

丝束同轴束源模式对电子束熔丝增材制造 TC11 钛合金组织及力学性能的影响

王 壮^{1,2}, 权银洙³, 石毅磊^{1,2}, 桑兴华¹, 许海鹰^{1,4}, 杨 光¹, 杨 波¹, 齐铂金²

(1. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

(2. 北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 100191)

(3. 中国人民解放军 93160 部队, 北京 100076)

(4. 南京理工大学 材料科学与工程学院, 江苏 南京 210094)

摘 要: 粗柱状 β 晶粒中存在的针状 α' 马氏体是电子束熔丝增材制造 (EBAM) TC11 钛合金较差延展性的主要原因。为实现高强韧 TC11 钛合金的工程制造, 采用丝束同轴电子束熔丝增材制造 (C-EBAM), 通过提升 EBAM 过程中电子束、丝材以及基材相互作用状态, 改善了熔池热分布。进一步从组织结构、晶粒形貌以及力学性能等方面对 EBAM 与 C-EBAM 试样进行了详细比较。讨论了两者丝材过渡状态对工艺稳定性的影响、马氏体相变过程以及拉伸性能差异性与各向异性的原因。结果表明: C-EBAM 试样在较低的冷却速率下, 从 β 相场缓慢冷却的途径和原位马氏体分解获得了强韧层状 $\alpha+\beta$ 微观结构, Al 元素几乎无蒸发。与 EBAM 试样相比, C-EBAM 试样中沉积方向塑性的提高可归因于双层微观结构、不连续 α 相晶界。这为进一步优化束源特性指明了方向。

关键词: 电子束熔丝增材制造; 丝束同轴; TC11 钛合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23; TG439.3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)10-2941-11

高强韧钛合金逐渐成为航空装备关键结构材料。相比与广泛使用的 Ti6Al4V 钛合金 (TC4), Ti6.5Al3.5Mo-0.3Si1.5Zr 钛合金 (TC11) 通过增加 Mo 与 Si 等 β 稳定元素, 降低了 β 转变温度、扩大了 β 相区, 提高了钛合金室温强度 (980~1030 MPa)。其具有高比强度、良好的断裂韧性和优异的耐腐蚀性, 并可在 500 °C 长期使用, 已成为航空发动机压气机盘、叶片以及机体主承力结构、大型飞机、先进战斗机等高端装备技术领域的关键材料^[1-2]。随着航空装备不断向高可靠、长寿命和轻量化方向发展, 对其框、梁、壁板等主承力结构提出了大型化、整体化、复杂化等迫切要求^[3]。电子束熔丝增材制造 (electron beam additive manufacturing, EBAM) 因其具有高真空环境、高能量密度、高扫描速率等特殊的加工特性, 可降低由于快速冷却引起的高残余应力, 被应用于制造大型 TC11 构件。

然而受制于金属材料强度和韧性的固有矛盾, EBAM TC11 钛合金的微观结构通常为粗 β 柱状晶和晶内 $\alpha'+\beta$ 篮状组织, 拉伸性能表现出高强度、低塑性和各向异性等特征^[4]。这些问题同样在其它增材制造方式中

存在^[5-6]。其中温度梯度 (G) 和凝固速度 (V) 是影响凝固过程中晶粒形态的两个主要因素^[7]。Hao 等人^[5]采用激光熔融沉积 (laser melting deposition, LMD) 技术制备了 TC11 钛合金, 认为在工艺参数选择合适时, 微观结构沿沉积方向呈柱状晶与等轴晶交替生长。并且王宁宁等人^[8]对 EBAM 制造的 TC11 工艺进行了研究, 设计了四水平四因素正交试验, 认为工艺参数是影响构件成形形貌、缺陷和微观结构的重要因素。

而工艺参数的优化在于提升 EBAM 过程中电子束、丝材以及基材相互作用状态^[9]。其中丝材位置、角度往往影响着工艺的稳定性。对于传统侧向电子束熔丝增材制造 (EBAM) 来说, 由加速电压、束流、聚焦电流、扫描策略、工作距离、行进速度、送丝速度、送丝方位、送丝角度、丝端距工件的高度和丝材干伸长等共同作用影响成形质量。当丝材的送进状态与移动速度不匹配时, 熔滴非平衡过渡状态将增加金属丝粘附和卡丝的风险, 造成过程中断。这需要根据部件的表面形态实时控制这些因素调整 EBAM 液滴过渡模式, 这无疑增加了工艺的复杂性。因此, 提高工艺稳定性对于改善熔

收稿日期: 2023-10-21

基金项目: 国家自然科学基金 (52075024); 广东省重点领域研发计划 (2018B090904004)

作者简介: 王 壮, 男, 1996 年生, 硕士, 中国航空制造技术研究院, 北京 100024, 电话: 010-82339961, E-mail: 1418343820@qq.com

池热分布具有重要意义。从根源上优化电子束与丝材相互作用方式,已开发出基于等离子体阳极的电子枪,丝材可同轴送出,避免了送丝方位、送丝角度对轨迹的影响^[10]。可减少丝材在其背部形成的阴影区,并在较小热输入条件下熔化丝材,具有预热丝材与原位基板热处理等作用。因此,经改进的丝束同轴束源模式通过改变熔池热分布和尺寸,从而相应地影响凝固过程、晶体组织和微观结构形态。

本研究旨在实现增材制造高强韧部件的工程化应用。从组织结构、晶粒形貌以及力学性能等方面对 EBAM 与丝束同轴电子束熔丝增材制造 (coaxial electron beam wire additive manufacturing, C-EBAM) 进行了详细比较。讨论了两者丝材过渡状态对工艺稳定性的影响、组织演变过程以及拉伸性能差异性与各向异性的原因。为基于 C-EBAM 的推广应用,提供理论依据。

1 实 验

试验使用的丝材为西部超导提供的 $\Phi 2.0\text{ mm}$ TC11 钛合金丝材,化学成分如表 1 所示。使用的基板为西部钛业有限责任公司提供的 TC4 钛合金锻件基板,符合 GB/T 3621-2007 标准。

根据两者热源特性可分为热阴极电子枪与冷阴极

电子枪,表 2 对两者束源特性与加工参数进行了总结。对于 EBAM,如图 1a 所示,采用中国航空制造技术研究院自研的动枪式设备,运行范围 $6000\text{ mm}\times 1800\text{ mm}\times 1000\text{ mm}$,最大输出功率为 30 kW ,加速电压 60 kV 。经优化的工艺参数为:室真空压强 $3\times 10^{-2}\text{ Pa}$,预热温度 $200\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$,加速电压 60 kV ,经圆形扫描波形后束斑直径为 $10\sim 15\text{ mm}$,束流 $60\sim 65\text{ mA}$,行进速度 260 mm/min ,送丝速度 1500 mm/min ,单道宽 10.5 mm ,层间高 1.8 mm ,搭接率 20% ,每层 2 道行进方向相同且束流启停运行。根据式 (1) 计算的能量密度为 $45\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 。

$$\Psi = K(1+\varphi)\frac{UI}{dhv}$$

(1)

式中, Ψ 为能量密度, J/mm^3 ; K 为扫描策略因子; φ 为层内搭接率; U 为加速电压, kV ; I 为束流, mA ; d 为束斑直径, mm ; h 为单道层高, mm ; v 为行进速度, mm/s 。

表 1 TC11 钛合金的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of TC11 titanium alloy (wt%)									
Al	Mo	Zr	Si	Fe	C	H	N	O	Ti
6.66	3.76	1.35	0.27	0.03	0.007	0.003	0.009	0.12	Bal.

