纤维,主要步骤包括:(1)以环己烷为溶剂,将聚碳硅烷溶于适量溶剂中得到陶瓷先驱体溶液;(2)加入长度为 200~300 μm 的短切碳纤维以及粒径为 5 μm 的碳化硅粉末,其中 SiC 微粉与 PCS 固相含量比为 1:3,获得黏度合适、打印稳定的短碳纤维混合

先驱体陶瓷直写成型浆料。图 7 给出了直写成型单丝的 SEM 照片。通过同轴挤出的方式,连续纤维与陶瓷基体能够同时成型一种“芯壳”结构,

即中心部为连续纤维,外面包覆一层短碳纤维混合 SiC 陶瓷基体,如图 7 (a) 所示。局部放大发现,单丝外部包裹的短纤维在直写成型的过程中

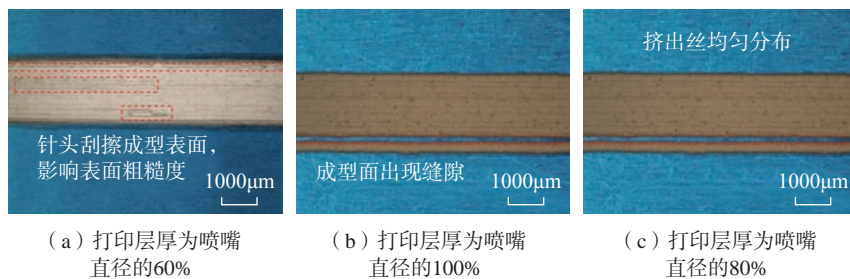
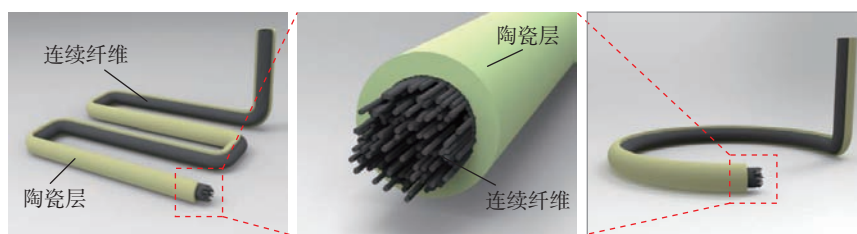
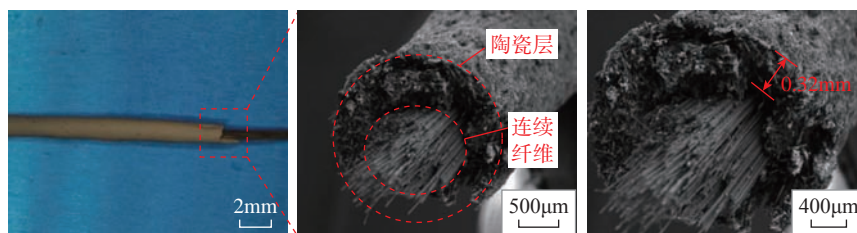


图 5 不同打印层厚度下的素坯外观照片

Fig.5 Photos of green part under different printing layer thicknesses



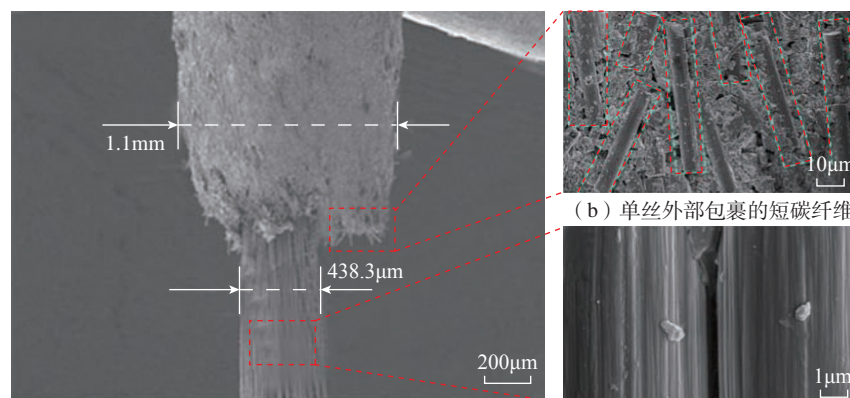
(a) 挤出丝示意图及其放大图



(b) 挤出丝实物图及其放大图

图 6 挤出丝及其放大图

Fig.6 Extruded filament and its enlarged view



(a) 具有“芯壳”结构的单丝

(c) 单丝芯部连续碳纤维束

图 7 直写成型单丝的 SEM 照片

Fig.7 SEM images of DIW single filament

受到喷嘴剪切应力的作用,短纤维定向明显^[12],即短碳纤维与连续纤维有着相同的取向,如图7(a)和(b)所示。但同时发现,连续纤维之间存在一定孔隙,此时纤维呈现一种“疏松”状态,缺少与外部短纤维层的有效连接,无法充分发挥连续纤维的增强作用,如图7(c)所示。

通过先驱体浸渍裂解可减少纤维之间的孔隙,提高致密度。本文对

浸渍裂解后的试样进行了XRD测试,结果如图8所示。图8(a)中的衍射峰主要包括 α -SiC、 β -SiC和C峰,其中C峰来自于样品中含有的大量碳纤维以及少量分散剂、流变助剂热解而来的热解碳(PyC), α -SiC峰则为原始碳化硅颗粒, β -SiC则是由碳化硅先驱体聚碳硅烷高温热裂解从有机向无机转变而来。从图8(b)中可观察到,经PIP处理后,试

样中的纤维表面生成了一层碳化硅涂层,加强了与基体的结合性,提高了连续纤维增韧碳化硅陶瓷复合材料的力学性能。图8(c)为试样断口处的微观形貌图,发现纤维与界面层剥离,出现了脱黏现象。纤维脱黏可以增加界面滑移的作用力,消耗能量减缓裂纹能扩展,从而提高整体韧性。

图9给出了试样的力学性能检

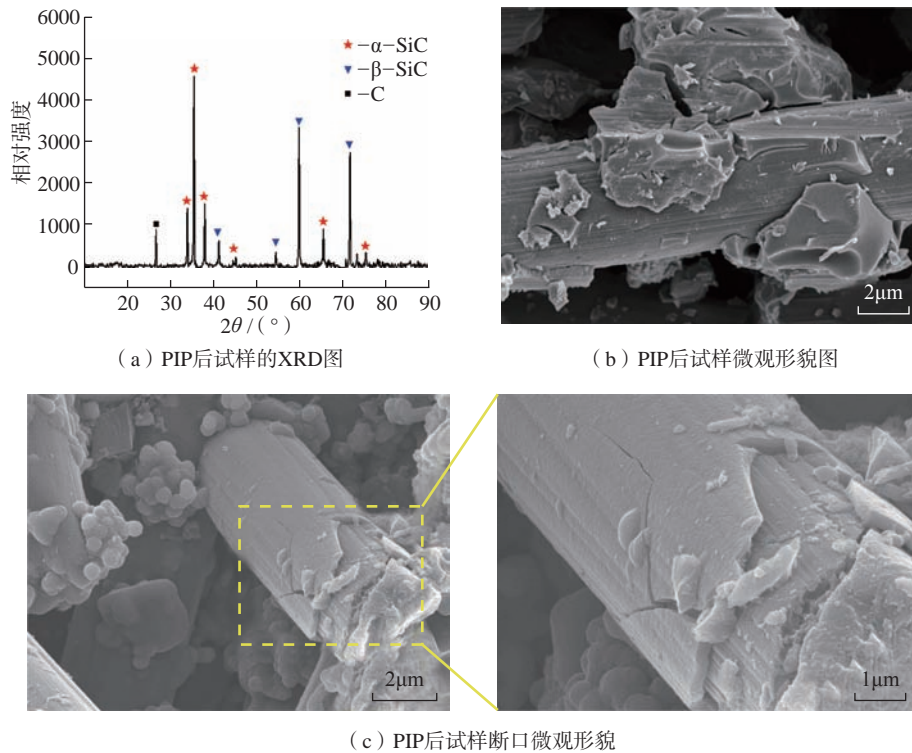


图8 PIP处理试样的XRD与微观形貌图
Fig.8 XRD and morphologies of sample after PIP

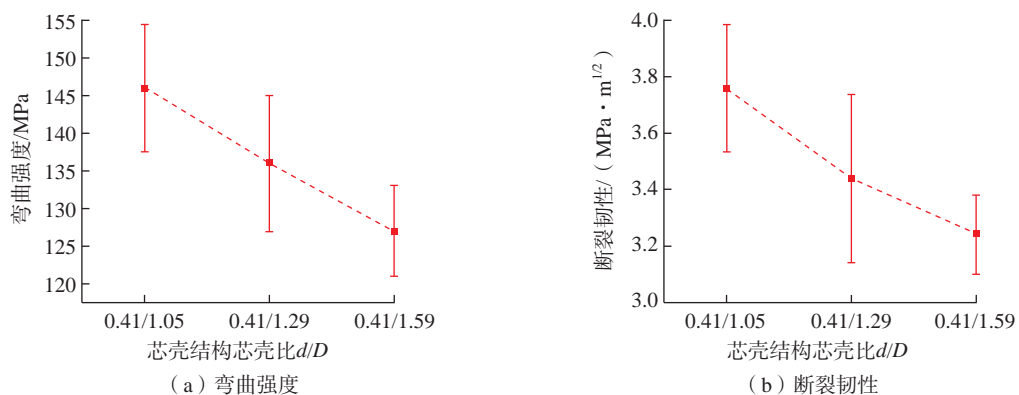


图9 PIP试样弯曲强度/断裂韧性
Fig.9 Bending strength/fracture toughness of sample after PIP

测结果。可知,浸渍裂解后试样芯壳比越小,试样弯曲强度越大,即用内径 0.41mm,外径 1.05mm 的同轴喷嘴打印出的试样可获得最大弯曲强度,达到 146MPa;而断裂韧性则呈现相反的趋势,芯壳比越大,断裂韧性越高,芯壳比为 0.41/1.05 的试样获得最高断裂韧性,最高为 $3.77\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。芯壳比越大,纤维含量越高,纤维与基体或界面层之间则出现更多纤维脱黏、纤维拔出以及纤维桥连行为使宏观裂纹的扩展方向发生偏折,这个过程吸收了大量的断裂能,从而以此提高复合材料的韧性。

图 10 为经过 PIP 工艺处理后的直写成型样品,分别为实心长方体与多孔支架结构。可以看出样品结构完整,挤出丝分布均匀,无开裂情况,连续纤维作为芯壳结构挤出丝的“骨架”,极大地提高了挤出丝的形状保持能力及强度,为复杂多孔轻量化结构零件的制造提供了新的思路。



(a) 实心长方体



(b) 多孔支架结构

图 10 PIP 处理后的 C_f/SiC 样品

Fig.10 C_f/SiC sample after PIP treatment

结论

(1) 提出了基于直写成型的 CFR-CMC 零件制造新思路,研究发现,直写成型的扫描速度与陶瓷浆料的挤出流量是一对协同参数。当扫描速度从 2mm/s 升至 16mm/s,挤出丝宽从 2.12mm 降至 1.675mm,丝宽与扫描速度负相关。当挤出流量从 0.05mL/min 升至 0.35mL/min,挤出丝宽从 0.5mm 增至 1.44mm,丝宽与挤出流量正相关;试验确定了最佳的打印层厚为喷嘴外筒内径的 80%。

(2) 采用长度为 0.3mm 的短碳纤维和粒度(D50)为 $5\mu\text{m}$ 的 SiC 微粉制备的陶瓷浆料适于直写成型,进一步提高了预制体的纤维含量,并且实现了一种连续纤维/短碳纤维芯壳结构。微观形貌分析结果表明,在喷嘴剪切力的作用下,短碳纤维与连续纤维有着一致的取向。观察发现,直写成型试样中的连续碳纤维的纤维丝之间存在大量孔隙,短碳纤维与基体间界面结合程度同样很弱,受到破坏时纤维无法承载外部载荷,因此通过浸渍裂解提高试样致密度并在纤维表面制备得到界面层。界面层的存在使得断裂过程中出现纤维脱黏,提高了材料整体韧性。当芯壳比为 0.41/1.05 时,弯曲强度最高达到 146MPa,获得最高断裂韧性为 $3.77\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。

参考文献

- [1] CHEN M W, QIU H P, XIE W J, et al. Research progress of continuous fiber reinforced ceramic matrix composite in hot section components of aero engine[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 678: 012043.
- [2] 傅恒志. 未来航空发动机材料面临的挑战与发展趋向[J]. 航空材料学报, 1998,

18(4): 54-63.

FU Hengzhi. Challenge and development trends to future aero engine materials[J]. Journal of Aeronautical Materials, 1998, 18(4): 54-63.

[3] SUN C, WANG Y, MCMURTREY M D, et al. Additive manufacturing for energy: A review[J]. Applied Energy, 2021, 282: 116041.

[4] BHOSALE S B, PAWADE R S, BRAHMANKAR P K. Effect of process parameters on MRR, TWR and surface topography in ultrasonic machining of alumina-zirconia ceramic composite[J]. Ceramics International, 2014, 40(8): 12831-12836.

[5] YANG F Y, ZHANG X H, HAN J C, et al. Characterization of hot-pressed short carbon fiber reinforced ZrB₂-SiC ultra-high temperature ceramic composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 472(1-2): 395-399.

[6] ZHU S, DING S, XI H. Low-temperature fabrication of porous SiC ceramics by preceramic polymer reaction bonding[J]. Materials Letters, 2005, 59(5): 595-597.

[7] LAZZERI A. CVI processing of ceramic matrix composites[M]//Ceramics and composites processing methods. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2012.

[8] FRANCHIN G, WAHL L, COLOMBO P. Direct ink writing of ceramic matrix composite structures[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2017, 100(10): 4397-4401.

[9] FEILDEN E. Additive manufacturing of ceramics and ceramic composites via robocasting[D]. London: Imperial College London Submitted, 2017.

[10] XIA Y L, LU Z L, CAO J W, et al. Microstructure and mechanical property of C_f/SiC core/shell composite fabricated by direct ink writing[J]. Scripta Materialia, 2019, 165: 84-88.

[11] ZHAO Z, ZHOU G X, YANG Z H, et al. Direct ink writing of continuous SiO₂ fiber reinforced wave-transparent ceramics[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2020, 9(4): 403-412.

[12] LU Z L, XIA Y L, MIAO K, et al. Microstructure control of highly oriented short carbon fibres in SiC matrix composites fabricated by direct ink writing[J]. Ceramics International, 2019, 45(14): 17262-17267.

(下转第 51 页)

引文格式:袁上钦,王志豪,李江,等.基于激光烧结纳米复材的高效吸能超材料[J].航空制造技术,2021,64(15):42-51.

YUAN Shangqin, WANG Zhihao, LI Jiang, et al. Laser sintered-mechanical nanocomposites with high energy absorption[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 42-51.

基于激光烧结纳米复材的高效吸能超材料*

袁上钦¹,王志豪¹,李江²,朱继宏²

(1.西北工业大学无人系统技术研究院,西安710072;

2.西北工业大学机电学院,西安710072)

[摘要] 采用纳米复合材料作为原料,通过激光烧结技术制造具有拉胀复合晶格的机械超材料。该方法为设计和制造能量吸收可调控的系统提供了技术手段。通过对材料组分和结构的优化能够高效提升复材结构的能量吸收能力。拉胀型超材料的能量吸收能力与相对密度成指数关系,约为2.5~3。经过对机械超材料进行合理的几何拓扑优化后,其具有较高的致密化强度、能量吸收能力(6.29MJ/m³)和比能量吸收能力(20.42J/g)。提出的拉胀性超材料具有接近钛合金泡沫,优于塑料泡沫、铝合金泡沫以及其他增材制造成型结构的能量吸收能力。

关键词: 三维机械超材料; 增材制造; 负泊松比晶格; 能量吸收; 选择性激光烧结; 屈曲

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.15.042



袁上钦

副教授,研究方向为面向增材制造的功能性复合材料-结构一体化设计与制造。

近年来,研究者发现三维机械超材料具有天然材料不具备的机械性能,例如负泊松比、刚度和热膨胀性。尽管大多数已开发的超材料都可以用于工程项目,但由于增材制造使用的材料机械性能不足,以及制造过程中存在不可避免的结构缺陷,很难达到高效的吸收能量。超材料^[1-5]是理想的人工材料,具有独特的结构,可以用于控制光^[6]、声音^[7-8]、机械应力^[9-10]等,从而使其具有自然材料无法实现的特性,比如:光学性质^[11]、声学性质^[6]、机械性^[12-13]和许多其他物理特性。研究者在金属晶体的变形过程中,首次观察到具有高度有序堆积的三维拉胀材料^[14-15]。迄今

为止,机械超材料促进了原理上不兼容的机械性能组合,例如刚度、阻尼能力和负泊松比^[16-18]。这些属性均来自材料与结构的几何构型排列,以及材料组分的固有特性。但是通过传统的材料开发(例如化学合成和自组装)和传统的制造方法(例如模制、加工和切割)很难实现材料配方的定制以及跨领域的三维结构设计。

三维机械超材料具有的高能量吸收能力、可重复使用的机械减震能力、可控制的机械行为和可重构性等性能已被研究者预测^[12,18-19]。Babae等^[12]设计了一组通过 Bucklicrystals 产生的机械超材料,并从理论上揭示了机

* 基金项目: 国家自然科学基金 NSAF 联合基金(U1930207); 国家青年科学基金(51905439)。

械超材料屈曲引起的膨胀。机械超材料与传统的能量吸收材料不同,后者是由空隙和组成材料的随机空间排列导致的固体泡沫组成的,它会导致局部结构异质性和不均匀性。金属或塑料的变形行为通常是不可控的,因此很难实现定向的拓扑设计。但是,实际加工的超材料很少具有较高的能量吸收能力。面向终端用途,关键在于超材料的设计和制造一体化,特别是材料配方和空间结构的理想组合。

3D 打印或增材制造(Additive manufacturing, AM)为合理设计和控制周期性变化的结构提供了机会,而结构的拓扑可以帮助实现其更好的性能,例如负刚度和负泊松比。例如,Wang 等^[10]展示的轻型机械超材料具有可调节的负热膨胀以及超高刚度^[13]的性能,这要归功于先进的微立体光刻技术以及三维材料数字化功能。Frenzel 等^[9]设计并制作了三维手征微结构,其扭曲自由度在数量上超过了 Cauchy 弹性。

通过选择性激光烧结(Selective laser sintering, SLS)进行的 3D 打印已被用于制造陶瓷、金属和聚合物复合材料,其尺度范围从微米到几米不等^[18,20]。这种方法的本质是设计粉末的成分和微观结构,使其具有理想的流动能力并与激光源相互作用,最终冷凝成为块状复合材料^[21-22]。激光烧结的拉胀超材料可以满足以下吸收能量的要求:(1)强韧;(2)结构中具有的柔性节点或连接点;(3)压缩后发生大变形;(4)制造大型结构。同时,与其他需要额外支撑结构、布局或者后处理复杂的 AM 技术(如选择激光熔化(Selective laser melting, SLM)、熔融沉积建模(Fused deposition modelling, FDM)和立体光刻术)相比,SLS 具有无支撑材料、易于后处理、成本低以及可以成型复杂结构的优点。

在航空制造领域,复合材料及

结构的稳定性和可靠性尤其重要。同其他航空材料相比,复合材料及结构有更高的强度、更轻的重量、更好的减振以及降噪能力,这为其在航空领域的应用打下了良好基础。目前复合材料已经开始在客机上应用,空客 A350 的用量接近总质量的 53%,波音 787 也超过了 50%。为了满足航空应用的需求、获得适航批准的构件,需要使用复合材料制造部分零件,如飞机前机身段、阻力板、机翼外翼、整流壁板,航空发动机的压气机叶片、盘、轴、机匣、传动杆等部件,机舱门锁栓轴和机翼肋条等。其中,负泊松比材料具有较高的抗冲击能力和减震性能,可以制成大型薄壁件的填充结构、机匣及机舱门等构件的内部支撑结构。材料的结构设计和组成体系需要高度耦合,同时增材制造复合材料为机械超材料在航空领域的应用提供了新的思路。因此,本研究开发了尼龙与纳米碳管的复合粉末,设计了不同孔数的体心立方(Body centered cubic, BCC)结构的拉胀晶格,通过 SLS 工艺制造负泊松比晶格结构,拓展增材制造机械超材料在航空领域的应用。

试验及方法

1 复合粉末制备方法

通过表面活性剂处理碳纳米管(CNT),通过溶液降温沉积法将 CNT 附着到尼龙(PA12)粉末表面,形成复合 CNT/PA12 粉末。PA12 粉末(德国 KraillingEOS GmbH, PA2200),直径为 20~40nm 或 40~60nm。多壁 CNT 溶液长度大于 5 μm (杭州 Corker 复合材料有限公司)。将水合胆酸钠(BoXtra, $\geq 99\%$, Sigma-Aldrich)用作表面活性剂,以修饰去离子水中的多壁碳纳米管(MWCNT)。将 CNT 在 90 $^{\circ}\text{C}$ 加热的 PA12 粉末悬浮液中混合 1h,然后冷却至室温。吸附有 CNT 的粉末可能会沉淀出来,以进行进一

步过滤和干燥,通过调节 MWCNT 的重量比来改变复合粉末的组成。

2 材料表征

为了表征复合粉末的表面形貌和微观结构,使用了场发射扫描电子显微镜(JSM-7600F,日本),电子束电压为 2~5kV。为了使用光学显微镜(Olympus DP72,美国)捕获微观结构,需要对 CNT/PA12 样品进行良好的抛光以进行光学表征。

3 选择性激光烧结

激光烧结复合材料和结构均通过配备 CO₂ 激光器(EOSP395, $\lambda=10.6\mu\text{m}$, 激光功率高达 50W,德国)。考虑了包括激光扫描速度、粉末层厚和阴影空间在内的参数,以优化烧结复合材料的机械性能。通过 EOSP395 系统中的参数设置,对优化后的工艺进行研究。冷却至室温之后处理完成。从机器中取出样品,通过喷砂清理多余的粉末,并用压缩空气清理。拉伸和压缩样品分别按照 ASTM 标准(D638 14 和 D695 15)进行打印。抛光了 15mm \times 20mm \times 25mm 的立方试样,以检查其微观结构。

4 机械测试及评估

烧结复合材料的拉伸和压缩性能是使用 Instron 3360 负载框架(Instron, Norwood, MA)测量的。施加在样品上的拉伸速率和压缩速率分别为 2mm/min 和 0.5~4mm/min。每种材料的比拉伸韧性 U_T 描述为:

$$U_T = \frac{1}{\rho_s} \int_0^{\varepsilon_d} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (1)$$

式中, $d\varepsilon$ 为应力; $\sigma(\varepsilon)$ 是与应变相对应的拉伸应力; ε_d 是断裂伸长率; ρ_s 是激光烧结复合材料的密度。

在具有 10kN 称重传感器的 Instron 3343 Universal 试验机上进行了拉胀晶格的压缩试验,并且以 6mm/min 的相同位移速率固定了所施加的法向应变。样品拉伸性能是平均值。每个晶格的能量吸收能力 W (MJ/m³) 由公式(2)给出:

$$W = \int_0^{\varepsilon_D} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (0 \leq \varepsilon \leq \varepsilon_D) \quad (2)$$

其中, ε_D 是每个晶格在压缩时的致密化应变,并在具有最大吸收效率的应变下确定,该结构由式(3)给出:

$$E_{\max} = \frac{1}{\sigma_{\varepsilon}} \int_0^{\varepsilon} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (3)$$

当达到最大吸收能量 E_{\max} 时,可以获得拉伸应力 σ_D 和应变 ε_D 。此后,如式(4)所述,通过比能量吸收 U_{\max} 得出的单位质量能量吸收的最优值为:

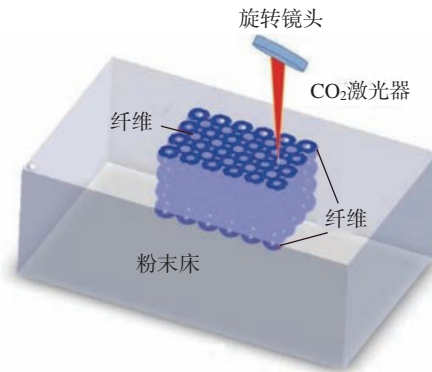
$$U_{\max} = \frac{W_{\max}}{\rho} = \frac{1}{\rho} \int_0^{\varepsilon_D} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (4)$$

其中, W_{\max} 是通过能量吸收能力压缩晶格时的最大能量吸收; ρ 是晶格密度。

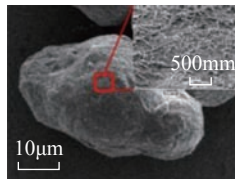
结果与讨论

1 机械超材料的结构优势

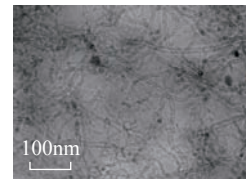
高性能纳米复合材料与理想的三维结构的匹配使人们既可以利用拉胀型超材料的结构优势,又可以充分利用其能量吸收的潜力。本研究对碳纳米管增强的纳米复合粉末进行激光烧结,以制备具有较高能量吸收能力的机械超材料,该材料超越了传统的金属随机泡沫或先前报道的增材制造复合材料。如图1所示,机械超材料的潜在优势需要通过增材制造工艺来实现。由于CNT的网络使连续基体韧性增加,使用纳米复合材料制作的样品表现出了良好的拉伸韧性和比能量吸收能力。结构的可约拓扑以弯曲或屈曲为主,其行为高度兼容,可用于能量吸收。通常情况下,当尽可能多的结构单元避免与荷载方向一致,同时保证足够的结构失稳和力耗散时,结构的耗能效率最高。这些拉胀晶格具有各向同性,并具有高度的结构连通性,在静态压缩时表现出负泊松比和较大的几何非线性。



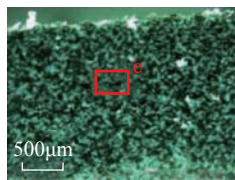
(a) 用于SLS工艺的典型建筑平台的示意图



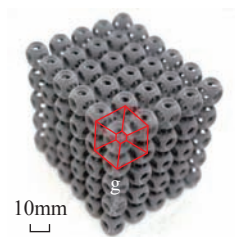
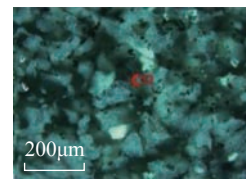
(b) 具有均匀CNT覆膜的粉末



(c) 烧结的CNT/PA12复合材料中的CNT网络



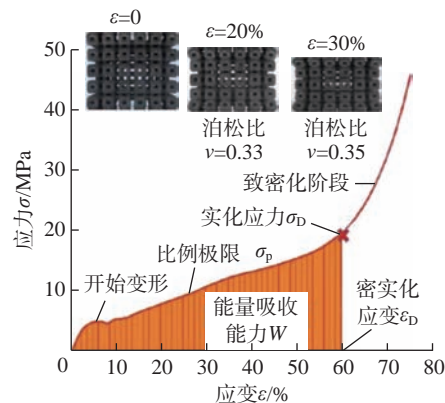
(d) 不同放大倍数的激光烧结复合材料的微观结构



(e) 具有BCC-6H结构的激光烧结复合超材料



(f) BCC-6H晶格的代表性单元



(g) 说明了BCC-6H晶格能量吸收性能的应力-应变曲线

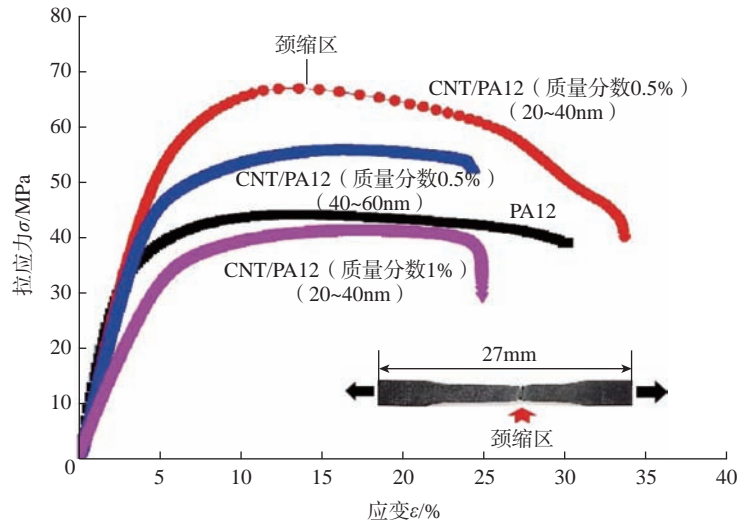
图1 CNT的微观结构以及晶格的能量吸收性能

Fig.1 Microstructure of CNT and energy absorption capacity of crystal lattice

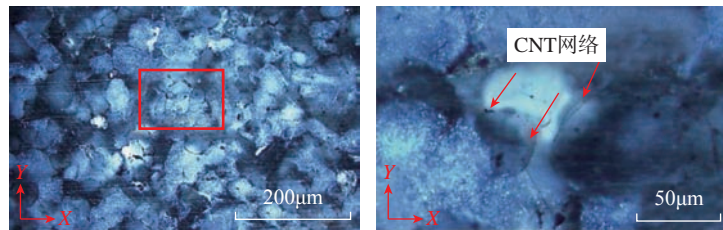
聚酰胺(PA12)是当前方法的良好试验原料,因为 PA11 和 PA12 占据激光烧结热塑性塑料 90% 的市场份额。激光烧结 PA12 具有约 45MPa 的拉伸强度和 28% 的断裂伸长率^[23]。使用乳液沉积法,将平均粒径为 60 μm 的原料粉末(PA12)附着表面活化处理的 CNTs,以确保 CNT 在表面上均匀覆盖^[24]。激光烧结工艺的系统粉体评价和工艺优化在本研究团队之前的工作中得到了证明^[21,23]。碳纳米管包覆的粉末可以有效吸收激光能量以促进其熔融凝结以及在聚合物基体内形成三维连续网络。但是,由于表面 CNT 膜的厚度与熔融复合材料的黏度之间存在正相关关系,覆膜加厚引起的熔体黏度增加可能会在短时间的激光照射下引起熔融障碍,从而阻止粉末的固结。所以,当涂层既能有效地增强能量吸收又能保持足够低的熔体黏度以保证复合材料熔体的快速熔融时,可以获得最佳的负载比^[25]。

2 不同结构复合材料的性能

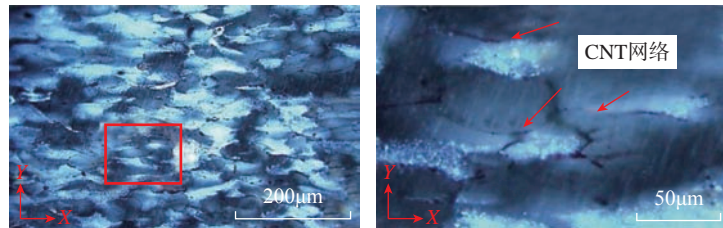
为了获得最佳的激光烧结 CNT/PA12 复合材料的力学性能,在 SLS 系统中应用了多种材料组合。将直径范围为 20~40nm 或 40~60nm 的 CNT 作为原料涂覆在 PA12 粉末上作为进料材料。图 2 所示为 CNT 的微观结构及力学性能,在图 2 (a) 中,最佳的 CNT/PA12 复合材料可以明显改善机械性能,其中,杨氏模量 $E = (1301 \pm 14.5) \text{MPa}$, 极限抗拉强度 $\sigma_u = (68 \pm 2.6) \text{MPa}$, 断裂伸长率 $\epsilon_f = (33 \pm 4) \%$, 并且这些特性几乎与粉末的方向无关。为了进一步研究各向同性的强化和增韧机理,对烧结复合材料及其变形成分进行了微观结构表征。观察结果表明, CNT 网络的均匀分布可以阻止分离的聚合物相的移动,从而增强基质(图 2 (b))。另一方面,变形复合材料的微观结构表明,外力在微观尺度上引起聚合物相的大变形。所得的 CNT 网



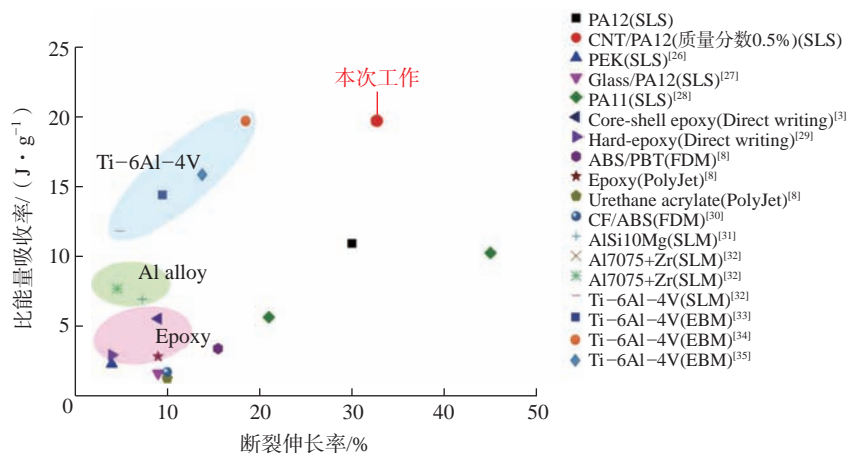
(a) PA12和CNT/PA12的拉伸应力-应变曲线



(b) 具有不同放大倍数的聚合物基质中CNT的微观结构



(c) 具有不同放大倍数的CNT/PA12压缩或拉伸试样的微观结构



(d) 3D打印的轻质材料的比能量吸收率与断裂伸长率的关系

图 2 CNT 的微观结构以及力学性能

Fig.2 Microstructure and mechanical properties of CNT

络被密集地压实,并保留在这些分段的边界之间(图 2(c))。这种精细压实的微观结构提供了一种适应应变的方法,从而防止了裂纹的产生和扩展,使基体坚实^[36-37]。但是, CNTs (20~40nm) 的负载质量分数增加到 1% 会对聚合物基体的机械性能产生不利影响(图 2(a))。添加质量分数 0.5% 的 CNT (40~60nm) 也会导致断裂伸长率从 28% 下降至 24%。这主要是因为增加的涂层会提高复合材料的熔融黏度,然后阻止熔融粉末的固结,不充分的融合会引起巨大的微观缺陷或空洞,导致烧结复合材料的脆性破坏及其延展性的缺陷。因此,优化复合材料配方和有效控制烧结过程是在不牺牲其杨氏模量的情况下增强 CNT 纳米复合材料强度和韧性的关键步骤。

优化的 CNT 增强复合材料的机械性能(如韧性、比能吸收率和延展性)不仅优于纯聚合物,而且还超过了许多广泛使用的 3D 打印材料,包括塑料、复合材料和合金(图 2(d))。在 SLS 工艺中采用 CNT 增强粉末,对工程化所需的组成和微观结构起了关键作用,从而使断裂伸长率提高了 33%,比吸收率达到 20.68J/g。相比之下,通过 FDM 或直接添加的聚合物复合材料通常在聚合物相和微纤维之间存在界面缺陷和不可避免的空洞^[29-30,38-40]。铝和钛合金通过 SLM 和电子束熔化(Electron beam melting, EBM)均表现出断裂伸长率降低的特征,这与快速熔化固结过程中形成的缺陷和残余应力有关^[25]。

此外,通过激光烧结纳米复合材料制造可拉胀的超材料可能是一种有效的策略,可以实现将有益的机械性能植根于恒定的材料和结构。拉胀型超材料由一系列球形壳组成,在空间上排列以形成晶体结构。以体心立方模式组装的空心球形块由于高度的结构不稳定性而具有很高的可压缩性和变形性,可以通过更改壳

体厚度、孔的数量和角度来进行拓扑优化。了解几何形状、机械性能和变形机制之间的关系至关重要,以便于计算出拉胀晶格允许的压应力和能量吸收能力(图 3)。

为确定三维结构对能量吸收性能的影响,选择 6 孔(6H)和 12 孔(12H)构件来组装 BCC 模式,并调整壳厚度以更改绝对密度和相对密度。晶格分别为 100~301kg/m³ 和 9%~33% (图 3(a)),该密度范围与气凝胶、氧化铝纳米晶格和其他超轻材料的密度范围相当^[16-17,41]。压应力-应变曲线显示了准静态压缩时的变形和能量吸收(图 3(b)),曲线下的有色区域表示准静态压缩过程中结构吸收的能量。复合材料的拉胀晶格存在竞争失效机制,例如:材料断裂、节点屈服、连接单元的整体(欧拉)屈曲以及单个构件的局部(壳)屈曲,屈曲经常先于材料断裂发生。破坏机制可能在变形过程中发生改变,这取决于在加载过程中在球形壳体和旋转节点中的应力状态^[26-28,31-35]。

对于 BCC-6H 构型,晶格(相对密度 $\rho^* > 20\%$)发生弹性变形以达到屈曲或塑性开始,然后由于整体屈曲和后屈服,其压缩应力在应力平稳区域内缓慢增加。由于连接处周围壳体的广泛旋转,整个晶格承受较大的应力引起有效压缩应变。通过弹性力学的有限元分析,揭示了这种屈曲的诱导旋转现象和后屈曲效应。随着构件厚度的减小($\rho^* < 20\%$),破坏机制转变为由局部屈曲主导的破坏行为,应力-应变曲线的波动揭示了通过离散的层状裂缝引起的渐进形变(图 3(b)左图)。

3 复合材料的能量吸收能力

对于 BCC-12H 晶格受压直到其致密化,压应力与应变几乎呈线性关系。相对密度在 9.9%~33% 的范围内,拉胀晶格具有显著的应变硬化效应。有限元(FE)模拟揭示了 BCC-12H 晶格的变形,整体屈曲起

主导作用,引起了单个晶胞内的整体旋转以及分段旋转。BCC-12H 结构的竞争失效机制包括整体屈曲、节点屈服和晶胞局部断裂。每两个变形模式之间的过渡通常是由结构屈曲和材料破坏之间的激烈竞争驱动的。在严重变形的代表单元中给出了应力集中区和应变局部化区域,以预测引发每一种破坏机制所需的应力。在图 3(c)右图中,当网壳厚度接近临界状态时,一旦节点出现裂纹,破坏模式将从整体屈曲过渡到单元内的过度局部化断裂。简而言之,本文发现整体屈曲效应是引起拉胀的主要机制,主要受空心晶格行为的影响。在图 3(c)中,具有较高密度的 BCC-6H 晶格与其他晶格相比,显示出负泊松比效应,这是十分关键的。它承受压缩后的最大体积减小,以此来消散机械能,从而显示出具有吸收能量的潜力。

古典泡沫理论允许使用 Gibson 和 Ashby 的对应关系来检测控制失效机理^[8]。图 4^[4]所示为拉胀晶格的能量吸收性能,在图 4(a)和(b)中,绘制了单位体积的能量吸收 σ_p/E_s 和拉胀复合材料单位体积的峰值应力 W/E_s 之间的关系图。其中单位体积吸收的能量与外部压缩或冲击产生的峰值应力相对应。两个轴均通过实体模量标准化。刚好接触每条曲线的包络线就可以确定在特定应变率下泡沫的最佳选择。这些图是针对特殊应用的能量吸收材料的选择指南,这些材料要能够控制应力和能量吸收能力。针对给定的类别,最优结果是在最大允许压应力 σ_p 下吸收最多的能量。每个晶格密度都有一个 σ_p 对应于能量曲线上的肩部。此后,最佳的能量吸收遵循各个 $W-\sigma_p$ 曲线的包络线。对于泡沫结构,能量吸收能力可以表示为致密化应力 σ_D 和结构的相对密度的函数^[8]。

$$\frac{W_{\max}}{E_s} = A \left(\frac{\sigma_D}{E_s} \right)^\alpha \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^\beta, \quad \varepsilon = \varepsilon_D$$

