DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20230667

激光熔化沉积连接钛-铝异质合金工艺及组织 性能研究

尚晓峰1,孙 晨1,赵宇辉2,贺 晨2,赵吉宾2

(1. 沈阳航空航天大学 机电工程学院, 辽宁 沈阳 110136)(2. 中国科学院 沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘 要:为解决物性参数差异大的 TC4-7075 异质合金的连接难题,拓展高比强度钛-铝异质合金复合结构的应用范围。 选用 AlTiVNbSi 高熵合金为中间层材料,采用激光熔化沉积技术实现了 TC4 和 AA7075 异质合金的有效连接,采用 OM、 SEM、EBSD 对连接区的宏观形貌、显微组织、界面组织和成分分布进行观察分析,并对连接件的显微硬度和抗拉强度 进行检测。结果表明,连接接头与 TC4 钛合金侧界面结合良好,存在宽度约为 20 μm 的界面过渡区,靠近界面的 TC4 有集束魏氏组织产生,7075 侧界面存在宽度为 20 μm 的化合物区。基于高熵合金的以 AlTiVNbSi 为中间层材料,采用 激光熔化沉积技术可实现钛-铝异质合金的有效连接,连接接头硬度(HV)约为 6822.37 MPa,高于母材硬度,近钛侧 连接区硬度高于近铝侧连接区硬度,抗拉强度为 116 MPa。

关键词: 钛-铝异质合金; 激光熔化沉积; 显微组织; 力学性能 中图法分类号: TG456.7 文献标识码: A 文章编号: 1002-185X(2024)12-3493-10

钛合金具有强度高、耐腐蚀等优点,但其成本高, 焊接性和加工性能差。铝合金的密度小、导热性好。 钛/铝复合结构具有较高的比强度,且其经济效益高, 在航空航天、飞机、汽车等行业有着广泛的应用^[1-2]。 在飞机的机翼结构中7系铝合金应用较多,国内的 C919和 A380等飞机在研制过程中,使用了大量的 钛-铝复合结构^[2-4]。

钛铝异种合金的连接存在诸多难题,Ti、Al 合金的熔点、热膨胀系数、导热率等物性参数差异较大, 在焊接过程中会在界面处产生较大的焊接应力导致裂 纹等缺陷的产生,同时结晶条件容易遭到破坏并在焊 缝中产生严重粗化的晶粒,同时Ti、Al 之间的冶金相 容性差,连接区容易形成针状脆性金属间化合物,严 重影响接头的力学性能,因此通过传统焊接方法直接 对铝合金和钛合金进行连接,很难得到性能良好的接 头^[5-8]。因此,国内外研究学者通常采用非熔化方法的 钎焊^[9-10]、搅拌摩擦焊^[11-12]等传统焊接方法对钛-铝复 合结构进行连接,同时也无法完全抑制过渡区金属间 化合物的产生^[13]。激光熔化沉积技术(LMD)的优势 在于它可以在制造过程中灵活调配粉末的成分,实现 梯度材料、复合材料零件的快速制备,实现零件材料、 结构的功能/性能一体化成型^[14-16]。高熵合金相比于传 统合金在热力学、动力学和性能方面具有显著的区 别^[17-20],高熵合金的高熵效应和迟滞扩散效应能够促 进固溶体结构的形成,阻碍钛原子和铝原子的混合, 从而抑制 Ti-Al 脆性金属间化合物的形成^[21]。

Chang 等^[22]采用钎焊的方法,以 Al-8.4Si-20Cu-10Ge 为钎料对 TC4 和 AA6061 进行连接,接头抗拉 强度能够达到 51 MPa。Chen 等^[23]以 Al-12Si 为钎料, 加超声波作为辅助,对 TC4 和 1060 铝合金进行钎焊, 接头抗剪强度可以达到 78 MPa。国外 Kar 等^[24]对 Al-Ti 与 Nb 中间层的摩擦焊进行了详细表征,与基体 Al 相 比,焊缝表现出较差的抗拉强度为 66 MPa,但延展性 更高。Kenevisi 等^[25]在 7075 铝合金和 TC4 钛合金之 间加一层 Sn-4Ag-3.5Bi 箔片,加压保温,通过扩散焊 的方法对钛/铝异质合金进行连接,接头最大抗剪强度 为 100 MPa。