表 2 热阴极电子枪与冷阴极电子枪束源特性与加工参数对比

Table 2 Comparison of beam source characteristics and processing parameters between thermionic gun and cold-cathode gun		
Characteristics	Thermionic gun	Cold-cathode gun
Source	Tungsten wire/piece	Helium/argon/oxygen/air/nitrogen/hydrogen
Particle	Electron	Plasma
Chamber vacuum/Pa	10^{-2}	10^1
Current density/ $\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$	1–10	$1\sim 10^2$
Acceleration voltage/kV	0–150	0–30
Beam current/mA	35–120	100–300
Wire feeding speed/ $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$	900–1800	550–1600
Travelling speed/ $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$	150–500	150–900
Melt pool size/mm	10–15	5–7
Scanning waveform	Circular/infinite/linear	-
Wire diameter/mm	1.6/2.0	1.0/1.2/1.6/2.0/3.0
Layer thickness/mm	1–3	0.4–2.5
Cooling rate/ $\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$	$10^5\sim 10^6$	10^4
Titanium alloy deposition rate/ $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$	60	80
Life/h	60	>100
Stability	Sticky/stuck	Continuous operation
Wire position	Axial side wire feeding	Coaxial wire feeding
Elemental evaporation	Serious	Less
Limitation	Magnetic/insulating materials	Magnetic/insulating materials

对于 C-EBAM, 如图 1b 所示, 采用中国航空制造技术研究院自研的定枪式设备, 运行范围 400 mm×400 mm×500 mm, 最大输出功率为 30 kW, 加速电压 20 kV。经优化的工艺参数为: 室真空压强 1.1×10^{-1} Pa, 氦气流量 0.6 L/min, 氧气流量 3.93 mL/min, 预热温度 400~500 °C, 加速电压 15.0~15.5 kV, 束斑直径 5~7 mm, 束流 130~140 mA, 行进速度 360 mm/min, 送丝速度 831 mm/min, 单道宽 9 mm, 层间高 1.5 mm, 搭接率 40%, 每层 3 道往返行进且束流连续运行。根

据式 (1) 计算的能量密度为 60.6 J/mm^3 。

采用优化的工艺参数分别在尺寸为 150 mm×150 mm×6 mm 的 TC4 钛合金基板上成形 TC11 钛合金试样块, 如图 2 所示。成形后尺寸分别为 110 mm×19.1 mm×107.8 mm 和 110 mm×19.7 mm×105.3 mm, 如图 3 所示。定义沉积过程中沿熔池移动方向为 x 方向, 熔池宽度增加方向为 y 方向, 高度增加方向为 z 方向。试样块均空冷至室温后, 经线切割取样制备金相及力学性能试样。金相试样经研磨、抛光后用 Kroll 试剂

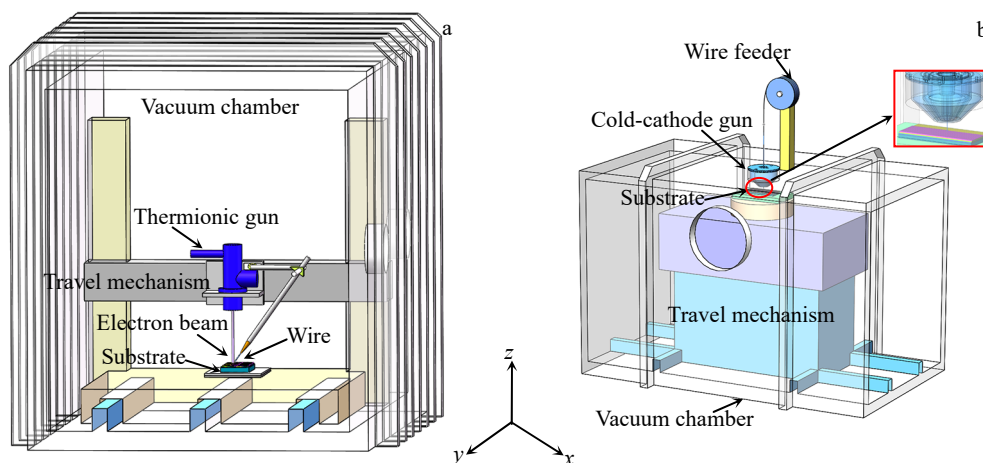


图 1 电子束熔丝增材制造加工示意图

Fig.1 Schematic diagrams of EBAM process: (a) thermionic gun and (b) cold-cathode gun

(1 mL HF+2 mL HNO₃+70 mL 乙醇)浸蚀。采用 ZEISS AX10 型光学显微镜进行显微组织的观察和分析。采用 Imag-Pro Plus 6.0 软件计算 α 相厚度。采用法国 PRESI SAS 公司生产的 VIBROTECH 300 型振动抛光仪振动抛光, 使用德国蔡司场发射扫描电子显微镜, ZEISS, SIGMA300 型, 配备英国牛津 (Oxford) 仪器 C SWIFT 型 EBSD 附件, 利用 EBSD 分析软件 Aztec Crystal 2.2 分析晶粒形貌。根据 GB/T 4698.8-2017, 采用电感耦合等离子体原子发射光谱法分析试样中 Al 含量。根据 GB/T 4698.7-2011, 采用惰性气体熔融红外法来分析试样中 O 含量。采用 FALCON 500 型显微硬度计以 1 mm 的间隔进行维氏显微硬度测试, 载荷 200 gf, 加载时间为 15 s。按照 GB/T 228.1-2021 测试方法在万能试验机对增材金属进行室温拉伸性能测试, 其中室温拉伸试样分别沿 x 方向 (T) 与 z 方向 (L) 取 3 个试样均值, 试样尺寸及取样位置如图 3 所示。

2 实验结果

2.1 微观组织

TC11 作为一种 $\alpha+\beta$ 双相钛合金, 在增材制造过程中, 根据冷却速率的不同将发生不同的相变过程。

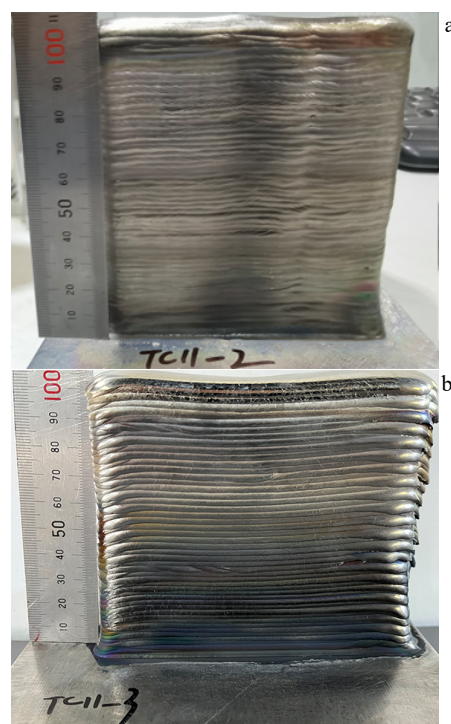


图 2 电子束熔丝增材制造试样

Fig.2 Samples prepared by EBAM (a) and C-EBAM (b)