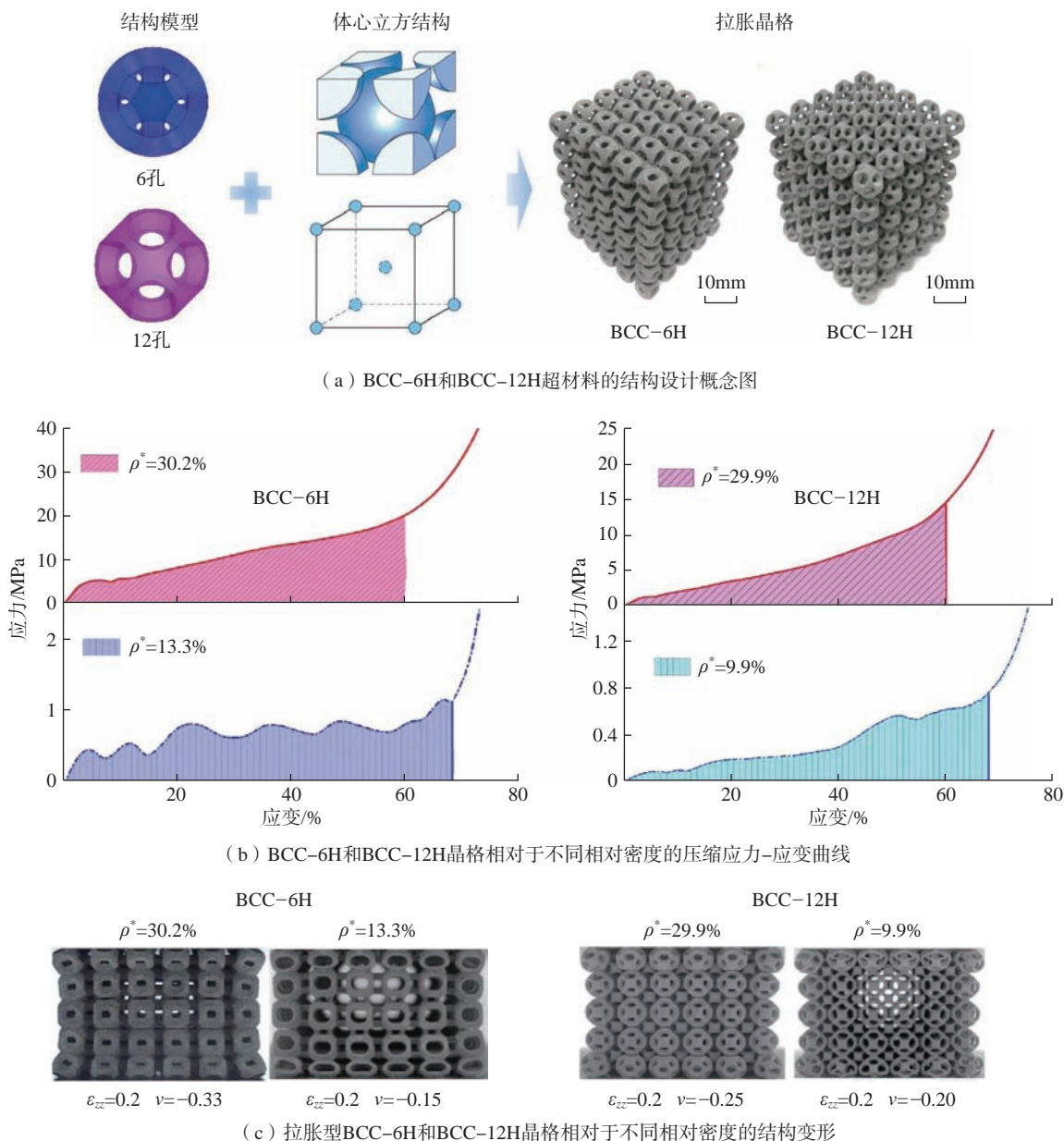


图3 不同类型晶格的结构以及力学性能

Fig.3 Structure and mechanical properties of different crystal lattice

其中, A 是经验参数, E_s 、 ρ_s 、 ρ 和 ε_D 分别是杨氏模量、组成材料的密度、晶格的密度和晶格的致密化应变。在图 4 (a) 和 (b) 中, 包络线为线性函数, 可以表示为:

$$\frac{W_{\max}}{E_s} = B \left(\frac{\sigma_D}{E_s} \right)^\eta, \quad \varepsilon = \varepsilon_D \quad (6)$$

其中, B 为经验参数, η 表示包络线的斜率, 该包络线在每个 $\sigma_0 = \sigma_D$ 处对应不同相对密度的复合材料。在致

(5) 密化应力的斜率 $\eta=1.01$ 时, BCC-12H 晶格遵循指数比例变化规律。这类似于在低应力下具有 $\eta \approx 1$ 的以弯曲和屈曲为主的开孔弹性体随机泡沫^[8]。然而, 随着致密化应力增加几个数量级, $\eta \approx 0.78$ 的 BCC-6H 晶格表现出增量 ΔW 的下降趋势。

同时, 多孔材料的 $\frac{\sigma_D}{E_s}$ 值随其相对密度 $\rho^* = \frac{\rho}{\rho_s}$ 的变化以线性变化

或以指数方式变化。能量吸收能力的最佳值 W_{\max} 随式 (7) 变化, 其中 C 为经验参数。

$$\frac{W_{\max}}{E_s} = C (\rho^*)^\gamma \quad (7)$$

BCC-6H 和 BCC-12H 的拉胀晶格比例因子 γ 为 3 和 5/2。相比之下, 橡胶和塑料的缩放系数只有 2 和 3/2^[8]。这些拉胀晶格具有高度各向同性, 因此能量吸收能力与晶格密度不受复合材料晶格方向变化的影响,

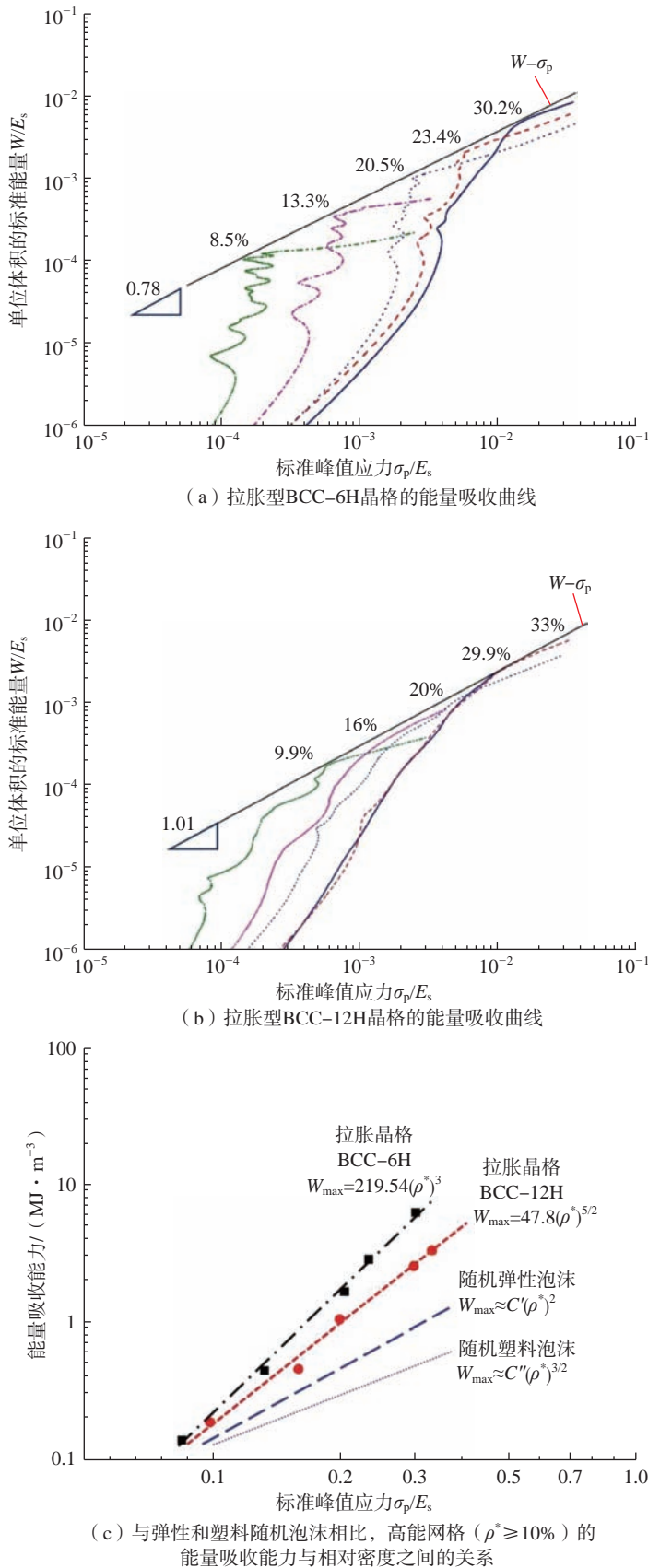


图4 拉胀晶格的能量吸收性能
Fig.4 Energy absorption performances of auxetic lattices

这一点通过沿不同方向压缩晶格可以证实。尤其是, BCC-6H 晶格表现出显著的线性关系 ($\gamma=3$), 表明随着晶格密度略微增加, 能量吸收会显著增加。与具有随机孔隙分布的泡沫相比, 拉胀复合材料的每个晶格都经历了较大的体积变形和收缩, 从而引起了普遍的体积收缩, 有效地吸收了外部能量。实际上, 拉胀结构的能量吸收能力也超过了蜂窝结构(平面内)、八角点阵结构和金字塔形等传统结构网格。这是因为受弯曲或拉伸应力支配的晶格由于其局部支撑断裂或结构塌陷, 导致无法同时变形以承受较大的压缩应变^[13]。

这项工作解释了晶格的延展行为, 并且探索了固有韧性纳米复合材料组成的非线性塑性变形结构。对于致密化应变, BCC-6H 和 BCC-12H 的拉胀晶格分别在 0.13~6.29MJ/m³ 和 0.18~2.55MJ/m³ 的范围内表现出优异的能量吸收能力。这些拉胀晶格的比能量吸收能力为 1.6~20.42J/g, 与镍、氧化铝纳米晶格和钛合金结构相当, 并且超过了普通铝合金材料和其他增材制造结构。相比之下, 轻质钛合金泡沫具有出色的性能, 然而它们的制造方法(例如 EBM、SLM 和激光熔覆)与目前用于轻型复合材料制造的方法(图 5^[8,42-48], 这张图将迄今为止的拉胀超材料与其他最先进的金属和复合结构进行了比较)价格昂贵且能耗高。目前, 微立体光刻法和直接打印技术仍受到尺寸的限制, 难以实现大型结构的制作。总之, 在诸如汽车和航空工业等领域中, 激光烧结的拉胀复合材料的优点是能量吸收率高且经济效益好。

结论

(1) 本文通过激光烧结复合材料工艺制备了机械超材料, 有效地将材料设计和结构选择结合, 实现了可控制的形状转换并且验证了其出色

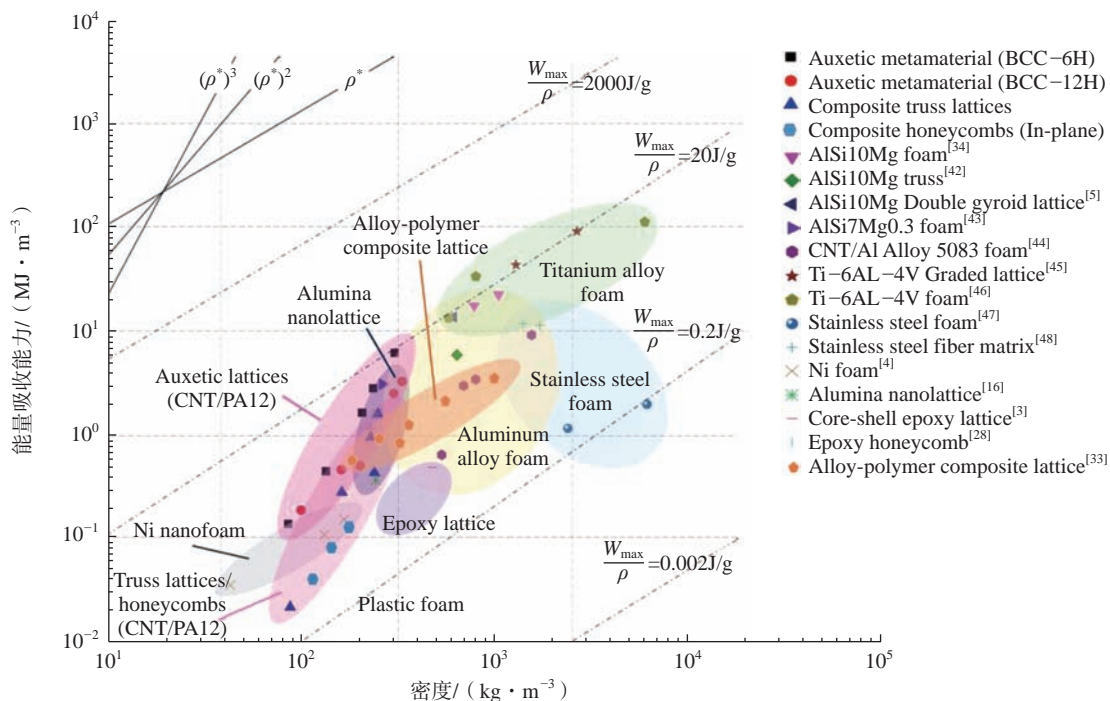


图5 单位体积能量吸收与密度的阿什比图

Fig.5 Ashby map of energy absorption per unit volume versus density

的能量吸收能力。

(2) 激光烧制纳米复合超材料的能量吸收性能既取决于结构韧带的变形机理,又取决于组成材料的微观结构。

(3) 增材制造技术将高性能纳米复合材料与晶体的设计相结合,可以用于缓冲、防冲击、防爆以及包装等应用领域。

(4) 复合材料超材料由于其膨胀变形、可控制行为、高可预测性以及出色的能量吸收能力,在航空航天和军事等行业中具有巨大应用潜力。

参考文献

[1] MOHSENADEH M, GASBARRI F, MUNTHNER M, et al. Additively-manufactured lightweight metamaterials for energy absorption[J]. *Materials & Design*, 2018, 139: 521–530.

[2] CHEN Y Y, LI T T, JIA Z A, et al. 3D printed hierarchical honeycombs with shape integrity under large compressive deformations[J]. *Materials & Design*, 2018, 137:

226–234.

[3] MUELLER J, RANEY J R, SHEA K, et al. Architected lattices with high stiffness and toughness via multicore-shell 3D printing[J]. *Advanced Materials*, 2018, 30(12): 1705001.

[4] FAN S F, ZHANG T, YU K, et al. Compressive properties and energy absorption characteristics of open-cell nickel foams[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, 27(1): 117–124.

[5] MASKERY I, ABOULKHAIR N T, AREMU A O, et al. Compressive failure modes and energy absorption in additively manufactured double gyroid lattices[J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 16: 24–29.

[6] KRUK S, KIVSHAR Y. Functional meta-optics and nanophotonics governed by Mie resonances[J]. *ACS Photonics*, 2017, 4(11): 2638–2649.

[7] LU M H, FENG L, CHEN Y F. Phononic crystals and acoustic metamaterials[J]. *Materials Today*, 2009, 12(12): 34–42.

[8] YUAN S Q, CHUA C K, ZHOU K. 3D-printed mechanical metamaterials with high energy absorption[J]. *Advanced Materials Technologies*, 2019, 4(3): 1800419.

[9] FRENZEL T, KADIC M, WEGENER M, et al. Three-dimensional mechanical

metamaterials with a twist[J]. *Science*, 2017, 358(6366): 1072–1074.

[10] WANG Q M, JACKSON J A, GE Q, et al. Lightweight mechanical metamaterials with tunable negative thermal expansion[J]. *Physical Review Letters*, 2016, 117(17): 175901.

[11] AKSELROD G M, ARGYROPOULOS C, HOANG T B, et al. Probing the mechanisms of large Purcell enhancement in plasmonic nanoantennas[J]. *Nature Photonics*, 2014, 8(11): 835–840.

[12] BABAE S, SHIM J, WEAVER J C, et al. 3D soft metamaterials with negative poisson's ratio[J]. *Advanced Materials*, 2013, 25(36): 5044–5049.

[13] ZHENG X, LEE H, WEISGRABER T H, et al. Ultralight, ultrastiff mechanical metamaterials[J]. *Science*, 2014, 344(6190): 1373–1377.

[14] BAUGHMAN R H. Auxetic materials: Avoiding the shrink[J]. *Nature*, 2003, 425(6959): 667.

[15] GREAVES G N, GREER A L, LAKES R S, et al. Poisson's ratio and modern materials[J]. *Nature Materials*, 2011, 10(11): 823–837.

[16] MEZA L R, DAS S, GREER J R. Strong, lightweight, and recoverable three-

dimensional ceramic nanolattices[J]. *Science*, 2014, 345(6202): 1322–1326.

[17] BAUER J, SCHROER A, SCHWAIGER R, et al. Approaching theoretical strength in glassy carbon nanolattices[J]. *Nature Materials*, 2016, 15(4): 438–443.

[18] YUAN S Q, SHEN F, BAI J M, et al. 3D soft auxetic lattice structures fabricated by selective laser sintering: TPU powder evaluation and process optimization[J]. *Materials & Design*, 2017, 120: 317–327.

[19] DUOSS E B, WEISGRABER T H, HEARON K, et al. Three-dimensional printing of elastomeric, cellular architectures with negative stiffness[J]. *Advanced Functional Materials*, 2014, 24(31): 4905–4913.

[20] SHUAI C, GAO C, NIE Y, et al. Structure and properties of nano-hydroxyapatite scaffolds for bone tissue engineering with a selective laser sintering system[J]. *Nanotechnology*, 2011, 22(28): 285703.

[21] SHEN F, YUAN S Q, CHUA C K, et al. Development of process efficiency maps for selective laser sintering of polymeric composite powders: Modeling and experimental testing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 254: 52–59.

[22] TIAN X Y, PENG G, YAN M X, et al. Process prediction of selective laser sintering based on heat transfer analysis for polyamide composite powders[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, 120: 379–386.

[23] YUAN S, BAI J, CHUA C K, et al. Material evaluation and process optimization of CNT-coated polymer powders for selective laser sintering[J]. *Polymers*, 2016, 8(10): 370.

[24] YUAN S Q, BAI J M, CHUA C K, et al. Highly enhanced thermal conductivity of thermoplastic nanocomposites with a low mass fraction of MWCNTs by a facilitated latex approach[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2016, 90: 699–710.

[25] YAN W T, GE W J, QIAN Y, et al. Multi-physics modeling of single/multiple-track defect mechanisms in electron beam selective melting[J]. *Acta Materialia*, 2017, 134: 324–333.

[26] GHITA O, JAMES E, DAVIES R, et al. High temperature laser sintering (HT-LS): An investigation into mechanical properties and shrinkage characteristics of Poly (Ether Ketone) (PEK) structures[J]. *Materials & Design*, 2014, 61: 124–132.

[27] GAIKWAD S, TATE J S, THEO-

DOROPOULOU N, et al. Electrical and mechanical properties of PA11 blended with nanographene platelets using industrial twin-screw extruder for selective laser sintering[J]. *Journal of Composite Materials*, 2013, 47(23): 2973–2986.

[28] BAI J M, YUAN S Q, SHEN F, et al. Toughening of polyamide 11 with carbon nanotubes for additive manufacturing[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2017, 12(3): 235–240.

[29] COMPTON B G, LEWIS J A. 3D-printing of lightweight cellular composites[J]. *Advanced Materials*, 2014, 26(34): 5930–5935.

[30] NING F D, CONG W L, HU Y B, et al. Additive manufacturing of carbon fiber-reinforced plastic composites using fused deposition modeling: Effects of process parameters on tensile properties[J]. *Journal of Composite Materials*, 2017, 51(4): 451–462.

[31] STANEV L, DRENCEV B, YOTOV A. Compressive properties and energy absorption behaviour of AlSi10Mg open-cell foam[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2014, 22(1): 44–53.

[32] MARTIN J H, YAHATA B D, HUNDLEY J M, et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys[J]. *Nature*, 2017, 549(7672): 365–369.

[33] RAFI H K, KARTHIK N V, GONG H J, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, 22(12): 3872–3883.

[34] MURRELE, GAYTAN S M, RAMIREZ D A, et al. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2012, 28(1): 1–14.

[35] PARTHASARATHY J, STARLY B, RAMAN S, et al. Mechanical evaluation of porous titanium (Ti6Al4V) structures with electron beam melting (EBM)[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2010, 3(3): 249–259.

[36] WAGNER H D, VAIA R A. Nanocomposites: Issues at the interface[J]. *Materials Today*, 2004, 7(11): 38–42.

[37] PAUL D R, ROBESON L M. Polymer nanotechnology: Nanocomposites[J]. *Polymer*, 2008, 49(15): 3187–3204.

[38] MOHAN N, SENTHIL P, VINODH S, et al. A review on composite materials and process parameters optimisation for the fused

deposition modelling process[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2017, 12(1): 47–59.

[39] LEWICKI J P, RODRIGUEZ J N, ZHU C, et al. 3D-printing of meso-structurally ordered carbon fiber/polymer composites with unprecedented orthotropic physical properties[J]. *Scientific Reports*, 2017, 7: 43401.

[40] RANEY J R, COMPTON B G, MUELLER J, et al. Rotational 3D printing of damage-tolerant composites with programmable mechanics[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2018, 115(6): 1198–1203.

[41] ZHANG X, YAO J, LIU B, et al. Three-dimensional high-entropy alloy-polymer composite nanolattices that overcome the strength-recoverability trade-off[J]. *Nano Letters*, 2018, 18(7): 4247–4256.

[42] MASKERY I, ABOULKHAIR N T, AREMU A O, et al. A mechanical property evaluation of graded density Al–Si10–Mg lattice structures manufactured by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 670: 264–274.

[43] JUNG A, NATTER H, DIEBELS S, et al. Nanonickel coated aluminum foam for enhanced impact energy absorption[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2011, 13(1–2): 23–28.

[44] ALDOSHAN A, KHANNA S. Effect of relative density on the dynamic compressive behavior of carbon nanotube reinforced aluminum foam[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 689: 17–24.

[45] CHOY S Y, SUN C N, LEONG K F, et al. Compressive properties of functionally graded lattice structures manufactured by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2017, 131: 112–120.

[46] XIE B, FAN Y Z, MU T Z, et al. Fabrication and energy absorption properties of titanium foam with CaCl₂ as a space holder[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 708: 419–423.

[47] ALVANDI-TABRIZI Y, RABIEI A. Use of composite metal foam for improving absorption of collision forces[J]. *Procedia Materials Science*, 2014, 4: 377–382.

[48] QIAO J C, XI Z P, TANG H P, et al. Compressive property and energy absorption of porous sintered fiber metals[J]. *Materials Transactions*, 2008, 49(12): 2919–2921.

Laser Sintered–Mechanical Nanocomposites With High Energy Absorption

YUAN Shangqin¹, WANG Zhihao¹, LI Jiang², ZHU Jihong²

(1. Unmanned System Research Institute, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. School of Mechanical Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

[ABSTRACT] An approach is proposed for creating 3D metamaterials of auxetic composite lattices via laser-sintering of carbon nanotubes reinforced nanocomposites, which provides a platform for the design and manufacturing of systems with programmable energy absorption capability. The optimization of constituent material and structural design enables the improvement of energy absorption performance across multiple scales. The energy absorption capacity of auxetic metamaterials is exponentially scaled with the relative density with the order of 2.5–3. The rationally topologized auxetic metamaterials exhibit a combination of high specific densification strength, ultrahigh energy absorption capacity (6.29MJ/m^3), and excellent specific energy absorption (20.42J/g). Impressively, this group of auxetic metamaterials possesses the advantageous energy absorption capacity approaching that of titanium alloy foams as well as over a broad range of materials including plastic foams, aluminum alloy foams, and other 3D–printed lightweight structures.

Keywords: 3D printed mechanical metamaterials; Additive manufacturing; Auxetic composite lattices; Energy absorption; Selective laser sintering (SLS); Buckling

(责编 阳光)

(上接第 41 页)

Research on Preparation and Properties of Direct Ink Writing of Continuous Carbon Fiber Reinforced Silicon Carbide Ceramic Matrix Composites

LI Sai, SUI Yunong, MIAO Kai, LU Zhongliang, LI Dichen

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

[ABSTRACT] Continuous carbon fiber reinforced silicon carbide ceramic composites have the advantages of low density, high specific strength, high temperature resistance, etc., and have broad application prospects in high-tech fields such as nuclear energy and aerospace. Using direct ink writing technology, the continuous carbon fiber and silicon carbide ceramic matrix were simultaneously formed through the coaxial nozzle to realize the preparation of continuous fiber reinforced ceramic composite material and the control of its structure and performance. The effects of slurry solid content, extrusion flow, printing speed and printing layer thickness on the quality of direct ink writing green part were systematically studied, and it was characterized by XRD, SEM and mechanical properties testing methods. The results show that adding short carbon fibers to silicon carbide slurry can further improve the strength and toughness of continuous fiber toughened silicon carbide composites. The polymer infiltration and pyrolysis can reduce the fiber monofilament gap, so that the bending strength of the composite material can reach 146MPa , and the fracture toughness reaches $3.77\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. The research results of this paper provide experimental basis for the rapid manufacturing of continuous carbon fiber reinforced silicon carbide ceramic composite parts in the future.

Keywords: Direct ink writing (DIW); Continuous fiber; Carbon fiber; Silicon carbide ceramics; Polymer infiltration and pyrolysis (PIP)

(责编 阳光)

引文格式: 蔡昊松, 陈鹏, 苏瑾, 等. 高温激光选区烧结聚醚醚酮/钽/铌点阵结构的力学性能研究 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(15): 52-57, 65.

CAI Haosong, CHEN Peng, SU Jin, et al. Study on mechanical properties of polyetheretherketone/tantalum/niobium lattices made by high temperature-selective laser sintering[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 52-57, 65.

高温激光选区烧结聚醚醚酮 / 钽 / 铌点阵结构的力学性能研究*

蔡昊松¹, 陈鹏¹, 苏瑾¹, 王明哲¹, 王浩则¹, 闫春泽^{1,2,3}, 王卫², 史玉升¹

(1. 华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 武汉 430074;

2. 浙江华科三维科技有限公司, 温州 325004;

3. 深圳华中科技大学研究院, 深圳 518000)

[摘要] 聚醚醚酮(Polyetheretherketone, PEEK)具有极高的耐热性与优良的机械性能, 适合用于航空高温环境。而利用增材制造(Additive manufacturing, AM)制备轻质点阵结构, 可替代常规的实体结构, 实现航空零部件的轻量化。为此, 制备了PEEK/Ta/Nb复合粉末材料, 通过高温激光选区烧结(High temperature-selective laser sintering, HT-SLS)增材制造技术成形PEEK/Ta/Nb三周期极小曲面Gyroid梯度点阵结构, 研究了复合材料点阵结构的压缩性能并阐明了结构断裂机制。研究表明, Gyroid梯度点阵结构在单元连接处虽然可以平滑过渡, 但应力最先在孔隙率较大的斜杆处产生集中, 达到临界值时逐层坍塌, 断裂方向呈45°角。PEEK/Ta、PEEK/Nb与PEEK/Ta/Nb的屈服强度较PEEK(1.19MPa)分别提升了23.5%、6.7%与44.5%。

关键词: 增材制造; 高温激光选区烧结; 聚醚醚酮; 点阵结构; 复合材料

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.15.052



蔡昊松

硕士研究生, 主要研究方向为增材制造高分子成型与仿真。

在航空业快速发展中, 轻量化对节约成本和减少碳排放量起到至关重要的作用, 如飞机的结构重量每下降1%, 可以使总重降低3%~5%, 减少油耗3%~4%^[1]。目前, 轻量化的实现主要有两种方式: 一种是开发高强度低密度的轻质或复合材料代替传统的金属材料^[2]; 另一种是对结构进行优化设计, 在满足结构强度的前提下使用多孔点阵结构替换传统的实心结构^[3], 然而受制于传统加工方式的限制, 难以对复杂点阵结构进行自由设计与制造^[4]。

激光选区烧结(Selective laser sintering, SLS)是增材制造(Additive manufacturing, AM)技术的一个重要分支^[5], 主要以热塑性聚合物等粉末为原材料, 通过激光束逐层烧结成形粉末, 最终形成三维实体零件。相对于传统制造方法, 该技术无需模具, 理论上可成形任意复杂结构, 特别适合个性化、复杂零件的成形制造。然而, 目前SLS材料体系仍以尼龙12等低熔点聚合物为主, 无法满足航空工业零件对于热稳定性和高机械承载的需求。

* 基金项目: 2019年产业技术基础公共服务平台项目-智能制造标准试验验证平台建设(2019-00899-1-1); 2020年温州市重大科技专项(工业类)自创区专项(ZG2020048); 深圳市知识创新计划基础研究项目(JCYJ20180213102634650)。

聚醚醚酮(Polyetheretherketone, PEEK)的熔点为343℃, 拥有较高的耐热性和优良的机械性能^[6], 可在250℃以下长期使用, 在500℃左右短时间几乎不分解, 适用于航空高温环境。为同步实现轻量化和高机械承载的目的^[7-8], 本文拟在PEEK中加入钽(Tantalum, Ta)、铌(Niobium, Nb)制备PEEK/Ta/Nb复合材料点阵结构, 通过Ta、Nb金属作为复合材料的增强相, 在轻量化的同时对PEEK的拉伸和压缩强度进一步提高, 对于制备航空领域轻量化复杂构件具有一定指导意义。

试验及方法

1 材料与成形装备

本试验采用的PEEK粉末颗粒大多呈椭球状, 表面光滑, 掺杂有不规则的小颗粒与碎片。图1为原始粉末微观形貌与粒径分布, 粉末粒径如图1(d)和表1所示, $D_v(10)$ 、 $D_v(50)$ 和 $D_v(90)$ 分别为19.3 μm 、51.4 μm 和92.0 μm , 符合SLS成形材料粉末粒径大小的标准。Ta粉和Nb粉由河北清河县创佳焊接有限公司所提供, 由图1(b)和(c)可见, Ta粉末呈规则球形, 表面光滑没有裂痕, 平均粒径为13.1 μm 。Nb粉末由大小不一、形状不规则的破碎颗粒组成, 表面为光滑的多棱状结构, 平均粒径为23.3 μm 。

本试验分别取质量分数为5% Ta、5% Nb、5% Ta/5% Nb与PEEK粉末混合通过机械法制成质量分数为5% Ta/PEEK、5% Nb/PEEK、5% Ta/5% Nb/PEEK(后文统一用PEEK/Ta、PEEK/Nb与PEEK/Ta/Nb代替)复合材料, 得到复合粉末如图2所示, 通过该方法制备的复合粉末分散均匀、无明显团聚现象, 可以保障SLS成形后Ta、Nb粉末均匀地分布在成形件内。

本试验使用华中科技大学自主研发的HT-SLS装备HK PK125(图3)

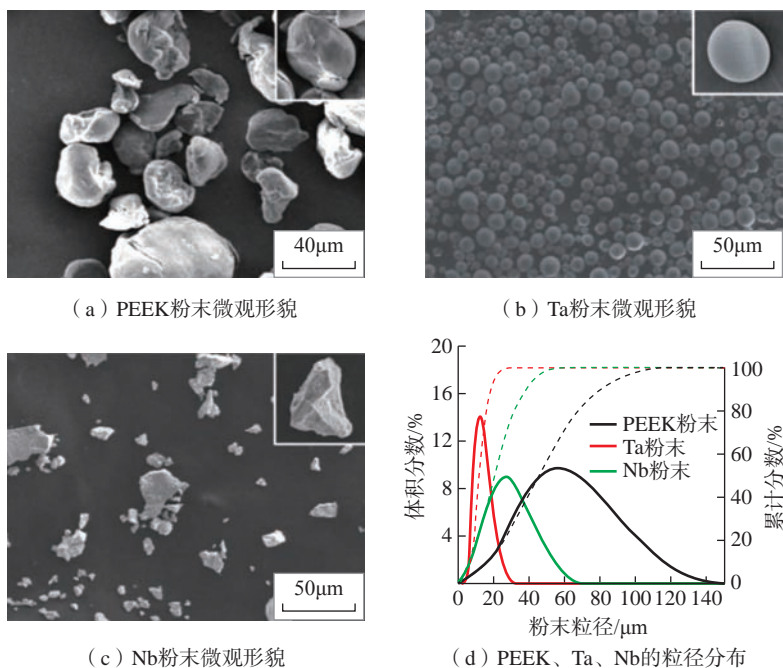


图1 原始粉末微观形貌与粒径分布

Fig.1 Micromorphology and particle size distribution of original powder

表1 PEEK、Ta和Nb粉末的粒径分布

Table 1 Particle size of PEEK, Ta and Nb powder

μm

粉末	$D_v(10)$	$D_v(50)$	$D_v(90)$
PEEK	19.3	51.4	92.0
Ta	8.3	13.1	20.1
Nb	7.74	23.3	43.4

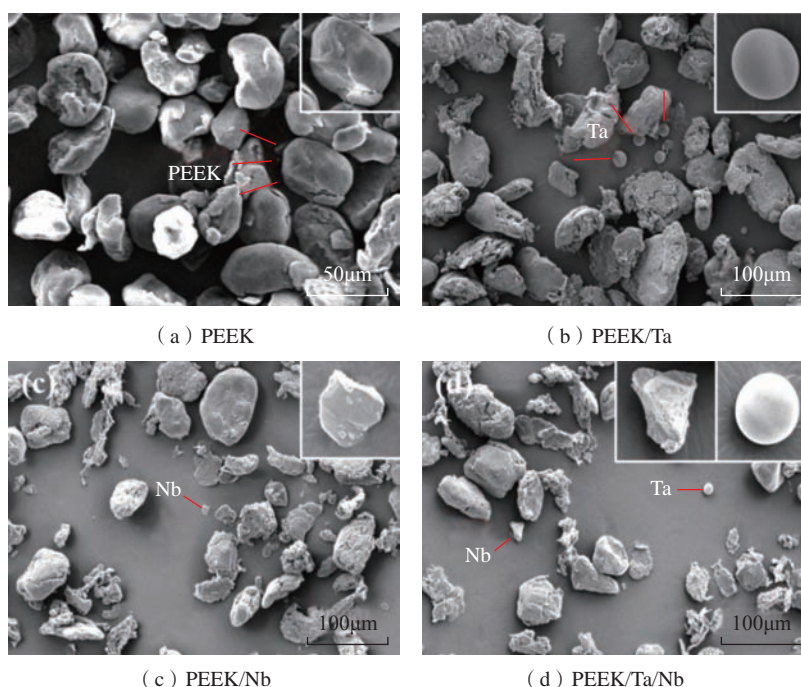


图2 复合粉末 SEM 图

Fig.2 SEM images of composite powder

进行成形,最高预热温度为400℃,成形台面尺寸为125mm×125mm×400mm,最小层厚为0.1mm,扫描速度为0~6000mm/s。

2 测试方法

电镜试验通过美国FEI公司生产的Quanta650 FEG场发射扫描电镜和日本SHIMADZU公司生产的EPMA-8050G电子探针显微分析仪对复合材料的微观形貌进行分析。试验前在真空条件下对样品进行300s的喷金处理,观察复合材料的原始粉末与压缩件的断面特征。粉末的粒径及其分布通过英国马尔文公司生产的Mastersizer 3000激光粒度仪进行湿法分散测量,测试前对样品粉末在70℃恒温条件下烘干24h,避免粉末团聚影响试验结果。复合材料热性能通过铂金-埃默仪器(上海)有限公司生产的Diamond DSC差示扫描热量仪进行测量,本试验在氮气保护气体内进行,测试温度范围为0~400℃,加热和冷却速率为10℃/min。通过本试验得到的样品结晶度 X_c 可由式(1)计算得到:

$$X_c = \frac{\Delta H_m}{\Delta H_m^0} \times 100\% \quad (1)$$

其中, ΔH_m 为样品测定的熔融焓; ΔH_m^0 为该材料完美结晶的熔融焓,PEEK材料的完美结晶熔融焓为130J/g。

本试验压缩力学性能由ITW集团英斯特朗公司生产的E1000号电子动静态疲劳试验机测量分析,试样形状为15mm×15mm×10mm Gyroid三周期极小曲面梯度点阵结构,压缩速率为千分之一高度/s,本试验中为0.01mm/s,最大压缩力700N。每组试样测试3个,试验结果取平均值。

结果与讨论

1 粉末的成形性能分析

不同复合粉末热性能变化如图4

所示,具体数据详见表2。对于激光选区烧结技术,需要保证在制作成形过程中粉床成形温度在一定的温度范围内,即烧结窗口(Sintering window, SW),以避免因激光烧结后的高温熔体与周围粉床温度梯度过大向周围环境散热快速结晶导致零件翘曲变形。SW由DSC曲线中的

起始熔融温度与起始结晶温度相减得到。SW越大,材料的可烧蚀性和加工的难度越低。然而,从表2中可以看出,在PEEK粉末中加入Ta、Nb后,复合材料的烧结窗口较PEEK而言均有了不同程度的降低,这可能是由于金属材料的比热容较低,在同样的加热环境下温度升温



图3 HK PK125 成形装备

Fig.3 HK PK125 forming equipment

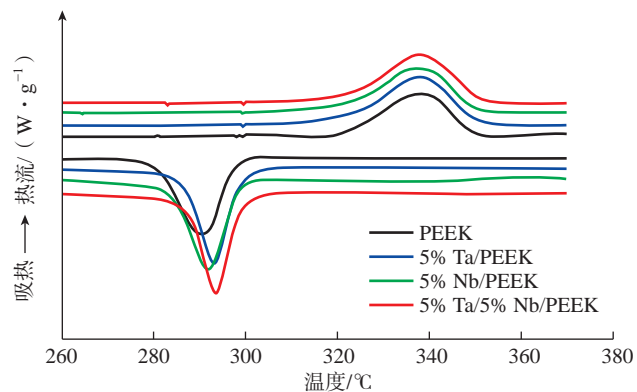


图4 复合粉末DSC热分析图谱

Fig.4 DSC thermal analysis spectrum of composite powder

表2 不同复合粉末DSC热性能数据

Table 2 DSC thermal performance data of different composite powders

粉末	熔融峰值 / °C	熔融焓 / (J·g ⁻¹)	结晶度 / %	烧结窗口 / °C	结晶峰值 / °C	结晶焓 / (J·g ⁻¹)
PEEK	338.46	32.45	24.96	27.26	293.05	-39.93
PEEK/Ta	337.62	45.25	34.8	24.66	293.7	-39.59
PEEK/Nb	337.64	34.18	26.29	25.63	292.39	-42.08
PEEK/Ta/Nb	337.98	38.82	29.855	24.91	293.89	-39.82

更快,粉床的局部温度过高导致附近粉末熔融。复合材料熔融峰值温度(T_{peak}^m)较 PEEK 的降低也可以证明上述观点,这也意味着复合材料的 HT-SLS 成形对于粉床成形温度的控制需要更加精确,成形难度也更大。

2 Gyroid 三周期极小曲面梯度点阵结构与 SLS 成形

极小曲面是在特定的约束条件下满足平均曲率为零且表面积最小的曲面,在三维空间内呈周期性排布便可以组成三周期极小曲面(Triply periodic minimal surface, TPMS)点阵结构^[9]。TPMS 点阵结构一方面拥有其他点阵结构重量轻、减震、抗冲击、高能量吸收等特点,另一方面继承了 TPMS 均匀的曲率半径和光滑的曲表面等优异性能^[10]。Gyroid 结构是 TPMS 点阵结构的一种,与其他 TPMS 结构相比, Gyroid 拥有优异的网格结构及比表面积大等特点。

本研究中结构的孔隙率为 80%~90%,沿 Z 轴方向呈梯度变化,相应 CAD 模型及烧结制件如图 5 所示。HT-SLS 成形的 Gyroid 三周期极小曲面梯度点阵结构,制件长、宽为 15mm,高为 10mm。从 1 号到 4 号分别为 PEEK、PEEK/Ta、PEEK/Nb 以及 PEEK/Ta/Nb,根据加入金属的不同,制件表面颜色发生了不同程度的变化,孔隙率沿 Z 轴方向由 80%~90% 呈梯度变化,将结构经超景深放大表面后如图 6 所示,可以看出制件表面轮廓清晰,孔隙均匀,无明显次级烧结现象,表明经 HT-SLS 制备的 Gyroid 点阵结构具有较高的精度。

