

引用格式: 王明志, 胡嘉南, 辛社伟, 等. 电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金研究进展[J]. 中国材料进展, 2024, 43(10): 912-923.

WANG M Z, HU J N, XIN S W, *et al.* Research Progress in Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V Alloy[J]. Materials China, 2024, 43(10): 912-923.

## 电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金研究进展

王明志<sup>1</sup>, 胡嘉南<sup>1,2,3</sup>, 辛社伟<sup>4</sup>, 张思远<sup>4</sup>, 刘志博<sup>1</sup>,  
张家豪<sup>1</sup>, 杨 义<sup>1</sup>, 王 皞<sup>1</sup>

(1. 上海理工大学材料与化学学院, 上海 200093)

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

(3. 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230026)

(4. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘 要:** 电子束熔丝增材制造技术因其电子束能量密度高、所处真空环境等优势, 逐渐成为金属增材制造领域的研究热点之一。回顾了电子束熔丝增材制造技术的发展历程及现状, 介绍了一种新型电子束熔丝增材制造技术——同轴送丝电子束熔丝增材制造。结合作者课题组近几年的研究工作, 针对 Ti-6Al-4V 钛合金的成形缺陷、显微组织及力学性能, 对传统电子束熔丝增材制造技术和同轴送丝电子束熔丝增材制造技术进行了对比论述, 其中同轴送丝电子束熔丝增材制造有望沉积  $\beta$  晶粒更细、更等轴的钛合金构件。最后结合当前研究存在的不足, 对电子束熔丝增材制造的发展给出了建议。

**关键词:** 增材制造; 电子束熔丝; Ti-6Al-4V; 缺陷; 显微组织; 力学性能

**中图分类号:** TG146.23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)10-0912-12

## Research Progress in Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V Alloy

WANG Mingzhi<sup>1</sup>, HU Jianan<sup>1,2,3</sup>, XIN Shewei<sup>4</sup>, ZHANG Siyuan<sup>4</sup>, LIU Zhibo<sup>1</sup>,  
ZHANG Jiahao<sup>1</sup>, YANG Yi<sup>1</sup>, WANG Hao<sup>1</sup>

(1. School of Materials and Chemistry, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China)

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

(3. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China)

(4. Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** Wire-feed electron beam additive manufacturing is becoming popular in metal additive manufacturing due to its advantages of high energy density and vacuum protection. In this paper, the up-to-date research and development of wire-feed electron beam additive manufacturing are reviewed, with a novel coaxial electron beam wire feeding additive manufacturing introduced. In this review manuscript, the process-induced defects, microstructures, and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated by conventional wire-feed electron beam additive manufacturing and this novel coaxial electron

beam wire feeding additive manufacturing are compared and discussed. Coaxial electron beam wire feeding additive manufacturing is expected to deposit Ti alloy components with finer and more equiaxed  $\beta$  grains. Finally, combined with the main problems of the research status, the future development of wire-feed electron beam additive manufacturing technology is suggested and forecasted.

**Key words:** additive manufacturing; electron beam wire feeding; Ti-6Al-4V; defect; microstructure; mechanical property

收稿日期: 2022-12-13 修回日期: 2023-03-16

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52271108); 上海市自然科学基金资助项目(21ZR1445100); 西安市高性能钛合金材料重点实验室基金资助项目(NIN-HTL-2022-02)

第一作者: 王明志, 男, 1999 年生, 硕士研究生

通讯作者: 杨 义, 男, 1980 年生, 副教授, 硕士生导师,

Email: yiyang.imr@163.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202212012

## 1 前言

航空飞行器零件不断向轻量化、复杂化、低成本及大型化发展, 钛合金因其比强度高、使用温度范围广、耐腐蚀性能良好等优势在航空航天领域得到广泛应用。作为应用最为广泛的钛合金, Ti-6Al-4V 钛合金的制造技术备受关注。传统制造技术虽然在零件尺寸方面占据优势, 但存在设计-制造-验证迭代周期长、制造工艺流程复杂、材料利用率低等问题。近年来, 金属增材制造技术在航空航天领域发展不断深入, 高效制备高性能、长寿命的复杂航空飞行器零部件进入了新的时代<sup>[1-3]</sup>。

以电子束为热源的增材制造技术具有能量高、生产效率快和真空环境保护等优势, 可以成形低打印缺陷的金属零件, 特别适合于航空制造业。电子束增材制造技术按照供给原材料的不同一般可分为铺粉式的电子束选区熔化技术(selective electron beam melting, SEBM)和送丝式的电子束熔丝增材制造技术(wire-feed electron beam additive manufacturing, EBAM)<sup>[4, 5]</sup>。各国学者对粉末增材制造技术进行了大量研究, 虽然通过后处理获得了可与锻件力学性能相媲美的打印材料, 但面对大型结构件的制造却略显乏力<sup>[6-13]</sup>。与粉末增材制造技术相比, 熔丝增材制造技术在成形效率和零件尺寸方面更具优势。此外, 金属丝材制备工艺简单, 相对于粉末, 在原材料制备及储存方面更具竞争力。因此, 电子束熔丝增材制造非常适合航空航天大型结构件的制造<sup>[14-18]</sup>。

本文总结了国内外电子束熔丝增材制造的研究现状, 在成形缺陷、微观组织和力学性能 3 个方面对旁轴、同轴送丝电子束熔丝增材制造的 Ti-6Al-4V 钛合金进行了对比论述, 旨在为相关领域学者深入研究电子束熔丝增材制造技术提供参考。

## 2 电子束熔丝增材制造技术发展现状

电子束熔丝增材制造技术是在真空环境下, 以电子束作为热源, 将送进的金属丝材熔化形成熔池, 按照预设路径实现逐层凝固堆积成形的过程<sup>[19]</sup>。该技术无需大型锻造设备和模具, 成形精度高、机加工量小、材料利用率高, 同时不易引起气体元素含量的升高, 能够获得更加优异的冶金质量和力学性能, 尤其适合钛合金等高活性金属大型承力结构件的快速成形。

利用电子束作为热源进行实体自由成形的技术已发展将近 20 年。电子束熔丝增材制造技术早期也被称为电子束自由成形技术(electron beam freeform fabrication, EBF<sup>3</sup>), 该技术源于 2003 年美国航空航天局(NASA)兰

利研究中心 Taminger 和 Hafley 等<sup>[18, 20]</sup>的技术, 他们开发的电子束熔丝成形设备如图 1a 所示, 该设备的沉积效率在 330~2500 cm<sup>3</sup>/h 之间。NASA 利用该设备成功沉积了 2219 铝合金成形件, 如图 2a~2e 所示<sup>[18, 21, 22]</sup>, 他们早期利用该技术也沉积了 Ti-6Al-4V 钛合金, 测试结果表明, 沉积态 Ti-6Al-4V 钛合金的室温拉伸性能可与锻件相媲美, 用于 F-22AMAD 的 Ti-6Al-4V 飞机支架时具有较好的疲劳寿命。此后, 为了满足太空微重力环境下的电子束 3D 打印, NASA 开发了一款轻型的电子束熔丝增材制造系统(功率: 3~5 kW, 加速电压: 10~30 kV), 安装在 C-9 微重力研究飞机上, 重点开展了微重力环境下电子束成形技术的研究<sup>[20-22]</sup>。作为最早研发电子束熔丝增材制造的设备商之一的美国 Sciaky 公司, 在美国国防部等机构的支持下于 2004 年开发出商用电子束熔丝增材制造设备, 该设备主要服务于大型航空零件的加工制造。利用该设备成形的钛合金沉积件可实现 18 kg/h 的沉积速度, 力学性能满足 AMS4999 标准, 其生产的钛合金飞机零件如图 2h 所示<sup>[18]</sup>。

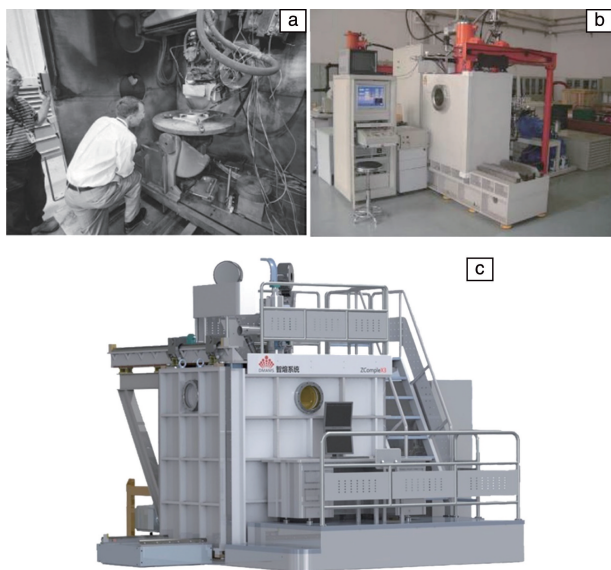


图 1 各机构研发的电子束熔丝增材制造设备: (a) 美国航空航天局<sup>[18]</sup>, (b) 中国航空制造技术研究院<sup>[23]</sup>, (c) 西安智熔金属打印系统有限公司