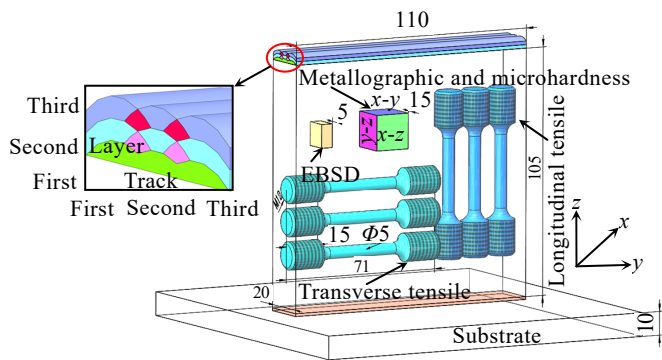


图 3 试样尺寸以及取样位置

Fig.3 Dimensions and sampling position of samples

图 4 显示了 EBAM TC11 钛合金 XY 、 XZ 以及 YZ 平面 3 个方向沉积态微观组织。如图 4a 和 4b 所示, 在 XY 平面即垂直于沉积方向, 柱状晶粒横截面存在等轴 β 晶粒。而在 XZ 平面 (图 4c 和 4d)、 YZ 平面 (图 4e 和 4f) 内形成了由粗 β 柱状晶、少量粗化的 α 板条以及针状 α' 相构成的编织网篮组织, 细针状 α 片层的厚度为 $0.3\sim 0.9\ \mu\text{m}$ 。其中与沉积方向近似平行的 β 柱状晶长度可贯穿整个增材区域 (宽 $600\sim 1200\ \mu\text{m}$)。这与其他增材制造方式制备的 TC11 钛合金中 β 柱状晶粒形态的差异在于 β 晶粒尺寸^[11-12], 其取决于加工参数, 如能量密度和冷却速率。

图 5 显示了 C-EBAM TC11 钛合金 XY 、 XZ 以及

YZ 平面 3 个方向沉积态微观组织。如图 5a 和 5b 所示, 在 XY 平面上, 相比于 EBAM, C-EBAM 合金中柱状晶粒横截面上等轴 β 晶粒尺寸更小 (宽 $400\sim 800\ \mu\text{m}$)。而在 XZ 平面 (图 5c 和图 5d)、 YZ 平面 (图 5e 和图 5f) 中微观结构沿沉积方向呈柱状晶与等轴晶交替生长, 可以清晰地观察到 β 相晶界, β 相基体内 α 相沿 β 相特定晶面析出且呈粗片状平行排列 (图 5d 和图 5f), 整个 β 晶粒内全部转变为 $\alpha+\beta$ 片层, 样品平均 α 板条宽度为 $3\pm 1.2\ \mu\text{m}$ 。

2.2 晶粒形貌

在增材制造 TC11 钛合金中 α 相含量极高, 因此对沿沉积方向的 EBAM 与 C-EBAM TC11 钛合金 YZ 横截面中 α 相的反极图 (IPF) 进行分析, 表征 EBAM 与 C-EBAM 晶粒形貌, 结果如图 6 所示。由图 6a 可看出, EBAM 合金中针状 α' 相晶粒取向较多, 没有明显的择优生长取向。同样在 C-EBAM 合金中 α 片层间也没有明显的择优生长取向 (图 6b)。这也在 LMD TC11 钛合金中观察到了同样的结果。这一现象可归因于在增材制造过程中发生了完全的动态再结晶行为导致的晶粒取向随机。因此, 可以推断出主要的 α 相几乎都表现出各向同性分布。 α 相的相同取向导致了较高的取向强度。

图 6c 显示了 $\{0001\}$ 面上 α 相织构极图 (PF), 其对应于密排六方晶体结构 (hcp) 的 B、R1、R2 织构^[13]。由图 6d 中可看出 EBAM 合金中 $\{0001\}$ 面上 α 相为 B、

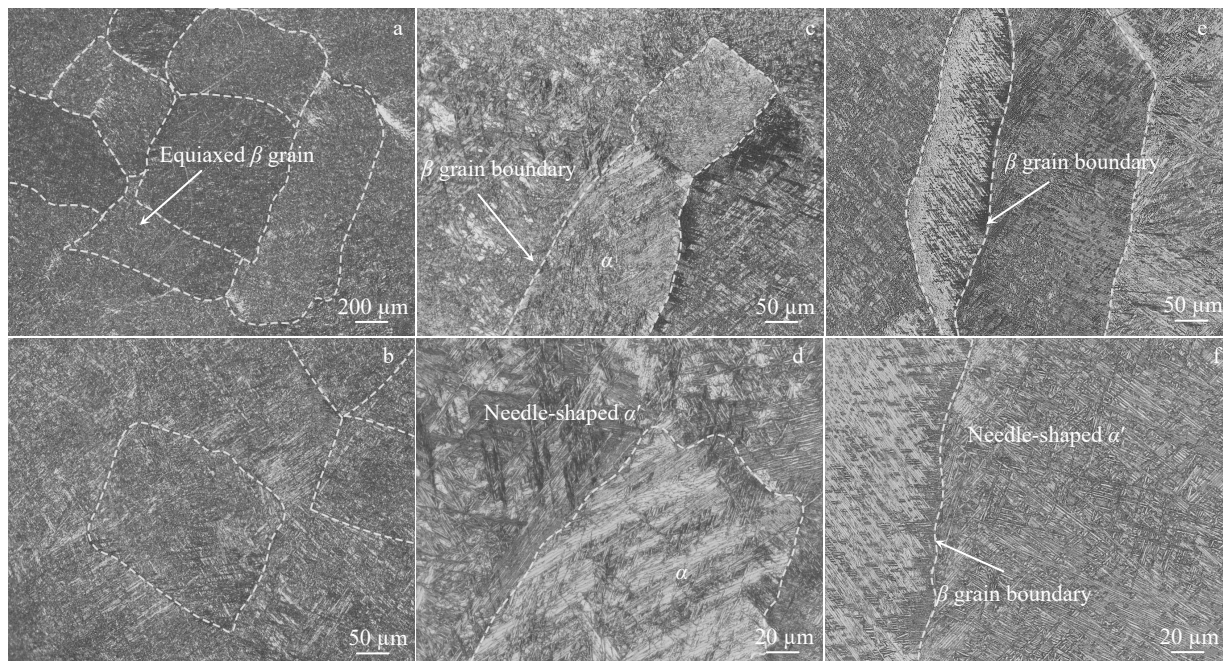


图 4 EBAM TC11 合金沿不同截面的金相组织

Fig.4 Microstructures of different cross sections for EBAM TC11 alloy: (a-b) XY plane; (c-d) XZ plane; (e-f) YZ plane