3 PEEK/Ta/Nb 复合材料梯度点阵结构的压缩力学性能

为了研究复合材料梯度点阵结构的力学性能,对样品进行了单轴压缩试验。图 7 为 Gyroid 结构的塌陷图,可以看到,随着上模向下的移

动,点阵结构发生了显著的弹塑性变形。在最开始变形时,由于等效应力尚未达到临界值,结构发生了如图 8 (b)所示的弹性变形,但是在初始阶段最先出现的是一段非线性应变阶段,这是因为样品表面并不平整,与上模板出现局部接触间隙,在初始压缩时力的分布并不均匀,因此出现了一段非线性应变过程。随着上模继续向下移动,点阵结构进入到弹性应变阶段,在应变达到 10% 附近时,结

构出现坍塌,进入到塑性阶段。由图 7 可以发现, Gyroid 梯度点阵结构的坍塌方式为逐层坍塌,在进入塑性阶段时,孔隙率最大的底部最先发生断裂,随后向上逐层坍塌,这是因为孔隙率最大的部位枝杆直径最细,在各层受力相同时最先达到临界值发生断裂。另外,坍塌后的每一层都会被模具继续压实,对上方点阵结构继续起着支撑作用,因此随着每一层的坍塌,结构的应力-应变曲线均会出现

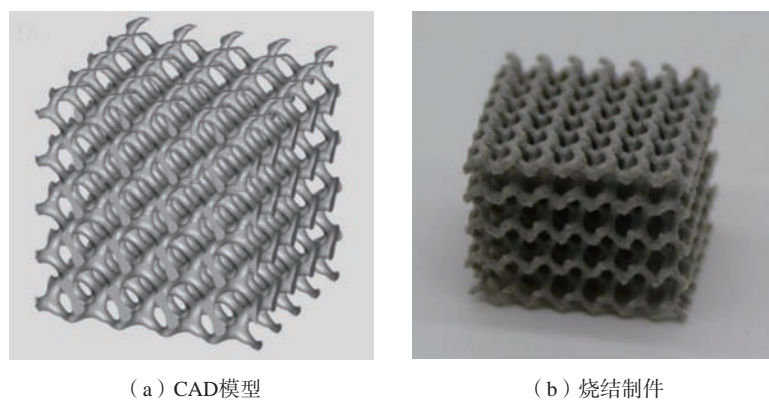


图 5 Gyroid 结构 CAD 模型和烧结制件
Fig.5 Gyroid structure CAD model and sintered parts

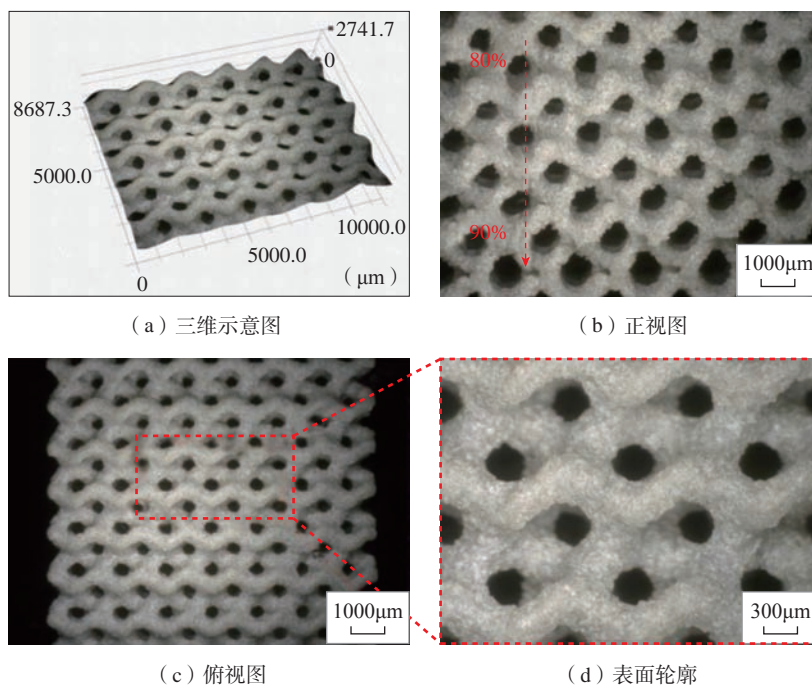


图 6 Gyroid 梯度点阵结构的表面形貌
Fig.6 Surface morphology of Gyroid gradient lattice structure

先下降再上升的趋势。

为了研究 Gyroid 点阵结构的压缩力学性能,本试验主要对其屈服强度和弹性模量进行了研究。样件的弹性模量可以通过结构单轴压缩试验应力-应变曲线线性部分的斜率计算,将该线性部分直线向右偏移 0.2% 个单位后与应力-应变曲线相交的纵坐标即为试件的屈服强度,具体数据如表 3 所示。可以看出,在 PEEK 中加入 Ta、Nb 后,材料的力学性能均有了明显提升。其中,加入 Ta、Nb、Ta/Nb 后 PEEK 的屈服强度和弹性模量分别增强了 23.5%、6.7%、44.5% 和 14.0%、0.4%、41.4%。

由表 3 可知,在 PEEK 中同时加入 Ta、Nb 对材料压缩力学性能的提升最大, Ta 次之,然后是 Nb,这是因为 Ta、Nb 对 PEEK 的力学性能均有提升,两者都加入的情况下提升效果最好。而 Ta 比 Nb 好的原因之一可能与两种金属的微观形貌有关, Ta 金属呈规则球形,在样品压缩时可以对上层起到一个支撑的作用,避免结构出现坍塌,而 Nb 金属大多为不规则碎裂片状,在压缩时裂纹容易沿 Nb 碎片光滑表面蔓延导致结构出现滑移。因此从对力学性能提升的方面看, Ta 与 Nb 相比效果更佳。

为了研究 Ta、Nb 对结构起到的支撑作用,对坍塌后的细杆进行了观察(图 9)。图 9 (a)~(c) 中断口光滑平整,无明显韧窝,是典型的脆性断裂特征。同时可以看到存在少数未完全烧结的粉末颗粒,这是因为在加工点阵结构时,为了避免发生次级烧结使孔隙堵塞,对加工粉床进行了降温,导致部分粉末未完全融化,这也降低了零件的力学性能。在图 9 (e) 中,可以发现 Ta 颗粒紧密镶嵌在 PEEK 中,在受力时,尽管出现了如图 9 (k) 所示的裂纹, Ta 颗粒仍然能起到支撑保护的作用,使结构保持较好的完整性,

不会使裂纹继续扩大出现坍塌。然而在图 9 (i) 和(l) 中 Nb 颗粒表面光滑,散落在断口外侧,说明裂纹延

伸至 Nb 颗粒时将会在其光滑表面继续延伸,导致裂纹扩大结构出现坍塌,这也与上文的推测保持一致。

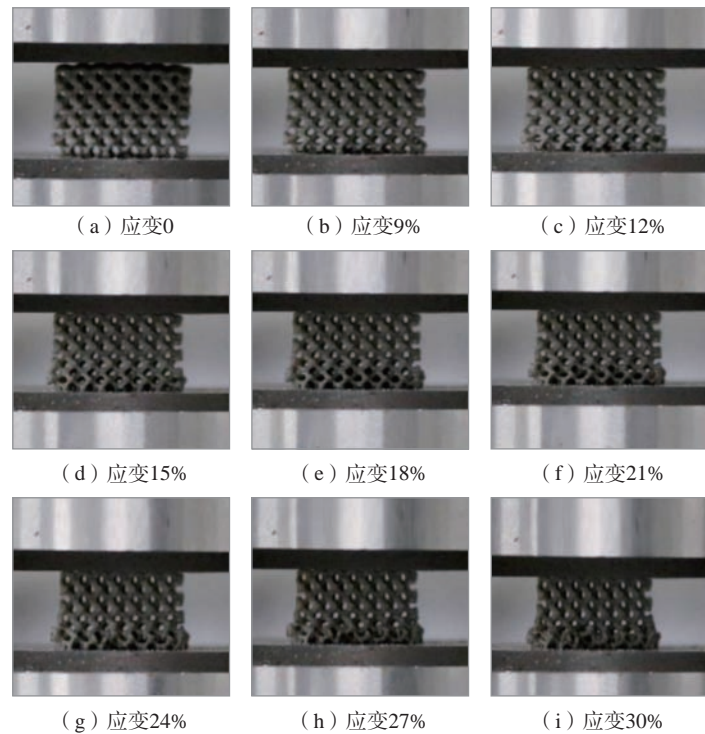


图 7 Gyroid 点阵结构的压缩断裂图

Fig.7 Compression fracture images of Gyroid lattice structure

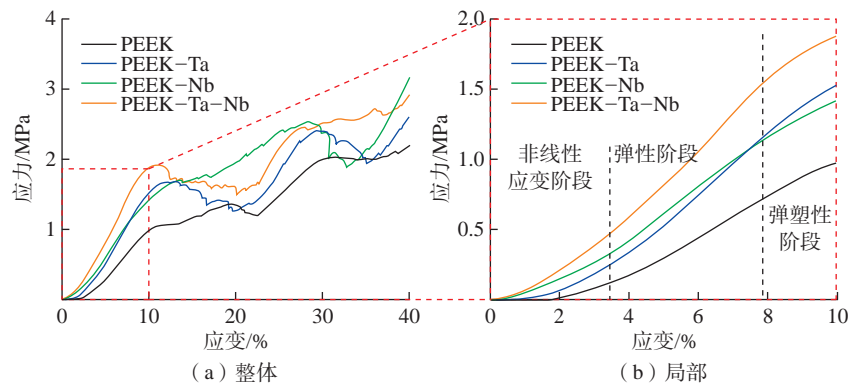


图 8 点阵结构应力-应变曲线

Fig.8 Stress-strain curves of lattice structures

表 3 复合材料 Gyroid 点阵结构的压缩力学性能

Table 3 Compression mechanical properties of composites for Gyroid lattice structure

试验材料	屈服强度 /MPa	弹性模量 /MPa
PEEK	1.19 ± 0.23	18.52 ± 3.02
PEEK/Ta	1.47 ± 0.04	21.11 ± 0.74
PEEK/Nb	1.27 ± 0.09	18.61 ± 1.20
PEEK/Ta/Nb	1.72 ± 0.05	26.19 ± 1.67

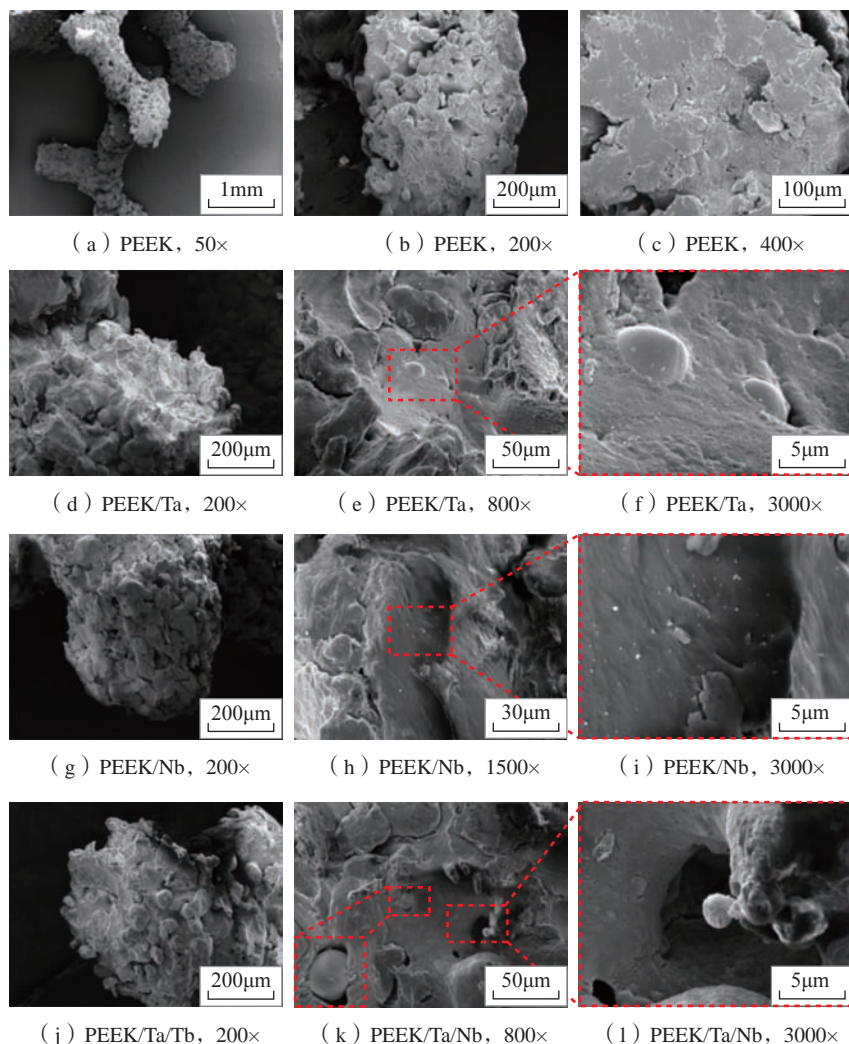


图9 Gyroid点阵结构断裂后的断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of Gyroid lattice structure after fracture

结论

本文研究制备了 PEEK/Ta/Nb 复合粉末材料,通过 HT-SLS 增材制造技术成形 PEEK/Ta/Nb 三周期极小曲面 Gyroid 梯度点阵结构,主要研究了复合材料点阵结构的压缩性能与结构断裂机制。研究表明:

(1) 在 PEEK 中加入 Ta、Nb 后制件的压缩强度与弹性模量均有不同程度的提升, PEEK/Ta、PEEK/Nb 与 PEEK/Ta/Nb 的屈服强度较 PEEK (1.19MPa) 分别提升了 23.5%、6.7% 与 44.5%。

(2) Ta 在压缩时对上层组织具

有支撑作用,避免结构坍塌,而 Nb 为不规则碎裂片状,在压缩时裂纹沿 Nb 碎片光滑表面蔓延,导致结构出现滑移。因此, Ta 与 Nb 相比提升力学性能的效果更佳。Gyroid 梯度点阵结构在单元连接处曲面可以平滑过渡,应力最先在孔隙率较大的斜杆处集中,最终在临界值发生断裂,然后逐层坍塌。

参考文献

[1] 齐俊伟,李勇,肖军. 先进拉挤成形技术及其在大飞机复合材料结构中的应用[J]. 航空制造技术, 2011, 54(15): 58-60.

QI Junwei, LI Yong, XIAO Jun.

Advanced pultrusion technology used on large aircraft composite structures[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2011, 54(15): 58-60.

[2] 王军武,刘旭贺,王飞超,等. 航空航天用高性能超轻镁锂合金[J]. 军民两用技术与产品, 2013(6): 21-24.

WANG Junwu, LIU Xuhe, WANG Feichao, et al. High performance ultralight magnesium lithium alloys for aerospace applications[J]. Dual Use Technologies & Products, 2013(6): 21-24.

[3] 李芳,凌道盛. 工程结构优化设计发展综述[J]. 工程设计学报, 2002, 9(5): 229-235.

LI Fang, LING Daosheng. Survey of the developing in engineering structural optimization design[J]. Chinese Journal of Engineering Design, 2002, 9(5): 229-235.

[4] YANG L, YAN C Z, HAN C J, et al. Mechanical response of a triply periodic minimal surface cellular structures manufactured by selective laser melting[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2018, 148: 149-157.

[5] NGOT D, KASHANIA, IMBALZANO G, et al. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges[J]. Composites Part B: Engineering, 2018, 143: 172-196.

[6] ARIF M F, KUMAR S, VARADARAJAN K M, et al. Performance of biocompatible PEEK processed by fused deposition additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2018, 146: 249-259.

[7] YAN M X, TIAN X Y, PENG G, et al. High temperature rheological behavior and sintering kinetics of CF/PEEK composites during selective laser sintering[J]. Composites Science and Technology, 2018, 165: 140-147.

[8] BERRETTA S, EVANS K E, GHITA O. Process ability of PEEK, a new polymer for high temperature laser sintering (HT-LS)[J]. European Polymer Journal, 2015, 68: 243-266.

[9] LORD E A, MACKAY A L. Periodic minimal surfaces of cubic symmetry[J]. Current Ence, 2003, 85(3): 346-362.

[10] KAPFER S C, HYDE S T, MECKE K, et al. Minimal surface scaffold designs for tissue engineering[J]. Biomaterials, 2011, 32(29): 6875-6882.

通讯作者: 闫春泽,教授,研究方向为增材制造。

(下转第 65 页)

引文格式: 明越科, 王奔, 周晋, 等. 基于 3D 打印的连续纤维增强热固性复合材料性能及其应用探索 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(15): 58-65.

MING Yueke, WANG Ben, ZHOU Jin, et al. Performance and applications of 3D printed continuous fiber-reinforced thermosetting composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 58-65.

基于 3D 打印的连续纤维增强热固性复合材料性能及其应用探索*

明越科^{1,2,3}, 王奔^{1,2,3}, 周晋^{1,2,3}, 辛志博^{1,2,3}, 李婷², 王枫², 段玉岗^{1,2,3}

(1. 西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室, 西安 710054;

2. 西安交通大学, 西安 710049;

3. 西安交通大学高端装备研究院, 西安 710115)

[摘要] 综述分析了连续纤维增强热固性复合材料 3D 打印研究的发展现状与技术瓶颈, 并基于前期试验基础, 提出了两步式 3D 打印解决方案, 包括“纤维预浸及打印成型”与“预成型体热后固化”。3D 打印制备了连续碳纤维 (CCF) 增强热固性环氧树脂 (EP) 复合材料样件, 并通过力学测试发现, 其拉伸强度及模量分别达到 (1257 ± 71) MPa 和 (96 ± 11) GPa; 弯曲强度及模量分别达到 (965 ± 80) MPa 和 (75 ± 7) GPa; 层间剪切强度达到 (92 ± 3) MPa。详细讨论了 3D 打印 CCF/EP 样件的纤维-树脂界面、分布以及孔隙缺陷。此外, 还展示了多种连续纤维增强的 3D 打印复杂结构件, 以验证其工艺可行性。最后, 基于高导电性 3D 打印 CCF/EP 栅格, 提出了其在电热除冰领域的应用尝试, 并进行了人工模拟除冰试验探索。这些结果为通过 3D 打印数字化制造高性能热固性复合材料铺平了道路, 并证明了其在先进工业应用中的巨大潜力。

关键词: 3D 打印; 连续碳纤维; 热固性环氧树脂; 复合材料; 力学性能; 电热除冰

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.15.058



明越科

博士研究生, 主要研究方向为热固性复合材料增材制造技术及其性能。

纤维增强树脂基复合材料由纤维增强体与树脂基体复合形成, 凭借其高比强度和比模量、低密度以及优异的可设计性等优势, 被广泛应用于航空航天、机械制造、汽车交通等关键行业。3D 打印技术是通过 CAD 模型设计数据, 采用材料逐层累加成型实体构件的快速增材制造方法^[1-2]。采用纤维增强树脂基复合材料的 3D 打印技术结合了前者的材料性能优势与后者的工艺特性, 有望打破传统缠绕、铺放、层叠等

制造方式对于复合材料结构设计的限制, 实现复杂曲面复材构件的低成本快速成型^[3-5]。

纤维按照其连续性分为短纤维与连续纤维, 而树脂依据其分子结构及性能分为热塑性塑料与热固性聚合物^[6]。截至目前, 关于短纤维增强热塑性及热固性复合材料、连续纤维增强热塑性复合材料的 3D 打印技术已经研究成熟并开始投入商业化应用^[7-11]。然而, 由于短纤维增强复合材料 3D 打印制件短纤维增强有

* 基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100902); 国家自然科学基金(52005390, 52005395); 西安交通大学基本科研业务费(xzy022020003, xjh012020029)。

限,导致整体力学性能相对较低,连续纤维增强热塑性复合材料由于热塑性基体物化性能不足,难以满足实际工程应用的强度、精度以及变形要求。不同于未交联、仅依靠分子间作用力结合的热塑性塑料,热固性聚合物分子链间通过化学键合,形成牢固的三维空间网络结构,在负载下表现出更高的强度、硬度,以及更低的应变。因此,进一步探索性能更优、实用性更强的连续纤维增强热固性复合材料的3D打印成型及固化工艺,成为了目前复合材料与增材制造领域的研究热点。

2012年,美国Continuous Composites公司开发出一种连续纤维3D打印(CF3D)技术。研究人员采用连续纤维束在打印头内部浸渍光固化树脂预聚物,控制打印头按照设计轨迹移动,使预浸纤维从打印喷嘴挤出,并在紫外光辐照下完成定型及固化反应,从而实现连续纤维增强热固性复合材料3D打印成型紫外光固化工艺。

2018年,江苏大学Hao等^[12]提出了一种连续碳纤维(Continuous carbon fiber, CCF)增强热固性环氧树脂(Epoxy, EP)复合材料3D打印技术。采用CCF在打印头内部浸渍熔融EP预聚物,打印成型后通过热后固化完成聚合交联反应。该技术打印CCF/EP样件的拉伸强度及模量分别达到792.8MPa和161.4GPa,弯曲强度及模量分别达到202.0MPa和143.9GPa。

2019年,西安交通大学明越科等^[13]提出了一种分步式连续纤维增强热固性复合材料3D打印技术。整体工艺划分为“3D打印丝材制备”、“3D打印预成型体”与“3D打印预成型体固化”3个模块,分别用于实现制丝、打印及固化功能。该技术打印CCF/EP样件拉伸、弯曲及层间剪切强度分别达到1325.14MP、1078.03MP及58.89MPa。

同年,俄罗斯Anisoprint公司开发出一种热固性和热塑性双基体的连续纤维增强复合材料3D打印技术^[14]。研究人员将连续纤维提前浸渍热固性预聚物并固化,以制备连续纤维增强热固性复合材料丝材;然后,将该丝材与常规热塑性丝材共同输送至3D打印头,加热融化热塑性基体并使其包裹连续纤维增强热固性丝材后共同挤出打印。该技术打印CCF复合EP及聚乳酸(PLA)双基体样件的纤维体积分数达到25%~27%,拉伸强度及模量分别达到750MPa和60GPa。

2020年,美国特拉华大学Shi等^[15]提出了一种动态毛细管驱动连续纤维增强热固性复合材料增材制造技术,称为局部面内辅助加热(LITA)3D打印。研究人员通过加热器局部加热CCF丝束,以形成梯度温度分布,导致液态热固性预聚物滴落在纤维表面时,从低温到高温区域表现出逐渐降低的黏度分布。黏度的降低改变了聚合物的物化性能(如表面能、接触角等),使其由于毛细作用实现对干纤维的润湿和浸渍。同时,较高的温度引发预聚物分子链发生聚合交联反应而固化,从而同步实现“注入液态预聚物”,“预浸干纤维”以及“固化反应成型”。该技术打印CCF/EP样件拉伸强度及模量分别达到810MPa和108GPa。

2021年,美国科罗拉多大学He等^[16]提出了一种基于墨水直写(Direct ink writing, DIW)的连续纤维3D打印技术。热固性预聚物作为打印油墨提前装载于注射器,连续纤维通过进料管也一并输送到注射器内部;然后,施加压力推动活塞以进行油墨沉积,其在针管内复合纤维束后共同挤出打印;最后,通过紫外光或热后固化处理完成聚合交联反应。

尽管如此,上述连续纤维增强热固性复合材料3D打印成型光/热固化工艺仍然存在打印速度慢、样件

精度差、孔隙含量高、纤维-树脂分布不均等缺陷;而且已披露层间剪切强度较低,仅达到热压罐固化复合材料层合板的30%~40%,难以达到工程领域主/次承力构件的应用要求。因此,本文基于前期已提出的分步式连续纤维增强热固性复合材料3D打印策略,开展进一步的工艺完善与改进研究,将整体工艺重新划分为“纤维预浸及打印成型”与“预成型体热后固化”两个步骤。3D打印制备了CCF/EP样件并测试了包括拉伸、弯曲及层间剪切在内的基础力学性能。同时,详细讨论了其微观界面和内部结构,并展示了多种典型复合材料样件。最后,针对3D打印CCF/EP栅格在电热除冰领域的应用进行了初步试验探索。

制备及表征

1 制备

图1为纤维预浸及打印成型的原理示意图,打印头内部加入EP及其热固化剂(陶氏化学(上海)有限公司)混合物,并通过加热熔融降低黏度;然后将CCF(T300-3000,东丽工业(中国)有限公司)从料卷输送进入打印头内部,浸渍该熔融树脂基体;利用展纱辊扩展丝束宽度及延长预浸路径,配合输送张力,以确保纤维浸渍均匀;预浸完成后,纤维束随树脂基体从打印喷嘴挤出,通过冷却定型并附着于打印基板;打印头沿CAD模型单层切片轨迹在X-Y平面内移动,单层打印完成后,打印基板沿Z向下降单个切片厚度,循环上述步骤以完成整个设计样件的打印成型。

打印完成后,预成型体被柔性真空袋及密封胶包裹并密封;然后,通过外接真空泵施加真空压力,以排除内部空气并保持其原始形状;最后,利用烘箱加热整个装置,激活固化剂分子活性,引发EP预聚物分子链间发生聚合交联反应而固化。

2 表征

使用机电万能测试机(MTS Systems, 深圳)进行力学测试:

(1) 拉伸试验根据 GB/T 3354—2014 标准《定向纤维增强聚合物基复合材料拉伸性能试验方法》进行, 拉伸样件尺寸为 250mm × 12.5mm × 1mm, 引伸计标距设置为 50mm, 加载速度为 2mm/min;

(2) 弯曲试验根据 GB/T 3356—2014 标准《定向纤维增强聚合物基复合材料弯曲性能试验方法》进行, 弯曲样件尺寸为 80mm × 12.5mm × 2mm, 跨距设置为 64mm, 加载头半径 R 为 5mm, 加载速度为 1mm/min;

(3) 层间剪切试验根据 ASTM D 2344/D 2344M—00 标准《聚合物基复合材料及其层压板短梁剪切强度标准试验方法》进行, 层间剪切样件尺寸为 18mm × 6mm × 3mm, 跨距设置为 12mm, 加载头半径 R 为 3mm, 加载速度为 0.5mm/min。

此外, 使用场发射扫描电子显微镜(SU8010 Hitachi, 日本东京)观察 3D 打印 CCF/EP 样件的微观纤维-树脂界面; 使用微米 X 射线 3D 成像系统(YXLON International GmbH, 德国汉堡)扫描样件孔隙缺陷并重构其内部结构。

结果与讨论

1 3D 打印 CCF/EP 样件力学性能

1.1 拉伸试验结果

通过沿纤维方向的准静态单轴拉伸试验, 得到 3D 打印 CCF/EP 样件的拉伸试验过程及力-位移曲线, 如图 2 所示。利用试验记录数据, 按式(1)和式(2)分别计算其拉伸强度及模量。

$$\sigma = \frac{F}{w \times h} \quad (1)$$

式中, σ 为拉伸强度; F 为破坏前样件承受的最大载荷; w 为样件宽度; h 为样件厚度。

$$E = \frac{\Delta F \times l}{w \times h \times \Delta l} \quad (2)$$

式中, E 为拉伸弹性模量; ΔF 为在 0.001~0.003 纵向应变范围内的载荷增量; l 为样件工作段内的引伸计标距; Δl 为与 ΔF 对应的引伸计标距长度内的变形增量。

由式(1)和式(2)计算得到 3D 打印 CCF/EP 样件的拉伸强度及模量分别达到 (1257 ± 71) MPa 和 (96 ± 11) GPa。拉伸破坏模式为测试样件于两端靠近夹持根部位置, 发生多处沿打印方向的纵向劈裂。这归因于打印过程中, 相邻丝束之间存在

孔隙缺陷。该缺陷在拉伸过程中作为裂纹源, 造成树脂基体开裂, 并沿打印方向扩展。而树脂基体的失效会导致样件内部应力向纤维增强体的传递阻断以及分配不均。最终, 局部应力集中造成多处纤维发生散丝劈裂现象。

1.2 弯曲试验结果

通过垂直于纤维方向的三点弯曲试验, 得到 3D 打印 CCF/EP 样件的弯曲试验过程及力-位移曲线, 如图 3 所示。利用试验记录数据, 按式

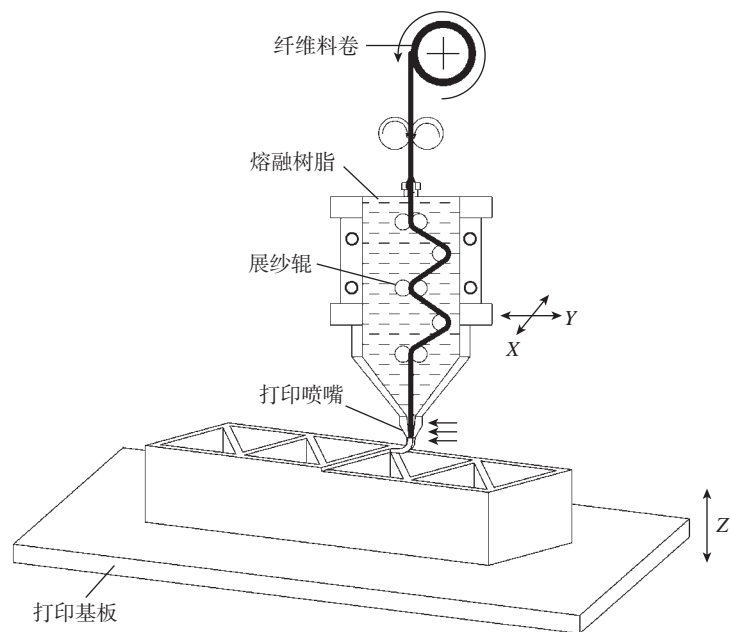


图1 纤维预浸及打印成型原理示意图

Fig.1 Schematic illustration of fiber impregnation and printing

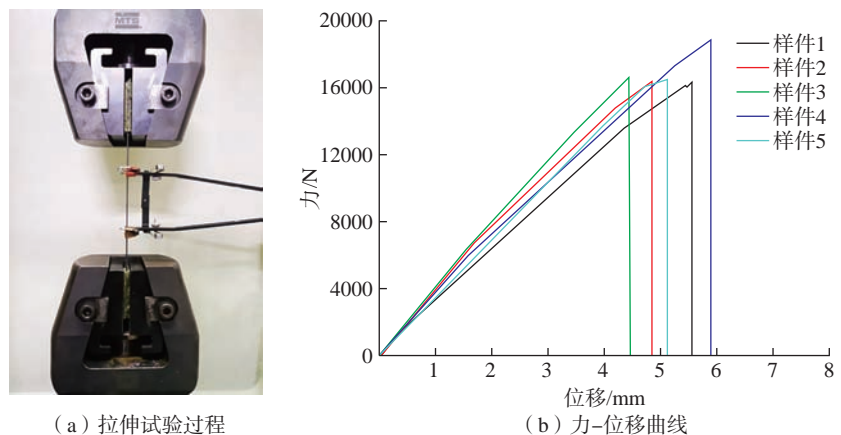


图2 3D 打印 CCF/EP 样件拉伸试验结果

Fig.2 Tensile test results of 3D printed CCF/EP samples

(3)和式(4)分别计算其弯曲强度及模量。

$$\sigma' = \frac{3 \times F \times L}{2 \times w \times h^2} \quad (3)$$

式中, σ' 为弯曲强度; L 为跨距。

$$E' = \frac{\Delta F \times L^3}{4 \times w \times h^3 \times \Delta S} \quad (4)$$

式中, E' 为弯曲弹性模量; ΔS 为与载荷增量 ΔF 对应的跨距中点处的挠度增量。

由式(3)和式(4)计算得到3D打印 CCF/EP 样件的弯曲强度及模量分别达到 (965 ± 80) MPa 和 (75 ± 7) GPa。弯曲破坏模式为测试样件于工作段中部位置, 发生脆性断裂为两截, 断口平齐, 且未发现纤维拔出或层间分层等失效行为。结合图3(b)所示的力-位移曲线呈近似直线上升趋势, 这表明在垂直于纤维方向上, 样件内部缺陷较少, 纤维-树脂分布均匀, 应力传递/分配合理。随着施加载荷的逐渐增大, 样件主要发生弹性变形, 当载荷超过其屈服强度后, 最终导致脆性断裂现象。

1.3 层间剪切试验结果

通过垂直于纤维方向的短梁剪切强度试验, 得到3D打印 CCF/EP 样件的层间剪切试验过程及力-位移曲线, 如图4所示。利用试验记录数据, 按式(5)计算其层间剪切强度 τ 。

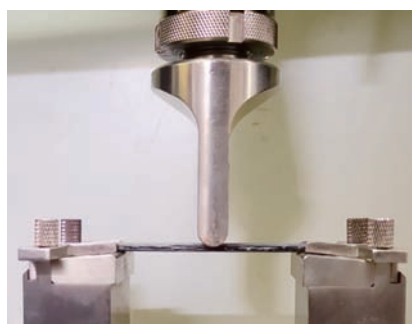
$$\tau = \frac{3 \times F}{4 \times w \times h} \quad (5)$$

由式(5)计算得到3D打印 CCF/EP 样件的层间剪切强度达到 (92 ± 3) MPa。层间剪切破坏模式为测试样件于工作段中部位置, 沿厚度方向发生多层剪切失效现象。在层间剪切试验过程中, 测试样件上部受压, 下部受拉, 存在梯度分布的层间剪切应力。当该剪切应力超过纤维-树脂结合强度时, 发生多层界面开裂、错位或滑移, 导致多层剪切失效模式。

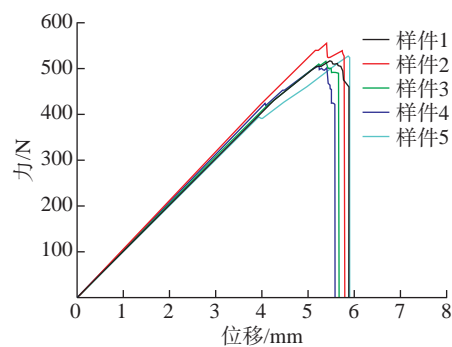
2 微观界面、内部结构及复杂样件展示

在后固化过程中的加热条件下, 当逐渐上升的环境温度超过 EP 预聚物的玻璃化转变温度时, 预成型体内的树脂基体部分会再次熔化为黏流态。配合上真空压力向外的吸附作用, 黏流态的树脂会产生流动, 该流动将促进熔融树脂再次浸渍、包裹

纤维, 填充内部孔隙缺陷以及调整纤维-树脂的分布。当环境温度继续升高, 到达 EP 热固化剂的反应温度区间时, 其分子活性被激活, 并与 EP 预聚物分子链上的活性含氧官能团发生聚合交联反应, 从线性单聚体逐步生成空间网状大分子。固化前后3D打印 CCF/EP 样件沿纤维方向的纤维-树脂界面如图5所示。固化前,



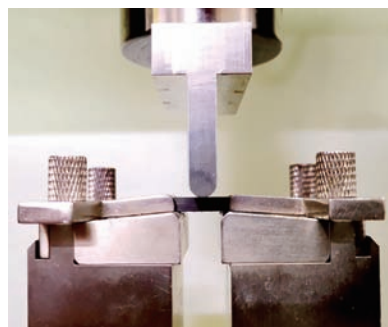
(a) 弯曲试验过程



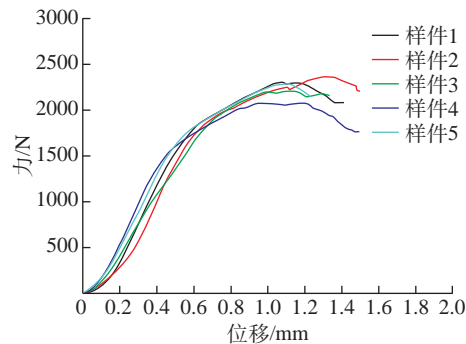
(b) 力-位移曲线

图3 3D打印 CCF/EP 样件弯曲试验结果

Fig.3 Three-point bending test results of 3D printed CCF/EP samples



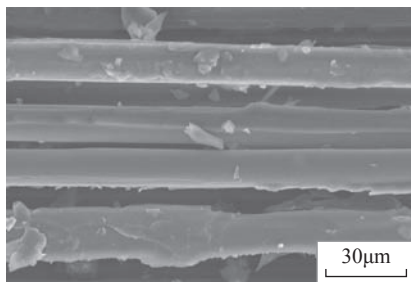
(a) 层间剪切试验过程



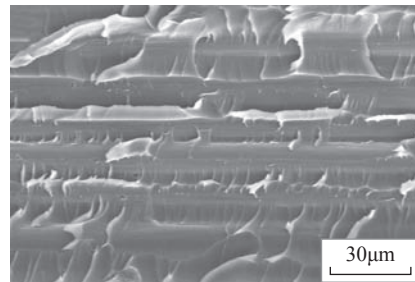
(b) 力-位移曲线

图4 3D打印 CCF/EP 样件层间剪切试验结果

Fig.4 Interlaminar shear test results of 3D printed CCF/EP samples



(a) 固化前



(b) 固化后

图5 固化前后3D打印 CCF/EP 样件纤维-树脂界面

Fig.5 Fiber-resin interface of 3D printed CCF/EP sample before and after post-curing

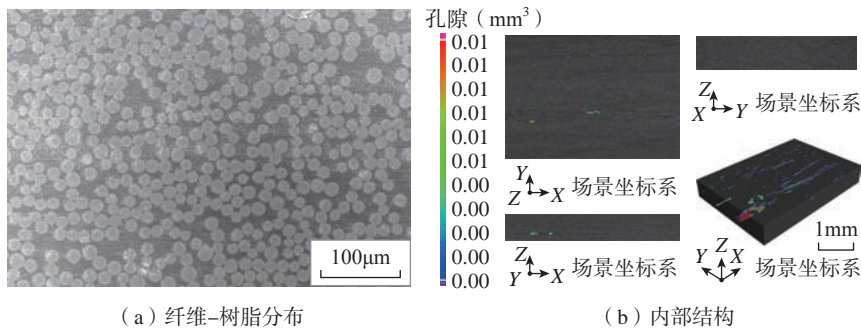
纤维表面零星包裹树脂,固化剂呈颗粒状黏附其中,纤维丝束间存在明显的缝隙孔洞。固化后,纤维表面均匀地被树脂包裹,并观察到明显的鱼鳞状韧性破坏特征。这些现象表明,得

益于后固化熔融过程,固化后复合材料纤维-树脂界面形貌得到大幅改善,结合紧密且牢固,并测得其平均纤维含量质量分数达到52%。

此外,图6显示了固化后3D打

印 CCF/EP 样件垂直于纤维方向的纤维-树脂分布和 X 射线扫描重构的内部结构。图6(a)未发现明显的贫/富树脂区域或分层痕迹,纤维丝束整体分布均匀。由图6(b)可知,3D 打印 CCF/EP 样件内部仅沿打印方向存在少量的孔隙缺陷,平均孔隙率体积分数低至0.5%。

利用本文提出的连续纤维增强热固性复合材料3D打印工艺,采用不同连续纤维增强体(包括碳纤维、芳纶纤维及玻璃纤维),制备了网格、蜂窝、桁架以及缩比机翼等典型复合材料结构,如图7所示。每个样件均通过单一路径循环逐层打印,从而确保样件内部的纤维连续性。因此,应