Fig. 1 EBAM equipments manufactured by NASA (a)<sup>[18]</sup>, AVIC manufacturing technology institute (b)<sup>[23]</sup>, and dynasty metal additive manufacturing systems Co., Ltd. (c)

国内较早开始研究电子束熔丝增材制造的单位是中国航空制造技术研究院(原中航工业北京航空制造工程研究所), 该单位于 2003 年开始此项研究, 并独立研制了国内首台电子束熔丝增材制造设备, 如图 1b 所示, 陈哲源等<sup>[23]</sup>基于该设备在加速电压 60 kV、聚焦电流

860 mA、束流 35 mA 等参数下沉积了 Ti-6Al-4V 薄壁件 (图 2f), 并研究了其组织和性能。目前该单位拥有国内最大的电子束成形真空室, 其有效加工范围为  $1.5 \text{ m} \times 0.8 \text{ m} \times 3 \text{ m}$ , 可实现 5 轴联动以及双通道送丝。基于这些电子束熔丝设备, 中国航空制造技术研究院研制了大量钛合金试验结构件, 如图 2g 所示<sup>[24]</sup>。2012 年, 利用电子束熔丝增材制造技术制备的钛合金零件在国内的飞

机结构件上获得了装机应用<sup>[24]</sup>。西安智熔金属打印系统有限公司于 2014 年成立并专注于基于电子束技术的金属增材设备设计、研发、生产及应用开发, 于 2017 年发布了中国首台商用熔丝式电子束金属打印系统, 成为中国第一个销售该类系统的公司, 其开发的 ZcompleX3 搭载五轴联动工作平台, 可快速成形含复杂曲面的零件, 该设备如图 1c 所示。

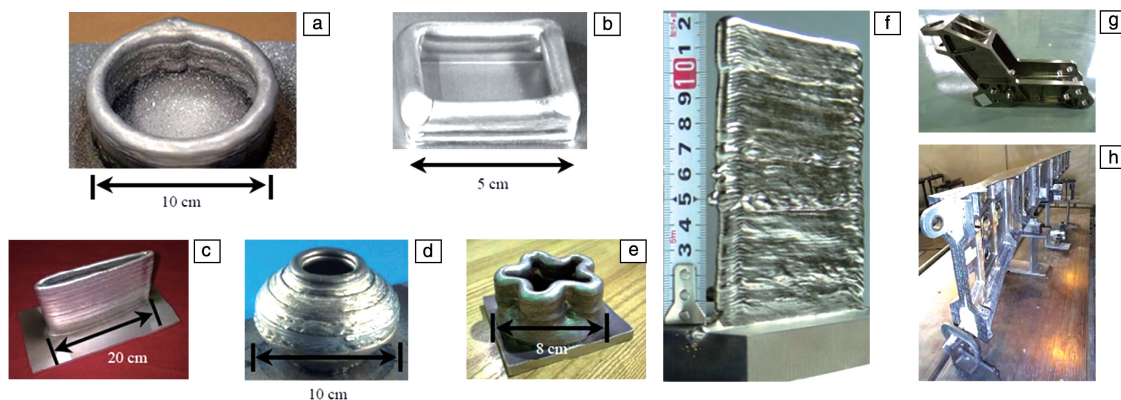


图 2 电子束熔丝增材制造制备的实体成形件: (a~e) NASA 制造的铝合金构件<sup>[18, 21, 22]</sup>, (f) 陈哲源等制造的 Ti-6Al-4V 钛合金构件<sup>[23]</sup>, (g) 中国航空制造技术研究院制造的 Ti-6Al-4V 钛合金构件<sup>[24]</sup>, (h) 美国 Sciaky 公司制造的大型航空零件<sup>[18]</sup>

Fig. 2 Deposition parts produced by EBAM technology: (a~e) aluminum alloy components manufactured by NASA<sup>[18, 21, 22]</sup>, (f) Ti-6Al-4V titanium alloy component manufactured by CHEN *et al.*<sup>[23]</sup>, (g) Ti-6Al-4V titanium alloy component manufactured by AVIC manufacturing technology institute<sup>[24]</sup>, (h) large aircraft parts manufactured by USA Sciaky<sup>[18]</sup>

尽管电子束熔丝增材制造技术经过多年的研究, 已经取得较多的成果, 并表现出巨大的应用前景, 但仍存在诸多问题亟需解决。例如, 目前国内外常规的电子束熔丝增材制造设备普遍采用热阴极电子枪作为熔丝热源, 而这一类电子枪常处于较高的工作温度, 阴极寿命较短; 用于电子束熔丝增材制造的金属丝材直径一般为  $1 \sim 3 \text{ mm}$ , 而热阴极电子束的束斑直径通常小于  $1 \text{ mm}$ , 为了避免沉积过程的中断或冶金缺陷, 需要对金属丝材进行电子束扫描, 不可避免地会造成热输入过大, 导致微观组织粗化<sup>[25]</sup>。此外, 由于热阴极电子枪内部固有的结构, 电子束流只能沿着电子枪轴心发出, 送丝系统只能从侧面将金属丝材给

进至束斑位置 (如图 3 所示), 熔化后形成熔池, 这种技术被称为旁轴送丝电子束熔丝增材制造<sup>[26-28]</sup>。在这种情况下, 为了避免出现金属丝材不能连续均匀熔化的现象, 对送丝系统的精度要求非常高。由于金属丝材从侧面旁轴送入, 高能电子束流只能与金属丝材的一侧直接接触, 另一侧则存在加热阴影区域, 难免造成成形件内部微观组织不均匀, 进而影响材料的力学性能<sup>[26, 27]</sup>。

乌克兰红波公司另辟蹊径, 对传统冷阴极电子枪进行改造, 研制出一种新型的同轴送丝电子束熔丝增材制造 (coaxial electron beam wire feeding additive manufacturing, CAEBWAM) 设备——xBeam 3D Metal Printing<sup>[29-32]</sup>。在

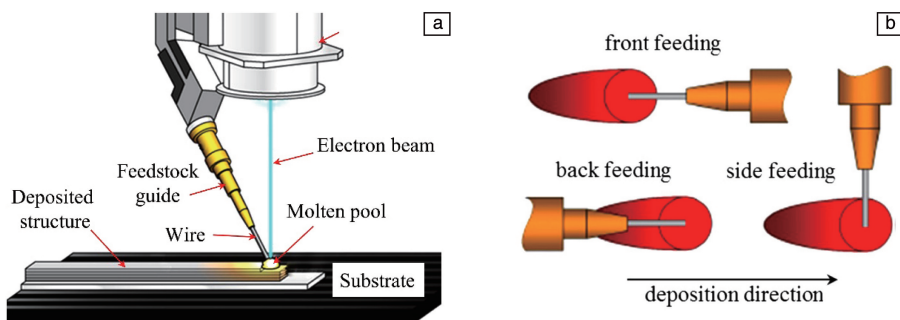


图 3 旁轴送丝电子束熔丝增材制造原理示意图<sup>[28]</sup>: (a) 制造原理图, (b) 送丝模式示意图

Fig. 3 Schematic diagram of side-axis EBAM<sup>[28]</sup>: (a) schematic diagram of manufacturing, (b) diagram of wire feeding form



冷阴极电子枪中, 氦、氢、氧或其他气体进入放电仓, 在 5~45 kV 的加速电压下于阴阳极之间发生高压阳极等离子体辉光放电, 并在特殊形状的阴、阳极产生的静电场下被汇聚成能量高度集中的沙漏形电子束流, 金属丝材同轴送进, 并在沙漏形电子束流焦点处被熔化。同时, 电子束流焦点上方的中空倒锥形电子束可全方位环绕送进

的金属丝材, 对金属丝材进行均匀的加热及预热, 并且基板上不存在能量阴影区域, 有效地避免了沉积层中出现未熔合缺陷和孔隙。该设备及其工作原理如图 4 所示<sup>[31, 32]</sup>。垂直的送丝方式使得该技术成形精度和成形效率高于传统的旁轴送丝电子束熔丝增材制造技术。并且, 由于阴极不需要在高温下工作, 其使用寿命也大大延长<sup>[30]</sup>。