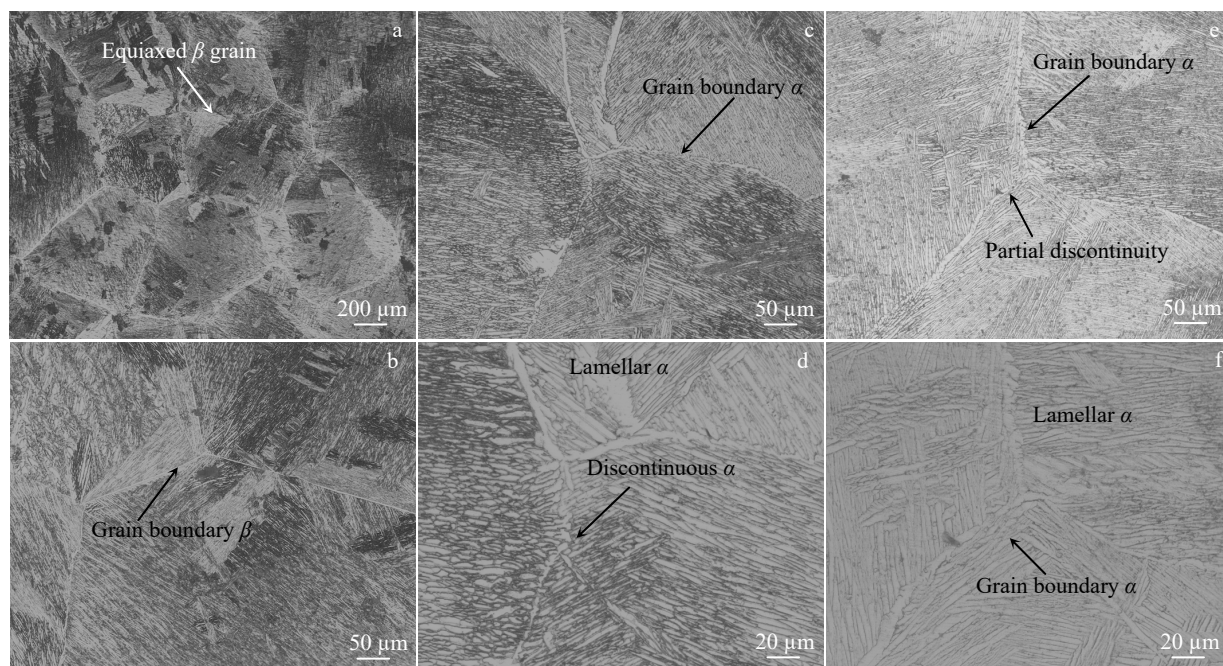
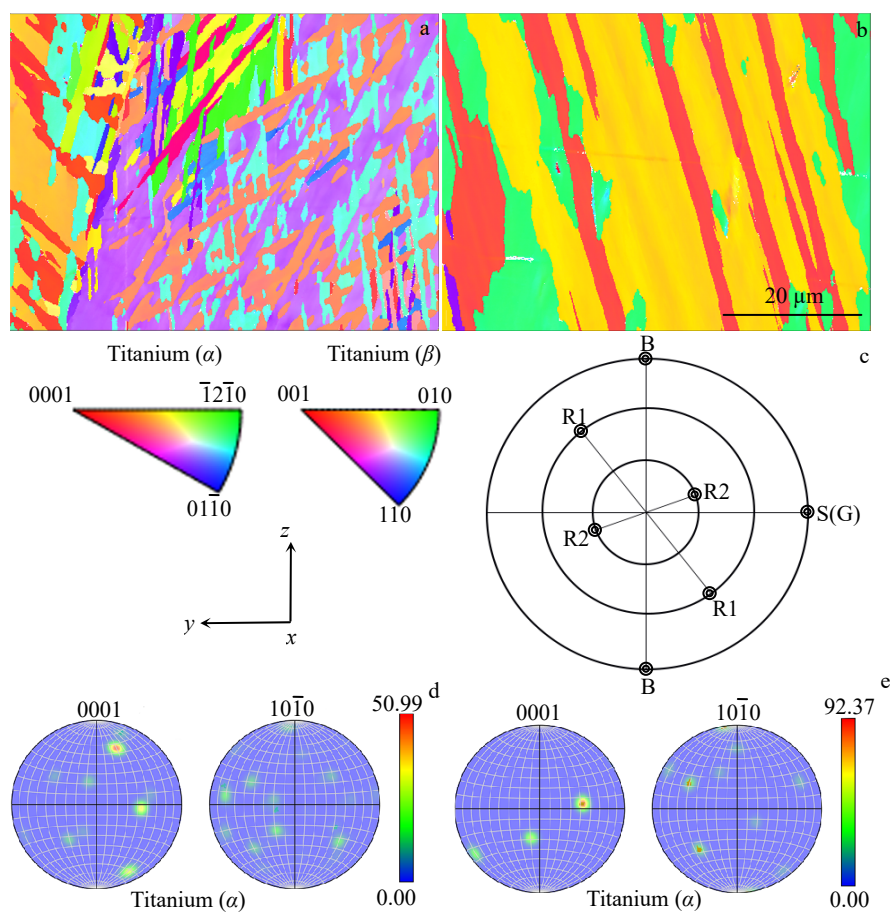


图 5 C-EBAM TC11 合金沿不同截面的金相组织

Fig.5 Microstructures of different cross sections for C-EBAM TC11 alloy: (a-b) XY plane; (c-d) XZ plane; (e-f) YZ plane图 6 EBAM 与 C-EBAM TC11 合金 YZ 平面上的反极图 (IPF) 和极图 (PF)Fig.6 IPF (a-b) and PF of α texture (d-e) in YZ plane of EBAM (a, d) and C-EBAM (b, e) TC11 alloys; PF of α texture in $\{0001\}$ plane (c)

R1、R2 组织, C-EBAM 合金中 $\{0001\}$ 面上 α 相为 R2 组织(图 6e)。 α 组织的存在表明 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中没有发生塑性变形。组织强度用均匀密度的倍数(MUD)表示, 而 C-EBAM 合金中最大组织强度相较于 EBAM 强度更高, 强度为 92.37, 这是因为 C-EBAM 合金组织发生了更多的动态再结晶。其中 B 组织的 $\langle 0001 \rangle$ 方向与 y 方向一致。R1 组织 $\langle 0001 \rangle$ 方向与 x 、 y 和 z 方向之间的角度关系为 45° 、 60° 和 73° , R2 组织 $\langle 0001 \rangle$ 方向与 x 、 y 和 z 方向之间的角度关系为 73° 、 35° 和 60° 。

将衍射带对比图(BC)与反极图面分布图(IPF)以及晶界图(GB)叠加, 进一步分析 EBAM 与 C-EBAM 合金中相邻晶粒间晶界的分数与错向角。如图 7a 和 7b 所示, 灰线对应于低角度晶界(LAGBs, $2^\circ \sim 15^\circ$), 黑线对应于高角度晶界(HAGBs, $15^\circ \sim 180^\circ$), LAGBs 主要集中在粗 β 晶粒界面上, 分散分布在小晶粒内部。图 7c 显示 EBAM 合金中 LAGBs 与 HAGBs 的比例分别为 3.84%、96.2%, 图 7d 显示 C-EBAM 合金中 LAGBs 与 HAGBs 的比例分别为 8.92% 和 91.1%。通过对比可知, EBAM 合金中低角度晶界小于 C-EBAM。LAGBs 的高比例可导致高位错密度。

2.3 力学性能

如图 8 所示, 分别对 EBAM 与 C-EBAM 合金 XY 面、XZ 面以及 YZ 面进行显微硬度测试, 其中 XZ、YZ 面显示出了沿沉积层变化趋势。从图 8 中可以看出: 两者整体硬度(HV)范围在 3136~3724 MPa 之间。随着距顶部位置的距离增大, 硬度相对增大, 层内分布随机无明显软化与硬化区。通过对比两者 XY 面、XZ 面以及 YZ 面硬度发现, EBAM 合金整体硬度趋势高于 C-EBAM。分析表明, 显微硬度的变化主要受 β 相相变组织的强化作用影响, 具体相变过程将在下文解释。

沿水平与垂直方向分别对 EBAM 与 C-EBAM 沉积态试样进行室温拉伸性能测试, 结果如图 9 所示。图 9 显示水平方向 EBAM 与 C-EBAM 试样平均抗拉强度分别为 1073 和 1034 MPa, 均高于锻件标准 1030 MPa; 垂直方向 EBAM 与 C-EBAM 试样平均抗拉强度分别为 1039 和 1016 MPa。而对于延展性, 水平方向 EBAM 与 C-EBAM 试样平均延展性分别为 4.5% 和 10.5%; 垂直方向 EBAM 与 C-EBAM 试样平均延展性分别为 6% 和 11%, EBAM 试样延伸率低于锻件要求(8%)。通过对比可知, EBAM 与 C-EBAM 试样水平方向抗拉强