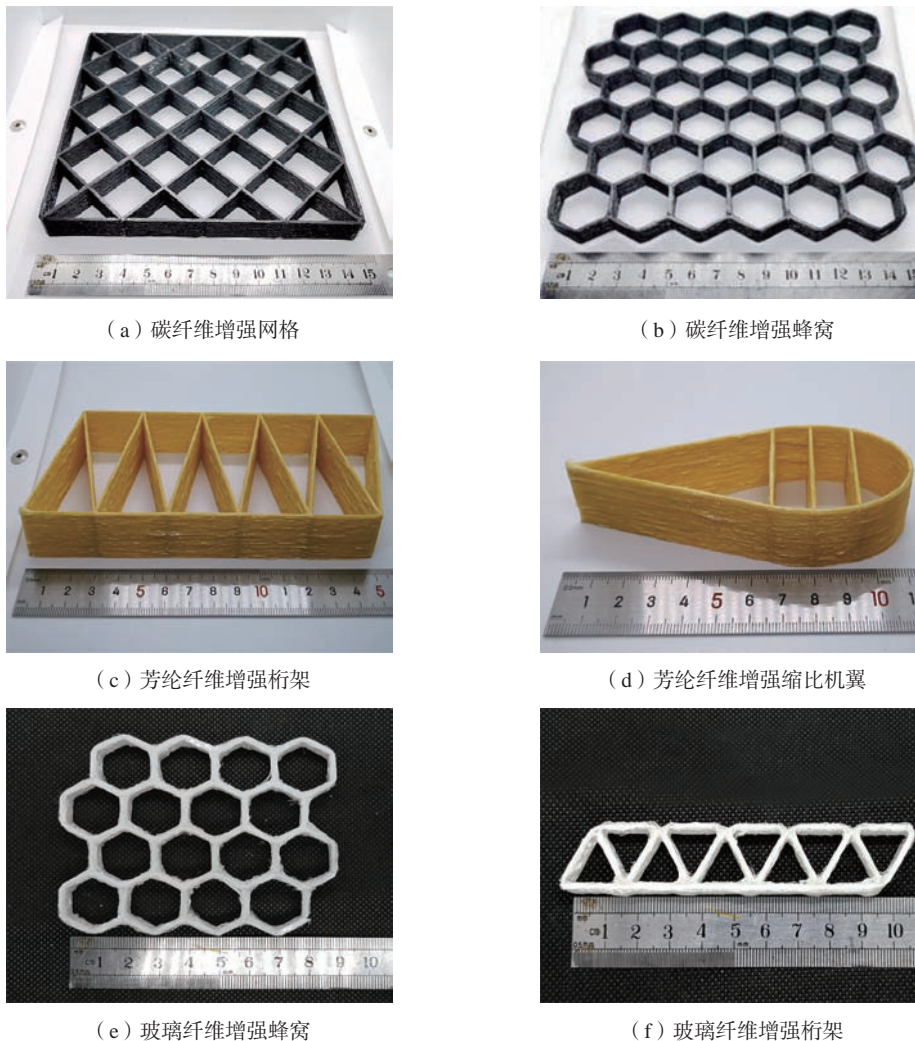


(a) 纤维-树脂分布

(b) 内部结构

图6 固化后3D打印 CCF/EP 样件纤维-树脂分布及内部结构

Fig.6 Fiber-resin distribution and internal structure of 3D printed CCF/EP sample after post-curing



(a) 碳纤维增强网格

(b) 碳纤维增强蜂窝

(c) 芳纶纤维增强桁架

(d) 芳纶纤维增强缩比机翼

(e) 玻璃纤维增强蜂窝

(f) 玻璃纤维增强桁架

图7 典型3D打印复杂结构复合材料样件展示

Fig.7 Demonstration of typical 3D printed complex composite structures

力和应变能够在沿纤维方向上尽可能均匀地分布和传递,这充分利用了纤维的固有强度并有利于增加其承载能力。这些典型复合材料结构表明,该 3D 打印技术适用于不同种类连续纤维增强体,并且具备生产复杂几何形状构件的工艺可行性与设计灵活性。

3 3D 打印 CCF/EP 栅格电热除冰应用

风电场安装的最佳位置通常位于高海拔地区,因为海拔每上升 100m 对应风速增加约 0.1m/s。而且,寒冷地区的可用风力比其他地区高约 10%,因为空气密度随温度降低会增大。因此,高海拔或寒冷区域的风力涡轮机面临严峻的结冰环境,包括云雾、霜冻以及降水等^[17]。结冰不可避免地影响风力涡轮机的检测、判断和操作。叶片翼型轮廓和表面粗糙度的变化会导致气动性能和监测数据准确度急剧下降。由于测量误差,观测到的错误风向和风速会影响偏航和功率控制,导致发电量和利用率降低。同时,积冰还会增加叶片和塔架结构的负荷,这可能会影响平衡性,造成偏心或共振。此外,由于纤维增强体和树脂基体两种组分的不均匀收缩/膨胀,复合材料构件内部存在残余应力。由于冰水的融化和渗透,形成了许多微裂纹并降低强度、刚度和防水性等,从而进一步促进其劣化过程。

碳纤维是碳原子通过共价键结合形成六边形平面,该平面碳层相互重叠并卷曲生长,最终形成连续的圆柱形纤维。由于此共价键结合和生长模式,其沿纤维方向上表现出高导电性、强度以及模量,电阻率达到 $1.6e^{-3}\Omega \cdot \text{cm}$ 。因此,本文提出一种基于 3D 打印 CCF/EP 栅格防护玻璃纤维增强复合材料(GFRC)的电热除冰应用(图 8)。图 8(a)显示了 CCF/EP 栅格在平纹 GFRC 预浸带表面的 3D 打印过程。相邻丝束打印间隔设置为 5mm。打印完成后,该栅格随预浸带一同采用真空袋辅助高温固化。固化后,在样件 CCF/EP 栅格防护一侧的两端涂抹导电银浆和粘铜电极,并进行模拟电热除冰试验(注入功率为 30W),如图 8(b)所示。对比未防护 GFRC 样件,CCF/EP 栅格将 5mm 厚冰层的除冰时间从 85.0min 减少 85% 至 12.75min。除冰测试后,对比原始样件的弯曲强度及模量(405.6MPa 和 21.4GPa),未防护 GFRC 样件的残余弯曲强度及模量分别大幅下降 11.5% 和 11.7% 至 359.0MPa 和 18.9GPa,而 CCF/EP 栅格防护 GFRC 样件的残余弯曲强度及模量仅分别下降 2.9% 和 1.4% 至 393.8MPa 和 21.1GPa。这些结果表明,3D 打印 CCF/EP 栅格能够有效地缩短除冰时间,减小温度差异,将结冰对风力涡轮机的影响和复合材料损伤降至最低。

结论与展望

本文综述了连续纤维增强热固性复合材料 3D 打印技术的国内外研究进展,系统地分析了目前复合材料 3D 打印技术存在的材料瓶颈、工艺缺陷以及性能弱点。基于前期试验研究基础,进一步改进了所提出的连续纤维增强热固性复合材料 3D 打印工艺,并将其重新划分为“纤维预浸及打印成型”与“预成型体热后固化”两个步骤。力学测试结果表明,3D 打印 CCF/EP 样件的拉伸强度及模量分别达到 (1257 ± 71) MPa 和 (96 ± 11) GPa; 弯曲强度及模量分别达到 (965 ± 80) MPa 和 (75 ± 7) GPa; 层间剪切强度达到 (92 ± 3) MPa。利用电镜观测和 X 射线扫描,详细观察了 3D 打印 CCF/EP 样件的微观纤维-树脂界面和内部孔隙分布。此外,采用不同连续纤维增强体,打印了多种典型复合材料结构,以验证其制备复杂构件的工艺可行性与设计灵活性。最后,通过人工模拟除冰试验,讨论了所提出的高导电性 3D 打印 CCF/EP 栅格在电热除冰领域的应用潜力与优势。

这些结果证明,利用高性能连续纤维来增强 3D 打印树脂基体是未来提升常规 3D 打印制件力学性能,简化传统热固性复合材料成型工艺的一项重要举措。然而,作为复合材料和增材制造领域的交叉前沿应用



(a) 3D打印过程

(b) 模拟电热除冰试验

图 8 3D 打印 CCF/EP 栅格防护 GFRC 样件电热除冰应用

Fig.8 Self-heating and deicing application of 3D printed CCF/EP mesh-protected GFRC sample

技术,对于连续纤维增强热固性复合材料 3D 打印工艺及其应用的研究目前正处于基础探索阶段,距离工程化实际应用仍然存在多项关键技术问题亟待解决:

(1) 3D 打印制备连续纤维增强热固性复合材料样件拉伸、弯曲强度及模量对比传统热压罐固化复合材料层合板仍存在较大差距,为进一步提升 3D 打印复合材料力学性能,需要深入开展 3D 打印及后固化典型参数研究,揭示成型及固化过程的多参数耦合作用机理,优化复合材料增材制造工艺参数,提升纤维含量,降低孔隙缺陷;

(2) 3D 打印连续纤维增强热固性复合材料具有多界面特征,针对其纤维-树脂界面结合性能差的问题,应开展有效的界面性能改善途径及机理研究,提升 3D 打印复合材料界面/层间力学性能;

(3) 3D 打印连续纤维增强热固性复合材料的损伤破坏规律仍以试验性研究为主,缺乏相应的数值模拟方法和理论预测模型,应借鉴现有复合材料层合板的仿真基础,建立起适用于 3D 打印复合材料的数值模拟方法和理论预测模型,并对其有效性和适用性进行测试、评估及修正;

(4) 3D 打印连续纤维增强热固性复合材料的力学性能研究主要集中于(准)静态载荷作用的拉伸、压缩、弯曲及层间剪切测试,应进一步开展 3D 打印复合材料在动态载荷作用下的性能研究,结合上述的数值模拟方法和理论预测模型,进行多工况下复合材料的性能数值预测及损伤演化仿真;

(5) 3D 打印连续纤维路径不仅需要满足满覆盖性、平整性等打印要求,还需要尽可能保持纤维连续性以匹配复合材料结构强度设计要求,应进一步研发基于复合材料构件受载条件的高精度 3D 打印轨迹规划算法,并编制配套商用软件。

致谢

感谢深圳市大昆三维科技有限公司工程师严高原在论文试验设备搭建、调试过程中提供的技术支持与帮助。

参考文献

[1] 卢秉恒,李涤尘.增材制造(3D打印)技术发展[J].机械制造与自动化,2013,42(4):1-4.

[2] LU Bingheng, LI Dichen. Development of the additive manufacturing(3D printing) technology[J]. Machine Building & Automation, 2013, 42(4): 1-4.

[3] NGO T D, KASHANIA, IMBALZANO G, et al. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges[J]. Composites Part B: Engineering, 2018, 143: 172-196.

[4] 刘晓军, SHALKAR Yessimkhan, 李飞, 等. 纤维增强复合材料 3D 打印研究进展[J]. 塑料, 2017, 46(6): 61-66.

[5] LIU Xiaojun, SHALKAR Yessimkhan, LI Fei, et al. Research progress of 3D printing fiber reinforced composite[J]. Plastics, 2017, 46(6): 61-66.

[6] WANG X, JIANG M, ZHOU Z W, et al. 3D printing of polymer matrix composites: A review and prospective[J]. Composites Part B: Engineering, 2017, 110: 442-458.

[7] KABIR S M F, MATHUR K, SEYAM A F M. A critical review on 3D printed continuous fiber-reinforced composites: History, mechanism, materials and properties[J]. Composite Structures, 2020, 232: 111476.

[8] 孔甜甜, 阚鑫禹, 薛平, 等. FDM 技术制备高分子复合材料研究进展[J]. 塑料工业, 2017, 45(3): 45-49, 69.

[9] KONG Tiantian, KAN Xinyu, XUE Ping, et al. Research progress of preparation of polymer composites by FDM technology[J]. China Plastics Industry, 2017, 45(3): 45-49, 69.

[10] COMPTON B G, LEWIS J A. 3D-printing of lightweight cellular composites[J]. Advanced Materials, 2014, 26(34): 5930-5935.

[11] NING F D, CONG W L, QIU J J, et al. Additive manufacturing of carbon fiber reinforced thermoplastic composites using fused deposition modeling[J]. Composites Part B: Engineering, 2015, 80: 369-378.

[12] TEKINALP H L, KUNC V, VELEZ-GARCIA G M, et al. Highly oriented carbon fiber-polymer composites via additive

manufacturing[J]. Composites Science and Technology, 2014, 105: 144-150.

[10] 田小永,刘腾飞,杨春成,等.高性能纤维增强树脂基复合材料 3D 打印及其应用探索[J].航空制造技术,2016,59(15):26-31.

TIAN Xiaoyong, LIU Tengfei, YANG Chuncheng, et al. 3D printing for high performance fiber reinforced polymer composites and exploration on its applications[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(15): 26-31.

[11] 刘腾飞,田小永,朱伟军,等.连续碳纤维增强聚乳酸复合材料 3D 打印及回收再利用机理与性能[J].机械工程学报,2019,55(7):128-134.

LIU Tengfei, TIAN Xiaoyong, ZHU Weijun, et al. Mechanism and performance of 3D printing and recycling for continuous carbon fiber reinforced PLA composites[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(7): 128-134.

[12] HAO W F, LIU Y, ZHOU H, et al. Preparation and characterization of 3D printed continuous carbon fiber reinforced thermosetting composites[J]. Polymer Testing, 2018, 65: 29-34.

[13] 明越科,段玉岗,王奔,等.高性能纤维增强树脂基复合材料 3D 打印[J].航空制造技术,2019,62(4):34-38,46.

MING Yueke, DUAN Yugang, WANG Ben, et al. 3D printing for high performance fiber reinforced polymer composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(4): 34-38, 46.

[14] ADUMITROAIE A, ANTONOV F, KHAZIEV A, et al. Novel continuous fiber Bi-Matrix composite 3-D printing technology[J]. Materials, 2019, 12(18): 3011.

[15] SHI B H, SHANG Y Y, ZHANG P, et al. Dynamic capillary-driven additive manufacturing of continuous carbon fiber composite[J]. Matter, 2020, 2(6): 1594-1604.

[16] HE X, DING Y C, LEI Z P, et al. 3D printing of continuous fiber-reinforced thermoset composites[J]. Additive Manufacturing, 2021, 40: 101921.

[17] PARENT O, ILINCA A. Anti-icing and de-icing techniques for wind turbines: Critical review[J]. Cold Regions Science and Technology, 2011, 65(1): 88-96.

通讯作者:段玉岗,教授,博士生导师,研究方向为复合材料增材制造技术、功能复合材料及制造工艺、复合材料自动铺丝工艺与装备。

Performance and Applications of 3D Printed Continuous Fiber-Reinforced Thermosetting Composites

MING Yueke^{1,2,3}, WANG Ben^{1,2,3}, ZHOU Jin^{1,2,3}, XIN Zhibo^{1,2,3}, LI Ting²,
WANG Feng², DUAN Yugang^{1,2,3}

(1. State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710054, China;

2. Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

3. iHarbour Academy of Frontier Equipment, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710115, China)

[ABSTRACT] The development status and technical bottlenecks of 3D printed continuous fiber-reinforced thermosetting composites were reviewed in this paper. Based on the preliminary experimental research, a two-step 3D printing solution was proposed, including fiber impregnation and printing, and post-curing. The continuous carbon fiber (CCF) reinforced thermosetting epoxy (EP) samples were prepared by 3D printing. The mechanical test results show that the tensile strength and modulus of 3D printed CCF/EP samples were (1257±71) MPa and (96±11) GPa, respectively; the flexural strength and modulus were (965±80) MPa and (75±7) GPa, respectively; the interlaminar shear strength was (92±3) MPa. The microscopic fiber-resin bonding, distribution, and internal void defects were also discussed. Furthermore, complex structures reinforced by different fibers were fabricated to demonstrate the feasibility and generality of the proposed technique. Finally, the application prospect of 3D printed CCF/EP mesh in the field of self-heating and deicing was explored. These results pave the way for the digital manufacturing of high-performance thermosetting composites through 3D printing and demonstrate their great potential in advanced industrial applications.

Keywords: 3D printing; Continuous carbon fiber (CCF); Thermosetting epoxy; Composites; Mechanical properties; Self-heating and deicing

(责编 阳光)

(上接第 57 页)

Study on Mechanical Properties of Polyetheretherketone/Tantalum/Niobium Lattices Made by High Temperature-Selective Laser Sintering

CAI Haosong¹, CHEN Peng¹, SU Jin¹, WANG Mingzhe¹, WANG Haoze¹, YAN Chunze^{1,2,3},
WANG Wei², SHI Yusheng¹

(1. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology,
Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China;

2. Huake 3D Science Technology Ltd. of Zhejiang Province, Wenzhou 325004, China;

3. Research Institute of Huazhong University of Science and Technology in Shenzhen, Shenzhen 518000, China)

[ABSTRACT] Polyetheretherketone (PEEK) has high heat resistance and excellent mechanical properties, suitable for the applications in high temperature environment of aviation. Light lattice structures can be produced by additive manufacturing (AM) to replace the conventional solid structure and realize the lightweight of aviation parts. Therefore, in this paper, the PEEK/Ta/Nb composite powders are prepared, and the triply periodic minimal surface (TPMS) gyroid lattice structures of PEEK/Ta/Nb were fabricated by high temperature-selective laser sintering (HT-SLS) additive manufacturing technique. The compressive properties of composite lattice structures were studied and the fracture mechanism was clarified. The results show that gradient gyroid lattice structure allows smooth transition at the cell junctions, but the stress concentrates at the inclined bar of large porosity, which can lead to a layerwise collapses at a 45° fracture direction. The yield strength of PEEK/Ta, PEEK/Nb and PEEK/Ta/Nb is increased by 23.5%, 6.7% and 44.5% respectively compared with that of PEEK (1.19 MPa).

Keywords: Additive manufacturing (AM); High temperature-selective laser sintering (HT-SLS); Polyetheretherketone; Lattice structure; Composite

(责编 阳光)

聚焦材料成形与模具技术难题 致力关键技术突破

——走进华中科技大学材料成形与模具技术 国家重点实验室

Focus on Materials Processing and Die & Mould Technology Problems and
Committed to Key Technology Breakthrough

[编者按] 材料成形与模具技术国家重点实验室(以下简称“实验室”)的前身是塑性成形模拟及模具技术国家重点实验室,于1989年经国家计委(现国家发改委)批准,由时任校长黄树槐教授、肖景容教授、崔崑教授等老一辈科学家负责筹建,1995年通过国家验收,2006年更为现名。实验室面向国家重大需求,围绕高性能成形制造中形变/流变机制、形性协调控制方法、组织与性能演变规律等科学问题,开展应用基础与交叉创新研究,形成了成形工艺与数字化相结合、成形技术与材料学相结合的研究特色,是全球唯一可提供注塑、铸造、冲压、焊接、增材全系列材料成形过程模拟技术的研究机构,解决了航空、航天、海洋、汽车、船舶、信息等领域一大批高性能关键零部件的卡脖子难题,为我国国防建设和国民经济建设做出了重要贡献。

研究方向与成果

材料及其成形是支撑国民经济发展与国防建设的基础技术,在航空航天、汽车、船舶、能源、机械等领域内发挥着不可替代的作用,其发展水平是衡量国家装备制造业自主创新能力的标志之一。在国家安全形势、国际竞争压力、能源危机和环境污染日趋严峻的环境下,发展高端制造装备、新能源装备、高性能运载装备及新型武器装备已成为国家重要战略需求。这些装备高性能化的要求不断提高,其关键零部件也日趋复杂化、大型化、整体化和薄壁化,并要求成形工艺日趋复合化与精密化,对材料及其成形制造技术提出了越

来越高的要求。面对这些挑战,需要不断深入探索材料成形过程的机理与规律,解决材料成形过程中的材料形变规律、材料组织结构与性能、控形控性这3个基本科学问题。

实验室瞄准以上国家重大需求和学科前沿,逐渐确立了以下5个主要研究方向。

(1)材料成形过程模拟理论与方法。研究材料在固态、液态条件下的形变(流变)规律和多场、多尺度下各因素间的耦合作用机制,构建成形过程的计算模型,建立快速精确的数值计算方法,为全面真实地掌握材料的形变规律及机理、组织结构演变和性能预测提供技术支撑。

(2)数字化模具设计制造技术。

研究面向模具开发全过程的智能化设计、自动化制造、精益化生产过程优化控制的理论与方法,建立模具设计制造的数字化平台,克服模具开发过程中过于依赖经验造成的低效率、低可靠性的瓶颈问题,使模具设计制造由经验走向科学。

(3)快速成型与快速制模技术。研究激光与材料的相互作用机理,建立快速成形过程中零部件性能与精度的控制方法,形成材料-工艺-装备一体化的成套技术体系,解决大型复杂高性能零部件的快速整体成形制造难题。

(4)精密成形工艺与装备。研究材料在力场/温度场作用下的组织结构演变及形变规律,建立成形过

程的控形控性方法,形成精密成形工艺-装备成套技术体系,解决高性能零部件的高效、高精成形制造难题。

(5) 先进材料制备与应用。重点围绕高性能工模具材料、合金材料、复合塑料、新能源材料、纳米材料的制备与应用,研究材料成分、制备工艺、组织结构与性能之间的关系,以及外场作用下的材料组织结构演变机制,建立高性能材料的设计与制备方法,满足关键零部件或器件对高性能材料及其成形技术的需求。

实验室先后承担国家级科研项目(课题)700余项,其中国家重点研发计划、国家重大科技专项、自然科学基金重大/重点项目、863、国防重点项目等重大/重点项目(课题)110余项,取得了系列标志性成果,在引领相关学科发展、解决材料成形工业软件卡脖子难题、推动我国国防建设和支柱产业等方面发挥了不可替代的作用。获国家科技奖励24项,提出的“表面模型”被国际学术界评价为“注塑成形模拟历史上的重要里程碑”,研制的大型激光烧结增材制造装备被两院院士评为“中国十大科技进展”。

2016~2020年,实验室科研能力显著提升,新增国家级重大/重点项目牵头23项、参与30项,国家杰出青年科学基金3项,国家优秀青年科学基金5项,科研经费达4.99亿元;发表SCI论文2556篇,其中CNS子刊论文9篇、影响因子大于10的论文421篇、高被引论文65篇、热点论文10篇;获授权发明专利425件。作为第一单位,获国家自然科学基金二等奖1项、国家技术发明二等奖1项、国家科技进步二等奖2项、省部级一等奖13项。

► 科研平台与人才队伍 ◀

实验室围绕研究方向和发展目标,通过购置和自主研制,已拥有大

量先进的材料制备、成形、性能测试与组织分析设备,如火花放电等离子烧结系统、锂电池智能制造装备、精密塑料注射成形机、双动挤压液压机、高精度八轴机器人焊接系统、双激光多材料激光选区熔化增材制造装备、液态金属高压成形机、热力模拟试验机、原位纳米力学测试系统、动态力学分析仪、综合物性测试系统、单晶X射线衍射仪、微纳操纵及原位光电分析扫描电镜系统、场发射俄歇电子能谱仪、光电流原子力显微镜等,建立了材料设计与制备、材料成形技术、材料性能测试、材料显微分析等4个实验平台,为开展高水平科学研究、培养高层次人才提供了良好的硬件支撑。

实验室依托华中科技大学材料科学与工程“211”/“985”/“双一流”重点学科,坚持人才培养与人才引进并举,打造了一支以院士为指导、中青年为骨干、团队协作的科研队伍。现有固定人员102人,其中:教授62人,副教授32人,具有博士学位的人员占96%,具有海外经历的人员占70%,40岁以下的人员占39%。目前实验室有中国工程院院士3名,国家杰出青年科学基金获得者7名,优秀青年科学基金获得者8名,国家“万人计划”科技创新领军人才5名,青年拔尖人才1名,“新世纪百千万人才工程”国家级人选3名,教育部“长江学者奖励计划”特聘教授4名,青年学者4名,教育部新世纪优秀人才12名,国家海外引进高层次人才1名,青年人才15名,教育部创新团队2个,科技部创新团队1个,湖北省创新团队6个。

► 学术交流与合作 ◀

2016~2020年,实验室主办/承办国际学术会议10次、国内学术会议24次,在国际学术会议上做主题/特邀报告44人次、在国内会议上113人次,在国际学术机构/期刊任

职40人次、在国内学术机构/期刊任职186人次。邀请德国工程院院士 Christoph Leyens 教授、澳大利亚科学院院士/中国科学院外籍院士米耀荣教授、俄罗斯科学院外籍院士牛济泰教授等国内外知名学者来室开展学术交流合作,持续举办杰出学者论坛252期。牵头成立了中欧增材制造技术联合实验室(与英国斯旺西大学合作)、湖北省增材制造技术国际科技合作基地(与比利时鲁汶大学、美国德克萨斯奥斯丁分校等合作)等国际合作平台,承担了欧盟地平线2020计划、欧盟框架七、政府间科技合作重点专项等国际合作项目20余项。

实验室大力推进“政产学研用”全方位协同创新,构建了“研究院-联合实验室-项目合作-科技企业孵化”4类产学研结合与成果转化模式:

(1) 建设区域和行业的研发与成果转化基地,如采用政府与企业提供办公场地和资金,实验室投入人力和技术的方式与黄石市政府共建“黄石科创模具技术研究院”、与海尔集团共建“国家家电模具工程技术研究中心”、与武钢集团共建“华中科技大学-武钢研究院”;

(2) 与行业龙头企业共建联合实验室,包括航空领域航材院、声学部件领域瑞声公司、家电领域美的公司、精锻领域太平洋精锻公司等,合作方按年度提供研究经费,双方共同开展科研攻关;

(3) 与航空工业、中国航发、航天科技、航天科工、中船、中车、一汽、东风、华为等1000余家企业开展了项目合作,近十年合作经费超过3亿元,解决了一大批制约企业发展的技术瓶颈问题;

(4) 基于实验室研究成果,孵化了华科三维、武汉维景、益模科技等创新型企业,推动了增材制造、模具信息化等成果的转化应用。

(采访 雷松)

引文格式: 王郁, 王俊升, 薛程鹏, 等. 微合金化对铝合金高温析出相影响的研究进展 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(15): 68-77, 85.

WANG Yu, WANG Juncheng, XUE Chengpeng, et al. Review of microalloying effects on high temperature Al_3X precipitates in Al alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 68-77, 85.

微合金化对铝合金高温析出相影响的研究进展*

王郁¹, 王俊升^{1,2}, 薛程鹏¹, 王硕¹, 陈东旭¹, 张弛¹

(1. 北京理工大学材料学院, 北京 100081;

2. 北京理工大学前沿交叉科学研究院, 北京 100081)

[摘要] 铝合金材料广泛应用于航空航天等领域,但其高温强度相对于钢铁材料还有一定的差距。通过添加过渡族金属和稀土金属元素可有效控制铝合金高温条件下的析出强化相(Al_3X),从而提升其高温力学性能。概述了微合金元素对铝合金高温强化影响的国内外研究进展,并结合第一性原理计算阐述了 Al_3X 强化相热力学参数及其性能方面研究的最新进展。

关键词: 微合金化; 铝合金; Al_3X 强化相; 第一性原理计算; 高温力学性能

Review of Microalloying Effects on High Temperature Al_3X Precipitates in Al Alloys

WANG Yu¹, WANG Junsheng^{1,2}, XUE Chengpeng¹, WANG Shuo¹, CHEN Dongxu¹, ZHANG Chi¹

(1. School of Materials Science & Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China;

2. Advanced Research Institute for Multidisciplinary Science, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

[ABSTRACT] Al alloys are widely used in aerospace industries, but their high-temperature strength still cannot match with steels. Addition of transition metals and rare earth elements can effectively control the precipitation strengthening phases (Al_3X) in Al alloys under high temperature conditions, and therefore their high-temperature mechanical properties can be improved significantly. This paper summarizes the current research progresses of the influence of microalloying elements on the high temperature precipitation strengthening of Al alloys. Combined with first-principles calculation, the latest developments in the thermodynamic parameters and properties of Al_3X strengthening phase are described.

Keywords: Microalloying; Al alloy; Al_3X strengthening phase; First-principles calculation; High temperature mechanical properties

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.15.068

铝是地壳中储量最丰富的金属元素,约占地壳总质量的8%。由于铝具有低密度、高比强(刚)度、良好的塑性等诸多优点,被广泛应用于航空航天等领域。但由于纯铝强度相对较低,很难直接作为结构材料使用,因此经过合金化形成铝合金,有利于满足其使用性能

要求^[1-2]。多数铝合金材料虽然具有良好的强韧性、抗疲劳、耐腐蚀性能,但其高温强度较低,很大程度上限制了其在航空航天等领域的进一步应用。近年来,探究和设计新型高强度、耐高温铝合金已成为国内外铝行业研究热点和难点,得到了广泛的关注。热处理技术、合金

* 基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52073030); 装备预先研究项目领域基金(61409220124)。

化技术等可以改善铝合金的高温力学性能,其中,合金化是一种可以显著提高铝合金性能的有效手段,已经得到了学者们的普遍认可^[3]。研究发现,过渡族金属和稀土金属元素对铝合金性能有较大的影响^[4]。通过在铝合金中掺入一定量的过渡族金属和稀土元素可以获得铝基金属间化合物(形成新的弥散强化相),能有效促成晶粒细化并改善合金的组织结构,提高高温强度,是目前优化和改善铝合金强度和耐热性能的有效方法之一。

本文将介绍 8 种微合金元素与铝形成的 Al_3X 析出相,着重介绍其结构、力学性能和对铝合金高温强化影响的国内外研究,并列出第一性原理计算出的晶体结构和热力学等参数来进行对比。

1 Al_3X 相对铝合金组织和力学性能的影响

通常,铝合金在高温条件下存在许多不同种类的相,如 Al_3Zr 、 Al_2Cu 、 $AlLi$ 等,这些析出相种类、分布和相互作用与合金的力学性能密切相关。其中三铝化合物 Al_3X 相具有低密度、高熔点、抗氧化性、抗蠕变性、热稳定性和导电性等优异的物理化学性能,对铝合金的力学性能起到了重要作用^[5]。

Al_3X 相有 $L1_2$ 结构、 DO_{22} 结构和 DO_{23} 结构等,该相是在熔炼铸造或后续热处理过程中析出时形成。如 Al_3Ti 、 Al_3Zr 、 Al_3Hf 、 Al_3Sc 和 Al_3La 等是在熔炼铸造时形成,主要起净化溶体和细化晶粒的作用; Al_3Li 、 Al_3Sc 、 Al_3Y 和 Al_3Lu 等是在后续热处理过程中析出的与基体共格或半共格,产生应变而提高强度。 $L1_2$ 结构的 Al_3X 化合物与 Al 基体的结构相似性有利于相干界面,从而最小化表面能并且具有最大化强化效果^[6]。此外一些 Al_3X 相可以在高温下保持稳定,力学性能较好,所有这些优异的性能使它们成为高强度热稳定铝合金理想分散强化相^[6]。

然而,随着航空航天工业的发展,工程应用上对铝合金材料性能的要求越来越高,亟须提高铝合金的力学性能。研究发现铝和早期过渡金属形成的金属间化合物具有抗氧化、耐腐蚀、相对低密度和高熔点等特点。铝和稀土元素(RE)的金属间化合物因其独特的力学性能,如高的抗拉强度、良好的延展性、高的耐腐蚀性和热稳定性而受到广泛关注。并且,相比于其他合金元素,过渡或稀土元素可以改善铝合金的力学性能和高温强度,满足工程上的需求和应用^[4]。目前,常见的早期过渡元素为 III B、IV B 族元素 Sc、Y、Ti、Zr、Hf 等,常见的稀土元素有 Sc、Y 和镧系元素等。IV B 族(Ti、Zr、Hf)元素通常会与 Al 形成体心四方 DO_{22} (或 DO_{23}) 结构,从而导致形成的不同种类的 Al_3X 相在性能方面存在一些差异,主要表现在脆性上。Sc、Lu 等一些稀土元素与

Al 形成的 Al_3X 化合物通常为立方 $L1_2$ 结构,各向异性较小。

微观组织的种类分布会影响力学性能,而材料的力学性能在高温下也会发生不同的变化。因此为了更好地掌握 Al_3X 相(其中 X 代表过渡或稀土元素)对 Al 合金力学性能的影响,本文比较以下 8 种 Al_3X 相的微观组织、力学性能和热力学稳定性,并进行归纳和总结。

1.1 Al_3Li

Li 是目前为止世界上发现的最轻金属元素,在铝合金中每添加质量分数 1% 的锂,密度降低 3%,弹性模量提高 6%。而铝锂合金是一类含有锂元素的新型铝合金,具有低密度、高比刚度、高比强度、优良的低温性能、良好的耐腐蚀性能和卓越的超塑性成型性能。因此,铝锂合金在航空航天工业具有关键应用价值^[7]。

Al_3Li 相(δ')是一种与铝基体共格的亚稳态纳米共格析出相,通常在热处理工艺过程中出现。其结构具有 $L1_2$ 立方结构的高度有序排列,能成为与矩阵具有立方取向关系的球体,且 δ' 相与 $\alpha-Al$ 的立方面心主晶格排列相同,具有很小晶格失配^[8]。此外,该相具有很高的固有弹性模量,是铝合金中加入 Li 能够提高弹性模量的主要原因^[9]。Laverock 等^[10] 研究指出 Al_3Li 的杨氏模量比 Al 的杨氏模量大得多,这是由它的电子结构决定的。

由于 Al-Li 合金越来越多地应用于航空航天工业中,亟须要继续提高 Al-Li 合金的性能以满足工业需求。因此为了进一步探索 Al_3Li 的结构和性能,学者们进行了大量的研究。

在微观组织方面,析出相与基体之间的晶格参数差可以影响界面与能量,从而对力学性能产生影响。 δ' 相和稀 Al-Li 固溶体的晶格常数差异非常小,仅为 0.02\AA 。相应的析出物与基体的失配导致的界面应变变化也非常小,其变化范围为 $0.08\% \pm 0.02\%$ ^[11]。由于 δ' 相和稀 Al-Li 固溶体之间具有较小的晶格失配和低的界面应变, δ' 相在晶体学上保持与母体固溶体基体全共格,晶体学取向关系为 $(111)Al_3Li // (111)Al$,且细小、均匀、弥散地分布在合金中,能有效改善铝合金的强度和高温抗蠕变性能^[12]。因此, δ' 析出相被认为是 Al-Li 合金重要的强化相^[13-14]。

在力学性能方面, Al_3Li 可以提高材料弹性模量,改善合金的强度。而 Al_3Li 的强化作用是由多种机制引起的,主要为模量强化和有序强化。EL-ATY 等^[8] 对 δ' 析出强化铝锂合金的机理进行了探索,结果显示由于 δ' 析出相和母体固溶体基体之间的剪切模量的差异而导致模量增强;并且由于位错与析出的 δ' 相之间的相互作用,可能会产生反相边界,从而产生某种有序强化。

Wang 等^[15]使用第一原理计算系统地研究了 Al-Cu-Li 合金中 $\delta'/\theta/\delta'$ 的原子结构及其相对稳定性,结果表明反相 1/2 [110] 结构具有最高的理想拉伸强度。

在热力学稳定性方面, Li 的加入形成 Al_3Li , 温度稳定范围是 0~800K^[16], 可以降低材料密度并提高材料的弹性模量。Balducci 等^[17]研究了 Al-Cu-Li 合金的高温性能, 结果表明最低硬度和强度极限在延长保温时间后保持不变。这一极限可与专为高温应用而设计的铝合金相媲美, 甚至更高, 这表明 Al-Cu-Li 合金也可能适用于高温应用。

1.2 Al_3Ti

向铝合金中添加钛在熔炼铸造时会形成 Al_3Ti 金属间化合物, Al_3Ti 相有四方 DO_{22} 和立方 L1_2 两种结构。该相能够使 Al-Ti 合金具有密度低、抗氧化、硬度和弹性模量高等优点, 近年来受到越来越多关注^[18-19]。

在微观组织方面, 不同结构的 Al_3Ti 相在性能方面存在一些差异。如 Li 等^[20]研究表明 $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Ti}$ 比 $\text{DO}_{22}\text{-Al}_3\text{Ti}$ 具有更好的延展性, 较小的各向异性 and 更低的德拜温度。目前, 为了将 Al_3Ti 从四方结构转变为高对称立方 L1_2 结构, 已经进行了许多试验和理论研究。Prakash 等^[21]认为添加过渡金属与 Al_3Ti 相互作用是使其达到 $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Ti}$ 到 $\text{DO}_{22}\text{-Al}_3\text{Ti}$ 结构转变的一种可能途径, 从而达到提高 Al_3Ti 的延展性的目的。

在力学性能方面, Al_3Ti 相在铝合金中可以细化晶粒, 从而提高合金力学性能, 对 α (Al) 晶粒有非均质形核作用。如 Wang 等^[22-23]运用第一性原理分子动力学计算发现 Al_3Ti 是促使铝及铝合金晶粒细化的过渡相, 在凝固过程中溶质中有过量的 Ti 时可原位自生在 TiB_2 的晶体表面, 揭示了大规模生产中为什么需要过量 Ti 的原因。

在热力学稳定性方面, Ti 元素加入形成 $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Ti}$ 和 $\text{DO}_{22}\text{-Al}_3\text{Ti}$ 相的温度稳定范围分别为 0~495K 和 495~1380K^[24], Al_3Ti 是铝基复合材料中常见的强化相, 可用于耐高温铝合金^[25]。Chao 等^[26]研究发现 ($\text{Al}_3\text{Ti} + \text{Al}_2\text{O}_3$)/2024 Al 复合材料在高温下表现出高强度性能, 在 773K 下的应变率为 $1.4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时可达 114.48 MPa 的压缩强度, 而强化原因是 Al_3Ti 的载荷转移机制, 即在高温时 Al_3Ti 相可以有效地承载载荷, 因此外载荷可以转移到该相上, 使合金的高温力学性能保持良好。

1.3 Al_3Zr

为了控制抑制再结晶, 通常在高强铝合金的加工过程中添加少量锆。锆在铝中的溶解度不到 0.1%, 可以在初始均质化热处理期间以亚稳态的 L1_2 Al_3Zr 颗粒形式析出^[27]。

在微观组织方面, Al_3Zr 主要有 L1_2 和 DO_{23} 结构。其中 L1_2 结构较四方晶 DO_{23} 相具有更高的结构对称性与更高的塑性, 但其不能稳定存在, 在高温中易于转变成稳定的 DO_{23} 结构。因此, 已经进行了许多研究以稳定立方 L1_2 相化合物, 从而达到提高力学性能的目的, Moon 等^[28]研究发现在 Al_3Zr 中加入 Cu 可以提高 L1_2 结构的稳定性。

在力学性能方面, 该相具有抗溶解和粗化的能力, 能够在变形加工后阻碍再结晶从而提高力学性能。Pozdniakov 等^[29]研究了 Zr 对 Al-Er-Y 合金性能的影响, 结果表明 Zr 的加入减慢了 Al_3 (Er, Y) 弥散体的粗化。并提升了 Al-Er-Y 合金的再结晶温度。同时, Knipling 等^[30]发现在 Al-Zr 合金中添加 Ti 也可以促使 Al_3Ti 成核于 Al_3Zr 相表面, 从而达到细化晶粒的作用, 同时提高塑性和强度。

在热力学稳定性方面, Zr 元素加入形成 $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Zr}$ 和 $\text{DO}_{23}\text{-Al}_3\text{Zr}$ 相, 温度分别稳定在 0~590K 和 0~1853K 处^[31], 具有低密度、良好的力学和弹性, 此外它的高温力学性能较好; Al_3Zr 在高温下 L1_2 相结构稳定, 因此被认为是高温铝合金强化相。Wang 等^[32]研究发现在 Al 合金中加入 Zr 后由于 Orowan 绕过强化机制, $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Zr}$ 相在 500℃ 时会产生 985MPa 的显微硬度。

1.4 Al_3Hf

铝铪 (Al-Hf) 合金具有良好的抗氧化、耐腐蚀、高温强度高、密度低、熔点高等优点, 是一种高温结构材料。铪元素加入可以有效地细化合金晶粒, 在凝固过程中铪元素可与铝反应形成 Al_3Hf 粒子。

在微观组织方面, Al_3Hf 金属间化合物中存在 L1_2 、 DO_{22} 和 DO_{23} 结构。一些学者对于 Al_3Hf 3 种结构之间的转变进行了研究。Schubert 等^[33]对 Al_3Hf 金属间化合物中的 3 种结构之间的转变进行了探究。试验结果表明 $\text{DO}_{23}\text{-Al}_3\text{Hf}$ 和 $\text{DO}_{22}\text{-Al}_3\text{Hf}$ 之间的平衡转变温度在 650℃ 左右。在之后的工作中, Srinivasan 等^[31]通过机械合金化得到了立方晶 $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Hf}$, 对 $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Hf}$ 和 $\text{DO}_{23}\text{-Al}_3\text{Hf}$ 的稳定性进行探索的结果表明二者之间的转变温度为 750℃。在相的稳定性上, Colinet 等^[34]确定了这 3 种结构的形成焓的相对稳定性: 顺序为 $\text{DO}_{23} > \text{DO}_{22} > \text{L1}_2$, 由此可知虽然 L1_2 结构塑性最好, 但最不易在合金中形成, 因此目前已经进行了许多努力来通过形成 L1_2 结构改善 Al_3Hf 金属间化合物的延展性。Kumar^[35]研究表明从四方的 $\text{DO}_{22}/\text{DO}_{23}$ 到更对称的立方的 L1_2 结构的改变, 可以在一定程度上提高它们的延展性。应变硬化仅在合金的未结晶变形状态得以维持的情况下才有效。而过渡元素铪 (Hf) 在铝合金中形成的亚稳的 $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Hf}$ 弥散体可能是实现高抗再结