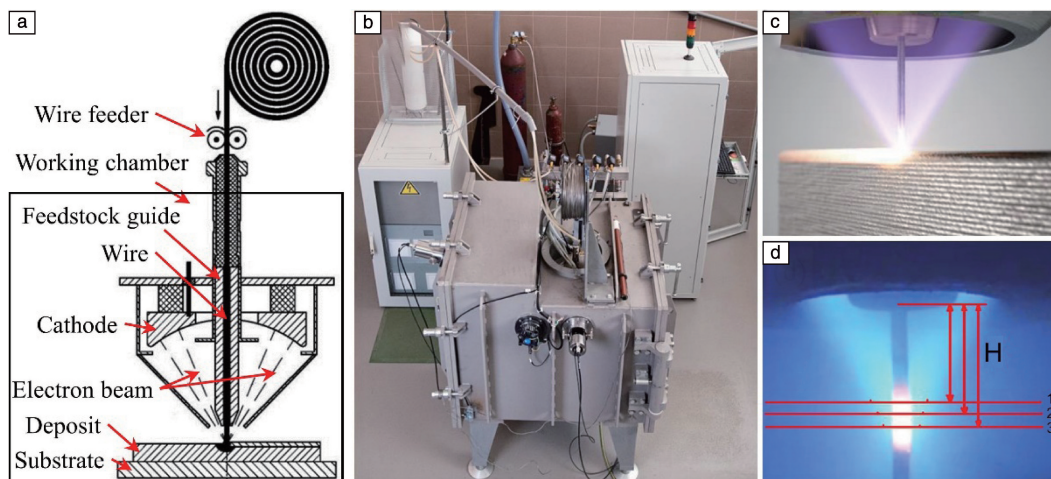


图 4 xBeam 3D 打印系统<sup>[31, 32]</sup>: (a) 设备原理示意图, (b) 设备装配整体图, (c) 打印过程, (d) 空心倒锥形电子束能量分布

Fig. 4 xBeam 3D printing system<sup>[31, 32]</sup>: (a) schematic diagram of CAEBWAM, (b) xBeam 3D equipment, (c) printing process, (d) hollow conical electron beam energy distribution

中国航空制造技术研究院也对同轴送丝电子束熔丝增材制造技术展开了研究。在深入研究冷阴极中空倒锥形电子束产生机理及电子束聚焦方法后, 对电子枪束流品质优化关键参数进行了理论计算和模拟仿真, 发现当阴极弧面半径为 100 mm、阳极倾角为 40°时电子束流品质最优<sup>[33]</sup>。基于计算仿真结果, 研究人员设计研制了电子枪, 并进行了高压加载试验、束流试验以及熔丝试验, 最终于 2019 年研制出原型机<sup>[25, 26]</sup>。研究人员使用该同轴送丝电子束熔丝增材制造设备, 针对 Ti-6Al-4V 钛合金进行了沉积工艺试验, 相关研究结果将在下文介绍。

### 3 电子束熔丝增材制造钛合金研究现状

#### 3.1 成形缺陷研究

在电子束熔丝增材制造过程中, 金属丝材会经历熔化、堆积和凝固等一系列复杂的过程, 可能会形成冶金缺陷, 尤其是在复杂结构件的转角、筋板和交叉处等过渡位置, 常见的缺陷主要有裂纹、未熔合、孔洞和成分不均匀等。由于凝固过程体积的收缩会引入拉应力, 通常会在沉积层的顶部出现凝固裂纹。当下一层熔池温度较高时, 这些裂纹会被熔化消除。但当堆积在已沉积层上的金属熔池温度较低时, 不仅不能完全消除下一层的凝固裂纹, 还会导致熔融金属与已沉积层的熔合不良, 进而形成层间未熔合缺陷<sup>[34, 35]</sup>。此外, 凝固过程中液态

金属的收缩会导致相邻熔道之间出现间隙, 从而形成道间未熔合缺陷<sup>[36]</sup>。当能量输入过高, 熔融的金属液过热、沸腾, 形成内含金属蒸气的“气泡”, “气泡”在熔池中上浮时可能被禁锢在凝固的材料中, 形成球形孔洞。大量研究表明<sup>[37-39]</sup>, 增材制造过程中形成的缺陷对材料的力学性能, 尤其是疲劳性能会造成极大的影响, 这些缺陷往往在疲劳裂纹萌生(作为裂纹源)和疲劳裂纹扩展过程中不同程度地发挥着负面作用, 降低材料的疲劳寿命, 导致材料过早失效。因此, 检测并有效避免增材制造过程中形成的缺陷对增材制造技术的实际应用起着关键作用。

可以通过多种检测手段对成形缺陷进行检测, 常用的有金相解剖法和 X 射线检测法。近年来 CT 检测被越来越多地用于材料缺陷研究, 其优势是能够无损地得到缺陷的立体形貌和类型, 图 5 为采用工业 CT 检测到的旁轴送丝电子束熔丝增材制造的 Ti-6Al-4V 钛合金中的未熔合和孔洞缺陷<sup>[36]</sup>。但 CT 检测也有其局限性, 被测物体需要满足 CT 系统的工装条件, 并且需要能够被射线穿透, 因此被测物体的尺寸限制了数据的采集。另外, 缺陷需要超过一定的尺寸才能被 CT 检测到。为了弥补 CT 检测缺陷尺寸上的局限性, 对于微小缺陷的观察常采用金相显微镜或扫描电子显微镜。图 6a 和 6b 分别为在金相显微镜和扫描电子显微镜下观察到的旁轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金中的孔洞缺陷<sup>[40, 41]</sup>,



图 6c 和 6d 是作者课题组在研究中通过金相显微镜观察到的孔洞缺陷。作者课题组也对同轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金中的缺陷进行了观察, 由于其热输入较低, 孔洞缺陷得到了有效降低, 内部缺陷主要表现为未熔合缺陷(图 7)。由于熔化和凝固是在真空中进行, 对于控制气体元素含量是有利的, 但是也存在元素挥发的问题, 尤其是低熔点元素(如 Al 元素)挥发较为严重<sup>[19, 42]</sup>, 如 Xu 等<sup>[19]</sup>在对旁轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V

钛合金的研究中发现, 随着沉积高度的增加, 沉积体中 Al 元素含量由 4.18% 降低至 3.74% (质量分数)。Karen 等<sup>[21]</sup>研究了电子束熔丝成形 Ti-6Al-4V 钛合金的力学性能, 发现成形过程中由于 Al 元素蒸发造成的成分不均匀会导致钛合金材料的整体强度降低。通过在原材料丝材中补偿挥发的 Al 含量并进行沉积工艺的控制, 可以使沉积体的成分满足使用要求<sup>[43]</sup>。同轴送丝电子束熔丝增材制造技术由于其熔池温度较低, 元素挥发问题得到了有效控制。

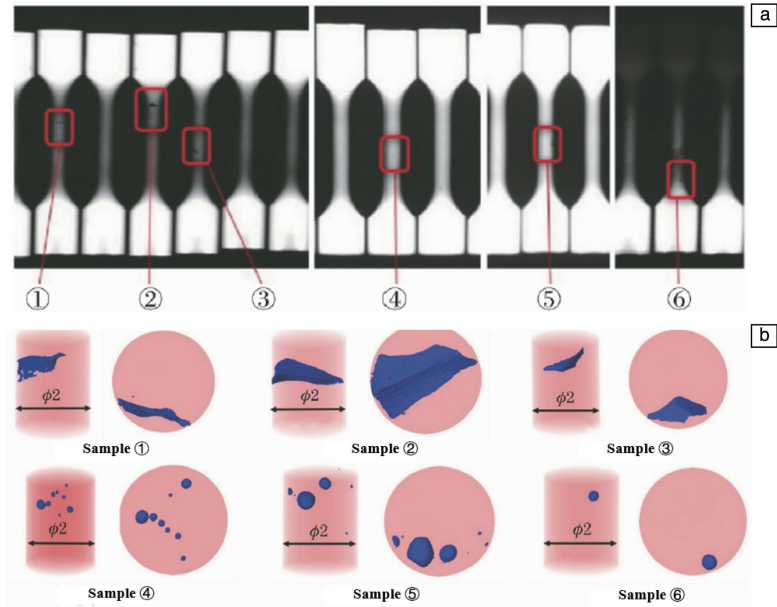


图 5 工业 CT 检测的旁轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金中的缺陷<sup>[36]</sup>: (a) 试样快速扫描结果, (b) 缺陷试样的三维重构及缺陷在  $x$ - $y$  面的投影

Fig. 5 Industrial CT morphologies of the defects in Ti-6Al-4V alloys produced by side-axis EBAM<sup>[36]</sup>: (a) rapid scanning results, (b) three-dimensional rendering of defect sample and projections at  $x$ - $y$  plane