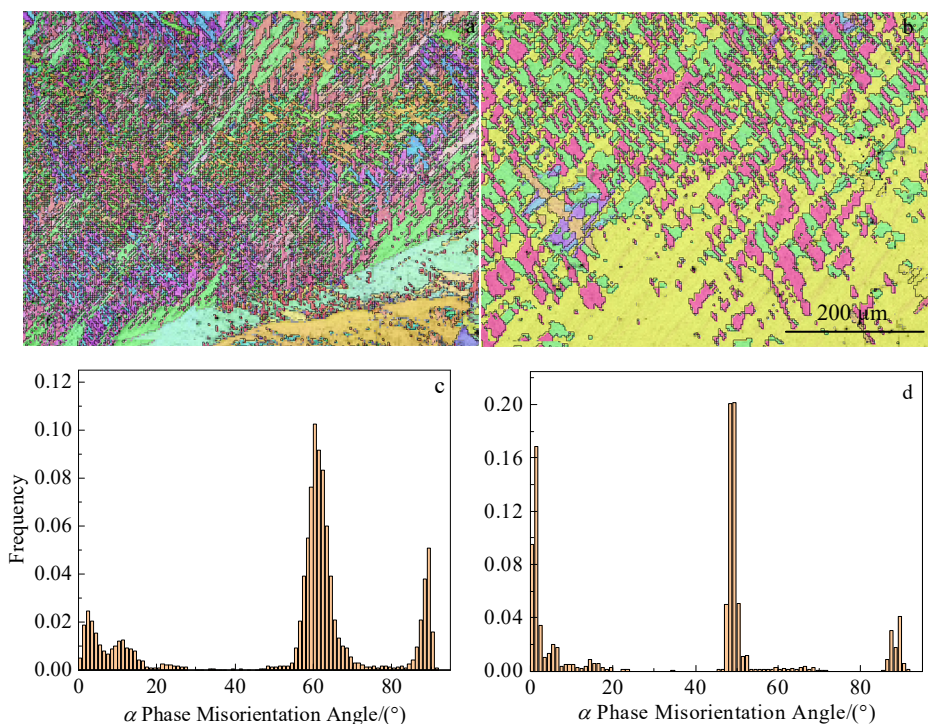


图 7 EBAM 与 C-EBAM TC11 合金 YZ 平面上的衍射带对比图(BC)、反极图面分布图(IPF)和晶界图(GB)叠加以及取向差分布
Fig.7 Combination BC, IPF and GB maps in YZ plane of EBAM (a) and C-EBAM (b) TC11 alloys and misorientation angles of EBAM (c) and C-EBAM (d) TC11 alloys

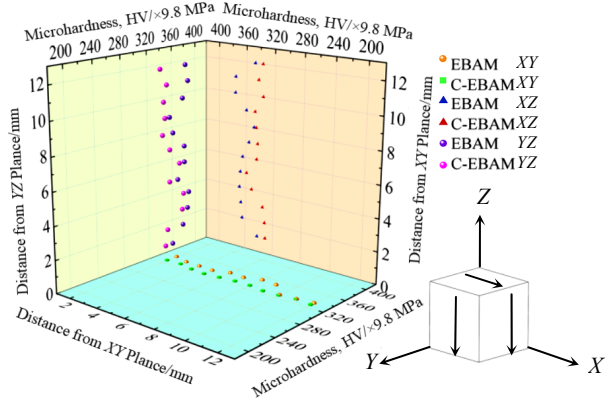


图 8 EBAM 与 C-EBAM 试样沿不同截面的显微硬度分布

Fig.8 Microhardness distributions of different cross sections for EBAM and C-EBAM samples

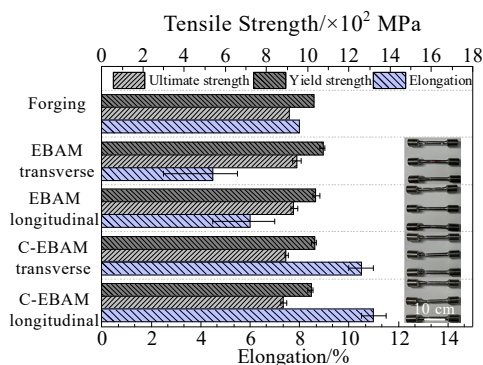


图 9 EBAM 与 C-EBAM 试样拉伸强度与延伸率

Fig.9 Tensile strength and elongation of EBAM and C-EBAM samples

度均高于垂直方向抗拉强度,但延展性相反。两者抗拉强度的各向异性分别为 -3.17% , -1.74% , 延伸率的各向异性分别为 33.33% , 4.76% 。EBAM 试样抗拉强度略高于 C-EBAM 试样,而延伸率低于 C-EBAM 试样, C-EBAM 试样在具有高强度的同时又能表现出良好的延伸率。

3 分析与讨论

3.1 丝材位置对工艺稳定性的影响

如图 10a、10b 所示,相比于传统的热阴极电子枪,束流通过施加在阴极上的加速电压或电流直接或间接加热灯丝获得。冷阴极电子枪采用特殊触发方法使阴极、阳极之间产生气体放电,形成等离子体。等离子体中的正离子在电场作用下轰击阴极表面,产生二次电子,等离子体中的电子和阴极发射出的二次电子经过阴极、阳极之间的加速电压加速,并借助于环形的阴极、阳极所建立起的电子光学系统,产生静电汇聚,再经过电磁聚焦系统的聚焦形成电子束。具有低压气体放电、同轴送丝和空心圆锥形等特点^[14]。可以在低真空产生更多的电子,能量密度大;消除送丝进给角度和方向的影响,成形过程控制更加灵活,加工效率高;并具有预热丝与原位热处理部件等作用,可改善部件成形质量。

如前所述,丝材位置、角度往往影响着工艺的稳定性,通过改变熔池热分布和尺寸,从而相应地影响凝固过程、晶体组织和微观结构形态。在电子束熔丝成形过程中,熔滴过渡行为对熔池热分布和尺寸起着重要作用。以下将采用常用的静态力平衡理论 (static