晶性的潜在添加剂^[36]。

在力学性能方面,初生的 Al_3Hf 粒子可以作为基体有效的形核质点,与基体共格,纳米级别的 Al_3Hf 粒子可以通过钉扎效应抑制晶粒的长大。 Al_3Hf 具有良好的耐腐蚀性、较高的熔点和基材的高温抗氧化性、较高的温度强度、较低的密度以及丰富的铝含量所导致的高熔点等优良性能^[37-38]。

在热力学稳定性方面, Hf 的加入形成 $\text{L}_{12}\text{-Al}_3\text{Hf}$ 、 $\text{DO}_{22}\text{-Al}_3\text{Hf}$ 和 $\text{DO}_{23}\text{-Al}_3\text{Hf}$, 温度稳定范围分别是 0~650K, 650~750K 和 750~1100K^[39], 铝铪 (Al-Hf) 合金高温强度高、密度低、熔点高,是一种高温结构材料。

1.5 Al_3Sc

到目前为止, Sc 是人们所发现的对铝合金最为有效的合金化元素, Sc 的加入对提高铝合金的性能的作用非常显著。Ti 和 Sc 位于元素周期系统的相邻位置,它们都是铝和铝合金的有效细化剂,在熔体中 Al_3Sc 可以起到细化的作用。并且由于 Al-Sc 合金在时效热处理过程中,球型纳米尺度的 Al_3Sc 沉淀物是均匀形成的,因此 Sc 元素的单位原子百分含量的强度增幅是所有合金元素中最高的^[40-41]。

在组织和性能方面, Al-Sc 合金具有密度低、室温强度高、高温抗蠕变性能好等优点,是近年来备受关注的新型结构材料,微量 Sc 对铝合金合金化作用的主要原因在于生成稳定的 $\text{L}_{12}\text{-Al}_3\text{Sc}$ 相,该相通过抑制再结晶和细化晶粒,对提高铝合金的强度起着重要作用。 Al_3Sc 均匀分布在 Al 基体中,有效地固定了晶界,有利于获得热稳定的、细粒度的微观结构。并且与 Al_3Li 相比, Al_3Sc 具有更高的结构稳定性和更好的力学性能^[40,42]。

Wang 等^[43] 通过第一性原理计算发现, Al_3Sc 析出物具有良好的热力学稳定性,并且力学性能较好。此外,在铝合金中加入 Sc 可以细化晶粒,改善力学性能,减少热裂,消除缩松,使第二相分布更加均匀。Wirtz 等^[44] 研究发现含 Sc 的铝合金由于其晶粒结构非常细小,从而比其他铝合金具有更高的抗疲劳裂纹成核性。

在热力学稳定性方面, Sc 元素加入形成 Al_3Sc 的温度稳定范围为 0~1320K^[45], Al-Sc 合金具有密度低、室温强度高、高温抗蠕变性能好等优点。Mondol 等^[3] 研究发现通过在 2219 合金中加入少量的质量分数为 0.8% Sc,在热处理后会生成 Al_3Sc ,在 200℃时,材料的硬度由于 θ' 的形成而保持稳定。而 Al_3Sc 相在 θ' 基体界面处可以使 θ' 析出物在高温下保持稳定,由此可以极大地提高合金在高温下的强度和硬度。

1.6 Al_3Y

在铝中添加少量 Y 等稀土元素,能够起到净化铝合

金熔体并对铝合金的铸态组织具有强烈细化作用,从而改善力学性能和耐腐蚀性,提高铝合金的抗拉强度、耐热性和高温性能等特性^[46]。在铝合金中使用稀土元素 Y 的主要目的是产生 Al_2Y 、 Al_3Y 相,快速凝固 Al-Y 合金在时效过程可形成亚稳 L_{12} 结构的 Al_3Y ^[47]。

在组织和性能上,在铝合金中会形成 L_{12} 结构的 Al_3Y ,它是 1223K 以上的高温相。该相有许多优异的力学性能,如细化晶粒、提高高温稳定性等,一些学者对此进行了研究。Pozdniakov^[29] 和 Zhang 等^[48] 研究表明在 Al-Zr-Y 合金中, Y 显著加速了 Al_3Zr 的析出动力学,并导致形成了高密度且平均半径较小的 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$ 弥散体。在 400~500℃退火后,向 Al-Zr 合金中添加 Y 可显著提高其硬度。添加 Y 会导致合金在 250℃、300℃ 和 370℃ 退火期间的热稳定性提高。韩剑等^[49] 研究表明在铝合金中加入少量 Y 后会形成 Al_3Y 等相并使铸态组织明显细化。

在热力学稳定性方面, Y 元素加入形成 Al_3Y 的温度稳定范围为 0~1253K,该相可以提高铝合金的抗拉强度、耐热性和高温性能等特性^[50]。

1.7 Al_3Lu

在时效热处理过程中铝和稀土元素镱 (Lu) 可以在铝合金中形成热力学稳定的 L_{12} 结构 (Al_3Lu) 沉淀物或固体溶解在基体中来改善铝合金的抗蠕变性能^[51]。

在组织和性能方面, Al_3Lu 相力学性能良好,成本较低。近期, Wang 等^[43] 通过第一性原理计算发现, Al_3Lu 与 Al_3Sc 在弹性力学性能方面相当,且成本要低于 Sc,因此可在合金应用中替代 Sc。Marquis 等^[52] 研究表明在 Al-Sc 合金中添加 Lu 等稀土元素可以显著降低合金的成本,增加反相边界的能量,并且 $\text{Al}_3(\text{Sc}1-x\text{Lu}x)$ 与 Al_3Lu 析出物和 $\alpha\text{-Al}$ 基体的晶格参数不匹配,从而增强了与位错的弹性相互作用,提高了其高温抗蠕变性。Zhang 等^[53] 计算研究表明 Al_3Lu 在 100GPa 以下具有晶格稳定性、机械稳定性和脆性。

在热力学稳定性方面, Lu 的加入形成 Al_3Lu , 温度稳定范围分别是 0~1518.39K^[54]。Pan 等^[51] 通过计算发现 Al_3Lu 相的弹性常数和弹性模量随着温度的升高都呈现出缓慢的下降趋势,且在高温下依然能保持较高的弹性模量和硬度,证明 Al_3Lu 相是潜在的高温铝合金强化弥散相。

1.8 Al_3La

铝镧合金是大量块状非晶金属材料的基础,在玻璃态下具有较低的比重,表现出高于 980MPa (100kg/mm²) 的高强度,同时具有良好的延展性和耐腐蚀性^[55]。在熔炼铸造时形成的 Al_3La 在其量不大的变形过程中,可以起到钉住晶界的作用,抑制晶粒长大^[56]。

在组织和性能方面, Liu 等^[57]研究了 La 对合金组织、力学性能和热性能的影响,结果表明通过添加 La 元素,可以净化熔体,细化铝合金晶粒,有利于改善力学性能和热性能。Zheng 等^[58]研究发现在 Al-Si 合金中添加 La 质量分数至 0.06% 时可以使 α -Al 晶粒细化,并提高延展性。

在热力学稳定性方面, La 的加入形成 Al_3La , 温度稳定范围是 0~1439K^[59], 具有良好的延展性和耐腐蚀性。Zhao 等^[60]研究了加入 La 的铝合金的高温性能, 结果显示该合金的耐热性良好, 具有良好的高温耐久性能。

2 Al_3X 相结构和力学性能的第一性原理研究

2.1 晶体结构

高对称性的 Al_3X 立方 $L1_2$ 结构及相关的四方 DO_{22} 、 DO_{23} 结构普遍存在于 X 元素为早期过渡元素和稀土的铝合金中, 图 1^[33] 为 $L1_2$ 、 DO_{22} 和 DO_{23} 3 种晶体结构。IV B 族(Ti、Zr、Hf)元素与铝形成的 Al_3X 相通常会形成四方 DO_{22} 或 DO_{23} 结构的化合物。这些三铝化合物以其高强度、高温结构材料而受到广泛关注, 其中最引人注目的是 Al_3Ti , 因为它是这类材料中密度最小的^[37]。然而, 低对称性的四方 DO_{22} 、 DO_{23} 结构使得这些相具有脆性。为了提高塑性, 通常将它们转变为高对称性的 $L1_2$ 结构, 增加的独立滑移系统数量将提高韧性。例如, Al_3Ti (DO_{22}) 可以通过合金化晚期的第 4 周期过渡元素如 Cr、Mn、Fe、Co、Ni、Cu、Zn 等转变为立方的 $L1_2$ 结构^[37]。同样, 在 Al_3Zr 中加入 Li、Cr、Mn、Fe、Ni、Cu 等元素可以增加 $L1_2$ 立方结构的稳定性, Cu、Zn 也可以稳定 Al_3Hf 的 $L1_2$ 结构^[61]。 $L1_2$ 型 Al_3X 化合物由于具有高比强度和弹性模量等优异的力学性能而越来越受到关注^[9, 11-12]。此外, 它们还具有低密度、高熔点、优异的抗氧化性、足够的抗蠕变性、良好的热稳定性和导电性。在时效热处理过程中, 许多元素是在铝合金中形成相干 $L1_2$ Al_3X 相的潜在添加剂。

目前, 已经有许多人通过试验和计算研究了 Al_3X 结构的性质。析出相与基体之间的晶格参数差对于界面结构和能量至关重要^[62]。因此, 对三铝化合物的晶格参数 a 进行比较是有意义的。表 1 为目前已经得到的一些 Al_3X 结构参数的计算值与试验值。从图 2^[11, 22, 24, 63-64] 可以看出, Al_3X 析出物的形成焓均满足 $\Delta H < 0$, 表明其结构稳定。其中, 形成焓的负值越大, 相稳定性越好。因此, 可以看出 Al_3Zr 和 Al_3Sc 相是最稳定的。另外, 在由 IV B 族(Ti、Zr 和 Hf)和铝形成的 Al_3X 相中, $L1_2$ 结构的稳定性最差, 主要出现在 DO_{22} 和 DO_{23} 的结构中。

2.2 力学性能的第一性原理计算

微合金元素在热处理中形成弥散 Al_3X 颗粒, 基体

共格或半共格, 提高力学性能^[4]。力学性能主要由泊松比 ν 、剪切模量 G 、体积模量 B 和杨氏模量 E 决定。如泊松比 ν 小于 0.26, 化合物为脆性。剪切模量 G 和体积模量 B 是抗体积变化和形状变化指标。弹性常数差 ($C_{11}-C_{12}$) 和杨氏模量对力学性能也有影响。 $C_{11}-C_{12}$ 和杨氏模量 E 值越小, 塑性越好。表 2 为第一性原理计算 Al_3X 相力学性能。

弹性常数是用来测量晶体对外界施加应力的阻力^[77-78]。表 2 分别列出了 8 种金属间化合物的弹性常数 C_{ij} 的计算值。对于立方晶体 $L1_2$ 结构, 只有 3 个独立的非零弹性常数 C_{11} 、 C_{12} 和 C_{44} ^[11]。立方晶体的力学稳定性标准条件为 $C_{11} > 0$, $C_{44} > 0$, $C_{11} > C_{12}$, $C_{11} + 2C_{12} > 0$ ^[79]; 对于四方晶体 DO_{22} 和 DO_{23} 结构, 有 6 个独立常数 C_{11} 、 C_{12} 、 C_{13} 、 C_{33} 、 C_{44} 、 C_{66} 。四方晶体的力学稳定性标准条件为 $C_{11} > 0$, $C_{33} > 0$, $C_{44} > 0$, $C_{66} > 0$, $C_{11} > C_{12}$, $C_{11} + C_{33} - 2C_{13} > 0$, $2C_{11} + C_{33} + 2C_{12} + 4C_{13} > 0$ ^[80]。由表 2 中数据可知, 这 8 种金属间化合物均具有良好的机械稳定性。

Al_3X 多晶的体积模量 B 、剪切模量 G 、杨氏模量 E 和泊松比 ν , 比较数据如表 2 所示。体积模量是对固体^[81]原子平均结合强度的测量, 代表材料对体积变化的阻力。 Al_3Ti 、 Al_3Zr 和 Al_3Hf 的体积模量较高, 而 Al_3Zr 和 Al_3Hf 的值较小。因此, Al_3Ti 、 Al_3Zr 和 Al_3Hf 原子的平均结合强度较强, Al_3Li 和 Al_3La 原子的平均结合强度较低。

剪切模量反映了剪切应力作用下对可逆变形的抗力^[77]。由表 2 中可以看出 DO_{22} 和 DO_{23} 结构的化合物剪切模量大于 $L1_2$ 结构的化合物, 意味着它们的抵抗可逆变形能力更高。

杨氏模量是固体刚度的量度。如表 2 所示, Zr、Ti、

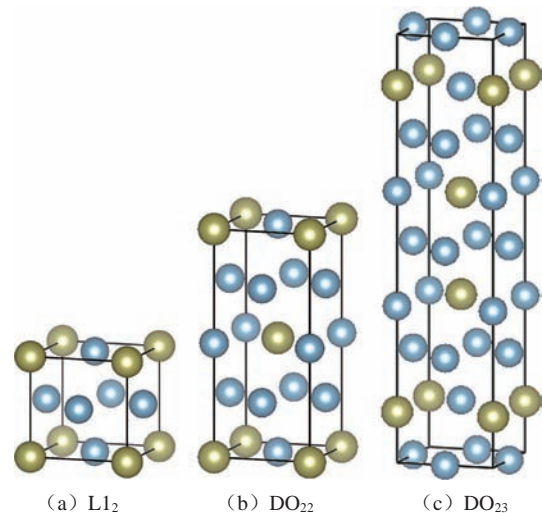


图 1 Al_3X 的 3 种晶体结构
Fig. 1 Three crystal structures of Al_3X

表 1 Al_3X 结构参数的计算值与试验值
Table 1 Calculated and experimental values of Al_3X structural parameters

Al_3X 相	结构	晶格常数 $a/\text{Å}$	晶格常数 $c/\text{Å}$	体积模量 B_0/GPa	形成焓 $\Delta H/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$
Al_3Li	$L1_2^a$	4.034 ^[111]	—	64.35 ^[65]	-9.327 ^[111]
	$L1_2^b$	4.021 ^[66]	—	62.9 ^[66]	—
Al_3Lu	$L1_2^a$	4.206 ^[62]	—	78.54 ^[51]	-38.8 ^[61]
	$L1_2^b$	4.191 ^[43]	—	—	-39.44 ^[43]
Al_3Sc	$L1_2^a$	4.105 ^[62]	—	87.05 ^[65]	-44.8 ^[62]
	$L1_2^b$	4.106 ^[43]	—	91.7 ^[67]	-43.51 ^[43]
Al_3Ti	$L1_2^a$	3.985 ^[22]	—	104.27 ^[22]	-35.499 ^[22]
	$L1_2^b$	3.967 ^[31]	—	—	—
	DO_{22}^a	3.851 ^[20]	8.633 ^[20]	103.7 ^[20]	-38.28 ^[20]
	DO_{22}^b	3.923 ^[22]	8.740 ^[22]	—	—
Al_3Zr	$L1_2^a$	4.097 ^[63]	—	103.1 ^[63]	-46.418 ^[63]
	$L1_2^b$	4.117 ^[68]	—	95.6 ^[68]	—
	DO_{23}^a	4.008 ^[24]	17.297 ^[24]	102.5 ^[24]	-49.106 ^[24]
	DO_{23}^b	4.007 ^[69]	17.286 ^[69]	—	-49 ^[69]
Al_3Hf	$L1_2^a$	4.08 ^[24]	—	103.8 ^[24]	-36.828 ^[24]
	$L1_2^b$	4.05 ^[31]	—	—	—
	DO_{22}^a	3.944 ^[24]	8.910 ^[24]	105.4 ^[24]	-38.649 ^[24]
	DO_{22}^b	3.931 ^[34]	8.930 ^[34]	—	—
	DO_{23}^a	3.987 ^[24]	17.179 ^[24]	10.48 ^[24]	-39.632 ^[24]
	DO_{23}^b	4.010 ^[36]	17.653 ^[36]	—	—
Al_3Y	$L1_2^a$	4.263 ^[62]	—	77.25 ^[65]	-41.7 ^[62]
	$L1_2^b$	4.32 ^[6]	—	—	—
Al_3La	$L1_2^a$	4.454 ^[62]	—	62.65 ^[62]	-30.5 ^[62]
	$L1_2^b$	4.45 ^[62]	—	—	—

注: a 为计算值, b 为试验值。

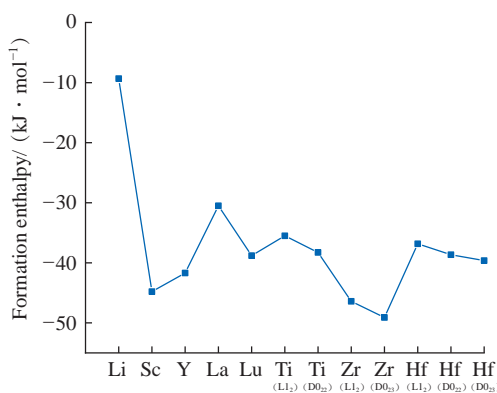


图 2 Al_3X 的形成焓
Fig. 2 Formation enthalpies of Al_3X

Sc 和 Hf 元素形成的 Al_3X 相杨氏模量较高。其中 $L1_2$ 结构的化合物杨氏模量明显小于其他两种结构, 所以 $L1_2$ 结构的 Al_3X 化合物刚度最小。

B/G 和泊松比 ν 的值决定了固体的脆性和可塑性, 也就是说, $B/G < 1.75$ 或 $\nu < 0.26$ 的固体通常是脆性的, 否则为塑性, 并且泊松比与 B/G 值越大, 材料的塑性越好^[82]。从图 3^[62, 65, 74-75, 77] 中可以看出, 这 8 种化合物均呈脆性, 其中具有 $L1_2$ 结构的 Al_3Li 、 Al_3Ti 、 Al_3Zr 和 Al_3Hf 具有较好的可塑性, 具有 DO_{22} 和 DO_{23} 结构的 Al_3X 化合物韧性较差。因此, Al_3X 3 个结构, 由于 DO_{22} 和 DO_{23} 结构中缺乏足够数量的滑移系统, $L1_2$ 结构比 DO_{22} 和 DO_{23} 结构更具延展性^[83]。

表 2 Al₃X 化合物的力学性能
Table 2 Mechanical properties of Al₃X compounds

Al ₃ X 相	结构	C ₁₁ /GPa	C ₁₂ /GPa	C ₁₃ /GPa	C ₃₃ /GPa	C ₄₄ /GPa	C ₆₆ /GPa	B/GPa	G/GPa	E/GPa	ν
Al ₃ Li	L1 ₂ ^[111]	129.7	29.4	—	—	37.7	—	62.8	42.2	103.5	0.236 ^[66]
	L1 ₂	125 ^[65]	34.6 ^[65]	—	—	39.2 ^[65]	—	62.7 ^[70]	42.7 ^[70]	104.4 ^[70]	0.222 ^[70]
Al ₃ Lu	L1 ₂ ^[62]	159.85	38.43	—	—	60.44	—	78.9	60.54	144.6	0.194
	L1 ₂	159.9 ^[62]	38.4 ^[62]	—	—	60.4 ^[62]	—	79.0 ^[71]	60.6 ^[71]	154.6 ^[71]	0.174 ^[71]
Al ₃ Sc	L1 ₂ ^[62]	181.62	41.56	—	—	69.34	—	88.24	69.62	165.4	0.188
	L1 ₂	182.6 ^[72]	45.9 ^[72]	—	—	68.4 ^[72]	—	85.9 ^[62]	72.2 ^[62]	169.1 ^[62]	0.172 ^[62]
Al ₃ Ti	L1 ₂ ^[65]	188.28	65.23	—	—	73.8	—	106.3	68.62	—	0.234
	L1 ₂	189.4 ^[65]	66.9 ^[65]	—	—	76.3 ^[65]	—	104.3 ^[20]	68.4 ^[20]	168.4 ^[20]	0.23 ^[20]
	DO ₂₂ ^[20]	190.4	83.1	43.1	214.7	92.2	125.8	103.7	87.2	204.3	0.17
Al ₃ Zr	L1 ₂ ^[73]	187.0	61.7	—	—	74.9	—	103.5	69.7	170.7	0.225
	L1 ₂	182.2 ^[65]	67.9 ^[65]	—	—	72.5 ^[65]	—	102.6 ^[74]	66.7 ^[74]	164.5 ^[74]	0.233 ^[74]
	DO ₂₃ ^[75]	201.54	68.61	44.13	199.82	81.59	102.85	106.6	85.7	202.8	0.183
Al ₃ Hf	L1 ₂ ^[65]	176.88	68.23	—	—	68.6	—	104.5	62.7	—	0.249
	L1 ₂ ^[76]	176.6	69.2	—	—	68.5	—	105.0	62.2	155.8	0.25
	DO ₂₂ ^[76]	193.6	87.1	47.4	217.8	92.4	123.3	107.6	86.6	204.8	0.18
	DO ₂₃ ^[76]	205.6	67.5	54.2	200.0	82.5	100.5	106.9	81.5	195.0	0.20
Al ₃ Y	L1 ₂ ^[62]	158.6	33.2	—	—	61.6	—	75.0	61.7	145.3	0.177
Al ₃ La	L1 ₂ ^[62]	123.1	32.4	—	—	44.9	—	62.7	45.1	109.1	0.21

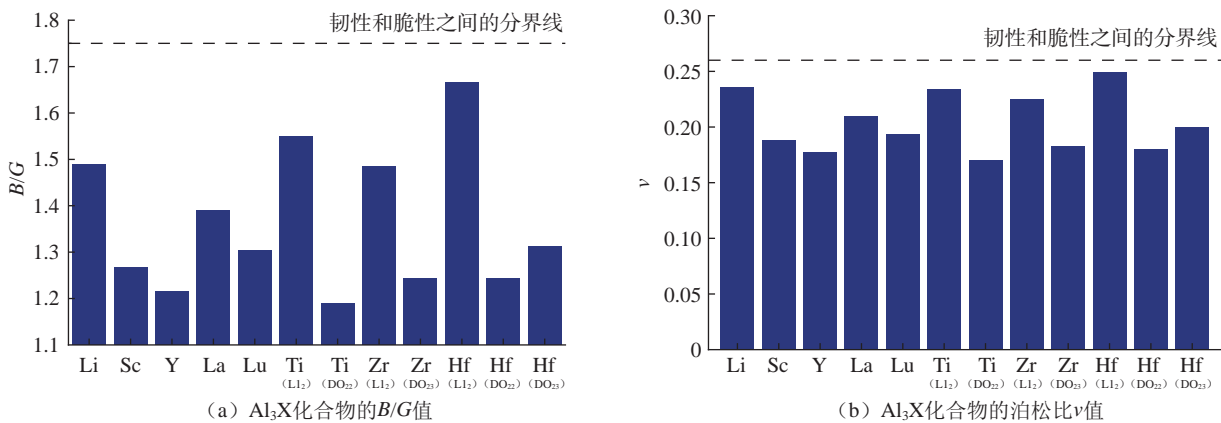


图 3 Al₃X 金属间化合物的韧性 / 脆性 ($B/G > 1.75$ 和 $\nu > 0.26$ 时易延展)
Fig.3 Ductility/brittleness of Al₃X intermetallic compounds ($B/G > 1.75$ and $\nu > 0.26$ are ductile)

3 Al₃X 相在铝合金中的工程应用

铝合金一直是飞机结构件的主要材料,得到了广泛的工程应用。对于机身来说,强度、刚度、杨氏模量、疲劳裂纹扩展、断裂韧性和耐腐蚀性能都非常重要。这主

要是因为机翼在飞行和滑行期间承受交变载荷,易产生疲劳裂纹,通常使用添加 Zr 的 2024 铝合金,提高 Al₃Zr 等含量,达到强度高韧性好的目的。尾翼是飞机的尾部,由水平尾翼、垂直尾翼、升降舵和方向舵组成。其中水平尾翼上表面和下表面通常产生弯曲应变,需要较高弹

性模量的铝合金。机翼和机身的支撑结构需要高静态强度、抗疲劳性能,因此多采用微合金化含有抑制再结晶的 Al_3Zr 相的 7050、7055 等,保证飞机的可靠性、安全性。同时,飞机刹车轮通常使用耐高温的 2219 铝合金,含 Sc 铝制飞机机轮由于 Al_3Sc 相,表现出了更高的高温力学性能,在使用过程中具有更高的可靠性。与汽车车轮不同,飞机机轮由两部分组成:内侧机轮半部和外侧机轮。制动器应用于内轮,因此在高温下需要强度。此外发动机架、风扇和压缩机的叶片同样需要更高的刚度和高温力学性能^[84]。

在 Al 中加入 Li 会形成 Al_3Li 相,可以在降低密度的同时提高材料的强度和弹性模量,有利于提高机身、机翼和尾翼的性能; Zr、Ti、Sc、Hf 等元素加入 Al 合金形成的 Al_3X 相,不但能够提高塑性,而且能够细化晶粒,提高模量,有利于提高 Al 合金在飞机中的应用。美国普惠航空发动机公司与美国铝业合作,将铝锂合金应用于航空发动机冷端风扇叶片,能够减重 15% 以上,节约燃料消耗。Hf、Lu 的加入,有利于形成 Al_3Hf 、 Al_3Lu 等高温稳定相,可提升耐热强度,有利于飞机机轮、发动机架、风扇、压缩机叶片等零部件减重。

4 结论

通过综述近年来的一些文献发现,铝与合金元素形成的 Al_3X 相能够大幅提高铝合金力学性能,并且均具有良好的机械稳定性。其中 Al_3Ti 、 Al_3Zr 和 Al_3Hf 原子平均结合强度最强。 DO_{22} 和 DO_{23} 晶体结构的化合物抵抗可逆变形能力高于 L1_2 结构的化合物, L1_2 结构的 Al_3X 化合物刚度最小。

(1) Li 的加入形成 Al_3Li , 温度稳定范围为 0~800K, 降低密度的同时提高强度和弹性模量。

(2) Ti 的加入形成 L1_2 和 DO_{22} 结构的 Al_3Ti , 温度稳定范围分别为 0~495K 和 495~1380K, 不仅可用于耐高温铝合金, 而且拥有高的弹性模量。

(3) Hf 的加入形成 L1_2 、 DO_{22} 和 DO_{23} 结构的 Al_3Hf , 稳定范围分别为 0~650K、650~750K 和 750~1100K, 不仅高温强度高, 而且密度低。

(4) Zr 的加入形成 L1_2 和 DO_{23} 结构的 Al_3Zr , 温度稳定范围分别为 0~590K 和 0~1853K, 不仅能够提升高温力学性能, 细化晶粒, 而且能够阻止再结晶, 提高塑性。

(5) Sc、Y 等元素的加入形成 Al_3Sc 和 Al_3Y , 温度稳定范围分别为 0~1320K 和 0~1253K, 不仅能够促进高温力学性能提高, 而且能够细化晶粒。

(6) La 和 Lu 的加入形成 Al_3La 和 Al_3Lu , 温度稳定范围分别为 0~1518.39K 和 0~1439K, 不仅可以提高高

温强度, 而且硬度高。

L1_2 型 Al_3X 化合物是铝合金中常见的强化相, 具有高比强度和弹性模量等优异的力学性能。然而, 单一元素在微合金化的同时也会对材料造成不利的影 响。例如 Zr、Hf 和 Ti 的加入会形成低对称性的 DO_{22} 和 DO_{23} 结构, 该相具有脆性。因此, 微合金元素的组合添加形成 L1_2 结构将是提升铝合金性能的有效途径。

参考文献

- [1] SUN W, ZHU Y, MARCEAU R, et al. Precipitation strengthening of aluminum alloys by room-temperature cyclic plasticity[J]. *Science*, 2019, 363(6430): 972-975.
- [2] GALEVSKY G V, RUDNEVA V V, ALEKSANDROV V S. Current state of the world and domestic aluminium production and consumption[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, 411: 012017.
- [3] MONDOL S, ALAM T, BANERJEE R, et al. Development of a high temperature high strength Al alloy by addition of small amounts of Sc and Mg to 2219 alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 687: 221-231.
- [4] CAHN R W. Combining metals and sciences: Ways of investigating intermetallics[J]. *Intermetallics*, 1998, 6(7/8): 563-566.
- [5] SAHA S, TODOROVA T Z, ZWANZIGER J W. Temperature dependent lattice misfit and coherency of Al_3X (X=Sc, Zr, Ti and Nb) particles in an Al matrix[J]. *Acta Materialia*, 2015, 89: 109-115.
- [6] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys—A review[J]. *Zeitschrift Für Metallkunde*, 2006, 97(3): 246-265.
- [7] RAJENDRAN V, MUTHU KUMARAN S, JAYAKUMAR T, et al. Microstructure and ultrasonic behaviour on thermal heat-treated Al-Li 8090 alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 478(1/2): 147-153.
- [8] EL-ATY A 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.
- [9] OVRI H, LILLEODDEN E T. New insights into plastic instability in precipitation strengthened Al-Li alloys[J]. *Acta Materialia*, 2015, 89: 88-97.
- [10] LAVEROCK J, DUGDALE S B, ALAM M A, et al. Fermi surface of an important nanosized metastable phase: Al_3Li [J]. *Physical Review Letters*, 2010, 105(23): 236401.
- [11] TIAN J Z, ZHAO Y H, HOU H, et al. The effect of alloying elements on the structural stability, mechanical properties, and Debye temperature of Al_3Li : A first-principles study[J]. *Materials*, 2018, 11(8): 1471.
- [12] PLETCHER B A, WANG K G, GLICKSMAN M E. Experimental, computational and theoretical studies of δ' phase coarsening in Al-Li alloys[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(16): 5803-5817.
- [13] MOGUCHEVA A, BABICH E, KAIBYSHEV R. Microstructure and mechanical properties of an Al-Mg-Sc-Zr alloy subjected to extensive cold rolling[J]. *ICAA13 Pittsburgh*, 2016, 6(11): 254.

- [14] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. *Materials & Design* (1980–2015), 2014, 56: 862–871.
- [15] WANG S, ZHANG C, LI X, et al. First-principle investigation on the interfacial structure evolution of the $\delta'/\theta'/\delta'$ composite precipitates in Al–Cu–Li alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 58: 205–214.
- [16] MCALISTER A J. The Al–Li (aluminum–lithium) system[J]. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 1982, 3(2): 177–183.
- [17] BALDUCCI E, CESCINI L, MESSIERI S, et al. Thermal stability of the lightweight 2099 Al–Cu–Li alloy: Tensile tests and microstructural investigations after overaging[J]. *Materials & Design*, 2017, 119: 54–64.
- [18] MA S M, WANG Y S, WANG X M. The in situ formation of Al_3Ti reinforcing particulates in an Al–7wt% Si alloy and their effects on mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 792: 365–374.
- [19] MILMAN Y V, MIRACLE D B, CHUGUNOVA S I, et al. Mechanical behaviour of Al_3Ti intermetallic and $L1_2$ phases on its basis[J]. *Intermetallics*, 2001, 9(9): 839–845.
- [20] LI J, ZHANG M, LUO X. Theoretical investigations on phase stability, elastic constants and electronic structures of DO_{22} – and $L1_2$ – Al_3Ti under high pressure[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 556: 214–220.
- [21] PRAKASH U, BUCKLEY R A, JONES H, et al. DO_{22} to $L1_2$ transition in intermetallic systems[J]. *Journal of Materials Science*, 1992, 27(8): 2001–2004.
- [22] WANG J S, HORSFIELD A, LEE P D, et al. Heterogeneous nucleation of solid Al from the melt by Al_3Ti : Molecular dynamics simulations[J]. *Physical Review B*, 2010, 82(14): 144203.
- [23] WANG J S, HORSFIELD A, SCHWINGENSCHLÖGL U, et al. Heterogeneous nucleation of solid Al from the melt by TiB_2 and Al_3Ti : Anab initiomolecular dynamics study[J]. *Physical Review B*, 2010, 82(18): 184203.
- [24] GHOSH G, ASTA M. First-principles calculation of structural energetics of Al–TM (TM=Ti, Zr, Hf) intermetallics[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(11): 3225–3252.
- [25] HAN S Z, RHO B S, LEE H M, et al. Effect of alloyed Ti: Zr ratio on phase stability of Al66Mn9 (Ti, Zr) 25 intermetallic compounds[J]. *Intermetallics*, 1996, 4(3): 245–249.
- [26] CHAO Z L, ZHANG L C, JIANG L T, et al. Design, microstructure and high temperature properties of in situ Al_3Ti and nano- Al_2O_3 reinforced 2024Al matrix composites from Al– TiO_2 system[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 775: 290–297.
- [27] ROBSON J D, PRANGNELL P B. Modelling Al_3Zr dispersoid precipitation in multicomponent aluminium alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 352(1/2): 240–250.
- [28] MOON K I, KIM S C, LEE K S. A study on the microstructure of DO_{23} Al_3Zr and $L1_2$ (Al+12.5 at.% Cu) 3Zr intermetallic compounds synthesized by PBM and SPS[J]. *Intermetallics*, 2002, 10(2): 185–194.
- [29] POZDNIAKOV A V, BARKOV R Y, PROSVIRYAKOV A S, et al. Effect of Zr on the microstructure, recrystallization behavior, mechanical properties and electrical conductivity of the novel Al–Er–Y alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 765: 1–6.
- [30] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Precipitation evolution in Al–Zr and Al–Zr–Ti alloys during isothermal aging at 375–425 °C[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(1): 114–127.
- [31] SRINIVASAN S, DESCH P B, SCHWARZ R B. Metastable phases in the Al_3X (X=Ti, Zr, and Hf) intermetallic system[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, 25(11): 2513–2516.
- [32] WANG Y, ZHANG Z, WU R Z, et al. Ambient-temperature mechanical properties of isochronally aged 1420–Sc–Zr aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 745: 411–419.
- [33] SCHUBERT K, MEISSNER H G, ROSSTEUTSCHER W. Einige strukturdaten metallischerphasen (11)[J]. *Naturwissenschaften*, 1964, 51(21): 507.
- [34] COLINET C, PASTUREL A. Phase stability and electronic structure of the $HfAl_3$ compound[J]. *Physical Review B*, 2001, 64(20): 205102.
- [35] KUMAR K S. Ternary intermetallics in aluminiumrefractory metal–X systems (X=V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn)[J]. *International Materials Reviews*, 1990, 35(1): 293–328.
- [36] HALLEM H, FORBORD B, MARTHINSEN K. An investigation of dilute Al–Hf and Al–Hf–Si alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 387–389: 940–943.
- [37] SENKOV O N, SENKOVA S V, WOODWARD C. Effect of aluminum on the microstructure and properties of two refractory high-entropy alloys[J]. *Acta Materialia*, 2014, 68: 214–228.
- [38] WU H, WEN S P, GAO K Y, et al. Effect of Er additions on the precipitation strengthening of Al–Hf alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 87: 5–8.
- [39] WANG T, JIN Z P, ZHAO J C. Thermodynamic assessment of the Al–Hf binary system[J]. *Journal of Phase Equilibria*, 2002, 23(5): 416–423.
- [40] MARQUIS E A, SEIDMAN D N. Nanoscale structural evolution of Al_3Sc precipitates in Al (Sc) alloys[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(11): 1909–1919.
- [41] RADMILOVIC V, OPHUS C, MARQUIS E A, et al. Highly monodisperse core-shell particles created by solid-state reactions[J]. *Nature Materials*, 2011, 10(9): 710–715.
- [42] KRUG M E, MAO Z G, SEIDMAN D N, et al. Comparison between dislocation dynamics model predictions and experiments in precipitation-strengthened Al–Li–Sc alloys[J]. *Acta Materialia*, 2014, 79: 382–395.
- [43] WANG Y, MENG Y N, WANG J S, et al. Mechanical properties of defective $L1_2$ – Al_3X (X=Sc, Lu) phase: A first-principles study[J]. *Journal of Rare Earths*, 2021, 39(2): 217–224.
- [44] WIRTZ T, LÜTJERING G, GYSLER A, et al. Fatigue properties of the aluminium alloys 6013 and Al–Mg–Sc[J]. *Materials Science Forum*, 2000, 331–337: 1489–1494.
- [45] RAGHAVAN V. Al–Sc–Zn (aluminum–scandium–zinc)[J]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2009, 30(2): 197–198.
- [46] LÜ Y, WANG Q D, ZENG X Q, et al. Effects of rare earths on the microstructure, properties and fracture behavior of Mg–Al alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 278(1/2): 66–76.
- [47] DUAN Y H, SUN Y, PENG M J, et al. Ab-initio investigations

on elastic properties in $L1_2$ structure Al_3Sc and Al_3Y under high pressure[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 585: 587–593.

[48] ZHANG Y Z, GAO H Y, KUAI Y, et al. Effects of Y additions on the precipitation and recrystallization of Al–Zr alloys[J]. *Materials Characterization*, 2013, 86: 1–8.

[49] 韩剑, 戴起勋, 李桂荣, 等. 稀土钇对 7055 铝合金铸态组织的影响[J]. *材料工程*, 2009, 37(4): 67–70.

HAN Jian, DAI Qixun, LI Guirong, et al. Effect of addition of yttrium on as-cast microstructure of 7055 aluminum alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2009, 37(4): 67–70.

[50] PREDEL B. Al–Y (Aluminum–Yttrium)[M]. Berlin: Springer, 1991.

[51] PAN R K, WANG H C, SHI T T, et al. Thermal properties and thermoelasticity of $L1_2$ ordered Al_3RE (RE=Er, Tm, Yb, Lu) phases: A first-principles study[J]. *Materials & Design*, 2016, 102: 100–105.

[52] MARQUIS E A, DUNAND D C. Model for creep threshold stress in precipitation-strengthened alloys with coherent particles[J]. *Scripta Materialia*, 2002, 47(8): 503–508.

[53] ZHANG X D, JIANG W. Lattice stabilities, mechanical and thermodynamic properties of Al_3Tm and Al_3Lu intermetallics under high pressure from first-principles calculations[J]. *Chinese Physics B*, 2016, 25(2): 342–351.

[54] BENMECHRI A, AMER A S. Linking Ab initio–calphad for the assessment of the aluminum–lutetium system[J]. *International Refereed Journal of Engineering and Science*, 2017, 6(6): 109–112.

[55] HE Y, LIU J H, QIU S T, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Al–La alloys with varying La contents[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 701: 134–142.

[56] ZHANG L, LU M, LI C. Influence of lanthanum on microstructure and properties of 8079 aluminum alloy[J]. *Journal of Qingdao University of Science and Technology (Natural Science Edition)*, 2017, 38(Z1): 135–138.

[57] LIU Q Y, WANG F, QIU X P, et al. Effects of La and Ce on microstructure and properties of SiC/Al composites[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(1): 1232–1235.

[58] ZHENG Q J, ZHANG L L, JIANG H X, et al. Effect mechanisms of micro-alloying element La on microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al–Si alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 47: 142–151.

[59] ZAITSEV A I, ZAITSEVA N E, MAL'TSEV V V, et al. Thermodynamic study of crystalline aluminum-lanthanum alloys[J]. *Doklady Physical Chemistry*, 2004, 395(1–3): 67–71.

[60] ZHAO B B, ZHAN Y Z, TANG H Q. High-temperature properties and microstructural evolution of Al–Cu–Mn–RE (La/Ce) alloy designed through thermodynamic calculation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 758: 7–18.

[61] MOON K I, LEE S H, KIM S J. The effect of Cu and Zn on the phase stability of $L1_2$ Al_3Hf intermetallic compound synthesized by mechanical alloying[J]. *Intermetallics*, 2002, 10(8): 793–800.

[62] TAO X M, OUYANG Y F, LIU H S, et al. First-principles calculations of the thermodynamic and elastic properties of the $L1_2$ -based Al_3RE (RE=Sc, Y, La–Lu)[J]. *International Journal of Materials Research*, 2008, 99(6): 582–588.

[63] GHOSH G, VAYNMAN S, ASTA M, et al. Stability and

elastic properties of $L1_2$ - (Al, Cu) 3 (Ti, Zr) phases: Ab initio calculations and experiments[J]. *Intermetallics*, 2007, 15(1): 44–54.

[64] ANGERS L M, CHEN Y C, FINE M E, et al. Rational design of high temperature aluminum alloys[J]. *Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties*, 1986, 1: 321.