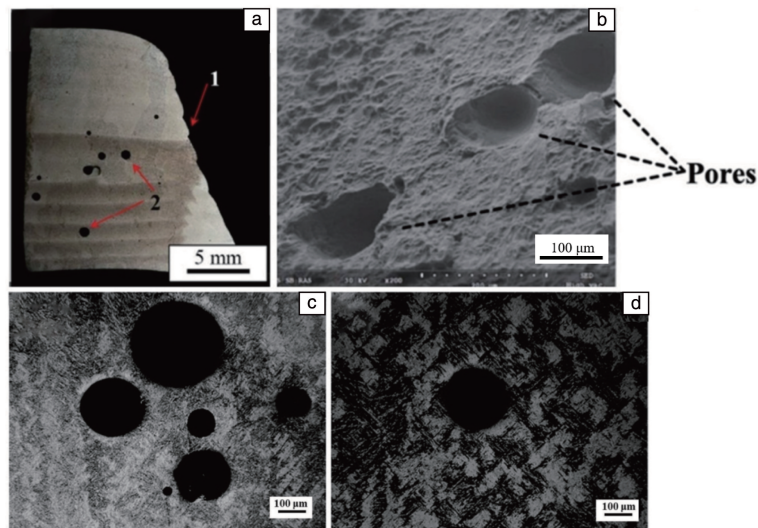


图 6 旁轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金中的孔洞缺陷: (a) 光镜下的孔洞缺陷<sup>[40]</sup>, (b) 扫描电镜下的拉伸试样断裂表面的孔洞缺陷<sup>[41]</sup>, (c, d) 作者课题组在光镜下观察到的孔洞缺陷

Fig. 6 Pore defects in Ti-6Al-4V alloy produced by side-axis EBAM: (a) OM image<sup>[40]</sup>, (b) SEM image of the fractured surface of the tensile sample<sup>[41]</sup>, (c, d) OM images observed by the author

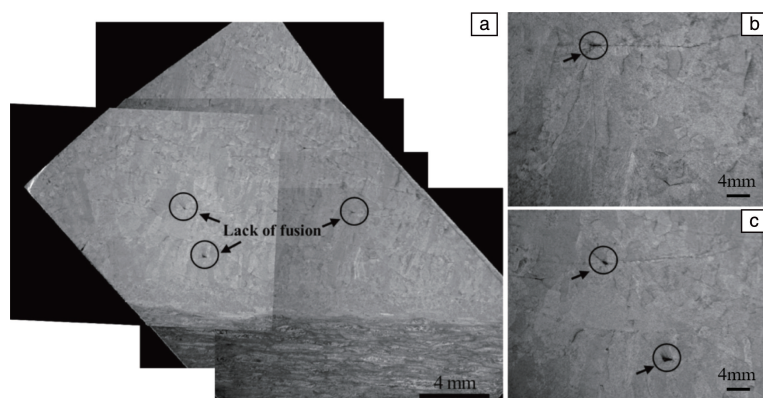


图 7 同轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金中的未熔合缺陷: (a) 宏观视图, (b, c) 局部放大视图

Fig. 7 Lack of fusion defects in Ti-6Al-4V alloy produced by CAEBWAM: (a) macrograph, (b, c) enlarged views

相比由于复杂的热循环导致的微观组织不均匀和元素挥发导致的合金成分不均匀, 未熔合和孔洞等缺陷对材料力学性能的影响更为严重<sup>[44]</sup>。为了将电子束熔丝增材制造技术应用于航空航天高性能承力结构件的制备, 避免/消除上述缺陷至关重要。可以从打印前、打印过程和后处理 3 个方面进行调控, 以达到控制缺陷产生和消除缺陷的目的。在打印前阶段, 所选金属丝材表面应保持清洁, 无油污、灰渍, 无氧化层等表面污染物。在打印过程中, 应选择优化的打印工艺参数, 避免由于过低或过高的能量输入导致未熔合和孔洞等缺陷的产生。在后处理阶段, 如采用热等静压技术来消除缺陷, 改善组织。

热等静压技术作为一种提高冶金制品致密度的重要手段, 已在粉末增材制造技术中得以应用<sup>[45]</sup>。大量研究表明, 热等静压可有效消除粉末增材制造结构件中微小的孔洞等缺陷, 从而提高材料的力学性能<sup>[46-48]</sup>。目前将热等静压技术应用于熔丝增材制造材料的报道较少, 且尚无将同轴送丝电子束熔丝增材制造这一新技术与热等静压相结合的研究。Birmingham 等<sup>[49]</sup>将热等静压技术应用于电弧熔丝增材制造的 Ti-6Al-4V 钛合金, 发现热等静压可以有效降低沉积体中的孔洞缺陷, 但对拉伸性能提升不明显。Keist 等<sup>[50]</sup>对旁轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金热等静压后的微观组织及拉伸性能进行了研究, 发现在高温热等静压过程中由于微观组织的粗化, 材料强度降低、塑性提高。因此, 可将热等静压技术用于电子束熔丝增材制造中, 以消除微小孔洞等缺陷, 而对未熔合、裂纹等大尺寸缺陷的作用需要开展进一步的研究。

### 3.2 组织形貌研究

虽然都是在真空系统内利用电子束作为热源对金属丝材进行逐层熔化沉积, 但旁轴送丝和同轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金的宏观组织形貌却表现出较大差异。在增材制造钛合金中  $\beta$  晶粒形貌被认为主要取

决于沉积过程中熔池内部温度梯度及凝固速率, 当温度梯度小、凝固速率大时, 可形成等轴晶; 当温度梯度大、凝固速率小时, 形成柱状晶粒。在凝固过程中, 通过调节温度梯度及凝固速率就可获得不同的晶粒形态结构。

旁轴送丝电子束熔丝增材制造热输入较大, 导致打印过程中熔池温度较高。过高的熔池温度不可避免地带来较大的温度梯度, 导致沉积体内部形成外延生长的具有  $\langle 001 \rangle$  凝固织构的粗大柱状  $\beta$  晶粒。同时, 真空环境下较差的散热环境及打印过程中的多次热循环, 使外延生长的柱状  $\beta$  晶粒得到充分长大, 单个  $\beta$  晶粒甚至可贯穿至十几个沉积层<sup>[23, 27, 51-53]</sup>。图 8 为作者课题组(图 8b)及其他学者<sup>[27, 53]</sup>(图 8c 和 8a)采用旁轴送丝电子束熔丝成形技术制备的 Ti-6Al-4V 钛合金的宏观组织形貌, 图中  $X$  方向为熔道长度方向,  $Z$  方向为构建方向,  $Y$  方向垂直于  $X$  和  $Z$  方向, 可以看到柱状  $\beta$  晶粒长度可以达到几个厘米。粗大的柱状  $\beta$  晶粒往往会引起力学性能的各向异性, 即沿水平方向强度较高、塑性较低; 沿沉积方向塑性较高、强度较低<sup>[54]</sup>, 因此消除柱状晶, 获得全等轴  $\beta$  晶粒以消除性能的各向异性是一个亟需解决的热点及难点问题。

基于乌克兰红波公司推出的首台同轴送丝电子束熔丝增材制造设备, 作者课题组开展了对其制造的 Ti-6Al-4V 钛合金的研究。在电子束功率为 6 kW、送丝速度为 18 mm/s、基板移动速度为 16 mm/s 等参数下进行了 Ti-6Al-4V 钛合金的沉积制备, 沉积件外观及表面质量如图 9 所示<sup>[55]</sup>。

同轴送丝电子束熔丝增材制造技术有两大特征: 首先, 中空倒锥形电子束的能量密度由焦点向上逐渐减小, 同轴送进的钛合金金属丝材在未被熔化前经历了均匀的预热, 与旁轴送丝模式相比, 同轴送丝的金属丝材熔化所需要的热输入量更少, 熔池内部温度梯度相对更低。其次, 通过熔滴表面张力的“搭桥”作用, 可靠地保持液