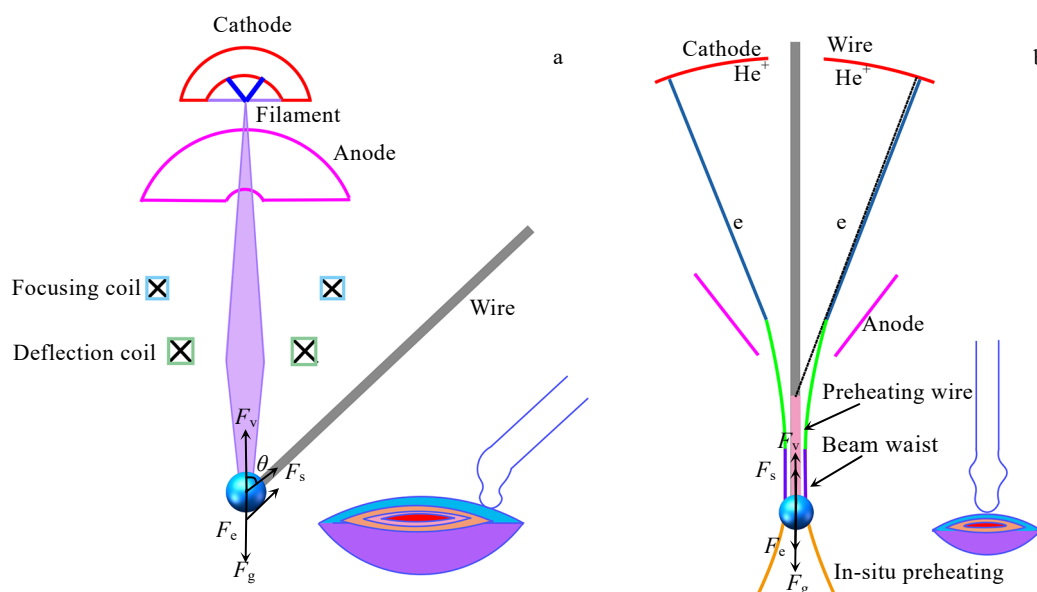


图 10 丝材位置对熔滴过渡的影响

Fig.10 Influence of wire position on droplet transfer: (a) EBAM; (b) C-EBAM

force balance theory) 对熔滴受力进行分析^[15]。如图 10 所示, 在两者平衡条件下, 熔滴受到 4 种力的影响: 重力 F_g 、丝材表面张力 F_s 、金属蒸汽反冲压力 F_v 和束流压力 F_e 。因此, 熔滴过渡的临界条件为:

$$(1) \text{ EBAM: } (F_{g1} + F_{e1}) - (F_{s1} \cos \theta + F_{v1}) \geq 0$$

$$(2) \text{ C-EBAM: } (F_{g2} + F_{e2}) - (F_{s2} + F_{v2}) \geq 0$$

其中束流压力 F_e 与其他力相比太小可忽略不计; 重力 F_g 与熔滴临界过渡半径时的质量成正比; 丝材表面张力 F_s 与丝材直径和表面张力系数成正比; 金属蒸汽反冲压力 F_v 与饱和蒸汽压 P_v 有关, 可由式 (2) 表示^[16]:

$$P_v = 0.54 P_0 \exp \left(\Delta H_v \frac{T - T_b}{RTT_b} \right) \quad (2)$$

其中 P_v 是饱和蒸汽压, P_0 是环境压力, ΔH_v 是蒸发潜热, T 是熔池温度, T_b 是沸点, R 是气体常数。

可看出, P_v 是液体表面温度的函数, 由熔池温度 T 决定, 并且与室真空压力造成的元素蒸发相关。在 EBAM 高真空压力下较高的能量密度, 化学成分测量 5.92% Al (质量分数, 下同), 0.1% O, Al 元素蒸发严重, 这不仅会散射电子束, 而且粘附在灯丝上, 降低设备运行的稳定性。而 C-EBAM 中 6.48% Al, 0.15% O, Al 元素几乎无蒸发。通常, EBAM 真空压力比 C-EBAM 要高几个数量级, 根据式 (2), P_0 的降低, 降低了 T_b , 导致 P_v 和 F_v 增加, 即 $F_{v1} > F_{v2}$ 。其中铝元素蒸发造成高的 F_v 会极大地影响熔丝过渡的稳定性和部件外观成形。因此对于 EBAM, 必须通过增加送丝量与丝材加热范围达到增加熔滴临界半径的目的, 以实现平稳熔滴过渡, 这无疑增加了熔池的宽度与深度, 易形成沿沉积方向生长的粗 β 柱状晶。

此外, 过渡高度也决定了金属蒸汽反冲压力如何影响熔滴过渡。随着过渡高度的进一步降低, 出现了稳定的搭桥过渡模式。如图 10 所示, 当熔滴接触熔池时, 熔滴和熔池之间的表面张力使熔滴可快速转移到熔池中, 这是熔丝增材制造中稳定的沉积过程。因此, 降低过渡高度以减小金属蒸汽反冲压力对熔滴的影响, 保证送丝速度与行进速度的匹配是稳定过渡的关键。并且如图 10 所示, 对于 EBAM, 丝材端部偏于熔池核心位置, 仅有一侧接收电子束能量, 另外一侧形成了电子束能量接收的阴影区。熔丝成形运动方向指向阴影区时, 易形成未熔合缺陷, 导致该成形方向熔丝成形质量变差, 影响熔池热分布。而对于 C-EBAM, 大部分能量用于熔化丝材, 丝材沿轴向作用于熔池核心被全面加热, 极大地提高了电子束熔丝成形的自由度。因此, 同轴送丝过程可在较低热输入与送丝情况下获得搭桥过渡模式, 这扩大了工艺参数

适用范围, 可提高成形过程的稳定性。

3.2 冷却速率对组织演变的影响

EBAM 中定向散热形成了粗柱状 β 晶粒和超细的篮状组织, 并由于反复熔化和凝固将不可避免地导致定向凝固组织。而 C-EBAM 在加工的同时可在 β 相场中进行原位退火, 随后以相对较慢的冷却速率, 形成了粗大的细长晶粒中层状微观结构。温度梯度 (G) 和凝固速度 (V) 是影响凝固过程中晶粒形态的两个主要因素。取决于加工参数, 如能量密度和冷却速率。高 G 和低 V 导致柱状晶生长, 而低 G 和高 V 促进等轴晶形成。

不同热源方式凝固过程中的热行为直接决定了 TC11 中马氏体形态^[17], 可利用图 11 解释马氏体相变随冷却速率变化的过程。根据冷却速率的不同将发生不同的相变过程。冷却速率低于 25 °C/s, 初始 α 板条在 β 晶界内扩散并形核和长大, 发生如图 11 中 a→c 所示 $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ 转变; 当冷却速度在 25~410 °C/s 之间, 晶界形核初始 α 板条长大消耗未转化的 β 晶粒, 直到过冷度达到足以形成网篮状形态, 发生图 11 中 a→b→d 所示 $\beta \rightarrow \alpha' \rightarrow \alpha + \alpha' + \beta$ 转变; 随着冷却速率增加进一步形成网篮状形态, 发生图 11 中 a→b→d 所示 $\beta \rightarrow \alpha' \rightarrow \alpha' + \alpha + \beta$ 转变; 冷却速度高于 410 °C/s 将促进高温 β 相马氏体相变形成针状 α' 形态, 发生图 11 中 a→e 所示 $\beta \rightarrow \alpha' + \beta$ 转变。

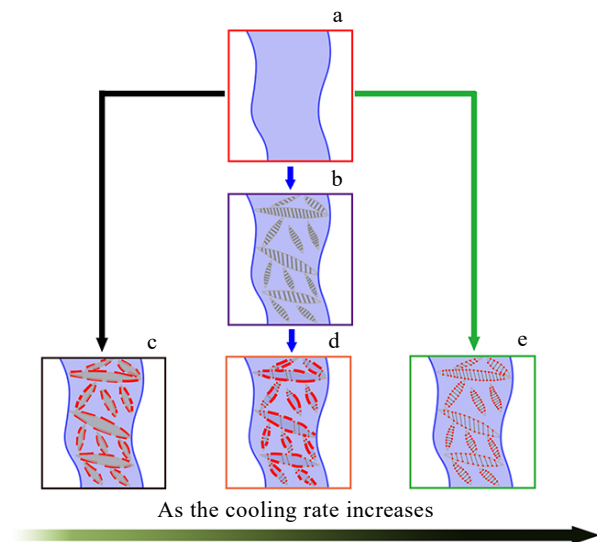


图 11 不同冷却速率下 EBAM 与 C-EBAM TC11 合金中 β 、 α' 与 α 相的相变示意图

Fig.11 Schematic illustration of phase transformation between β , α' and α phases in EBAM and C-EBAM TC11 alloys at different cooling rates: (a) β phase; (b) α' phase; (c) $\alpha + \beta$ phase; (d) $\alpha + \alpha' + \beta$ phase; (e) $\alpha' + \beta$ phase