[65] TIAN T, WANG X F, LI W. Ab initio calculations on elastic properties in $L1_2$ structure Al_3X and X_3Al -type (X=transition or main group metal) intermetallic compounds[J]. *Solid State Communications*, 2013, 156: 69–75.

[66] MAO Z, CHEN W, SEIDMAN D N, et al. First-principles study of the nucleation and stability of ordered precipitates in ternary Al–Sc–Li alloys[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(8): 3012–3023.

[67] WOODWARD C, ASTA M, KRESSE G, et al. Density of constitutional and thermal point defects in $L1_2$ Al_3Sc [J]. *Physical Review B*, 2001, 63(9): 094103.

[68] YANG T X, WEI M Z, DING Z Y, et al. First-principle calculations on the Al/ $L1_2$ - Al_3Zr heterogeneous nucleation interface[J]. *Calphad*, 2020, 69: 101768.

[69] KEMATICK R J, FRANZEN H F. Thermodynamic study of the zirconium–aluminum system[J]. *Journal of Solid State Chemistry*, 1984, 54(2): 226–234.

[70] YU H, DUAN X, MA Y, et al. First principles study of Al–Li intermetallic compounds[J]. *Chinese Journal of Chemical Physics*, 2012, 25(6): 659–665.

[71] ZHANG X D, JIANG W. First-principles investigations on vibrational, thermodynamic, mechanical properties and thermal conductivity of $L1_2Al_3X$ (X=Sc, Er, Tm, Yb) intermetallics[J]. *Physica Scripta*, 2015, 90(6): 065701.

[72] HYLAND R W Jr, STIFFLER R C Jr. Determination of the elastic constants of polycrystalline Al_3Sc [J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, 25(2): 473–477.

[73] BAKARE F, BABALOLA M I, IYORZOR B E. The role of alloying elements on the structural, mechanical and thermodynamic properties of Al_3X binary alloy system (X=Mg, Sc and Zr): First principle calculations[J]. *Materials Research Express*, 2017, 4(11): 116502.

[74] HU H, ZHAO M Q, WU X Z, et al. The structural stability, mechanical properties and stacking fault energy of Al_3Zr precipitates in Al–Cu–Zr alloys: HRTEM observations and first-principles calculations[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 681: 96–108.

[75] HUANG H Q, WANG W C, YUAN Q H, et al. Pressure-dependence of mechanical and thermodynamic properties of Al_3Zr in Al–Li alloys from first-principles calculations[J]. *Philosophical Magazine*, 2019, 99(8): 971–991.

[76] DUAN Y N, WU Z Y, HUANG B, et al. Phase stability and anisotropic elastic properties of the Hf–Al intermetallics: A DFT calculation[J]. *Computational Materials Science*, 2015, 110: 10–19.

[77] WANG J H, LU Y, ZHANG X L, et al. The elastic behaviors and theoretical tensile strength of γ -TiAl alloy from the first principles calculations[J]. *Intermetallics*, 2018, 101: 1–7.

[78] PAN Y, LI Y Q, ZHENG Q H. Influence of Ir concentration on the structure, elastic modulus and elastic anisotropy of NbIr based compounds from first-principles calculations[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 789: 860–866.

(下转第 85 页)

引文格式: 江一帆, 史靠军, 田辉, 等. 新型超高强度 β 钛合金的大进给铣削试验研究 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(15): 78–85.
JIANG Yifan, SHI Kaojun, TIAN Hui, et al. Experimental investigation on high-feed milling of a novel ultrahigh strength β -titanium alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 78–85.

新型超高强度 β 钛合金的大进给铣削试验研究*

江一帆¹, 史靠军², 田辉², 李亮¹

(1. 南京航空航天大学, 南京 210016;
2. 中航西安飞机工业集团股份有限公司, 西安 710089)

[摘要] 对新型亚稳态 β 钛合金 M28 上应用大进给铣削工艺进行了试验研究。对比了常规方肩铣与大进给铣削在各自典型参数下的切削力与材料去除率。通过对比“固溶+时效”处理前后 M28 铣削力揭示了热处理对切削的影响, 并分析了切削速度、每齿进给量对铣削力的作用。对大进给铣削 M28 与 TC4 进行了对比试验, 相同参数下 M28 的切削力是 TC4 切削力的 2~3 倍。研究表明, M28 具有显著的热处理强化效应, 相同条件下其切削力远大于 TC4, 大进给铣削能将更多的切削力沿轴向分解, 对加工该类难加工材料有一定优势。

关键词: β 钛合金; M28; 大进给铣削; 切削力; 热处理强化效应

Experimental Investigation on High-Feed Milling of A Novel Ultrahigh Strength β -Titanium Alloy

JIANG Yifan¹, SHI Kaojun², TIAN Hui², LI Liang¹

(1. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China;
2. AVIC Xi'an Aircraft Industry Group Company Ltd., Xi'an 710089, China)

[ABSTRACT] An experimental investigation of high-feed milling on M28, a novel metastable β -Titanium alloy, was presented. The cutting forces and material removing rate of shoulder milling and high-feed milling were compared in the typical cutting parameters of each style. Cutting forces were also compared to reveal the effect of solution and aging heat treatment on M28 in milling. The influence of cutting speed and feed per tooth on the cutting force was also analyzed. A comparison cutting experiment between M28 and TC4 shows that the cutting force of the former was almost 200%–300% times that of the latter. All the results show that M28 is imparted a strong reinforcement effect of aging treatment and the cutting force of it is much larger than that of TC4 in the same condition. Due to more proportion of the cutting force can be transmitted into the spindle axial direction, the high-feed milling shows some kind of advantage in the machining of such kind of hard-to-machine material.

Keywords: β -Titanium alloy; M28; High-feed milling; Cutting force; Heat treatment reinforcement

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.15.078

“一代材料, 一代飞机。”飞机的设计理念已经由单纯强调静强度逐步发展到损伤容限设计原则, 相应地, 对航空钛合金材料的要求也提高到具有高比强度、高韧性、优异焊接性、低裂纹扩展速率、良好疲劳性能等综合性能^[1]。相对于常见的 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 亚稳态 β 型钛合金比强度高、热处理强化效应高、淬透性好并且断裂韧性优良, 其优异的性能使其在航空零件上的应用

逐步增加^[2-5]。M28 是我国新近试制成功的一种超高强度亚稳态 β 钛合金, 室温下强度接近 1500MPa, 是制造飞机起落架、主承力框、接头、直升机旋翼桨毂等航空结构件的理想材料。

合适的切削加工工艺是新型超高强度钛合金成功应用的关键环节之一。国内外对现有 β 类钛合金的切削加工研究从不同角度表明了 β 类钛合金的加工难度。

* 基金项目: 国家自然科学基金(52075251)。

在 20 世纪 70 年代 Zlatin 等^[6]就已经发现, β 类钛合金是所有钛合金种类中切削加工难度最大的。Rashid 等^[7]对不同热处理状态的 Ti-25Nb-3Mo-3Zr-2Sn 钛合金的车削进行了研究,发现低速车削($v_c=50\text{m/min}$)经过“固溶+时效”处理后的此种钛合金的切削力远远高于车削仅做固溶处理的材料的切削力。Donachie^[8]根据车削试验的结果,建议在切削时效处理后的 β 钛合金时应降低切削速度到 12~38m/min 的范围内。为了提高 Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al 钛合金的切削加工性能, Rashid 等^[9]尝试了激光辅助铣削(LAM)的工艺,以额外消耗能量的代价在一定程度上获得了铣削力的减小与刀具寿命的延长。Sun 等^[10]对比了多种冷却方式下车削 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr 的切削力,发现液氮冷却方式下的切削力较其他方式降低了约 30%。易湘斌等^[11]也研究了不同冷却润滑方式对铣削 TB-6 钛合金切削力的影响,发现相同工艺参数下应用微量润滑技术(Minimum quantity lubrication, MQL)后的切削力较干式切削降低约 20%。

大进给铣削在提高钛合金类材料的去除效率上有优异的表现,已经在常见 $\alpha+\beta$ 钛合金(例如 TC4, TC21 等)航空零件的制造中得到了广泛应用^[12-13]。为了在 M28 钛合金的航空结构件上应用大进给铣削工艺,需要充分掌握材料特性以及切削参数对切削力的影响,在相关知识的指导下提高对此类难加工材料的加工效率。本文通过对 M28 的大进给铣削试验,揭示了热处理对材料切削力的影响以及时效处理后高强度 M28 的大进给切削力的变化规律,并对大进给铣削 M28 与 TC4 的切削力进行了对比,从而为评估其切削加工性提供参考。

1 试验及方法

1.1 工件材料

M28 其名义成分为 Ti-4Al-5Mo-5V-6Cr-1Nb, 经过时效处理后其室温强度接近 1350MPa^[5]。试验所用 M28 钛合金的材料成分见表 1。图 1^[1,5]显示了 M28 钛合金与部分常见 $\alpha+\beta$ 型钛合金的强度对比, M28 钛合金出色的材料性能,尤其是强度性能,使其在飞机起落架、主承力框、接头与直升机桨毂等重要结构件上有很好的应用前景。

1.2 机床

试验使用的机床为 Mikron UCP710 五坐标加工中心,其性能参数分别为主轴转速 1800r/min,功率 15kW,最大扭矩 87N·m,最大进给速度 20m/min,行程(X/Y/Z) 700/650/550mm。

1.3 试验

首先进行了大进给切削与常规方肩铣的对比试验,考察了切削热处理后的 M28 钛合金时两种加工方式的切削力与刀具磨损情况。方肩铣使用了 WK10 菱形刀片(后角 15°,刀具的螺旋角 90°,主偏角 90°),大进给铣削则使用了 WSM35S 三角形圆弧刃刀片(后角 15°),如图 2 所示。刀具直径均为 25mm,冷却条件为切削液外冷。选取了两种切削方式各自的典型切削参数进行试验,两者的切削参数以及相应的理论金属去除率见表 2。以后刀面磨损量(VB)达到 0.3mm 作为刀具失效标准。

大型航空整体框类零件的工艺流程涉及对“固溶+时效”处理前后 M28 钛合金的切削加工,因而需要研究分析 M28 钛合金的时效处理对其切削力的影响。根据生产实际, M28 钛合金零件分为粗加工、半精加工与

表 1 试验用 M28 钛合金成分(质量分数)

Table 1 Composition of M28 for experiment (mass fraction) %

Al	Mo	V	Cr	Fe	Nb	Ti
3.73	4.98	4.09	5.82	0.29	1.08	余量

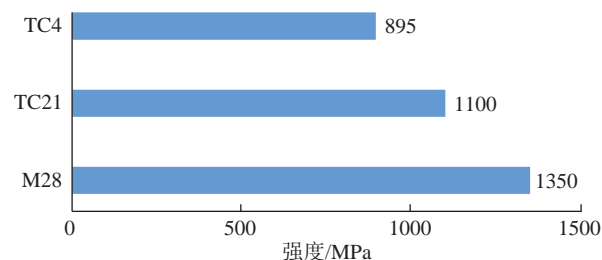


图 1 M28 与常见 $\alpha+\beta$ 型钛合金的强度对比

Fig.1 Strength comparison of M28 and common $\alpha+\beta$ titanium alloy

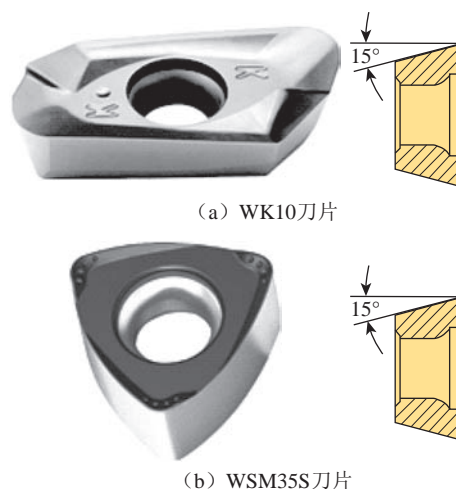


图 2 WK10 刀片与 WSM35S 刀片

Fig.2 WK10 insert and WSM35S insert

精加工 3 个主要工序,在粗加工后安排有材料的时效处理工序。粗加工中主要使用方型大进给刀片,半精加工中除了使用方型大进给刀片外还使用了三角形圆弧刀大进给刀片。

首先进行热处理前后 M28 钛合金的切削对比试验,使用方型大进给刀片(SDMT09T312-NM),如图 3 所示,硬质合金牌号为 YBS203。刀具直径 25mm,冷却条件为切削液外冷。在相同速度下,考察两种热处理状态下的 M28 钛合金的切削力随每齿进给量的变化,试验切削参数见表 3。

研究还进行了 M28 热处理后与 TC4 的切削力对比试验,使用相同的参数与刀具进行大进给切削,从而对比两种材料的切削力。刀片选用 WSM35S 三角形圆弧刀刀片,刀具直径为 25mm,冷却条件为切削液外冷。试验切削参数见表 4。

1.4 测量与检验

切削力测量系统由 Kistler 9625B 型三向压电式测力仪(具体测量性能见表 5)与 Kistler 5073A 型电荷放大器以及配套的数据处理板卡与 DynoWare 测量软件

表 2 方肩铣与大进给铣削参数

Table 2 Cutting parameters of shoulder milling and high-feed milling

加工方式	切削速度 $v_c / (m \cdot min^{-1})$	每齿进给量 $f_z / (mm \cdot z^{-1})$	切深 a_p / mm	切宽 a_e / mm	金属去除率 / $(cm^3 \cdot min^{-1})$
方肩铣	45	0.1	5	1	0.29
大进给铣	45	0.8	0.4	4	0.92

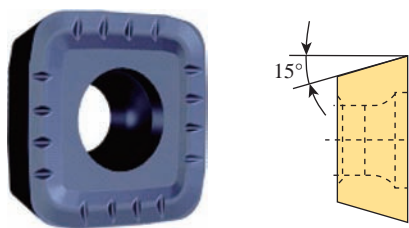


图 3 方型大进给刀片

Fig.3 Square high-feed insert

表 3 热处理前后 M28 切削力试验参数

Table 3 Experimental parameters of M28 cutting force in pre/post heat treatment conditions

切削速度 $v_c / (m \cdot min^{-1})$	每齿进给量 $f_z / (mm \cdot z^{-1})$	切深 a_p / mm	切宽 a_e / mm
30	0.4	0.5	5
	0.6		
	0.8		

组成,如图 4 所示。测力仪的采样频率设定为 5000Hz。 F_x 的方向与刀具进给方向平行, F_y 的方向与刀具切宽方向平行, F_z 的方向与主轴轴向平行。本文取稳定切削状态下各方向切削力峰值的平均值为切削力的数值。

观测刀片的后刀面磨损量使用 CXSP-2KCH 型 CCD 显微相机及其配套测量软件。

试验还对热处理前后的 M28 钛合金进行了金相观察。在热处理前后的同一块 M28 钛合金锻件上取样,试样经过抛磨制备后使用 Korll 试剂($HNO_3 : HCl : HF : H_2O = 2.5 : 1.5 : 1 : 95$)进行腐蚀,观测金相组织的设备为 KEYENCE 公司 VHX-600 超景深三维光学显微镜。

表 4 M28 与 TC4 切削力试验的切削参数

Table 4 Cutting parameters of M28 and TC4 cutting force experiment

切削速度 $v_c / (m \cdot min^{-1})$	每齿进给量 $f_z / (mm \cdot z^{-1})$	切深 a_p / mm	切宽 a_e / mm
20	0.8	0.7	6.25
40			
60			
80			
60	0.4	0.7	6.25
	0.6		
	0.8		
	1.0		

表 5 Kistler 9625B 测力仪性能

Table 5 Performance of Kistler 9625B

测量方向	量程 /kN	灵敏度 / $(pC \cdot N^{-1})$	固有频率 /kHz
X/Y	-15~15	≈ -7.5	2.3
Z	-20~30	≈ -3.7	3.5

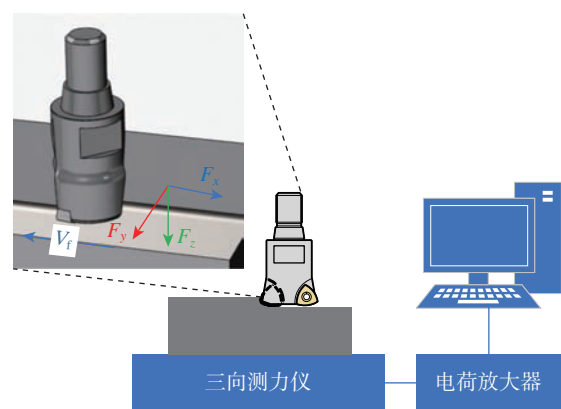


图 4 切削力测量系统

Fig.4 Dynamometer system

2 结果与讨论

2.1 方肩铣与大进给铣削对比试验

常规方肩铣与大进给铣削两者的切削力对比如图 5 所示,可见方肩铣的切削力的主要分力是切宽方向的 F_y ,轴向分力 F_z 最小,而大进给铣削的切削力主要分力是主轴方向的 F_z 。两种加工方式的刀具磨损情况如图 6 所示。在较为保守的切削参数下($v_c=45\text{m/min}$, $f_z=0.1\text{mm/z}$, $a_p=5\text{mm}$, $a_c=1\text{mm}$),常规方肩铣的刀具迅速失效,其磨损前的切削行程大约为 1m。而大进给铣削虽然降低了切深($a_p=0.5\text{mm}$),但在相同的切削速度下可以使用数倍于常规方肩铣的每齿进给量($f_z=0.8\text{mm/z}$),从而达到了约 3 倍于方肩铣的金属去除量。切宽则是根据两种刀片的不同结构特点进行选择的。

大进给刀片通常采用小主偏角 K_r 或圆弧形底刃的外形设计从而实现切屑减薄,如图 7^[12] 所示,在相同的切深 a_p 与每齿进给量 f_z 下,随着 K_r 的减小,切屑理论横截面积的厚度将随之减小^[12],对直边刀片即有 $h=\sin(K_r) \times f_z$ 。可见更小的刀具 K_r 能在保持切削厚度的条件下应用更大的每齿进给量从而提高加工效率。圆弧底刃大进给刀片在其切削区横截面上的切屑厚度 h 逐步变化^[13],其切削横截面 $S_{A_1A_2C_1C_2}$ 如图 8 所示。

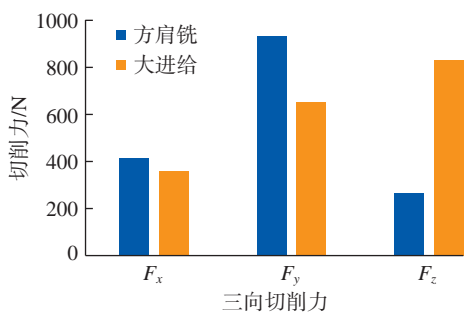


图 5 方肩铣与大进给铣削的切削力
Fig.5 Cutting forces of shoulder milling and high-feed milling

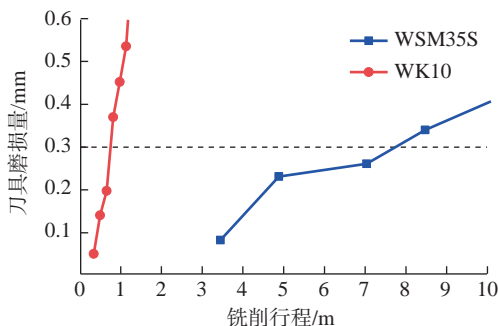


图 6 方肩铣与大进给铣削的刀具磨损
Fig.6 Tool wear of shoulder milling and high-feed milling

$$S_{A_1A_2C_1C_2} = S_{O_1O_2C_1C_2} + S_{O_2C_2A_2} - S_{O_1C_1A_1} - S_{O_1O_2A_1} \quad (1)$$

因而可得

$$S_{A_1A_2C_1C_2} = f_z \cdot R - f_z \cdot R \cdot \cos\theta \quad (2)$$

$$\cos\theta = \frac{R - a_p}{R} \quad (3)$$

不难得出

$$S_{A_1A_2C_1C_2} = f_z \cdot a_p \quad (4)$$

可以发现,圆弧底刃大进给刀片的最大切削横截面积由每齿进给量 f_z 以及切深 a_p 决定,且与其圆弧半径无关,当切深一定时,最大切削横截面积即正比于每齿进给量。通常切削力的大小受到切削横截面积的影响^[14-15],这也在切削力与每齿进给量之间近似线性的变化关系中得以体现。可以发现,大进给铣削通过减小刀具的主偏角,在维持切削横截面积不变的同时,达到了减薄切屑厚度的效果,因而在控制切深(通常不超过 1mm)的同时应该适当增大每齿进给量,从而保证刀具能够切入工件而不因切削截面的厚度过小发生划伤。较小的主偏角能够更多地引导切削力向轴向传递,如图 9 所示,这一点在试验的切削力结果中也得到了较为充分的体现。

这里需要指出的是,由于两种刀片的材质不同,结构不同,切削参数不同,因而无法就此认为大进给切削相对方肩铣方式有更长的刀具寿命,但通过对比试验较好地展现了两种不同铣削方式的参数选用特点与典型参数下刀具失效前的材料去除量对比。显然大进给铣削方式在材料去除率与刀具失效前的材料去除量上表现相对更好。由于方肩铣的切宽方向分力 F_y 最大,那

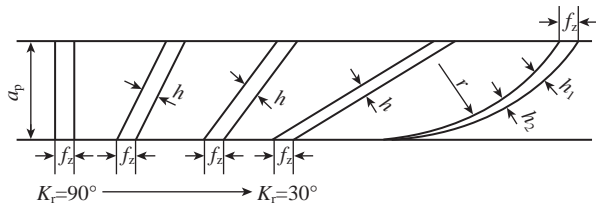


图 7 大进给刀片的主偏角
Fig.7 K_r of high-feed insert

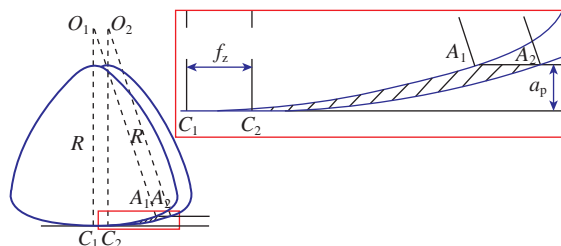


图 8 圆弧底刃最大横截面
Fig.8 Cross section of circular edge

么运用这种方式加工侧壁时就需要注意刀具发生让刀的可能,对机床主轴与刀柄的刚度提出了较高的要求。出于刀具结构的特点,方肩铣依然可以用于 M28 等难加工材料零件的侧壁结构,如在精加工中可以尽可能地利用其切深但减少切宽与每齿进给量。而在粗加工与半精加工中更适宜运用大进给铣削,从而发挥其材料去除率高的特点。同时,由于大进给切削的轴向切削分力占比最大,更多的切削力沿主轴的轴向传递,从而降低了振动的风险,尤其是在进行大悬伸铣削时,其加工稳定性要优于侧刃铣削方式^[12],因此在加工 M28 等难加工材料时对机床的刚度的要求也更低。

2.2 热处理对材料切削力的影响

图 10 对比了相同参数下大进给铣削热处理前后 M28 钛合金的三向切削力。材料的热处理状态对进给方向切削分力 F_x 与切宽方向切削分力 F_y 的影响并不显著。 F_x 与 F_y 两者在材料热处理前后的变化量在 5%~6% 范围内。材料热处理状态对轴向切削分力 F_z 的影响更为明显,材料热处理后的 F_z 相比热处理前的增大了 10%~15%。这一现象与大进给铣削工艺的特点也较为吻合,即切削力可以更多地沿轴向传递^[12]。在每齿进给量较小($f_z=0.4\text{mm/z}$, $f_z=0.6\text{mm/z}$)的情况下,材料热处理前后的切削分力 F_x 与 F_y 非常接近,这可能是由于较小的每齿进给量会使切屑厚度进一步减薄,更薄的切屑在更容易受切削热的作用而发生材料软化,从而在一定程度上抵消了热处理带来的强化效应。

经过抛磨与腐蚀,可以观察到“固溶+时效”处理前后的 M28 钛合金金相组织,如图 11 所示。

M28 的金相组织以等轴 β 晶粒为主,而且其 β 晶粒的尺寸普遍在 300~500 μm 之间,甚至可以用肉眼分辨。如图 11 (b) 所示,经过“固溶+时效”处理后, M28 的金相组织中粗大的 β 晶粒依然留存,在 β 相组织中可以发现分布细密的针状组织,即析出 α 相。由于亚稳态 β 钛合金中经过固溶处理后能保留完全的 β 相组织,时效处理时在 β 相组织中析出的细小、弥散的次生 α 相有显

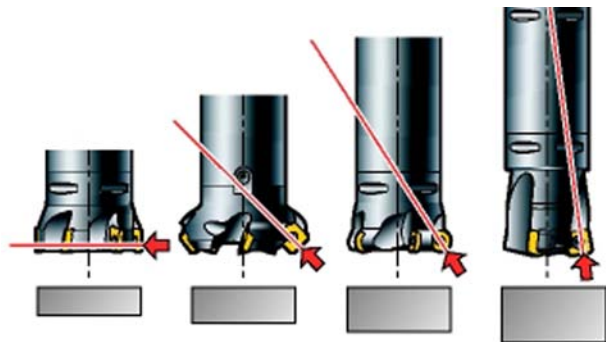


图 9 主偏角对轴向切削力的影响
Fig.9 Effect of K_r on axial cutting force

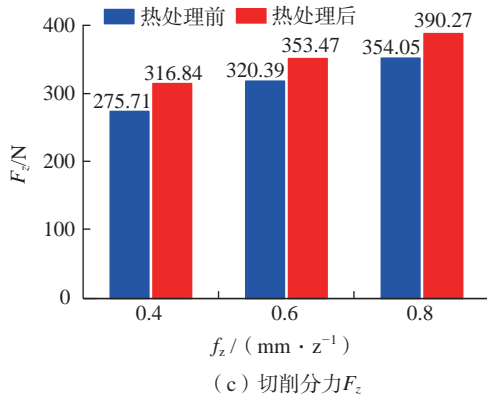
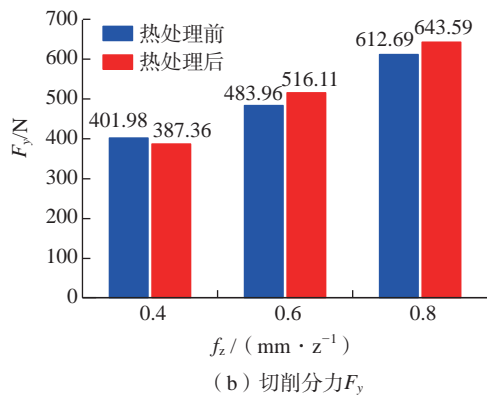
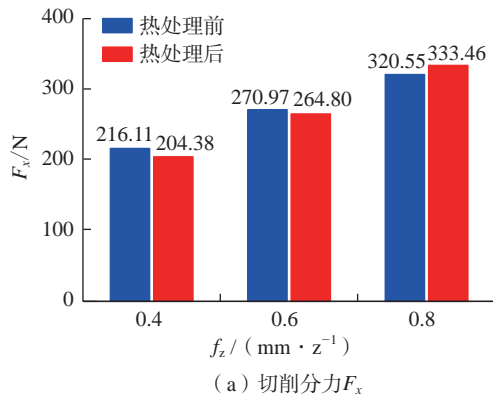


图 10 M28 热处理前后三向切削力对比
Fig.10 Comparison of three dimensional cutting forces before and after heat treatment of M28

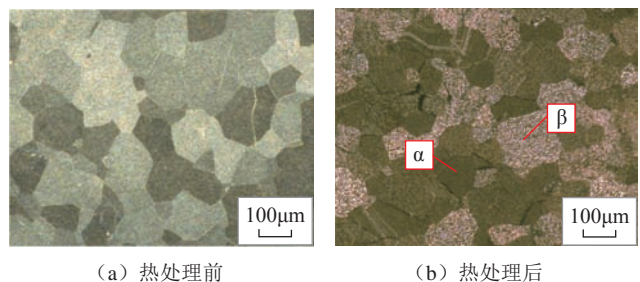


图 11 M28 热处理前后金相组织
Fig.11 Metallographic structure of M28 before and after heat treatment

著的强化效果^[2],此外材料中含有的能强化 α 相的合金元素(例如Al),也可以在固溶处理中提高针状 α 相的强度^[1]。因而热处理后的M28钛合金的强度将得到进一步提升。

2.3 大进给铣削M28的切削力

大进给切削工艺的特点在于小切深与大进给量的结合,实际生产中切深与切宽的选用则主要取决于刀具结构与机床主轴功率,因此试验主要考察切削速度与每齿进给量对M28钛合金大进给铣削力的影响。工件材料为经过“固溶+时效”处理的M28钛合金。

大进给铣削M28钛合金时,进给方向分力 F_x 随切削速度 v_c 的增长而平稳增长,切宽方向 F_y 对切削速度 v_c 的变化并不敏感,在切削速度增大的过程中仅有小幅增长, F_z 在切削速度20~40m/min的区间内增幅较小,当切削速度超过40m/min后随切削速度的增长较为迅速,如图12(a)所示。

钛合金是一种典型的应变率敏感材料,切削过程中随着塑性变形的进行,应变率硬化效应、应变硬化效应在增强变形应力的同时,作为其副产品的由塑性功转化而来的热量又能使流变应力减小,即热软化效应,不同机制间的相互竞争的最终结果在宏观上即表现为切削速度对切削力的影响^[16]。由于在大进给铣削较低的切削速度范围内,切削速度的增加导致了应变率的升高,但由此引发的应变率强化效应并没有达到触发热塑性失稳的强度,总体上应变率硬化与应变硬化占据主导地位。切削速度超过40m/min后切削力的快速增长可能是由于切削速度的增加进一步加剧了材料在高频冲击下的应变率强化与应变硬化效应,因而宏观上切削力伴随着切削速度的增加而快速上升。

M28的各向切削分力随每齿进给量 f_z 的增加,均呈现出近似线性的关系,如图12(b)所示。进给分力 F_x 随每齿进给量的增长速度在三者中相对较快,当每齿进给量超过0.8mm/z后,轴向分力 F_z 对每齿进给量的增

长相对变快,而切宽方向分力 F_y 随每齿进给量的增长则相对较为平缓。

由于M28钛合金是一种新近投入应用的材料,为了直观展现其热处理后的材料强度,便于对实际生产中切削工艺的调整进行指导,本文还开展了TC4与M28两种钛合金的大进给铣削对比试验。试验使用了相同的刀具与加工参数,两种钛合金材料的切削力对比如图13所示。M28钛合金进给方向切削力 F_y 与轴向切削力 F_z 可以达到铣削TC4钛合金时的2~3倍,这与其金相组织中富含的粗大 β 相有关。 β 相能提高材料的剪切强度^[17],因而切削区域中发生塑性变形需要的应力也更大。“固溶+时效”处理后析出的弥散 α 相对材料的强化效果显著,而切削加工通常会使析出的 α 相分布更为均匀,进一步强化时效效应^[2]。此外,粗大晶粒间启动塑性滑移所需要的能量更多^[18],这使得经过热处理后的M28钛合金的切削力远高于作为参照的TC4钛合金的切削力。而M28钛合金切宽方向切削力 F_x 相对铣削TC4钛合金的切宽方向切削力更小,约为其50%~60%,这可能是由于M28钛合金相对TC4有更高的材料弹性模量,切削过程中已加工表面的回弹相比切削TC4钛合金有所减小,所以对刀具切宽方向的作用力相对更小。

3 结论

本文对“固溶+时效”处理前后的M28钛合金进行了金相组织观察分析与大进给切削试验,通过对热处理后的M28钛合金大进给铣削试验,研究分析了切削速度与每齿进给量对切削力的影响,并对比了相同参数下大进给铣削TC4钛合金与M28的切削力。通过上述研究可以得出以下结论:

(1) 针对M28钛合金的加工,大进给铣削方式在典型参数下相对方肩铣方式有较好的材料去除能力。典型参数下大进给铣削的材料去除率以及刀具失效前的

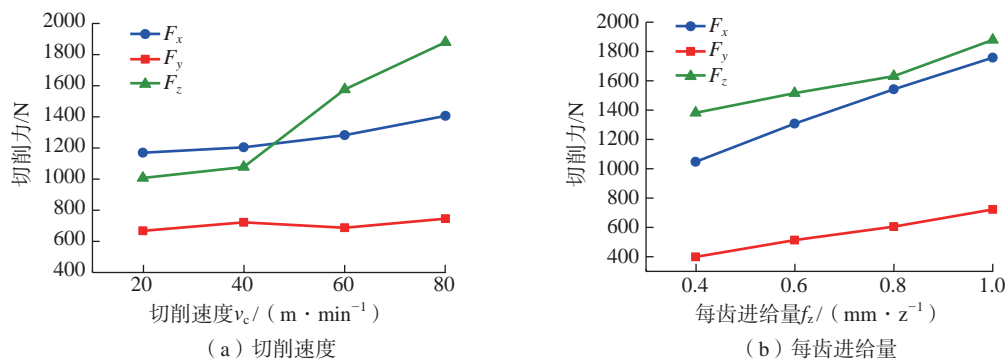


图12 切削速度和每齿进给量对M28切削力的影响

Fig.12 Effect of cutting velocity and feed per tooth on M28 cutting force

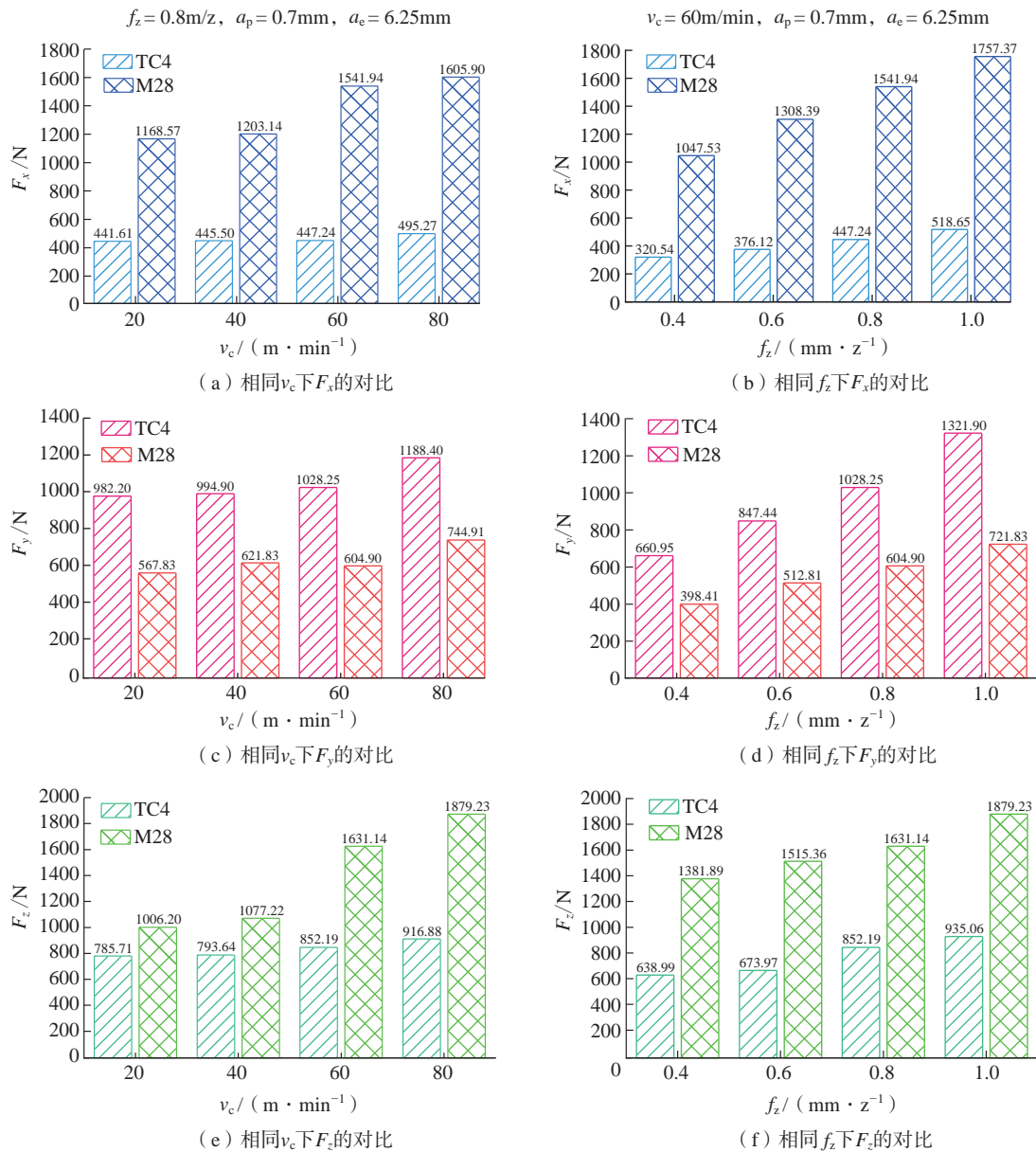


图 13 M28 与 TC4 切削力对比

Fig.13 Cutting force comparison between M28 and TC4

材料去除量都优于方肩铣。大进给刀片较小的主偏角使其切削力主要沿主轴的轴向传导。

(2) 热处理对 M28 钛合金大进给铣削在主轴方向的分力 F_z 的影响较为显著, 铣削热处理后材料的 F_z 较之热处理前材料的 F_z 增加了 10%~15%。切削力的增大与“固溶+时效”热处理对 M28 钛合金的强化作用有关。

(3) 切削速度对 M28 钛合金的大进给铣削力有一定的影响, 当切削速度超过 40m/min 后, 轴向切削力 F_z 随切削速度增加的幅度增大。

(4) 大进给铣削时, 增加 F_z 能够增加切削截面积, 从

而使得切削力与每齿进给量 f_z 间呈现近似线性的关系。

(5) 热处理后 M28 钛合金有很高的切削力, 其加工难度远大于 TC4。相同参数下大进给铣削热处理后的 M28 钛合金, 进给方向切削力 F_y 与轴向切削力 F_z 为铣削 TC4 钛合金时的 2~3 倍, 而切宽方向切削力 F_x 则约为铣削 TC4 钛合金时的 50%~60%。

(6) 对 M28 钛合金, 尤其是“固溶+时效”处理后的 M28 钛合金, 由于大进给铣削工艺能将切削力更多地沿主轴方向分解传导, 在一定程度上有助于充分利用机床刚度, 减少加工时大切削力对工艺系统的冲击。但应用时应该严格控制切削速度, 在机床刚性允许的情况

下适当提高每齿进给量。而切深与切宽的用量应该统筹考虑机床所能提供的扭矩与机床刚度。

参考文献

- [1] 朱知寿. 新型航空高性能钛合金材料技术研究与发展 [M]. 北京: 航空工业出版社, 2013.
- ZHU Zhishou. Research and development of new-brand titanium alloys of high performance for aeronautical applications[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2013.
- [2] PETERS M, LEYENS C. Fabrication of titanium alloys[M]// Titanium and Titanium Alloys. Weinheim, FRG: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2005.
- [3] BOYER R R. Aerospace applications of beta titanium alloys[J]. Journal of Metals, 1994, 46(7): 20–23.
- [4] BANIA P J. Beta titanium alloys and their role in the titanium industry[J]. Journal of Metals, 1994, 46(7): 16–19.
- [5] 陈玮, 刘运玺, 李志强. 高强 β 钛合金的研究现状与发展趋势 [J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 63–76.
- CHEN Wei, LIU Yunxi, LI Zhiqiang. Research status and development trend of high-strength β titanium alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 63–76.
- [6] ZLATIN N, FIELD M. Procedures and precautions in machining titanium alloys[M]//Titanium Science and Technology. Boston: Springle, 1973.
- [7] RASHID R R, SUN S, WANG G, et al. Machinability of a near beta titanium alloy[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2011, 225(12): 2151–2162.
- [8] DONACHIE M J. Titanium[M]. Geauga: ASM International, 2000.
- [9] RASHID R R, SUN S, WANG G, et al. An investigation of cutting forces and cutting temperatures during laser-assisted machining of the Ti–6Cr–5Mo–5V–4Al beta titanium alloy[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2012, 63: 58–69.
- [10] SUN Y, HUANG B, PULEO D A, et al. Enhanced machinability of Ti–5553 alloy from cryogenic machining: Comparison with MQL and flood-cooled machining and modeling[J]. Procedia CIRP, 2015, 31: 477–482.
- [11] 易湘斌, 焦爱胜, 常文春, 等. 不同冷却润滑条件下 TB6 钛合金高速铣削切削力实验研究 [J]. 润滑与密封, 2017, 42(9): 92–97.
- YI Xiangbin, JIAO Aisheng, CHANG Wenchun, et al. Research on cutting force of high speed milling TB6 in different cooling lubricating conditions[J]. Lubrication Engineering, 2017, 42(9): 92–97.
- [12] 李亮. 钛合金的高速粗加工——大进给铣削技术 [J]. 航空制造技术, 2014, 57(12): 32–35.
- LI Liang. High speed rough machining–high feed milling of titanium alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(12): 32–35.
- [13] 史琦. TC21 钛合金高性能铣削工艺基础研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2013.
- SHI Qi. Research on high performance milling of titanium alloy TC21[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2013.
- [14] ALTINTAS Y. Manufacturing automation[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2009.
- [15] ABELE E, HASENFRATZ C, BÜCKER M. Modeling of process forces with respect to technology parameters and tool wear in milling Ti6Al4V[J]. Production Engineering, 2017, 11(3): 285–294.
- [16] 李亮. 钛合金高速铣削机理及其工艺研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2004.
- LI Liang. Study on the mechanism and process of high speed milling of titanium alloys[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2004.
- [17] EZUGWU E O. High speed machining of aero-engine alloys[J]. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2004, 26: 1–11.
- [18] BOYER R R, PORTER W J, BARTA E R, et al. Microstructure/properties relationships in Ti–15V–3Cr–3Al–3Sn high strength castings[C]//Proceedings of the Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloy. Pittsburgh: The Minerals, Metals and Materials Society, 1991.
- 通讯作者: 李亮, 教授, 博士, 研究方向为机械制造、金属切削、微细制造。
- (责编 阳光)
- (上接第 77 页)
- [79] MOUHAT F, COUDERT F X. Necessary and sufficient elastic stability conditions in various crystal systems[J]. Physical Review B, 2014, 90(22): 224104.
- [80] WALLACE D C. Thermodynamics of crystals[J]. American Journal of Physics, 1972, 40(11): 1718–1719.
- [81] HAINES J, LÉGER J M, BOCQUILLON G. Synthesis and design of superhard materials[J]. Annual Review of Materials Research, 2001, 31(1): 1–23.
- [82] PUGH S F. XCII. Relations between the elastic moduli and the plastic properties of polycrystalline pure metals[J]. The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science, 1954, 45(367): 823–843.
- [83] PETTIFOR D G, COTTRELL A H. Electron theory in alloy design[M]. London: The Institute of Materials Minerals and Mining, 1992.
- [84] STARKE E A Jr, STALEY J T. Application of modern aluminium alloys to aircraft[M]//Fundamentals of aluminium metallurgy. Amsterdam: Elsevier, 2011.
- 通讯作者: 王俊升, 教授, 研究方向为集成计算材料工程, 专注于航空轻质铝合金、镁合金设计、表征和应用的基础研究。
- (责编 阳光)

引文格式: 徐琰, 张臣, 汪子轩. 局部近似平面 V 型沟槽减阻特性数值模拟研究 [J]. 航空制造技术, 2021, 64(15): 86-99.