因此,本研究采用基于熔化方式的激光熔化沉积 技术,以高熵合金为中间层对 TC4 和 7075 进行激光

作者简介: 尚晓峰, 男, 1972 年生, 博士, 副教授, 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136, E-mail: 1009074102@qq.com

收稿日期: 2023-12-25

基金项目:国家重点研发计划(2022YFB4602203);辽宁省博士科研启动基金(2022-BS-026);内蒙古自治区重点研发和成果转化计 划项目(2023KJHZ0029)

增材连接,并对连接接头的显微组织和力学性能进行 分析,以期为将来具有大尺寸、复杂形状、高比强度 特征钛-铝异质合金复合结构的一体化制造提供一定 的工艺基础。

1 实 验

在 LMD 过程中,母材中的 Ti 和 Al 会向熔池中扩散,因此确定高熵合金的主要组成元素包含 Ti 和 Al, 熔池中的混合焓过小会容易产生金属间化合物,因此需充分考虑 Ti 和 Al 元素与高熵合金主要组成元素的二元 混合焓大小及相溶性规律^[26]。殷安楠^[27]采用 Nb 和 V 作 为焊丝材料对钛合金和铝合金进行激光搭接焊,减少了 接头处 Ti-Al 脆性金属间化合物的生成,Si 元素的加入 能够提高熔池中原子的流动性。因此,采用具有等摩尔 比的 AlTiVNbSi 高熵合金作为中间过渡层材料,其化学 成分如表 1 所示。

激光熔化沉积系统主要包括: KR60-HA 型号六轴 机器人,YSL-10000-KC 激光器,双筒送粉器,氩气 保护式光内送粉喷头和密封舱,如图1所示。 筛选粒径为 53~150 μm 的 Al、Ti、V、Nb、Si 高纯度(≥99.99%)粉末,按照等摩尔比例混合获得 AlTiVNbSi 高熵合金粉末,将高熵合金粉末放入球磨 机中进行充分混合,球料比为 2:1 (质量比),转速设 置为 240 r/min,时间为 2 h,将混合均匀的高熵合金 粉末放进真空干燥箱中加热至 150 ℃保温 3 h。连接 母材为 TC4 钛合金和 7075 铝合金,板材尺寸为 50 mm×50 mm×3 mm,其化学成分如表 2 和表 3 所示, 在 LMD 试验前将板材两面开 45°坡口,然后将其表面 打磨、清洗去除氧化膜,并放在真空干燥箱进行烘干 处理。为了避免钛合金和铝合金基板出现较大的变形, 将基板进行退火处理,温度设置为 240 ℃,保温时间 2 h^[28-29]。



 Table 1
 Chemical composition of AlTiVNbSi high-entropy

 allow (a/94)
 (a/94)

an	loy (10/ 70)			
Al	Ti	V	Nb	Si
10.90	19.40	20.70	37.60	11.40



图 1 实验设备示意图

Fig.1 Schematic diagram of the experimental equipment

异质合金连接示意图如图 2 所示,采用单道扫描 的方式进行连接,根据接头位置的成型质量,对工艺 参数进行不断优化,最终确定的工艺参数为:激光功 率 1500 W,扫描速度 10 mm/s,每道搭接率为 50%, 送粉速率 1.0 r/min,在此工艺下层高为 0.5 mm。本试 验为降低材料开裂的可能性,试验前将母材预热至 300 ℃,并在整个试验过程中保持温度不变,在连接 后进行缓冷处理。在上述工艺参数下,激光增材连接 得到的钛铝异质合金接头宏观形貌如图 3 所示,连接 接头外观成形良好。