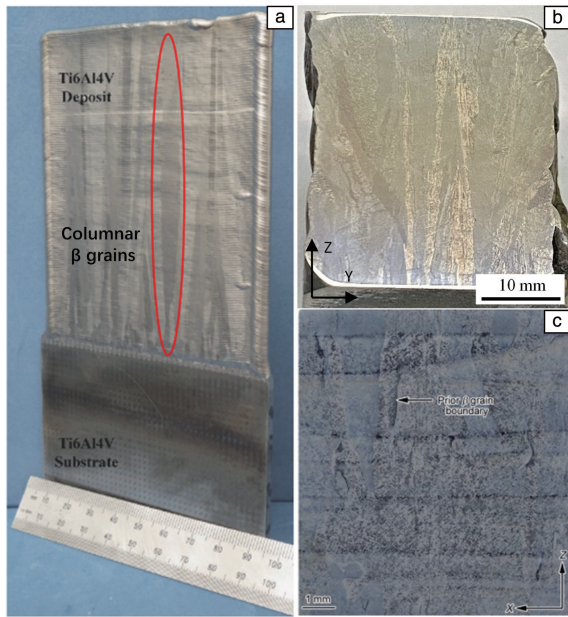


图 8 各机构使用旁轴送丝电子束熔丝增材制造的 Ti-6Al-4V 钛合金的宏观组织形貌: (a) 加拿大国家研究院<sup>[53]</sup>, (b) 作者课题组, (c) 刘征等<sup>[27]</sup>

Fig. 8 Macrostructures of Ti-6Al-4V alloy fabricated by side-axis EBAM: (a) national research council of Canada<sup>[53]</sup>, (b) the author's laboratory, (c) Liu *et al.*<sup>[27]</sup>

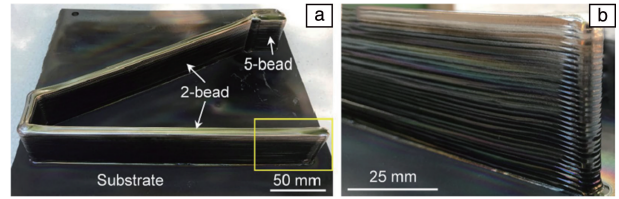


图 9 同轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金件照片<sup>[55]</sup>

Fig. 9 Photos of the as-deposited Ti-6Al-4V alloy fabricated by CAE-BWAM<sup>[55]</sup>

态金属从金属丝材底端过渡到沉积体, 从而实现沉积过程中连续的静态转移。一旦送入的丝材底端经电子束加热熔化形成的液态金属熔滴与先前沉积层界面金属接触, 就会立即在丝材的底端和沉积体之间形成流体缩颈。这种在表面张力的作用下形成并保持了液态金属流, 是将丝材稳定转移到沉积体上的可靠通道<sup>[23]</sup>。因此, 可以认为在满足增材制造成形的条件下, 液态金属不必具有过剩的流动性, 较低的熔池内部温度可使熔池更加稳定。在良好的温度梯度和冷却速度的匹配下, 利用同轴送丝电子束熔丝增材制造制备的 Ti-6Al-4V 钛合金沉积件内部组织为体积分数超过 85% 的等轴  $\beta$  晶粒以及少量的柱状  $\beta$  晶粒, 宏观组织形貌如图 10 所示<sup>[55]</sup>, 图中  $X$  方向为熔道长度方向,  $Z$  方向为构建方向,  $Y$  方向垂直于  $X$  和  $Z$  方向。

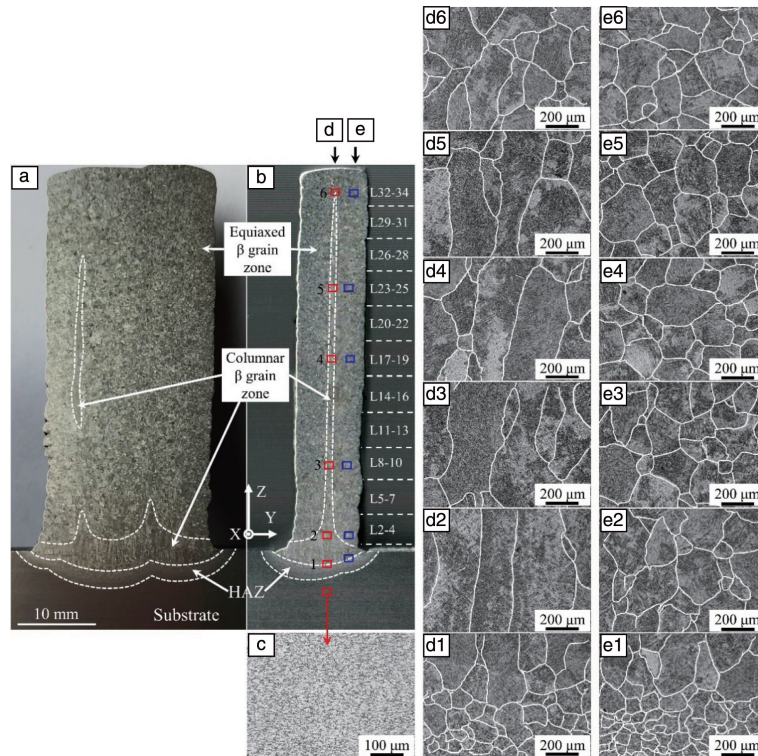


图 10 同轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金的宏微观组织形貌<sup>[55]</sup>: (a) 5 道次宏观形貌, (b) 2 道次宏观形貌, (c) 基板显微组织, (d) 柱状晶显微组织, (e) 等轴晶显微组织

Fig. 10 Macro and microstructures of the Ti-6Al-4V alloy produced by CAEBWAM<sup>[55]</sup>: (a) optical macrographs of 5-bead, (b) optical macrographs of 2-bead, (c) microstructure of the substrate, (d) microstructure of columnar  $\beta$  grain zone, and (e) microstructure of equiaxed  $\beta$  grain zone



中国航空制造技术研究院高能束流发射器实验室利用其自主研发的同轴送丝电子束熔丝增材制造设备对沉积的 Ti-6Al-4V 钛合金进行了研究。在工作电压为 20 kV、束流 300 mA、送丝速度为 50 mm/s 以及工作台运动速度为 60 mm/s 等参数下进行沉积试验。经过初步金相分析

可以看出,其宏观组织为较为细小的柱状  $\beta$  晶粒和等轴  $\beta$  晶粒交替出现,如图 11 所示<sup>[56]</sup>。可见,相比旁轴送丝的模式,同轴送丝电子束熔丝增材制造技术成形的 Ti-6Al-4V 钛合金的  $\beta$  晶粒更加细小,能够减少甚至消除粗大的柱状  $\beta$  晶粒。

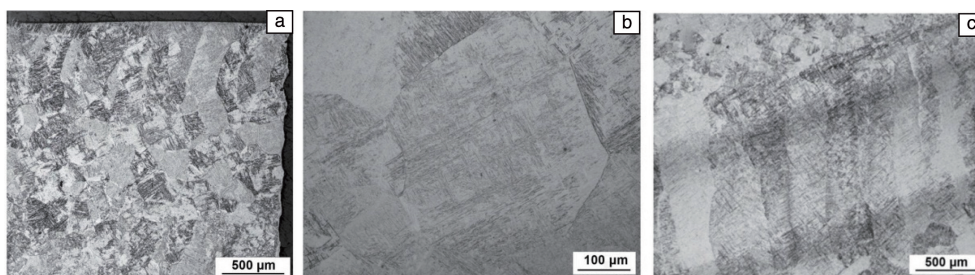


图 11 同轴送丝电子束熔丝增材制造的 Ti-6Al-4V 钛合金试样宏观组织<sup>[56]</sup>: (a) 顶部组织, (b) 中部等轴晶, (c) 中部柱状晶

Fig. 11 Macrostructures of Ti-6Al-4V alloys produced by CAEBWAM<sup>[56]</sup>: (a) top structure, (b) middle equiaxed grains, and (c) middle columnar grains

对于原始  $\beta$  晶粒内部的  $\alpha$  相,由于旁轴送丝电子束熔丝增材制造过程中较高的热输入,以及高温真空环境下缓慢的冷却速度,溶质原子 (Al, V, Fe 等) 得以充分扩散,电子束熔丝沉积 Ti-6Al-4V 钛合金组织中将不再出现类似选区激光熔化沉积 Ti-6Al-4V 钛合金的全  $\alpha'$  马氏体组织,  $\alpha$  相而是以扩散型相变的方式从  $\beta$  相中生成,最终呈现出  $\alpha+\beta$  片层状的形貌。随着沉积层数的增加,各沉积层经历的热积累及热循环程度不同,导致不同高度原始  $\beta$  晶粒内微观组织表现出差异性。Xu 等<sup>[19]</sup> 研究发现,沉积体底部经历的热循环次数较多,使得沉积体底部片层组织较为粗大,相反顶部经历的热循环次数最少,  $\alpha$  片层最为细小,如图 12 所示。刘征等<sup>[27]</sup> 通过 TEM 观察发现,沉积体顶部在快速凝固过程中引入了一定密度的位错,而底部由于多次热循环过程中的回复作用消除了大部分位错,如图 13 所示。

同轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金沉积态显微组织与旁轴送丝电子束熔丝增材制造的存在较大差异。同轴送丝下较低的温度梯度获得了适中的冷却速度,冷却过程中在马氏体转变开始温度 ( $M_s$ ) 至马氏体转

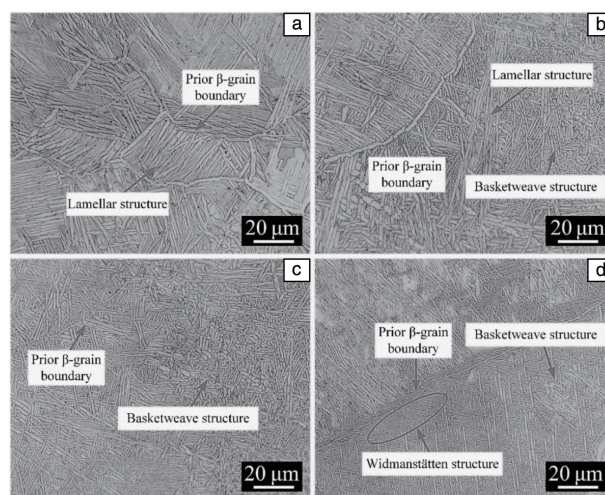


图 12 电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金在不同沉积高度的微观组织<sup>[19]</sup>: (a) 基板结合区, (b) 第 1 层, (c) 第 3 层, (d) 第 5 层

Fig. 12 Microstructure of Ti-6Al-4V alloy fabricated by EBAM in different layers<sup>[19]</sup>: (a) the substrate closed to a region of fusion zone, (b) the 1<sup>st</sup> layer, (c) the 3<sup>rd</sup> layer, and (d) the 5<sup>th</sup> layer

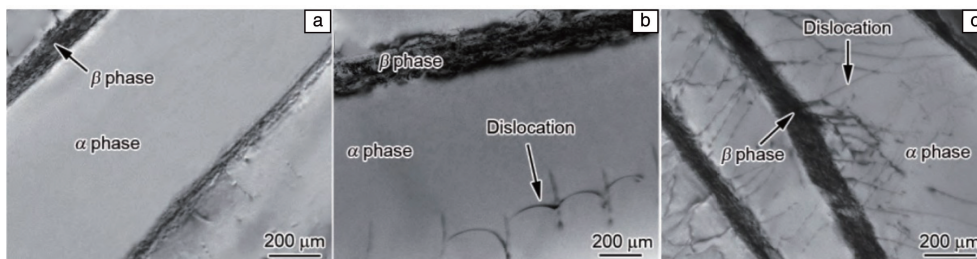


图 13 电子束熔丝增材制造的 Ti-6Al-4V 钛合金在不同沉积高度的 TEM 照片<sup>[27]</sup>: (a) 底部, (b) 中部, (c) 顶部

Fig. 13 TEM images of Ti-6Al-4V alloy fabricated by EBAM in different layers<sup>[27]</sup>: (a) bottom, (b) middle, and (c) top



变结束温度 ( $M_f$ ) 的前半程发生马氏体相变, 而  $M_s \sim M_f$  温度区间后半程的冷却速度不足以驱动残余  $\beta$  相全部转变为马氏体, 而是马氏体相变伴随扩散型相变同时进行, 加之后续多重热循环处理使得部分马氏体分解。因此,  $\beta$  原始晶粒内部表现为大量  $\alpha'$  马氏体组织, 伴随少量片层  $\alpha$  相, 如图 14 所示<sup>[31]</sup>。作者课题组对沉积件进行了不同温度的退火热处理, 发现 810 °C/2 h/FC 后  $\alpha'$  马氏体完全消失<sup>[31]</sup>。对沉积态 Ti-6Al-4V 钛合金进行了三段式热处理 (650 °C/1 h/AC+920 °C/3 h/GC+540 °C/4 h/AC), 发现其原始  $\beta$  晶粒的形貌并没有改变, 通过 EBSD 表征发现其  $\alpha$  相不存在特殊织构, 如图 15 所示<sup>[55]</sup>, 图中  $X$  为熔道长度方向,  $Z$  为构建方向,  $Y$  垂直于  $X$  和  $Z$  方向。

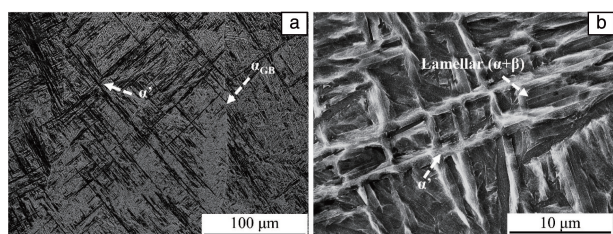


图 14 同轴送丝电子束熔丝增材制造的 Ti-6Al-4V 钛合金沉积态微观组织<sup>[31]</sup>: (a) 光镜照片, (b) SEM 照片

Fig. 14 Microstructure of as-built Ti-6Al-4V alloy fabricated by CAE-BWAM<sup>[31]</sup>: (a) OM image, and (b) SEM image

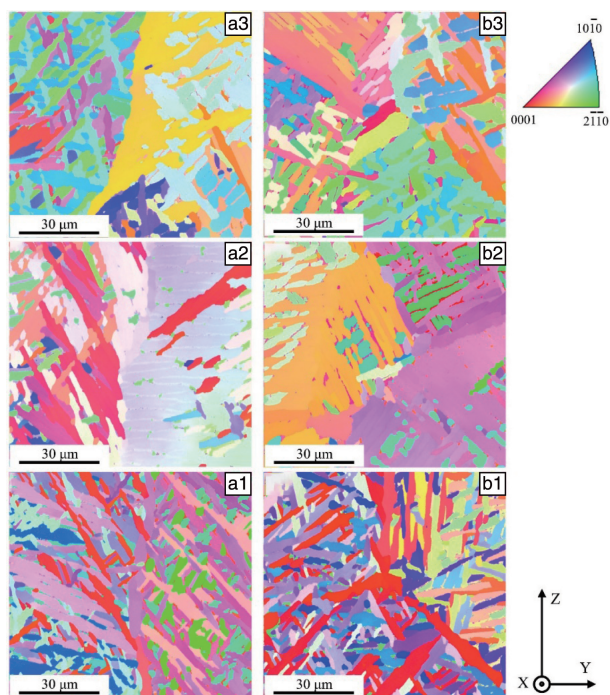


图 15 三段式热处理后  $\alpha$  相的 EBSD 取向图<sup>[55]</sup>: (a1~a3) 柱状晶区, (b1~b3) 等轴晶区

Fig. 15 EBSD orientation maps of  $\alpha$  phase after three-stage heat treatment<sup>[55]</sup>: (a1~a3) columnar  $\beta$  grain, (b1~b3) equiaxed  $\beta$  grain zone

### 3.3 力学性能研究

成分和组织结构决定了材料的力学性能。由于粗大柱状  $\beta$  原始晶粒的存在, 旁轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金往往存在力学性能的各向异性。锁红波等<sup>[52]</sup> 利用旁轴送丝电子束熔丝增材制造技术沉积了 Ti-6Al-4V 钛合金, 并测试了  $X$ 、 $Y$ 、 $Z$  这 3 个方向 ( $X$  向为熔道长度方向、 $Z$  向为构建方向、 $Y$  垂直于  $X$  和  $Z$  方向) 的拉伸性能。他们发现沉积态材料拉伸性能表现出明显的各向异性, 即  $X$ 、 $Y$  方向的试样强度较高、塑性较低, 而  $Z$  方向的试样塑性较高、强度较低。同时, 他们发现退火热处理非但不能减弱拉伸性能的各向异性, 反而使之更加明显, 而热等静压处理后各向异性得到缓解, 但并没有消除。这是由于退火热处理虽能改变  $\alpha$  相的微观组织形貌及其内部应力状态, 但并未改变  $\beta$  原始晶粒的形貌。沿  $Z$  向外延生长的柱状原始  $\beta$  晶粒周围存在连续的晶界  $\alpha$  相, 在受到水平方向加载时这些晶界  $\alpha$  相会阻碍位错的运动, 引起大量位错的塞集, 导致沿晶断裂, 在受到垂直方向的加载时, 在原始  $\beta$  晶粒内部发生穿晶断裂。当然, 原始  $\beta$  晶粒内部  $\alpha$  片层的占比远远高于晶界  $\alpha$  相, 因此不能仅考虑晶界  $\alpha$  相对性能的影响。刘征等<sup>[27]</sup> 也对旁轴送丝电子束熔丝增材制造技术沉积 Ti-6Al-4V 钛合金进行了不同方向的拉伸试验, 结果表明 45° 倾斜试样的强度明显优于水平和垂直方向的拉伸试样, 其中垂直方向试样的强度最低。他们分析得出, 原始  $\beta$  晶粒的形貌并不是影响力学性能各向异性的关键因素, 而是由  $\beta$  相转变来的  $\alpha$  相的织构起着决定性作用。