XU Yan, ZHANG Chen, WANG Zixuan. Simulation analysis on drag reduction performance of characteristic parameters of V-groove on local approximate plane[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(15): 86-99.

局部近似平面 V 型沟槽减阻特性数值模拟研究*

徐 琰, 张 臣, 汪子轩

(南京航空航天大学, 南京 210016)

[摘要] 随着仿生表面工程技术的发展, 表面微结构的减阻特性被越来越多地研究, 但其应用却受到物体复杂的表面形状等条件限制, 单一的微结构并不适用于全局, 进行整体分析计算成本较大。为解决这个问题, 采用离散的思想, 将复杂曲面分成局部近似平面考虑, 探究微结构在局部近似平面上的减阻特性。基于边界层理论提出一套微结构的高度和位置设计方法, 并在近似平面表面布置不同形状、深度、宽度、间距的 V 型沟槽结构, 利用计算流体力学方法模拟近似平板表面的气流流动, 探究各种特征参数对于 V 型沟槽在近似平面上减阻效果的影响。经过分析得出, 在流速为 25m/s 时, 得到深度 0.2mm、宽度 0.3mm 的三角形微结构沟槽具有最佳减阻效果, 达到 5.51%, 最佳无量纲参数 $y^+=13.86$ 。在进行微结构设计时, 无量纲参数保持在 14 左右具有最佳的减阻效果。减阻微结构的宽深比必须小于 1.5, 且间距越小, 其减阻效果越明显。

关键词: 计算流体力学; 非光滑表面; 减阻; 局部近似平面; 数值模拟

Simulation Analysis on Drag Reduction Performance of Characteristic Parameters of V-Groove on Local Approximate Plane

XU Yan, ZHANG Chen, WANG Zixuan

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

[ABSTRACT] With the development of biomimetic surface engineering technology, the drag reduction characteristics of surface microtexture have been studied more and more, but its application is limited by the complex surface shape of the object and other conditions. A single microtexture is not applicable to the overall situation, and the overall analysis will consume a large amount of computing costs. In order to solve this problem, this paper adopts the idea of discrete, divides the complex surface into local facet to consider, and explores the drag reduction characteristics of micro-texture on local facet. Based on boundary layer theory, a design method of micro texture height and position is proposed, and in a small flat surface layout of different shape, depth, width and spacing of V-groove structure, using the method of computational fluid dynamics simulation of airflow in the small flat surface, various characteristic parameters for V-groove on the choice of drag reduction effects are explored. After analysis, the following rule can be obtained. When the flow velocity is 25m/s, the triangular micro-texture groove with depth of 0.2mm and width of 0.3mm has the best drag reduction effect, reaching 5.51% and the best dimensionless parameter $y^+=13.86$. In microtexture designing, the dimensionless depth parameter is kept at about 14, which has the best drag reduction effect. The width to depth ratio of the drag reduction microtexture must be less than 1.5, and the smaller the spacing, the more obvious the drag reduction effect.

Keywords: Computational fluid dynamics (CFD); Non-smooth surface; Drag reduction; Local approximate plane; Numerical simulation

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.15.086

* 基金项目: 江苏省自然科学基金(BK20171415)。

为了适应未来航空发展的需求,飞行器正向大推重比、高速、高续航能力等方向发展,然而随着全球环保意识的不断增强,对耗油率也提出更高要求。在民用客机飞行时,摩擦阻力和诱导阻力占总阻力的绝大部分。目前,减阻技术研究的重点都是致力于减小这两种阻力,民用客机注重燃油经济性,即使阻力降低 1% 也能给航空公司带来相关可观的经济效应^[1],因此减阻技术一直是整个航空界的研究焦点。

为了减少物体表面的摩擦阻力,许多湍流边界层控制方法被提出,根据是否需要额外能量介入,可以分成主动控制减阻和被动控制减阻两类。这两种方法又以不同的减阻理论为标准进行了分类,如图 1 所示。

由于主动控制减阻技术需要外部输入能量才能实现减阻,在追求可持续化发展的今天,在实际工程应用中可行性较低,仍停留在试验研究阶段,多是为了探究湍流猝发的机理。而非光滑表面减阻技术因其具有不添加任何外部能量和装置,仅通过改变自身表面结构就能够实现减阻效果的特性,能够有效控制成本,满足未来可持续发展需求,一直是减阻领域的一个重要研究热点,具有重要的理论意义与工程实用价值^[2]。

非光滑表面减阻技术是一种通过改变物体表面微尺度结构,达到减阻效果的被动控制手段。它首次由美国 NASA 研究中心的 Walsh 提出,通过对鲨鱼皮表面结构的研究,发现鲨鱼皮表面的顺流向微小肋条结构可以有效地降低壁面的摩擦阻力,该成果打破了光滑表面阻力小的传统思维。Huang 等^[3]从湍流边界层角度对微结构进行了研究,并在机翼表面覆膜,降低了 7% 的阻力。Martin 等^[4]对间断的纵向肋条进行研究,发现纵向肋条能有利于阻隔涡的横向发展,减小了剪切应力的产生,从而减小了阻力。Choi^[5]在边界层减阻机理的探索过程中发现,沟槽表面可以减少近壁区边界层的速度脉动,在风洞试验中表明,在 20~100Hz 的范围内,沟槽结构可以显著减小壁面脉动压力。Bixler 等^[6]将微

织构布置在封闭管道中,分别以流体流速、流体黏度和微织构的几何形状为变量进行试验,结果表明微织构结构可以减小流动过程中的压降,实现减阻。国内在非光滑表面减阻性能的研究起步较晚,南京航空航天大学潘家正^[7]将不同尺寸及间距的沟槽结构横向布置于平板,并在风洞中进行试验,得到 10.2% 的减阻量,基于对流动状态及雷诺数的分析,提出了“微型空气轴承”理论,认为横置沟槽改变了流体流动状态,并在沟槽内部形成涡结构,充当“微型空气轴承”的作用,实现减阻。戎瑞等^[8]采用数值计算方法,在 NACA0018 翼型上布置脊状结构,分析了脊状结构对翼型边界层速度分布和尾迹速度分布的影响,发现在翼型前端布置脊状结构,可以提前边界层分离点,并提前结束分离区域,而在后段布置脊状结构,提前分离点的同时,还有效控制了边界层分离,增加了升力,减小了阻力。Zhang 等^[9]利用有限元分析方法,提出了一种确定微织构布置位置的方法。在叶片表面布置微织构,与光滑叶片相比具有减阻效果,优化了叶片的气动性能。刘梅等^[10]采用大涡模拟,探究沟槽结构引起的熵产变化规律,发现沟槽结构能够有效减小近壁区总熵产,为沟槽减阻优化提供理论依据。

经过多年的研究,减阻微织构的发展还存在一些问题:(1)部分学者们总结出一套采用将微织构尺寸无量纲化来进行微织构高度设计的方法,然而该方法只能针对平面,在曲面中的应用较少,对于曲面的适应性并未进行深入研究;(2)很多学者从边界层角度研究具有减阻效果的微织构高度问题,对于微织构的其他几何特征参数如位置、宽高、数量等多是通过试错法,得出减阻效果较好的结论,对设计原理未做过多分析,特征参数对微织构减阻效果的影响规律不明确。因此本文采用离散的方法,将复杂曲面分成局部小平面对研究,探究微织构在局部小平面上的减阻特性,基于边界层理论提出一套微织构的高度和位置设计方法,并在小平面表面布置不同形状、深度、宽度、间距的 V 型沟槽结构,利用计算流体力学方法模拟小平板表面的气流流动,探究各种特征参数对于 V 型沟槽在小平面上的减阻效果影响。

1 减阻微织构设计

许多学者发现,微织构的减阻效应主要与边界层有关,因此本文的减阻微织构的设计主要基于边界层理论,通过外部流场的流速以及绕流物体的特征尺寸,并对尺寸进行无量纲化,确定近壁区边界层过渡层范围,从而确定特征高度和位置参数范围,利用仿真手段对结构参数进行优化,最终确定最优参数,如图 2 所示。

1.1 基于边界层的微织构设计方法

绕流流场可以划分为边界层和外流区两个部分,图

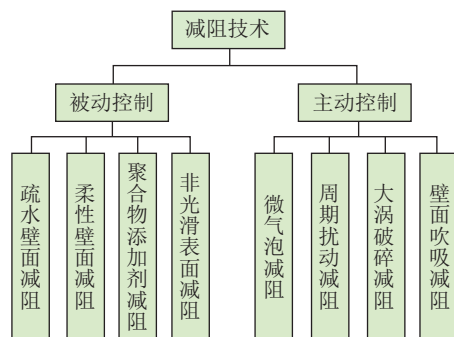


图 1 减阻技术分类

Fig.1 Classification of drag reduction techniques

3是流体在平壁上的流动情况,流体速度在壁面上为0,然后沿壁面法线方向y不断增加并最终达到来流速度 u_0 。按普朗特的边界层概念,将速度从 $u=0$ 到 $u=0.99u_0$ 对应的流体层厚度为边界层厚度,用 δ 表示。而边界层内的横向流动也分为层流与湍流两种形态。如图4所示的平壁扰流流动中,在平壁的前部,边界层内的层流向后部的湍流过渡。

在湍流区域,自由流的动能被转化为湍流波动,然后通过黏性作用耗散为内能^[11]。在壁面区域边界层中大部分湍流动能产生于黏性底层、缓冲层和对数律层,如图5所示。

边界层区域是根据壁面的无量纲距离 y^+ 确定的。

$$y^+ = \frac{yu_\tau}{\nu} \quad (1)$$

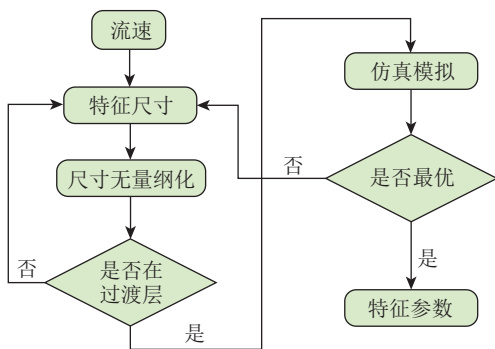


图2 减阻微结构设计流程

Fig.2 Design flow of drag reduction microtexture

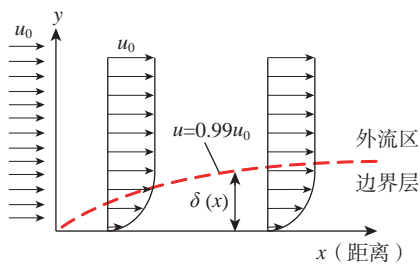


图3 边界层及边界层厚度

Fig.3 Boundary layer and boundary layer thickness

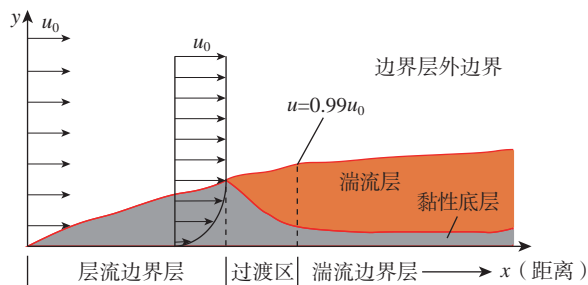


图4 边界层内的流动形态

Fig.4 Flow patterns in boundary layer

其中, y 是距离壁面的量纲距离; ν 为运动黏度; u_τ 为壁面应力剪切速度。

通常近壁区在 $y^+ \leq 100$ 的范围内,其中黏性底层 $0 \leq y^+ \leq 5$,黏性切应力为主导,湍流切应力为0。过渡层 $5 \leq y^+ \leq 30$,黏性切应力和湍流切应力同时存在。对数律层 $30 \leq y^+ \leq 100$,湍流剪应力占主导^[11]。

1.2 尺寸无量纲化

为了方便根据边界理论进行微结构设计,微结构几何形状尺寸通常采用无量纲化的参数。主要考虑微结构的高度 h 、宽度 w 和间距 s ,如图6所示。

$$\text{间距: } s^+ = \frac{su_\tau}{\nu} \quad (2)$$

$$\text{高度: } h^+ = \frac{hu_\tau}{\nu} \quad (3)$$

$$\text{宽度: } w^+ = \frac{wu_\tau}{\nu} \quad (4)$$

$$\text{其中 } u_\tau = \left(\frac{\tau_0}{\rho} \right)^{1/2} \quad (5)$$

$$\mu = \rho\nu \quad (6)$$

$$\tau_0 = 0.0225\rho u^2 \left(\frac{\nu}{u\delta} \right)^{1/4} \quad (7)$$

其中, s 为微槽间距; h 为沟槽高度; w 为沟槽宽度; μ 为动力黏度; ν 为运动黏度; u 为管内平均流速; u_τ 为壁面

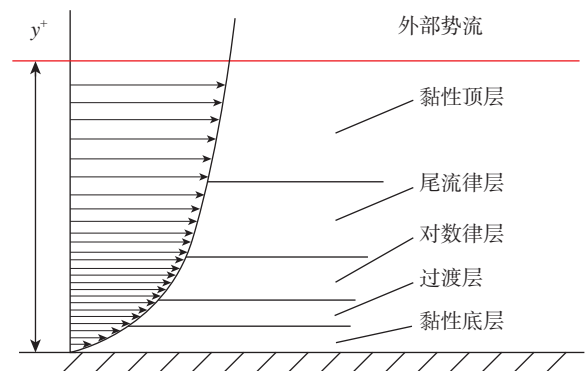


图5 湍流边界层的各层分布示意图

Fig.5 Distribution diagram of each layer of turbulent boundary layer

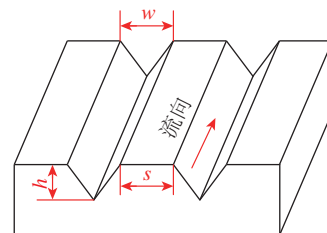


图6 微结构参数

Fig.6 Parameters of microtexture

应力剪切速度; τ_0 为壁面剪切应力; ρ 为密度。

在 $Re_x = \frac{\rho u_0 x}{\mu} < 3 \times 10^5$ 范围, 边界层内的流动为层流, 边界层厚度为:

$$\delta = 4.96 \times \left(\frac{\nu}{u x} \right)^{1/5} = 4.96 \times Re_x^{-1/5} \quad (8)$$

在 $Re_x = \frac{\rho u_0 x}{\mu} > 3 \times 10^6$ 范围, 边界层内的流动为湍流, 边界层厚度为:

$$\delta = 0.37 \times \left(\frac{\nu}{u x} \right)^{1/5} = 0.37 \times Re_x^{-1/5} \quad (9)$$

在 $Re_x = \frac{\rho u_0 x}{\mu} = 3 \times 10^5 \sim 3 \times 10^6$ 区间, 边界层内的流动处于过渡状态^[12]。式中, x 为 x 方向; u^0 为来流速度。

将式(9)带入式(7)得:

$$\tau_0 = 0.029 \rho u^2 (Re_x)^{-1/5} \quad (10)$$

将式(10)带入式(5)得:

$$u_\tau = 0.17 u Re_x^{-1/10} \quad (11)$$

将式(11)带入式(2)~(4)得:

$$s^+ = \frac{0.17 s u Re_x^{-1/10}}{\nu} \quad (12)$$

$$h^+ = \frac{0.17 h u Re_x^{-1/10}}{\nu} \quad (13)$$

$$w^+ = \frac{0.17 w u Re_x^{-1/10}}{\nu} \quad (14)$$

2 数值模拟方法及验证

2.1 曲面分区域分析数值模拟方法

本文对沟槽微结构进行仿真, 并对其仿真结果进行对比分析, 探究沟槽微结构的减阻特性。由于物体表面曲面各异, 为使减阻效果最大化, 单一的微结构无法适应全局, 因此将曲面分成局部小平面讨论, 由于曲面上流动情况复杂, 将曲面分成几个局部平面单独考虑, 前后的边界条件无法用简单的 FLUENT 命令进行描述, 针对这一问题使用 FLUENT 中 profile 命令来实现, 如图 7 所示, 将计算域 1 进行计算, 计算完成提取出口条件, 并导入到计算域 2 中作为入口边界条件, 从而实现局部平面到完整曲面的过渡, 可以有效降低计算成本, 并使微结构减阻效果最大化。

2.2 计算域模型建立及网格划分

为了同时对比具有微结构的表面和光滑表面的阻力, 将两种平板放置在同一个计算域内进行仿真。以 V 槽为例, 计算域如图 8 所示。光滑面在计算域顶部, 沟槽面在底部, 底部沟槽条数统一为 10 条, 为避免仿真过

程中上下边界层相互干扰, 计算域高度设置大于 10 倍的沟槽深度, 本次仿真中, 最大沟槽深度为 0.5mm, 因此高度设为 5mm。针对局部平面, 选取小尺度计算域, 本文中计算域长度设为 5mm。

本文采用 ANSYS 基于工作流的网格划分方法, 划分的网格是非结构网格, 截面为六边形, 具有高质量, 且在壁面具有边界层划分方式, 能够使网格按一定比例增长。如图 9 所示, 第一层网格根据边界层理论对应主 $y^+ = 1$, 对应的高度为 0.0124mm。以 1.2 的比例递增, 直至网格尺寸为 0.5mm, 以保证能够准确地捕捉壁面处的流动状况, 提高计算精度。

2.3 湍流模型及边界条件

由于雷诺平均法具有较好的计算精度, 同时计算成本较低, 因此本文采用 Realizable $k-\varepsilon$ 两方程湍流模型, 结合 Enhanced wall treatment 近壁面处理, 在求解计算域中心的湍流区域的同时, 也能很好地处理近壁面区域的低雷诺数的流体, 选用二阶迎风格式对方程进行离散, 采用 simple 算法进行迭代计算。

计算域在流体流动方向上的边界条件为周期边界条件, 采用流量入口, 定义左右为对称边界, 上下

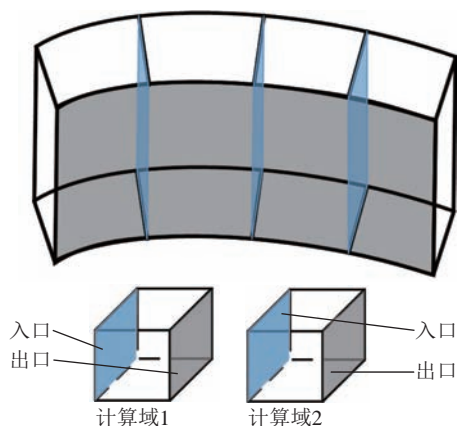


图 7 曲面到局部平面

Fig.7 Surface to local plane

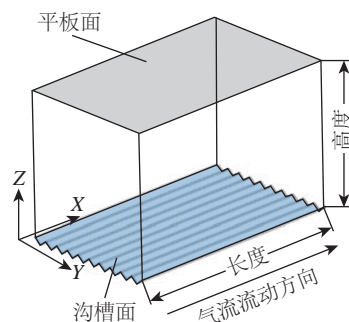


图 8 计算域

Fig.8 Computational domain

边界为无滑移壁面边界条件,流体为空气,空气密度 $\rho=1.225\text{kg/m}^3$,动力黏度 $\mu=1.789 \times 10^{-5}\text{N} \cdot \text{s/m}^2$,运动黏度 $\nu=1.46 \times 10^{-5}\text{m}^2/\text{s}$ 。若流速超过 0.3Ma ,气体性质则设为可压缩空气。

2.4 算例验证

为了验证本文仿真方法的合理性,取一段光滑平板进行计算,由于微织构尺度在近壁面的边界层内,因此验证工作是针对近壁区边界层的验证,将摩擦阻力系数理论值与仿真值进行对比(表1),以验证减阻性。

取 1m 长的平板,由于流速区间较大,流速设置为 75m/s ,理论上,平板上存在从层流到完全湍流的情况,根据局部雷诺数计算,在该流速下,从 0.058m 开始层流

就开始向湍流转捩,在 0.58m 后处于完全湍流状态。

根据普朗特关于试验的总结,平板湍流边界层摩擦阻力系数遵循以下关系:

$$C_f = \frac{0.0576}{\text{Re}_x^{1/5}} \quad (15)$$

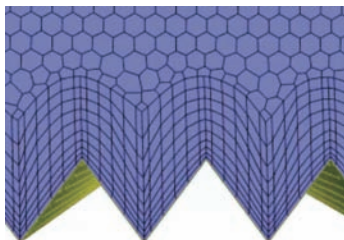
其中, Re_x 由通过平板的位置计算,即距平板前缘的距离。

在 FLUENT 中,使用式(14)计算壁面摩擦系数:

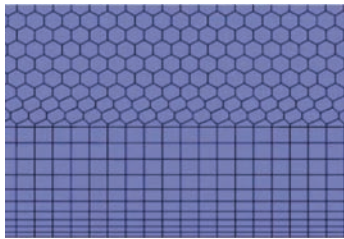
$$C_f = \frac{\tau_w}{1/2\rho u_b^2} \quad (16)$$

其中, τ_w 为平板中点的壁面剪切应力; ρ 为流体的密度; u_b 为平板的平均速度。 ρ 和 u_b 通过仿真结果后处理,从 FLUENT 中获得。

在 1m 的平板上取 9 个点,均匀间隔 0.1m ,将这 9 个点的摩擦阻力系数理论值与仿真值进行对比,具体数据见表 1,对比湍流边界层摩擦系数理论值和 CFD 计算结果,可以看出,两者的符合程度较高,最大误差在 2.5% 左右,且在 0.6m 开始误差很小,符合 0.58m 开始形成完全湍流,因此所选择的 CFD 方法满足计算要求的精度。



(a) 织构近壁面



(b) 平板近壁面

图 9 微织构网格划分模型

Fig.9 Microtexture meshing model

表 1 摩擦阻力系数理论值与仿真值对比

Table 1 Comparison between theoretical value and simulation value of friction resistance coefficient

位置 /m	C_f (理论值)	C_f (计算值)	误差 /%
0.1	0.004175	0.004152	0.53863
0.2	0.003518	0.003615	-2.68837
0.3	0.003248	0.003333	-2.56137
0.4	0.003086	0.003147	-1.94563
0.5	0.002976	0.003010	-1.11742
0.6	0.002891	0.002902	-0.38955
0.7	0.002823	0.002814	0.31975
0.8	0.002767	0.002740	0.99998
0.9	0.002720	0.002676	1.66731

3 仿真结果及减阻机理研究

3.1 数值模拟计算结果

在物体绕流中,物体形状对物体的阻力影响很大,形状会影响物体表面的压力梯度而造成压差阻力的改变,而在纵向微织构中,压差阻力不是主要阻力因素,最主要的是摩擦阻力,摩擦阻力与摩擦阻力系数和表面积有关,结构形状主要影响表面积和表面流速。下面选取图 10 中的 4 种结构进行分析,该形状的灵感主要源于鲨鱼皮表面的盾鳞结构。

由图 11 可知,矩形和三角形的区别在于沟槽内部空间的大小,结果显示三角形的减阻率优于矩形,根据摩擦阻力的计算公式为:

$$F_f = C_f \frac{\rho u_0^2}{2} A_f \quad (17)$$

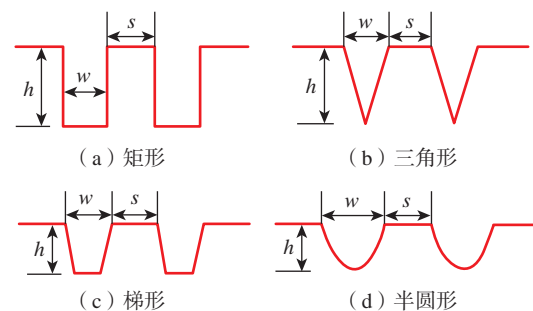


图 10 微织构沟槽形状

Fig.10 Microtexture groove shape

其中, F_f 为摩擦阻力; A_f 为表面积。

摩擦阻力与表面积成正比, 矩形表面积大于三角形, 减阻率小于三角形。由三角形 1 ($w=0.15$) 和三角形 2 ($w=0.3$) 进行对比可以发现, 宽度增加, 摩擦阻力也随之增加, 相对减阻率也增大。对比三角形 2、梯形以及半圆, 三角形的减阻效果比较好。图 12 为 4 种结

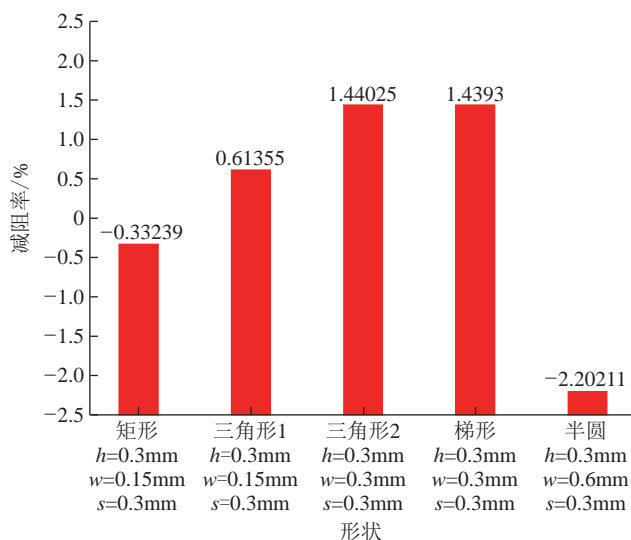


图 11 微织构沟槽形状对阻力的影响

Fig.11 Influence of microtexture groove shape on drag

构的速度云图, 其高度一致, 在微织构内部速度都处于低速区, 对比矩形和三角形可以发现, 在宽度一定的情况下, 微织构内部空间并不是越大越好。而三角形和梯形减阻效果差距并不大, 半圆形结构边界层相对于其他 3 个结构较厚, 因此中间高速流区域相对较少, 黏滞作用较高。且相对于其他结构来说, 半圆形对于气流的影响不大, 相当于增加了结构的表面积, 阻力系数增加。

进一步对摩擦阻力系数进行分析, 如图 13 所示, 在微织构底部, 摩擦阻力系数较低, 这与该区域流速较低有关, 这也验证了摩擦阻力系数受雷诺数影响, 由图 13 (a) 可知, 在矩形拐角处, 摩擦阻力系数变化较大, 在沟槽内部拐角, 由于气流流速较小, 因此摩擦阻力系数也较小, 趋向于 0。在沟槽表面的拐角, 由于处于开放区域, 气流流速较高, 摩擦阻力系数较高。

从图 14 可以看到, 微织构表面的压力分布并不均匀, 局部区域存在压力差, 因此速度并不稳定, 容易形成涡流。由图 13 (b) 可以看到, 三角形微织构的宽度对表面拐角的摩擦阻力系数有所影响。对于三角形宽度的影响因素将在下文进行详细分析。对比相同宽度和高度的三角形和梯形微织构, 摩擦阻力系数分布基本一致, 唯一不同点在于沟槽内拐角处。但从总的减阻率来看, 沟槽内部拐角并不是越多越好。从结构来看三角形

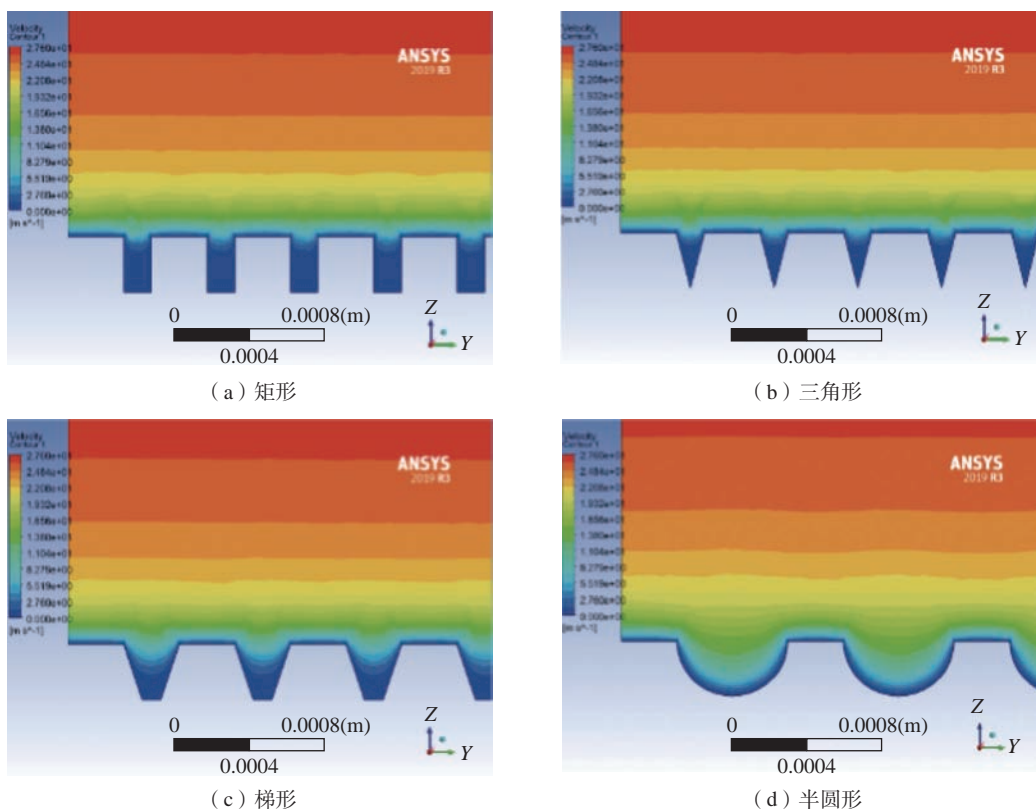


图 12 微织构表面速度云图

Fig.12 Surface velocity nephogram of microtexture

沟槽具有较好的减阻性能,因此对三角形微织构进行微织构的几何特征参数分析。

图 15 为相同宽度、间距($W=S=0.3\text{mm}$),不同深度

的微沟槽对阻力的影响,分析可知:

(1)在其他参数不变的情况下,随着微织构深度的增加,减阻率的影响呈先增大后减小的趋势,当高度为

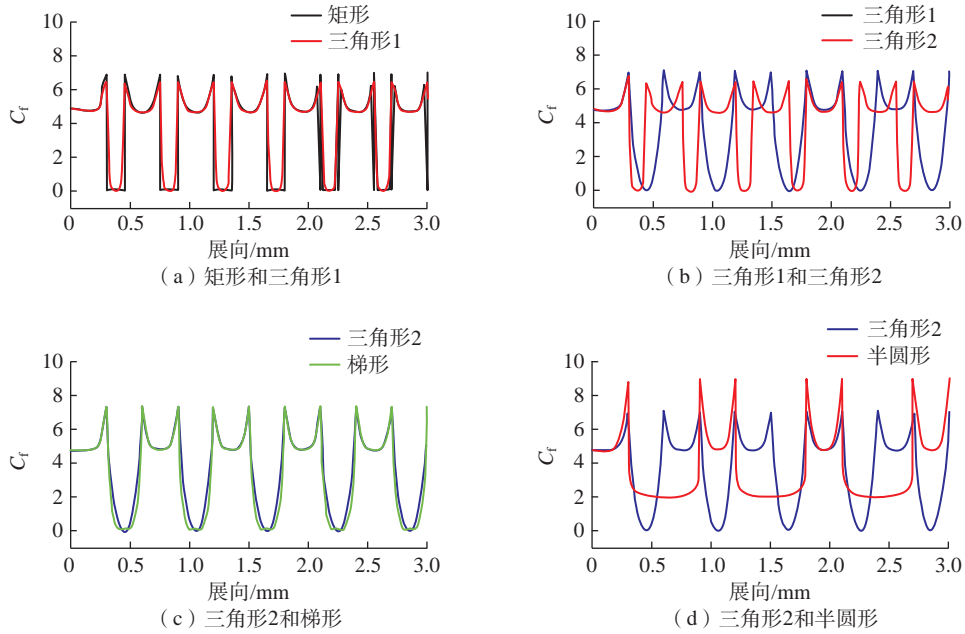


图 13 微织构表面摩擦系数分布

Fig.13 Friction coefficient distribution on microtexture surface

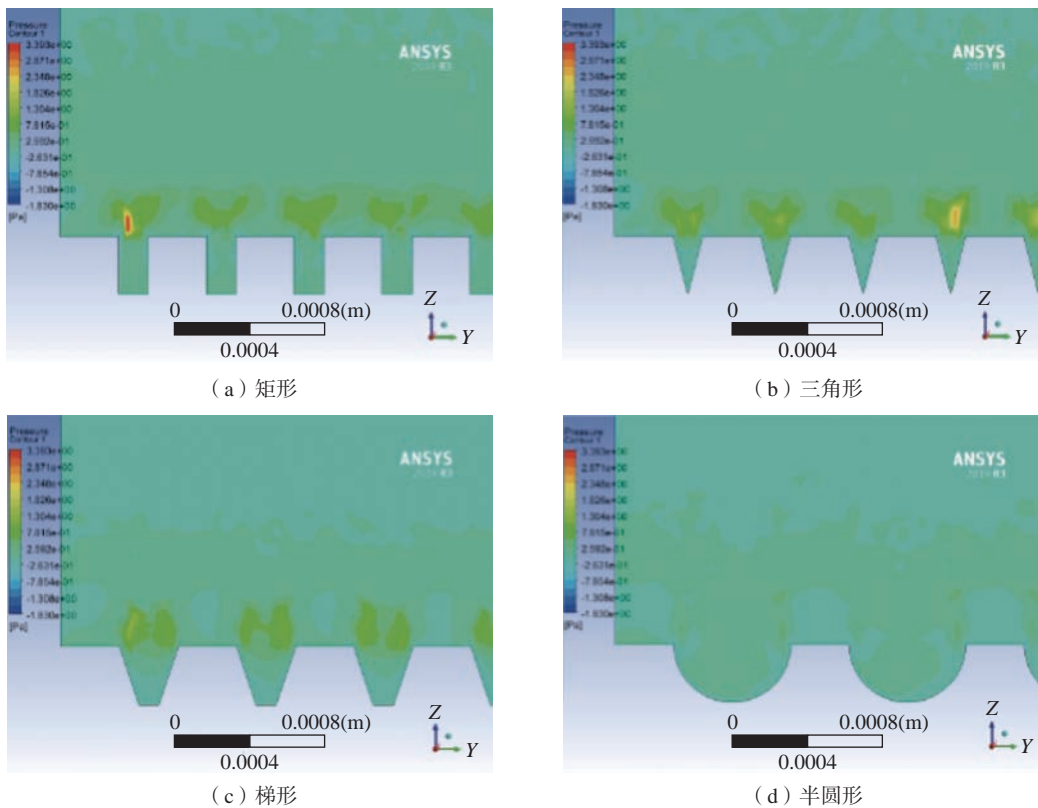


图 14 微织构表面压力云图

Fig.14 Surface pressure nephogram of microtexture

0.2mm 时具有最佳减阻率,达到 2.04% ;

(2)通过无量纲参数 y^+ 可以发现减阻最高的情况下 $y^+=13.86$,宽深比为 1.5。

图 16 为速度云图,沟槽底部速度较低,随着深度的增加,底部低速区域增加,但是沟槽表面的速度分布没有变化,不会随着深度的增加而增加,只会增加黏性底层的厚度,因此,减阻微织构的深度有一定限制。

图 17 为微织构表面湍动能分布,可以发现,微织构

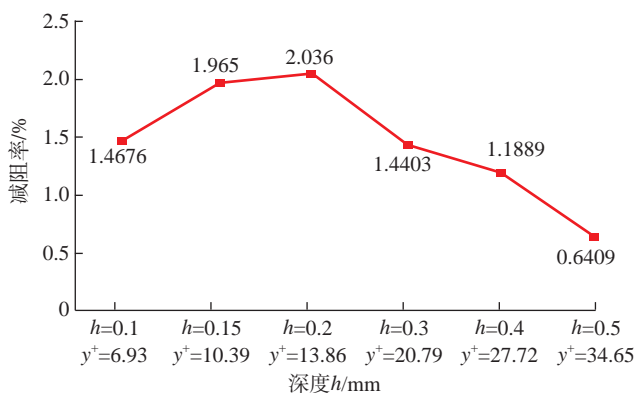


图 15 微织构沟槽深度对阻力的影响

Fig.15 Influence of groove depth of microtexture on resistance

的深度增加可以减小表面湍动能的分布,但同样有深度限制,到一定程度局部湍动能分布就不再变化。当深度增加到 0.3mm 时,局部湍动能分布就不再变化。湍动能主要是系统能量耗散的表现,因此可以发现,微织构能够减少系统的能量损失,对于抑制湍流产生具有一定效果。

3.2 减阻机理分析

为进一步研究微织构深度对摩擦阻力的影响,探究微织构的减阻机理,对微织构表面摩擦阻力系数分布进行分析,如图 18 所示。微织构深度的增加,在沟槽底部的壁面摩擦系数有所降低,但是在沟槽上表面拐角的壁面摩擦系数会增加,平均摩擦系数随着深度增加而减少,但是表面摩擦阻力与表面积有关,因此深度增加也会造成表面积增加,因此总减阻率呈现先增大后减小的趋势,且随着深度的增加,减阻效果有所下降。

从数值模拟结果来看, V 型沟槽表面黏性底层厚度比光滑表面要厚,低流速区的存在,一方面隔离了壁面和高速流体,另一方面,低流速区流动较稳定,降低了边界层的湍动能,减小了近壁区的平均速度梯度,使得表面摩擦阻力减小。