图 12 为沉积 N 层至 $N+3$ 层时, N 层中一点的热循环分布, 第 N 层被加热数次。其中 T_m 为 TC11 熔点、 T_β 为 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变温度, T_{M_s} 为 α' 溶解温度以及 T_a 为 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变温度。 α' 马氏体的形成需要高于 410°C/s 的临界冷却速率和 800°C 的马氏体起始转变温度 (M_s)^[18]。当温度超过 T_β 时, 微观结构可能从 α' 或 α' 和层状 $\alpha+\beta$ 的组成物突然转变为高温 β 相。由于 C-EBAM 具有原位热处理部件等作用, 相比于 EBAM 加工方式, 部件温度在一定层内可维持到一稳定温度范围。因此 C-EBAM 具有比 EBAM 试样更低的冷却速率。

对于 EBAM 试样在沉积第 N 层后, 显微组织为 α' 马氏体, 在 β 晶粒内形成 $\alpha'+\beta$ 篮状组织。沉积 $N+1$ 层后第 N 层热循环与上一层相似, 柱状 β 晶沿沉积方向生长。当沉积第 $N+2$ 层后第 N 层在 T_{M_s} 和 T_β 之间被再加热时, 部分 α' 马氏体发生 $\alpha' \rightarrow \alpha+\beta$ 分解。经历 3 层热循环后微观结构为 α' 马氏体, 并在柱状 β 晶粒内形成 $\alpha+\beta$ 篮状组织。热循环可总结如下:

(1) EBAM

第 N 层热循环:

$T_\beta < T < T_m$: 液相转变为 β 相;

$T_{M_s} < T \leq T_\beta$: 冷却速率 $> 410^\circ\text{C/s}$, 发生 $\beta \rightarrow \alpha'$;

$25^\circ\text{C/s} < \text{冷却速率} \leq 410^\circ\text{C/s}$, 发生 $\beta \rightarrow \alpha' \rightarrow \alpha'+\beta$;

第 $N+1$ 层热循环:

$T_\beta < T < T_m$: $\alpha'+\beta \rightarrow \beta$ 柱状晶;

$T_{M_s} < T \leq T_\beta$: $25^\circ\text{C/s} < \text{冷却速率} \leq 410^\circ\text{C/s}$, 发生 $\beta \rightarrow \alpha' \rightarrow \alpha'+\alpha+\beta$;

第 $N+2$ 层热循环:

$T_{M_s} < T \leq T_\beta$: $\alpha' \rightarrow \alpha+\alpha'+\beta$;

对于 C-EBAM 试样在沉积第 N 层后, 显微组织同样也为 α' 马氏体, 在 β 晶粒内形成 $\alpha'+\beta$ 篮状组织。在持续的热量输入下, 沉积 $N+1$ 层后第 N 层冷却速率的降低发生 $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ 转变。当沉积 $N+2$ 层后第 N 层中 α'

马氏体发生 $\alpha' \rightarrow \alpha+\beta$ 原位分解。最终经历 3 次热循环后形成 $\alpha+\beta$ 层状组织。热循环可总结如下:

(2) C-EBAM

第 N 层热循环:

$T_\beta < T < T_m$: 液相转变为 β 相;

$T_{M_s} < T \leq T_\beta$: $25^\circ\text{C/s} < \text{冷却速率} \leq 410^\circ\text{C/s}$, 发生 $\beta \rightarrow \alpha' \rightarrow \alpha'+\beta$;

第 $N+1$ 层热循环:

$T_\beta < T < T_m$: $\alpha'+\beta \rightarrow \beta$ 柱状晶;

$T_{M_s} < T \leq T_\beta$: $25^\circ\text{C/s} < \text{冷却速率} \leq 410^\circ\text{C/s}$, 发生 $\beta \rightarrow \alpha' \rightarrow \alpha+\alpha'+\beta$;

冷却速率 $\leq 25^\circ\text{C/s}$, $\beta \rightarrow \alpha+\beta$;

第 $N+2$ 层热循环:

$T_{M_s} < T \leq T_\beta$: $\alpha' \rightarrow \alpha+\beta$;

3.3 拉伸性能差异性与各向异性分析

TC11 作为一种 $\alpha+\beta$ 双相钛合金, 力学性能在很大程度上取决于其微观结构, 特别是 β 晶粒尺寸、 α 相形态和分布等。在本研究中, EBAM 试样强度高于 C-EBAM 试样, 延伸率低于 C-EBAM 试样。并且 TC11 沉积态结构具有各向异性的力学性能, 水平方向强度高而塑性低, 垂直方向强度低而塑性高。

对于两者拉伸性能的差异可解释如下: 在单道沉积中, 微观组织在柱状 β 晶结构中形成高位错密度的过饱和和细 α' 马氏体相。 α' 是从 β 相快速冷却后通过马氏体相变形成的密排六方结构 (hcp) 相。这种具有脆性马氏体 α' 相的各向异性微观结构会导致延展性、抗疲劳性和断裂韧性较差^[19-20]。多层沉积热循环能够诱导 α' 马氏体分解为细层状 $\alpha+\beta$ 结构。层状 $\alpha+\beta$ 微观结构具有高断裂韧性、蠕变强度和抗疲劳裂纹扩展能力^[21]。根据 3.2 节中分析, C-EBAM 试样冷却速率低于 EBAM 试样冷却速率, 且在一定层内能维持一定温度范围, 热输入和损失之间的平衡有利于形成层状 $\alpha+\beta$ 。导致 C-EBAM 试样中 α' 马氏体完全分解为层状 $\alpha+\beta$ 结构, 改善了力学性能。而 EBAM 试样中只有部分 α' 马氏体分解为 $\alpha+\beta$ 结构, 存在脆性 α' 马氏体和片状 $\alpha+\beta$ 的组成物。

进一步对两者拉伸性能各向异性进行分析, 根据微观组织特征, EBAM 试样拉伸性能各向异性可归因于粗柱状 β 晶粒, 强 α 织构和 Al 元素蒸发。对于织构特征, α 相织构较强, 并且 EBAM TC11 沉积态微观组织为沿 $\langle 001 \rangle_\beta$ 方向生长的柱状晶, 倾向于通过多层生长的 β 晶粒会降低沿沉积方向抗拉强度。并且柱状 β 晶界为晶界 α 和其他 α 形态提供了形核位点, 这些 α 形态将采用与 β 晶相同的取向关系, 在拉伸过程中晶界连续的 α 相几乎垂直于受力方向, 裂纹优先在 β 晶界中 α 相萌生和扩展^[22], 这些会影响垂直方向拉伸性