由于经历的热循环程度不同, 随着沉积层数的增加,  $\alpha$  片层厚度呈减小趋势, 会导致不同沉积高度的试样力学性能表现出差异。另外, 随着沉积层数增加, 热积累也将变得更为严重, 导致熔池内部温度升高。如 3.1 节所述, 升高的熔池温度会加速 Al 元素的蒸发, 导致材料强度的下降。Xu 等<sup>[19]</sup> 对旁轴送丝电子束熔丝增材制造技术沉积的 Ti-6Al-4V 钛合金不同沉积高度的试样进行了研究。扫描电镜及能谱表征发现, 随着沉积高度的增加,  $\alpha$  片层厚度明显降低, 沉积体的第 5 层 Al 元素含量较第 1 层降低了 0.44% (质量分数)。力学性能测试显示, 随着沉积层数的增加, 材料的硬度和强度增加, 而延伸率呈下降趋势, 这种差异符合 Hall-Petch 效应。刘征等<sup>[27]</sup> 则发现, 随着沉积高度的增加, Ti-6Al-4V 钛合金的屈服强度并没有发生明显的变化, 抗拉强度却有明显的提升, 而且材料的延伸率和面缩率都有所提升。他们认为材料延伸率的提升是由于  $\alpha$  片层的细化导致变形位错在更多的  $\alpha$  片层内均匀分布, 从而降低了应力集中<sup>[27]</sup>。虽然他们并未进行元素成分分析, 但由实验电子束流 (35 mA)

较高,可以推测 Al 元素的蒸发情况比 Xu 等的研究 (10 mA)更加剧烈,导致沉积材料塑性略微提升。后续热处理(退火、固溶时效或热等静压处理)能够改变显微组织以及减少打印缺陷,从而改善力学性能。通常情况下,退火处理也会造成  $\alpha$  片层的长大,随着退火温度的提高,强度有所下降、塑性有所提升。热等静压能够使得缺陷闭合,从而提升塑性,但是由于会造成  $\alpha$  片层的长大,使得强度下降明显,因此热等静压后的材料往往还需要使用固溶+时效热处理提升强度。通过热处理虽然能够改善力学性能,但是原始  $\beta$  晶粒的形状、大小、晶体学取向,以及初生  $\alpha$  片层的晶体学取向基本不发生改变,因此力学性能各向异性的问题仍然存在<sup>[57]</sup>。

作者课题组研究了热处理对同轴送丝电子束熔丝增材制造的 Ti-6Al-4V 钛合金力学性能的影响,采用退火处理时,随着退火温度的提高,材料的强度降低、塑性提高,这与  $\alpha$  片层的长大有关<sup>[33]</sup>。进行 650 °C/1 h/AC+920 °C/3 h/GC+540 °C/4 h/AC 三段式热处理后,合金具有良好的强度-塑性匹配, X 方向和 Z 方向的拉伸应力-应变曲线如图 16 所示<sup>[55]</sup>,其中 X 向为熔道长度方向, Z 向为构建方向。由图可知,由于柱状  $\beta$  晶粒含量的大大降低,两个方向的拉伸性能差异很小。这表明同轴送丝电子束熔丝增材制造技术可有效降低 Ti-6Al-4V 钛合金力学性能的各向异性,并获得良好的强塑性匹配。

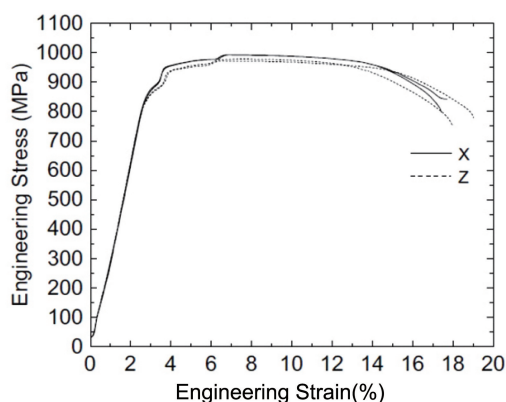


图 16 同轴送丝电子束熔丝增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金拉伸应力-应变曲线<sup>[55]</sup>

Fig. 16 Tensile stress-strain curves of Ti-6Al-4V alloy produced by CAEBWAM<sup>[55]</sup>

## 4 结 语

电子束熔丝增材制造自问世以来,凭借其大功率、高真空度及高效率等优势获得了广泛的关注及应用。本文总结了国内外电子束熔丝增材制造的研究现状,从 Ti-6Al-4V 钛合金的成形缺陷、组织形貌和力学性能方面

分别对旁轴送丝、同轴送丝电子束熔丝增材制造技术进行了对比论述。旁轴送丝电子束熔丝增材制造热输入量高,容易形成球形孔洞缺陷,同时在选择丝材原材料时需要考虑低熔点元素的挥发,形成的外延生长的粗大柱状  $\beta$  晶粒使得材料出现各向异性。相比传统的旁轴送丝模式,同轴送丝电子束熔丝增材制造具有更低的热输入,能够获得较高比例的等轴  $\beta$  晶粒,  $\beta$  晶粒也更细小,有效降低了力学性能的各向异性,但是未熔合缺陷问题需要关注。目前,旁轴送丝电子束增材制造的构件已经在航空航天领域获得应用,但是关于同轴送丝电子束熔丝增材制造材料的研究才刚刚起步,作者认为关于该技术接下来的重点研究方向如下。

(1)设备开发:开发智能、集成和多功能化的电子束熔丝增材制造设备,将沉积设备和实时监测系统相结合,从而实现对成形过程的实时监测<sup>[58]</sup>,成形高质量产品;开发能够实现同轴双丝、多丝和异种丝材同时沉积的系统,从而进一步提高沉积效率以及实现复合材料、梯度材料的成形。

(2)工艺探索:针对不同的丝材、打印工艺参数和成形构件,结合计算机软件学习系统,建立成形过程的数字模型,优化沉积策略,从而控制熔池特征及凝固行为。大多数航空结构件较为复杂,存在圆弧、转角、斜壁、筋板/交叉等形状,尤其是转角、筋板/交叉等过渡位置是应力集中较大和冶金缺陷多发的位置。因此,还需要对各种典型形状的构件进行最佳的工艺探索,获得最佳的沉积工艺参数,制造高质量复杂航空结构件。

(3)后处理优化:优化增材制造构件的后处理工艺,采用轧制、热等静压和热处理等消除成形缺陷、调控显微组织、改善力学性能,进而满足不同条件下的使用要求。

## 参考文献 References

- [1] 赵永庆, 奚正平, 曲恒磊. 航空材料学报[J], 2003, 23(S1): 215-219.  
ZHAO Y Q, XI Z P, QU H L. Journal of Aeronautical Materials[J], 2003, 23(S1): 215-219.
- [2] 杨俊伟, 汤海波, 田象军, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(9): 3316-3331.  
YANG J W, TANG H B, TIAN X J, et al. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(9): 3316-3331.
- [3] 王华明. 航空学报[J], 2014, 35(10): 2690-2698.  
WANG H M. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica[J], 2014, 35(10): 2690-2698.
- [4] 刘敏, 郭瑜, 甄珍, 等. 粉末冶金工业[J], 2022, 32(2): 84-89.  
LIU M, GUO Y, ZHEN Z, et al. Powder Metallurgy Industry[J], 2022, 32(2): 84-89.