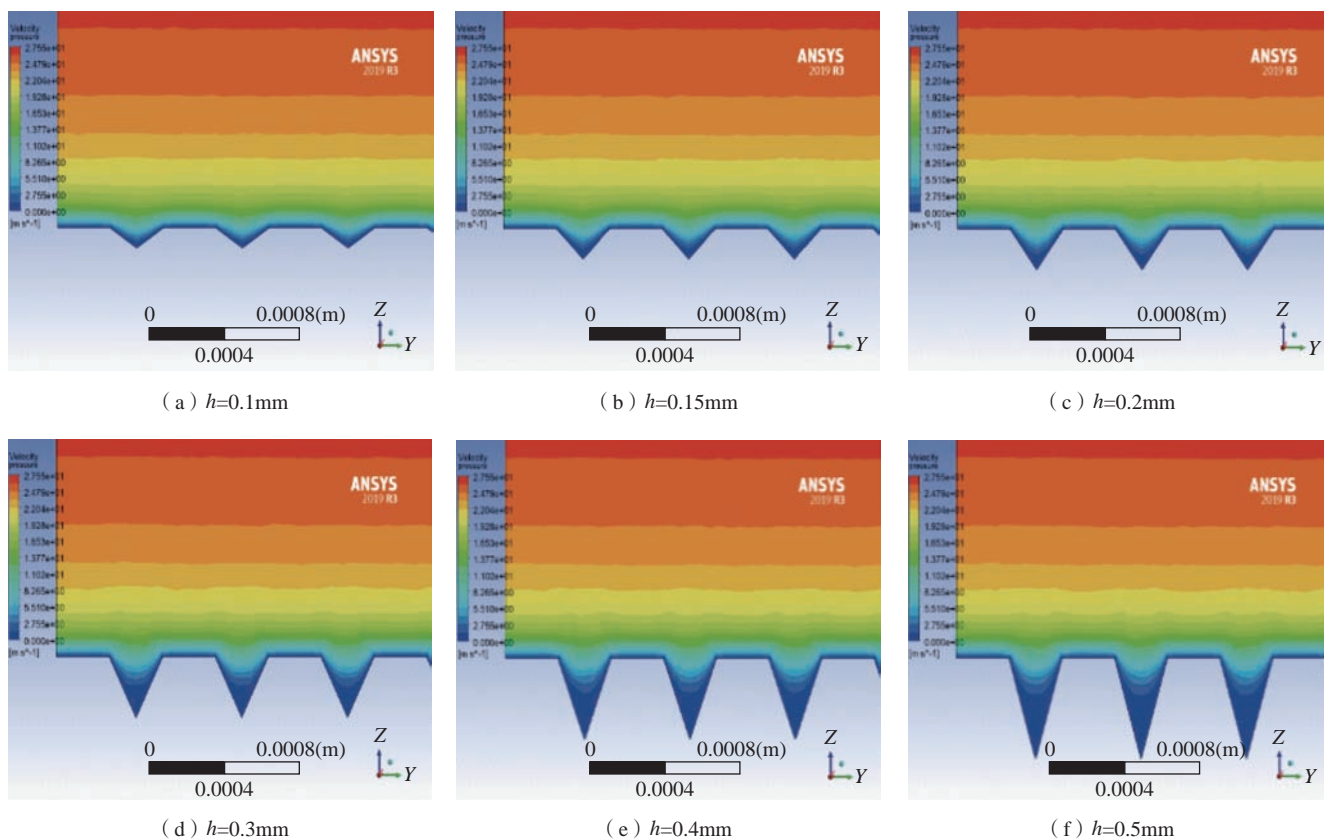


图 16 不同深度微织构表面速度云图

Fig.16 Surface velocity nephogram of microtexture at different depths

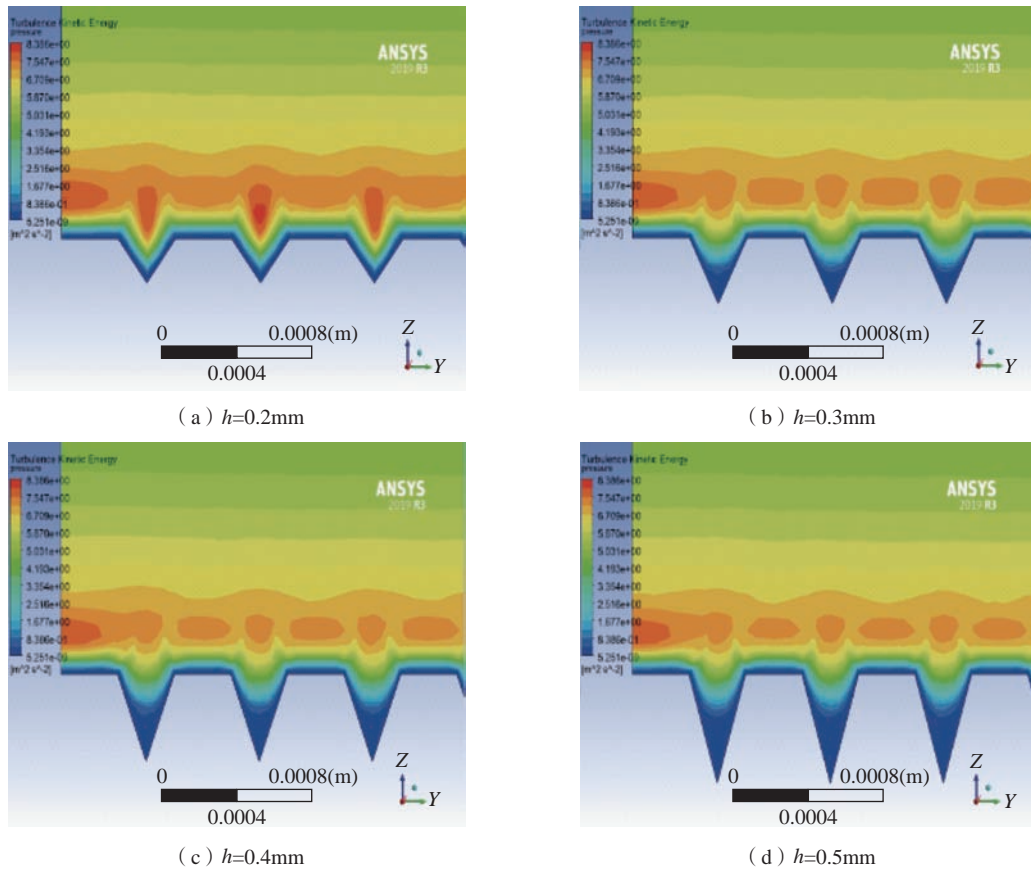


图 17 微织构表面湍动能云图

Fig.17 Turbulent kinetic energy nephogram of microtexture surface

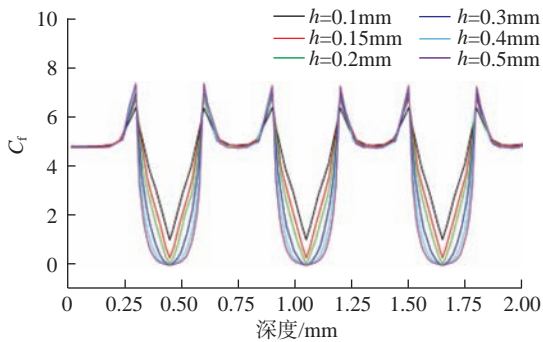


图 18 不同深度微织构表面摩擦阻力系数分布

Fig.18 Distribution of frictional resistance coefficient on microtexture surface at different depths

4 各参数对微织构减阻效果的影响规律研究

为了研究 V 型微织构设计方法, 现对 V 型沟槽的几何特征参数和流速进行研究, 探究各参数对微织构减阻效果的影响规律。

4.1 宽度参数对减阻率的影响

表 2 为不同宽度微织构对阻力的影响, 对其进行分析可以得到以下 2 个结论:

(1) 当宽高比 < 3 时, 具有减阻效果, 最佳减阻率为 2.04%, 此时宽高比为 1.5 : 1;

(2) 随着宽度的增加, 物体表面的摩擦阻力递增, 与式(15)摩擦阻力系数计算公式相符合。

宽度的增加, 增加了微织构表面积, 因此摩擦阻力系数增大, 总阻力增加。

对不同宽度微织构表面速度云图(图 19)进行分析, 可以得出, 微织构表面的速度梯度分布随着宽度的增加越来越贴近光滑表面。当宽高比大于 1.5 时, 微织构沟槽内部基本不存在低速区, 这种情况下, 微织构可以看作是宏观的粗糙表面, 粗糙度越大, 所受阻力越大, 不具有减阻效果。

对不同宽度微织构表面湍动能云图(图 20)进行分析, 可以发现, 在高度不变的情况下, 随着微织构宽度的增加, 微织构表面会出现湍动能高亮区域, 这代表该区域微织构造成了湍流的形成, 对于减阻不利, 虽然表现在总阻力上, 但是系统的能量损失增加。

此效应的出现, 主要跟三角形微织构的宽高比有关, 当宽高比大于 1.5 时, 就会在沟槽间出现湍流集中区, 分析图 17 也能反映该结论。因此在设计减阻微织

表 2 微织构沟槽宽度对阻力的影响

Table 2 Influence of groove width of microtexture on resistance

三角编号	高度 h/mm	宽度 w/mm	w/h	间距 s/mm	光滑壁面摩擦力/N	沟槽壁面摩擦力/N	减阻率/%
W1	0.2	0.1	0.5	0.3	0.00005957	0.00005930	0.4459
W2	0.2	0.15	0.75	0.3	0.00006689	0.00006633	0.8353
W3	0.2	0.2	1	0.3	0.00007415	0.00007317	1.3114
W4	0.2	0.3	1.5	0.3	0.00008853	0.00008673	2.0360
W5	0.2	0.4	2	0.3	0.00010300	0.00010181	1.1593
W6	0.2	0.6	3	0.3	0.00013190	0.00013192	-0.0147

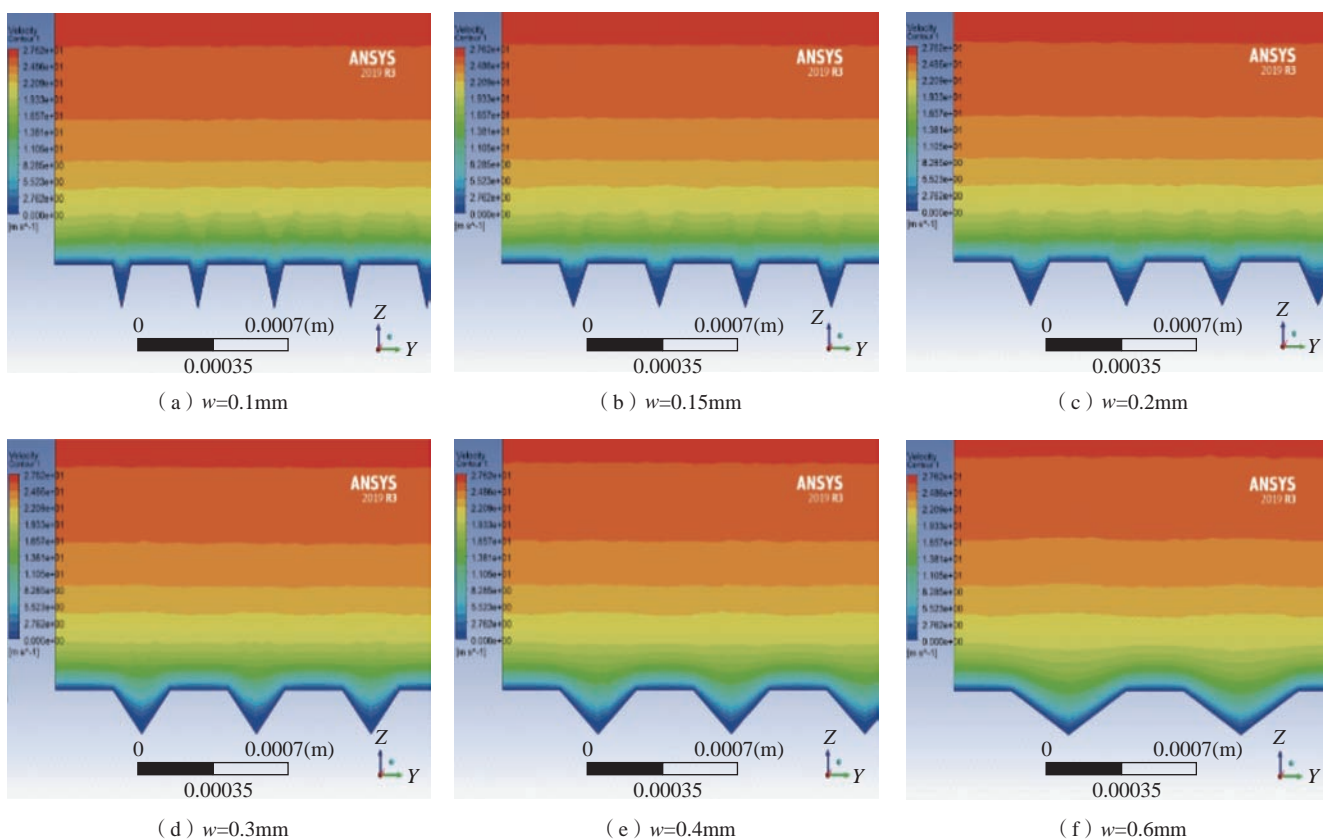


图 19 不同宽度微织构表面速度云图

Fig.19 Surface velocity nephogram of microtextures of different widths

构时,宽高比不能大于 1.5。

图 21 为不同宽度微织构表面摩擦阻力系数分布,可以发现,沟槽底部最小摩擦阻力系数随着微织构宽度增加而增大,这是因为微织构宽度增加,微织构的微观作用减小,微织构逐渐趋近于宏观的粗糙表面,因此无限制地增加微织构的宽度不会对减阻有明显影响。而微织构沟槽上表面拐点部分的摩擦阻力系数随着宽度的增加先增加,后减少。当开始减小时,说明微织构的

微观作用开始减弱,开始向平面化发展。

4.2 间距参数对减阻率的影响

表 3 为固定沟槽深度、宽度和数量的情况下,改变沟槽间距的减阻效果表示,可知间距对阻力的影响成反比关系,间距越小,微织构减阻率越高,当间距为 0 时最高减阻率达 5.5%

图 22 为不同间距微织构近壁面的速度分布,可以看到,当微织构的形状、深度、宽度确定时,沟槽内部的

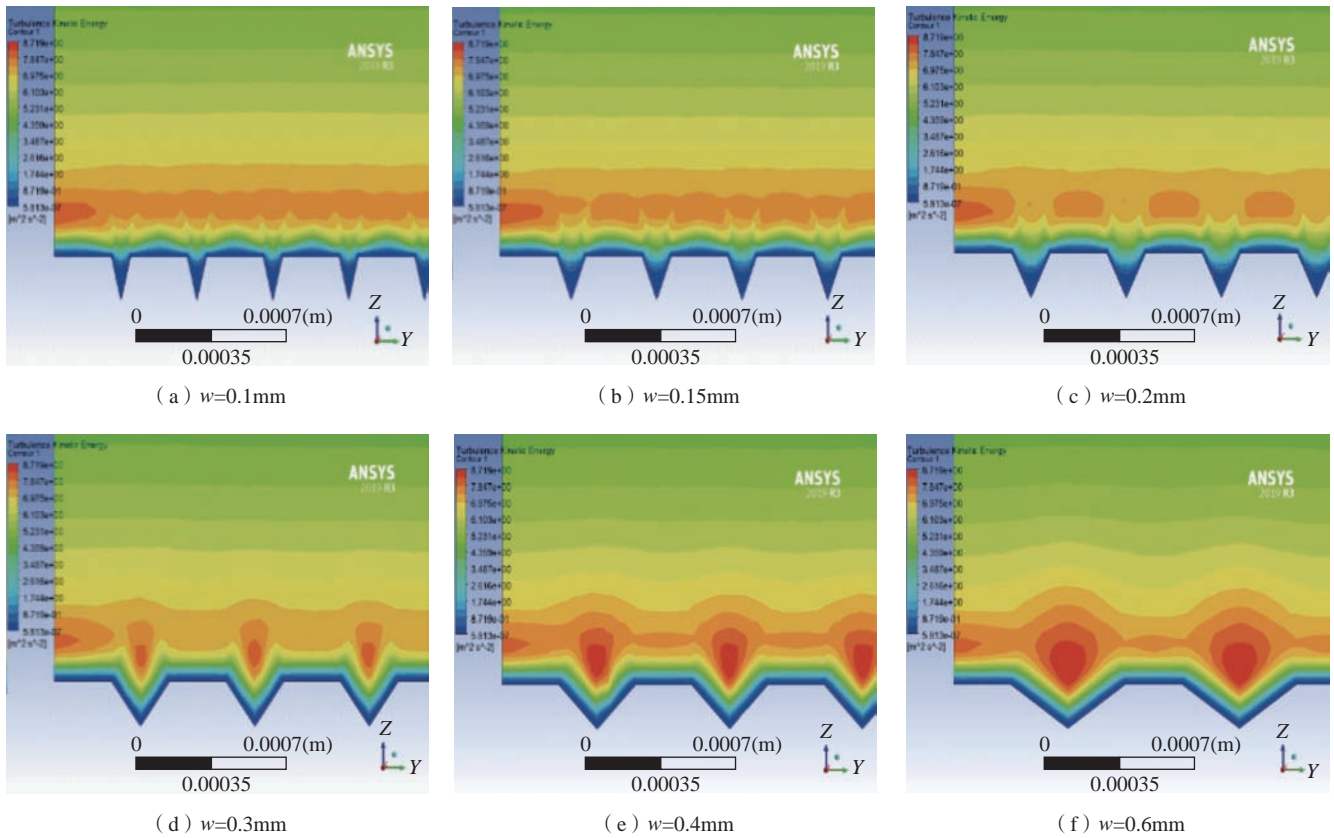


图 20 不同宽度微织构表面湍动能云图

Fig.20 Turbulent kinetic energy nephogram on microtexture surfaces of different widths

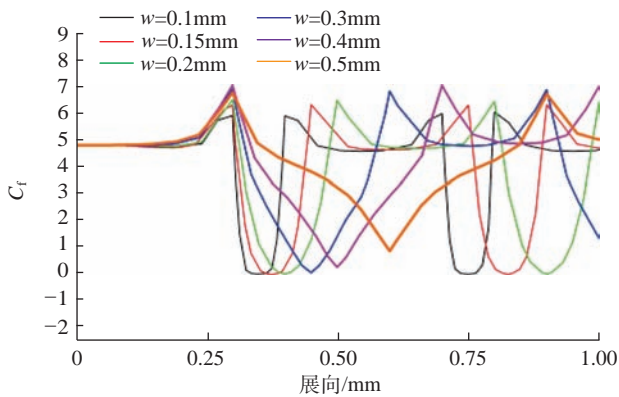


图 21 不同宽度微织构表面摩擦阻力系数分布

Fig.21 Distribution of frictional resistance coefficient on microtexture surfaces with different widths

速度分布不随间距的变化而变化。因此间距对阻力的影响主要表现在微织构间距那一段区域。而从表 3 的结果结合式(15)摩擦阻力系数来看,微织构间距越大,表面积越大,导致摩擦系数增大,最终总阻力增加。

图 23 为不同间距微织构近壁面的湍动能分布,直接结论表面,该宽高比下微织构内部会存在湍动能集中区,但是其强度会随着间距变化,当 $s/h > 0.75$ 时,沟槽内

的湍流区域开始连通起来,当 $s/h > 2$ 时,间距位置处开始出现局部湍动能集中区,虽然总体仍然呈现减阻效果,但是减阻率降低,且系统能量消耗变大。

图 24 为不同间距微织构表面摩擦系数分布,可以看到,微织构内部摩擦系数无差别,差距在间距处,当微织构间距为 0 时,该点的摩擦阻力系数最高,但是由于只有一个点,因此总体影响不大,而间距处的摩擦阻力随着间距增大而减小,但减小程度有限,当 $s/h > 2$ 时摩擦阻力系数已降至最低,扩大间距将对摩擦系数影响不大。虽然摩擦系数降低了,但是表面积增加了,综合来看,摩擦阻力系数增加,摩擦阻力增大。

4.3 流速对减阻率的影响

表 4 为流速对于微织构摩擦阻力影响,可以看到,速度变量也是壁面阻力的决定性较大参数,表面摩擦阻力与无量纲高度参数成二次函数关系,如图 25 所示。当气体为不可压缩气体时,微织构的减阻效果随着无量纲数增加而降低,但突破 0.3Ma 后减阻率随着微织构的高度无量纲数增加而增加。

4.4 影响规律总结

(1) 对比矩形、三角形、梯形、半圆形,相同深度、宽度、间距、数量情况下,三角形沟槽具有最佳的减阻效

表 3 微结构沟槽间距对阻力的影响

Table 3 Influence of groove spacing of microtexture on resistance

三角编号	高度 h / mm	宽度 w / mm	间距 s /mm	s/h	光滑壁面 摩擦力 /N	沟槽壁面 摩擦力 /N	减阻率 /%
S1	0.2	0.3	0	0	0.00004361	0.00004121	5.5138
S2	0.2	0.3	0.1	0.5	0.00005866	0.00005683	3.1191
S3	0.2	0.3	0.15	0.75	0.00006613	0.00006427	2.8093
S4	0.2	0.3	0.2	1	0.00007359	0.00007172	2.5400
S5	0.2	0.3	0.3	1.5	0.00008853	0.00008673	2.0360
S6	0.2	0.3	0.4	2	0.00010346	0.00010167	1.7255
S7	0.2	0.3	0.6	3	0.00013333	0.00013155	1.3335

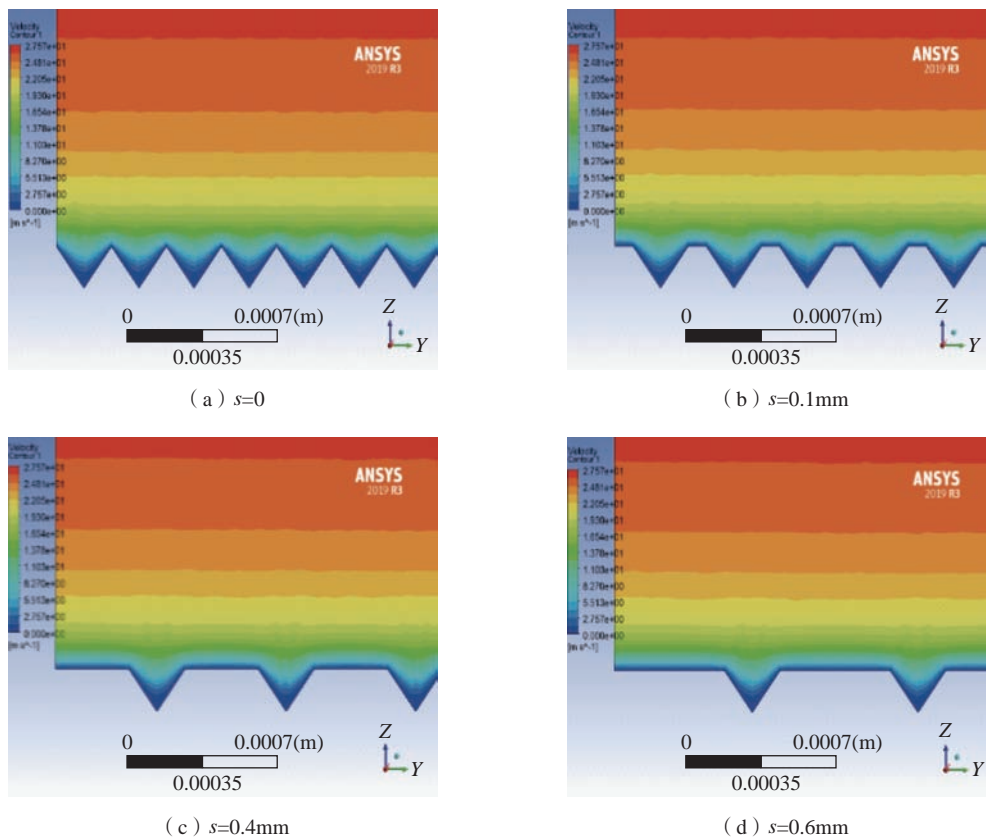


图 22 不同间距微结构表面速度云图

Fig.22 Surface velocity nephogram of microtexture with different spacing

果,梯形沟槽其次,半圆形沟槽减阻效果最差。在进行减阻微结构设计时,尽量选择三角形微结构。

(2) 在进行减阻微结构设计时,无量纲深度参数保持在 14 左右具有最佳减阻效果。由于试验成本以及条件限制,未进行试验验证,但 Bechert 等^[13]曾对 V 形槽平板表面做过风洞试验,结论为当 $y^+=16$ 时,减阻效果最佳,减阻率为 5.1%。试验结果与其试验结果吻合,也

可以说明本文仿真手段的有效性。

(3) 宽深比必须小于 1.5,否则会造成局部高强度湍流区域,虽然总体表现仍然是减阻,但是系统能量损失会增加。

(4) 间距对于宽深比为 1.5 的沟槽来说,间距越小,其减阻效果越大,因此在布置微结构时,展向连续布置。

(5) 速度对于微结构的减阻效果影响较大,速度越

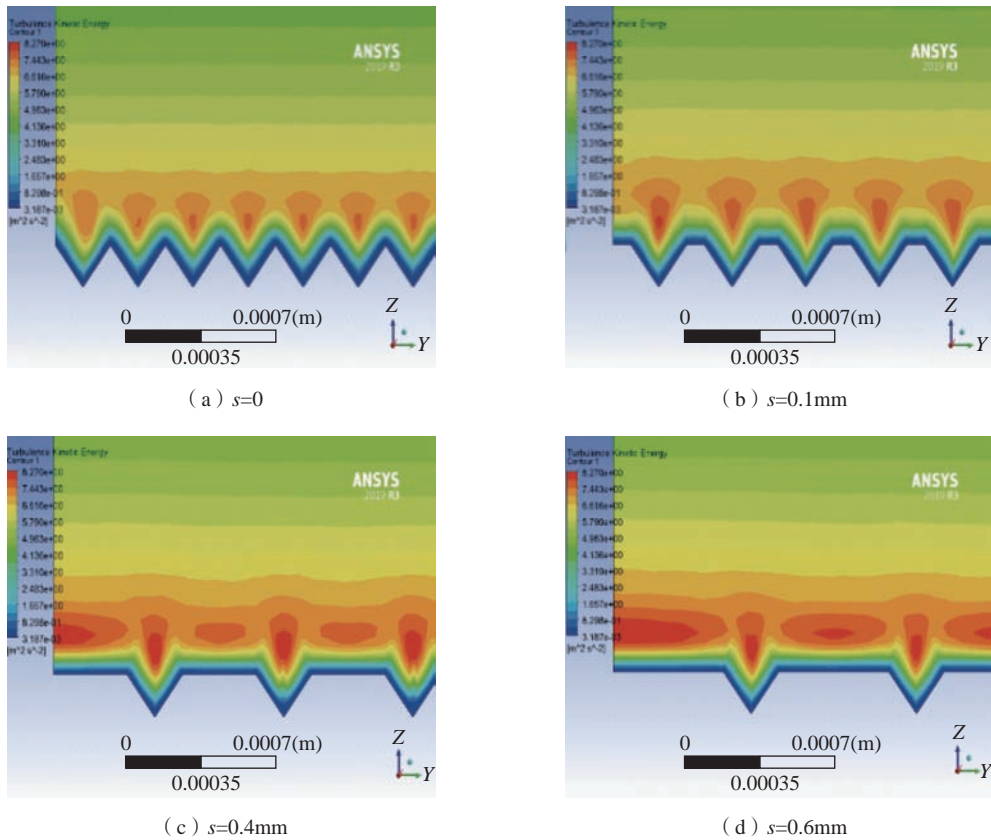


图 23 不同间距微织构表面湍动能云图

Fig.23 Turbulent kinetic energy nephogram on microtexture surfaces with different spacing

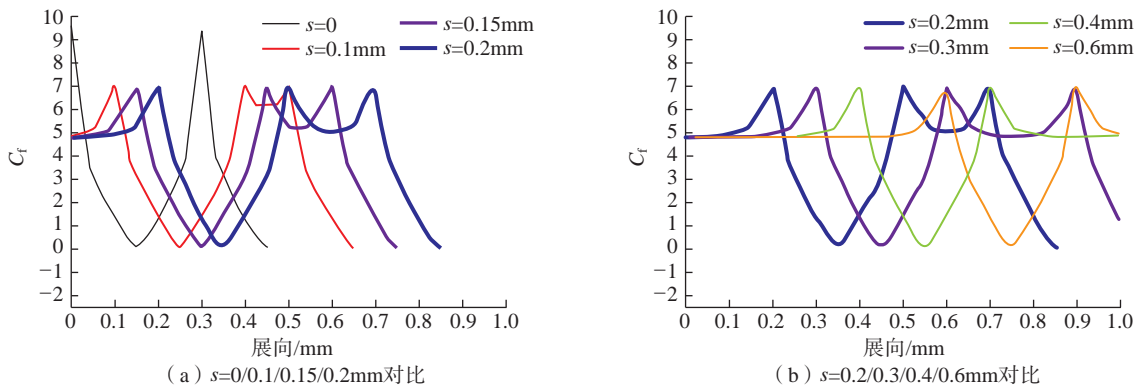


图 24 不同间距微织构表面摩擦阻力系数分布

Fig.24 Frictional resistance coefficient distribution on microtexture surface with different spacing

大,其边界层越薄,因此相同 y^+ 所对应的实际高度 y ,在高速情况下比低速情况下要小。

5 结论

本文基于边界层理论提出一套减阻微织构的高度和位置设计方法,并通过仿真手段,用离散的方法,对小平面的微织构减阻情况进行了研究,得出以下两点

结论:

(1)在其他条件不变的情况下,三角形微织构的减阻效果更佳,在来流速度为 25m/s 时,深度 0.2mm 、宽度 0.3mm 、间距 0 的三角形微织构具有最佳减阻效果,达 5.5138% ,最佳无量纲参数 $y^+=13.86$ 。

(2)进行减阻微织构设计时,主要的因素为深度,保持在 $y^+=14$ 左右具有较好的减阻效果。

表4 流速对阻力的影响
Table 4 Effect of flow velocity on drag

三角编号	高度 h / mm	宽度 w / mm	间距 s / mm	流速 v / ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$)	y^+	光滑壁面 摩擦力 / N	沟槽壁面 摩擦力 / N	减阻率 / %
V1	0.2	0.3	0	25	13.858217	4.3611E-05	4.12063E-05	5.5138
V2	0.2	0.3	0	50	25.860347	0.00014118	0.00014026	0.6549
V3	0.2	0.3	0	75	37.249160	0.00027599	0.00027890	-1.0544
V4	0.2	0.3	0	100	48.257114	0.00044708	0.00045178	-1.0515
V5	0.2	0.3	0	125	58.990267	0.00068813	0.00068642	0.2490
V6	0.2	0.3	0	150	69.509390	0.00094972	0.00092962	2.1173
V7	0.2	0.3	0	175	79.853801	0.00124824	0.00120475	3.4841
V8	0.2	0.3	0	200	90.050959	0.00158693	0.00151054	4.8133
V9	0.2	0.3	0	300	129.70911	0.00316865	0.00296367	6.4691

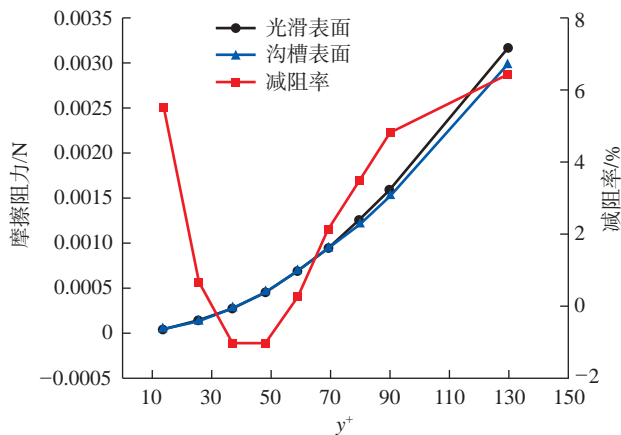


图25 无量纲高度参数与表面摩擦阻力关系

Fig.25 Relationship between height dimensionless number and surface friction resistance

参考文献

[1] 陈耿. 飞机减阻技术的现状与发展[J]. 科技与创新, 2019(21): 42-44.

CHEN Geng. Current situation and development of drag reduction technology for aircraft[J]. Science and Technology & Innovation, 2019(21): 42-44.

[2] 范云涛, 张阳, 叶志贤, 等. 微吹气对湍流平板边界层流动特性的影响及其减阻机理[J]. 航空学报, 2020, 41(10): 151-164.

FAN Yuntao, ZHANG Yang, YE Zhixian, et al. Micro-blowing: Effect on flow characteristics in turbulent flat plate boundary layer and drag reduction mechanism[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2020, 41(10): 151-164.

[3] HUANG H, ZHANG Y, REN L Q. Particle erosion resistance of bionic samples inspired from skin structure of desert lizard, laudakin stoliczkanaj[J]. Journal of Bionic Engineering, 2012, 9(4): 465-469.

[4] MARTIN S, BHUSHAN B. Fluid flow analysis of continuous and segmented riblet structures[J]. RSC Advances, 2016, 6(13): 10962-10978.

[5] CHOI K S. Near-wall structure of a turbulent boundary layer with riblets[J]. Journal of Fluid Mechanics, 1989, 208: 417-458.

[6] BIXLER G D, BHUSHAN B. Shark skin inspired low-drag microstructured surfaces in closed channel flow[J]. Journal of Colloid and Interface Science, 2013, 393: 384-396.

[7] 潘家正. 湍流减阻新概念的实验探索[J]. 空气动力学学报, 1996, 14(3): 305-310.

PAN Jiazheng. The experimental approach to drag reduction of the transverse ribbons on turbulent flow[J]. Acta Aerodynamica Sinica, 1996, 14(3): 305-310.

[8] 戎瑞, 刘顺超, 王松岭, 等. 脊状结构对翼型边界层分离特性影响大涡模拟研究[J]. 空气动力学学报, 2018, 36(2): 350-356.

RONG Rui, LIU Shunchao, WANG Songling, et al. Study on effects of riblet structure on airfoil boundary layer separation characteristics by LES[J]. Acta Aerodynamica Sinica, 2018, 36(2): 350-356.

[9] ZHANG C, SAURAV BIJAY K. Investigation on drag reduction performance of aero engine blade with micro-texture[J]. Aerospace Science and Technology, 2018, 72: 380-396.

[10] 刘梅, 李曙光, 吴正人, 等. 带沟槽结构的平板流动中的熵产分析[J]. 计算物理, 2020, 37(2): 182-188.

LIU Mei, LI Shuguang, WU Zhengren, et al. Entropy generation analysis for grooved structure plate flows[J]. Chinese Journal of Computational Physics, 2020, 37(2): 182-188.

[11] ROBINSON S K. Coherent motions in the turbulent boundary layer[J]. Annual Review of Fluid Mechanics, 1991, 23(1): 601-639.

[12] 黄卫星, 伍勇. 工程流体力学[M]. 北京: 化学工业出版社, 2018. HUANG Weixing, WU Yong. Engineering fluid mechanics[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2018.

[13] BECHERT D W, BRUSE M, HAGE W, et al. Experiments on drag-reducing surfaces and their optimization with an adjustable geometry[J]. Journal of Fluid Mechanics, 1997, 338: 59-87.

通讯作者: 张臣, 教授、博士, 研究方向为数字化设计与制造、加工过程仿真、超声椭圆振动辅助切削技术、减阻结构设计及制造技术。

(责编 阳光)



SHANGHAI
AIRSHOW

WWW.SHANGHAIIRSHOW.CN

2021

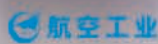
首届上海国际商用航空航天展览会 SHANGHAI INTERNATIONAL COMMERCIAL AIRSHOW

专注于商用航空航天全产业链发展

2021.9.15-19 上海虹桥国际机场
Shanghai Hongqiao International Airport, Shanghai, China

AIRSHOW
SHANGHAI

主办单位 ORGANIZERS



广告索引号 21-1093



参展报名咨询



关注上海航展



第六届中国天津国际直升机博览会
THE 6TH CHINA HELICOPTER EXPOSITION

2021年9月9-12日
天津·空港经济区



☎ 022-8672 7860 ✉ li.x@helicopter-china-expo.cn





2021中国国际复合材料工业技术展览会

2021年9月13日-15日

上海世博展览馆

邀您共聚

复合材料行业的年度盛会



 cceshow.com

广告索引号 21-1074



展会微信平台
CCExpo

创造价值 贡献航空

“增材制造技术” 主题征稿

选题背景

增材制造技术以其对设计创新的强力支撑颠覆高端装备的传统设计和制造途径，形成前所未有的全新解决方案，使大量的产品概念发生革命性变化，成为我国制造业从转型到创新驱动发展模式转换的有力支撑。因此，本刊再设“增材制造技术”主题，诚挚邀请相关研究领域专家及科研团队对研究成果进行论述，以促进先进技术交流，提升航空制造水平。

征稿方向

涉及金属、复合材料的激光、电子束、电弧增材制造过程及工艺、性能优化技术。

截稿日期

2021年10月1日，请将论文发送到amt@amte.net.cn。

联系方式

学术编辑：王雪坤

联系电话：13811568800

010-85700465转285

邮箱：amt@amte.net.cn

公司名称	位 置	索引号
中国航空制造技术研究院	封二	21-1020
北京韦林意威特工业内窥镜有限公司	封三	21-1005
兹默曼公司	封底	21-1078
山特维克公司	1	21-1071
肯纳金属	3	21-1017
湖南华曙高科技有限责任公司	5	21-1036
COMSOL 中国	7	21-1001
錡玛（苏州）精密工具股份有限公司	9	21-1018
北京东兴润滑剂有限公司	11	21-1004
北京迪蒙数控技术有限责任公司	13	21-1011
上海国际商用航空航天展览会	100	21-1093
第六届中国天津国际直升机博览会	101	21-1091
2021中国国际复合材料工业技术展览会	102	21-1074
第十三届中国国际航空航天博览会	104	21-1099



第13届中国航展
AIRSHOW CHINA
2021.9.28-10.3 ZHUHAI-CHINA



第十三届

中國國際航空航天博覽會

THE 13th CHINA INTERNATIONAL AVIATION & AEROSPACE EXHIBITION

2021.9.28-10.3 ZHUHAI-CHINA

逐梦蓝天 合作共赢
INSPIRING FOR WIN-WIN



珠海航展有限公司
ZHUHAI AIRSHOW CO., LTD.
WWW.AIRSHOW.COM.CN

EXHIBITION
Mr. Jimmy Sum
Tel: +86-756-337-6304
Email: jimmysum@airshow.com.cn

TRADE VISITOR & AIRCRAFT EXHIBITION
Mr. Aaron Huang
Tel: +86-756-337-6111
Email: aaron@airshow.com.cn

美国韦林全新一代工业视频内窥镜旗舰产品

Mentor Visual iQ™ VideoProbe™ 系列 超级一体化手持式工业视频内窥镜系统

空前的内窥检测能力尽在一手掌控
一直被模仿，从未被超越



一体化手持式便携性设计,可更换不同规格与用途的视频探头(如气动导向、电动导向、内置机械手通道、UV紫外等多功能的探头),集成新版单物镜相位扫描三维立体测量功能



Part of WaygateTechnologies

贝克休斯检测科技业务美国韦林工业内窥镜产品及服务
中国地区唯一专门经销商

韦林工业内窥镜产品及服务北京代表处
北京韦林意威特工业内窥镜有限公司
中国北京亚运村汇欣大厦B座0901室至0907室
邮编 100101
电话 (8610) 8499 1572
传真 (8610) 8497 0624
手机 (86) 13901023370
电邮 info@everestbj.com
网站 www.everestbj.com

广告索引号 21-1005





FZH 卧式翻板加工中心

兹默曼的卧式翻板加工中心具有开创性的创新和高性能的铣削主轴。它们使航空航天工业各种不同材料的制造成为可能。创新的移动式立柱装置的刚性床身和高动态性的兹默曼铣头确保了高效的铣削过程。作为标准配置的自动化系统和最新开发的托盘交换性能是卧式翻板加工中心的组成部分。

与高动态性能的兹默曼铣头结合使用，确保FZH系列机床在铝合金和复合材料的加工过程中能够实现高效的铣削加工。

www.f-zimmermann.com/cn