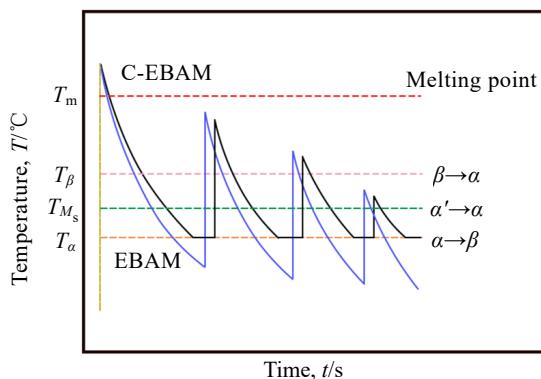


图 12 第 N 层至第 $N+3$ 多层沉积中第 N 层中一点热循环
Fig.12 Thermal cycle history at a point in the N -th layer of multi-layer deposition from the N -th layer to the $N+3$ layer

能。除此之外,由于铝元素蒸发,在 EBAM TC11 钛合金中观察到 Al 含量在 3.7%至 6.0% (质量分数)之间存在成分波动,沿沉积方向的铝含量低于水平方向铝元素含量。铝元素的蒸发会影响 β 相分解产生的脆性过饱和固溶体转变为 α 相。因此,铝元素成分的变化导致相的改变会影响力学性能各向异性。

而在 C-EBAM 试样中 β 基体内 α 相呈粗片状平行排列。由于平行的 α 板条具有相同的取向,位错可以在 α 板条内自由滑动,并且 α 板条间距较宽,导致试样沿沉积方向强度降低。而沉积方向塑性的提高可归因于双层微观结构和不连续的 α 相晶界。并且对于 C-EBAM,铝元素的微量损失可使 TC11 中固溶体原子间结合力增强,保证高强度的同时塑性无明显降低。

4 结 论

1) EBAM 试样中铝元素蒸发造成高的金属蒸汽反冲压力会极大地影响熔滴过渡的稳定性,必须通过增加送丝量与丝材加热范围达到增加熔滴临界半径的目的,以实现平稳熔滴过渡。而 C-EBAM 试样可在较低热输入与送丝情况下获得搭桥过渡模式,扩大了工艺参数适用范围,可提高成形过程稳定性。

2) EBAM 试样中定向散热形成了由粗 β 柱状晶、少量粗化的 α 板条以及针状 α' 相构成的网篮组织,Al 元素蒸发严重。C-EBAM 试样在加工的同时可在 β 相场中进行原位退火,具有比 EBAM 试样低的冷却速率,获得了 $\alpha+\beta$ 层状微观结构, β 基体内 α 相呈粗片状平行排列,Al 元素几乎无蒸发。

3) 显微硬度的变化主要受 β 相相变组织的强化作用影响,EBAM 与 C-EBAM 试样两者整体硬度范围在 3136~3724 MPa 之间,EBAM 试样整体硬度趋势相对高于 C-EBAM 试样。EBAM 试样抗拉强度高于 C-EBAM 试样,延伸率低于 C-EBAM 试样。两者沉积态的抗拉强度各向异性分别为 -3.17%, -1.74%, 延伸率各向异性分别为 33.33%, 4.76%。根据微观组织特征,EBAM 试样拉伸性能各向异性可归因于粗柱状 β 晶粒,强 α 织构和 Al 元素蒸发。C-EBAM 试样中沉积方向塑性的提高可归因于双层微观结构与不连续的 α 相晶界。

参考文献 References

- [1] Zhu Yanyan, Tian Xiangjun, Li Jia *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 616: 468
- [2] Wang Xinyu, Li Wenya, Ma Tiejun *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 46: 10
- [3] Zhang Jikui(张纪奎), Kong Xiangyi(孔祥艺), Ma Shaojun(马少俊) *et al.* *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学

- 报)[J], 2021, 42(10): 525430
- [4] Zhang Guodong(张国栋), Zhang Peng(张 鹏), Gao Jianshi(高健时) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2023, 59(4): 105
- [5] Hao Yunbo, Huang Yeling, Zhao Kai *et al.* *Optics and Laser Technology*[J], 2022, 150: 107983
- [6] Chen Yuanhang, Yang Chunli, Fan Chenglei *et al.* *Materials Letters*[J], 2020, 275: 128170
- [7] Jiao Zongge, Ma Chen, Fu Jun *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 745: 59
- [8] Wang Ningning(王宁宁), Han Dong(韩 冬), Wu Jun(吴 军) *et al.* *Aerospace Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2020(3): 24
- [9] Shi Yilei, Gong Shuili, Xu Haiying *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2023, 101: 386
- [10] Xu Haiyin, Wang Zhuang, Sang Xinghua *et al.* *Vacuum*[J], 2021, 58(2): 76
- [11] Liu Zheng, Qin Zuoxiang, Liu Fang *et al.* *Materials Characterization*[J], 2014, 97: 132
- [12] Gao Hongwei, Wang Jiawei, Yang Junwei *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2023, 867: 144728
- [13] Karadge M, Preuss M, Lovell C *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2007, 459: 182
- [14] Xu Haiying(许海鹰), Wang Zhuang(王 壮), Peng Yong(彭勇) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2022, 58(7): 276
- [15] Zhao Jian, Zhang Binggang, Li Xiaopeng *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 220: 243
- [16] Liu Jing, Wen Peng. *Materials & Design*[J], 2022, 215: 110505
- [17] Tan Xipeng, Kok Yihong, Toh WeiQuan *et al.* *Scientific Reports*[J], 2016, 6: 26039
- [18] Mosallanejad Mohammad Hossein, Niroumand Behzad, Ghi-baudo Cristian *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2022, 56: 102878
- [19] Chen Ming, Petegem Steven Van, Zou Zhiyi *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2022, 59: 103173
- [20] Shao Bo(邵 博), Zhang Lijun(张利军), Wu Tiandong(吴天栋) *et al.* *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40(3): 28
- [21] Alipour Saeid, Moridi Atieh, Liou Frank *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2022, 60: 103245
- [22] Kaushik Harish Chandra, Korayem Mahdi Habibnejad, Hadadzadeh Amir. *Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 860(6): 144294

Effect of Coaxial Beam Wire Source Mode on Microstructure and Mechanical Properties of TC11 Titanium Alloy Fabricated by Wire-Fed Electron Beam Additive Manufacturing

Wang Zhuang^{1,2}, Quan Yinzhu³, Shi Yilei^{1,2}, Sang Xinghua¹, Xu Haiying^{1,4}, Yang Guang¹, Yang Bo¹, Qi Bojin²

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

(2. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, China)

(3. Unit 93160 of the PLA, Beijing 100076, China)

(4. School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

Abstract: The presence of needle-like α' martensite within the coarse columnar β grains is the primary reason for the poor ductility of TC11 titanium alloys produced by wire-fed electron beam additive manufacturing (EBAM). To enable the engineering fabrication of high-strength and high-ductile TC11 titanium alloys, a novel coaxial beam wire-EBAM (C-EBAM) process was developed, which could enhance the interaction between the electron beam, wire, and substrate, thereby improving the thermal distribution within the melt pool. Comparison between EBAM and C-EBAM samples was conducted, in terms of microstructures, grain morphologies, and mechanical properties. The impact of wire transition states on process stability, martensitic transformation, and the anisotropy of tensile properties was explored. The results reveal that C-EBAM facilitates the formation of strong lamellar $\alpha+\beta$ microstructure with minimal evaporation of Al elements, which is achieved through slow cooling within the β phase field and in situ martensite decomposition. Compared with EBAM, the enhanced ductility by C-EBAM is attributed to the development of the bi-lamellar microstructure and discontinuous α grain boundaries.

Key words: wire-fed electron beam additive manufacturing; coaxial beam wire; TC11 titanium alloy; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Shi Yilei, Ph. D., School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, Tel: 0086-10-82339961, E-mail: yileishi@buaa.edu.cn