- [5] 彭徽, 陶申, 陈博, 等. 中国材料进展[J], 2022, 41(4): 252–267.  
PENG H, TAO S, CHEN B, *et al.* Materials China[J], 2022, 41(4): 252–267.
- [6] SAFDAR A, WEI L Y, SNIS A, *et al.* Materials Characterization[J], 2012, 65: 8–15.
- [7] LU S L, QIAN M, TANG H P, *et al.* Acta Materialia[J], 2016, 104: 303–311.
- [8] VRANCKEN B, THIJS L, KRUTH J P, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2012, 541: 177–185.
- [9] XU W, BRANDT M, SUN S, *et al.* Acta Materialia[J], 2015, 85: 74–84.
- [10] ZHANG X Y, FANG G, LEEFLANG S, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 735: 1562–1575.
- [11] CAO S, CHU R, ZHOU X, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 744: 357–363.
- [12] XIE Z, DAI Y, OU X, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 776: 139001.
- [13] TAN X, KOK Y, TAN Y J, *et al.* Acta Materialia[J], 2015, 97: 1–16.
- [14] 李权, 王福德, 王国庆, 等. 航空制造技术[J], 2018, 61(3): 74–82.  
LI Q, WANG F D, WANG G Q, *et al.* Aeronautical Manufacturing Technology[J], 2018, 61(3): 74–82.
- [15] WANG J, LIN X, WANG M, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 776: 139020.
- [16] LIN J, LV Y, LIU Y, *et al.* Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials[J], 2017, 69: 19–29.
- [17] ÅKERFELDT P, ANITI M L, PEDERSON R. Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 674: 428–437.
- [18] 熊进辉, 李士凯, 耿永亮, 等. 电焊机[J], 2016, 46(2): 7–11.  
XIONG J H, LI S K, GENG Y L, *et al.* Electric Welding Machine[J], 2016, 46(2): 7–11.
- [19] XU J Q, ZHU J, FAN J K, *et al.* Vacuum[J], 2019, 167: 364–373.
- [20] WATSON J K, TAMINGER K M, HAFLEY R A, *et al.* Development of a Prototype Low-Voltage Electron Beam Freeform Fabrication System [C]// Proceedings of the 13<sup>th</sup> Solid Freeform Fabrication Symposium. Austin, TX: University of Texas at Austin, 2002: 5–7.
- [21] TAMINGER K M, HAFLEY R A. Electron Beam Freeform Fabrication: A Rapid Metal Deposition Process[C]// Proceedings of the 3<sup>th</sup> Annual Automotive Composites. Troy MI: Society of Plastics Engineers, 2003: 9–10.
- [22] HAFLEY R A, TAMINGER K M, KEITH B R. Electron Beam Freeform Fabrication in the Space Environment[C]// Proceedings of the 45<sup>th</sup> AIAA Aerospace Sciences Meeting and Exhibit. Reno, NV: American Institute of Aeronautics and Astronautics, 2007: 1–9.
- [23] 陈哲源, 锁红波, 李晋伟. 航天制造技术[J], 2010, 1(4): 36–39.  
CHEN Z Y, SUO H B, LI J W. Aerospace Manufacturing Technology[J], 2010, 1(4): 36–39.
- [24] 巩水利, 锁红波, 李怀学. 航空制造技术[J], 2013(13): 66–71.  
GONG S L, SUO H B, LI H X. Aerospace Manufacturing Technology[J], 2013(13): 66–71.
- [25] 吴凡, 林博超, 陈伟, 等. 真空[J], 2022, 59(1): 78–85.  
WU F, LIN B C, CHEN W, *et al.* Vacuum[J], 2022, 59(1): 78–85.
- [26] 许海鹰, 王壮, 桑兴华, 等. 真空[J], 2021, 58(2): 76–81.  
XU H Y, WANG Z, SANG X H, *et al.* Vacuum[J], 2021, 58(2): 76–81.
- [27] 刘征, 刘建荣, 赵子博, 等. 金属学报[J], 2019, 55(6): 692–700.  
LIU Z, LIU J R, ZHAO Z B, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2019, 55(6): 692–700.
- [28] DING D H, PAN Z X, CUIURI D, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2015, 81(1–4): 465–481.
- [29] KOVALCHUK D, MELNYK V, MELNYK I, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2021, 30(7): 5307–5322.
- [30] DOWNS R J, ADAMS C M, HOLWEGGER J M. Systems and Method for Producing Three-Dimensional Articles from Flexible Composite Materials: CN 14/076201[P]. 2015–08–25.
- [31] HU J N, ZHANG J H, WEI Y, *et al.* JOM[J], 2021, 73(7): 2241–2249.
- [32] DAVIS A E, KENNEDY J R, STRONG D, *et al.* Materialia[J], 2021, 20: 101202.
- [33] 桑兴华, 许海鹰, 杨波, 等. 电焊机[J], 2021, 51(8): 153–159.  
SANG X H, XU H Y, YANG B, *et al.* Electric Welding Machine[J], 2021, 51(8): 153–159.
- [34] GUSAROVA A V, KHOROSHKO E S, CHUMAEVSKII A V. Defects Formation in the Structure of Samples Obtained by the Method of Electron Beam Additive Manufacturing[C]// Proceedings of the International Conference on Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures. Tomsk, Russia: Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2019, 020138: 1–5.
- [35] GURIANOV D A, FORTUNA S V, OSIPOVICH K S. Defects Formation Features of Nickel-Based Superalloy Product Obtained by Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing[C]// Proceedings of the International Conference on Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures. Tomsk, Russia: Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2019, 020125: 1–5.
- [36] 方燕玲, 谢成, 吴圣川, 等. 机械工程材料[J], 2021, 45(4): 72–80.  
FANG Y L, XIE C, WU S C, *et al.* Materials for Mechanical Engineering[J], 2021, 45(4): 72–80.
- [37] AKGUN E, ZHANG X, LOWE T, *et al.* Engineering Fracture Mechanics[J], 2022, 259: 108140.
- [38] MASUO H, TANAKA Y, MOROKOSHI S, *et al.* International Journal of Fatigue[J], 2018, 117: 163–179.
- [39] AKGUN E, ZHANG X, BISWAL R, *et al.* International Journal of

- Fatigue[J], 2021, 150: 106315.
- [40] GUSAROVA A V, KHOROSHKO E S. Defect Formation in Titanium Samples Obtained by Electron Beam Additive Manufacturing[C]// Proceedings of the International Conference on Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures. Tomsk, Russia: Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2019, 020131: 1-4.
- [41] KALASHNIKOV K N, OSIPOVICH K S. Fracture Characteristics of Titanium Alloy Samples Obtained by Electron Beam Additive Manufacturing[C]// Proceedings of the International Conference on Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures. Tomsk, Russia: Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2019, 020147: 1-4.
- [42] LIU H P, SHI S, YOU Q F, *et al.* Vacuum[J], 2018, 157: 395-401.
- [43] 包淑娟. 材料开发与应用[J], 2021, 27(5): 87-90.  
BAO S J. Development and Application of Materials[J], 2021, 27(5): 87-90.
- [44] SHIYAS K A, RAMANUJAM R. Materials Today: Proceedings[J], 2021, 46: 1429-1436.
- [45] 徐磊, 郭瑞鹏, 吴杰, 等. 金属学报[J], 2018, 54(11): 1537-1552.  
XU L, GUO R P, WU J, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2018, 54(11): 1537-1552.
- [46] LU S L, TANG H P, NING Y P, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2015, 46(9): 3824-3834.
- [47] TAMMAS-WILLIAMS S, WITHERS P J, TODD I, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2016, 47(5): 1939-1946.
- [48] CEGAN T, PAGAC M, JURICA J, *et al.* Materials[J], 2020, 13(19): 4377.
- [49] BERMINGHAM M J, NICASTRO L, KENT D, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 753: 247-255.
- [50] KEIST J S, NAYIR S, PALMER T A. Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 787: 139454.
- [51] 张帅锋, 蒋鹏, 于冰冰, 等. 焊接学报[J], 2019, 40(10): 121-126.  
ZHANG S F, JIANG P, YU B B, *et al.* Transactions of the China Welding Institution[J], 2019, 40(10): 121-126.
- [52] 锁红波, 陈哲源, 刘建荣, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2014, 43(4): 780-785.  
SUO H B, CHEN Z Y, LIU J R, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2014, 43(4): 780-785.
- [53] WANJARA P, WATANABE K, DE FORMANOIR C, *et al.* Advances in Materials Science and Engineering[J], 2019, 23: 3979471.
- [54] CARROLL B E, PALMER T A, BEESE A M. Acta Materialia[J], 2015, 87: 309-320.
- [55] ZHANG J H, YANG Y, CAO S, *et al.* Acta Metallurgica Sinica(English Letters)[J], 2020, 33(10): 1311-1320.
- [56] 许海鹰, 杨光, 张伟, 等. 北京航空航天大学学报[J], 2021, 147: 1-10.  
XU H Y, YANG G, ZHANG W, *et al.* Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics[J], 2021, 147: 1-10.
- [57] 黄志涛, 巩水利, 锁红波, 等. 钛工业进展[J], 2016, 33(5): 33-36.  
HUANG Z T, GONG S L, SUO H B, *et al.* Titanium Industry Progress[J], 2016, 33(5): 33-36.
- [58] 李绍伟, 郜庆伟, 赵健, 等. 中国材料进展[J], 2021, 40(2): 130-138.  
LI S W, GAO Q W, ZHAO J, *et al.* Materials China[J], 2021, 40(2): 130-138.

(编辑 吴 锐)