在连接接头处取样(如图 2 中虚线方块所示), 金相试样尺寸为 20 mm×8 mm×3 mm,拉伸试样尺寸 为 20 mm×12 mm×3 mm,使用 400、800、1000、1500、2000、2500 目的金相砂纸对 2 个试样进行打磨,然后使用金刚石喷雾抛光剂对打磨后的试样进行抛光,然后将其清洗干净并用无水乙醇对其进一步清洗,用风筒吹干。检测前采用 Kroll 试剂(2.5 mL HNO3、1.5 mL HCl、1 mL HF、95 mL H₂O) 对近铝侧腐蚀 15 s,采用硝酸、氢氟酸和水的混合溶液(体积比为HNO3:HF:H₂O=5:5:90) 对近钛侧腐蚀 15 s,再用乙醇洗涤吹干。采用 Zeiss Vert.A1 型光学显微镜进行显微组织观察,对于更高倍数的微观组织观察采用 Zeiss-EVO 10 型扫描电子显微镜,同时使用该设备配套的能谱 EDS 分析仪对接头组织的元素相对含量、

表 2	TC4	钛合金化学成分
-----	-----	---------

Table 2Chemical composition of TC4 titanium alloy (ω /%)								
Fe	С	Ν	Н	0	Al	V	Ti	
≪0.30	≪0.10	≪0.05	≤0.02	≤0.20	5.50-6.80	3.50-4.50	Bal.	

Table 3 Chemical composition of 7075 aluminum alloy (ω /%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.40	0.50	1.20-2.00	0.30	2.10-2.90	0.18-0.28	5.10-6.10	0.20	Bal.



图 2 钛/铝异质合金的激光增材连接示意图

Fig.2 Schematic diagram of laser additive joining of titanium/ aluminum heteroalloy



图 3 激光增材连接钛/铝异质合金成形样貌图

Fig.3 Appearance view of laser additive junction titanium/ aluminum heteroalloy

种类、分布状态进行检测,采用X'Pert PRO MPD型 X射线衍射分析仪,分析接头的物相分析。采用 FM-310型显微硬度仪对接头进行显微硬度测试,载 荷为100 N,保压时间为15 s,取样间隔为0.7 mm。 使用万能试验机对拉伸试样进行拉伸性能检测,拉 伸速度设置为1 mm/min,拉伸试样的尺寸示意图如 图4所示,并对拉伸后的断口形貌进行观察分析。

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

图 5 为激光增材连接所用母材的显微组织。图 5a 为铝合金母材,其显微组织由等轴晶组成,没有明显



Fig.4 Schematic diagram of tensile sample size

气孔,组织细密。图 5b 为钛合金母材,其组织 形貌以β柱状晶为主,少部分柱状晶在激光熔化 沉积过程中出现中断现象,因此在样件中也有少 量的等轴晶出现^[30]。

图 6 为 AlTiVNbSi 高熵合金作为中间层材料连接 试样的截面显微组织。为了观察连接接头的整体形貌, 将 50 倍下的金相照片进行拼接处理,如图 6a 所示。 选取钛合金界面、铝合金界面和高熵合金内部 3 个位 置,观察其各自特征,从图 6a 中可以发现,TC4 和 AlTiVNbSi 连接界面成型良好,没有裂纹、气孔等明 显缺陷。在铝合金界面处,由于铝合金的熔点较低, 在沉积过程中熔化得较多,不断向中间高熵合金区域 流动,使得近铝侧的高熵合金体系的晶格结构被破坏。 由于 LMD 是一个快速熔化/凝固过程,加工过程中液 相 TC4 钛合金的冷却速度大于 410 ℃/s,因此靠近 TC4/AlTiVNbSi 界面处的 TC4 微观组织基本上为魏氏 组织,如图 6b 所示,晶界 α 相在初生 β 柱状晶晶界处开 始生长,在晶界处形成相互平行的针状马氏体α'并向 呈现集束状从晶界向晶内生长,这也被称为集束魏氏 组织,马氏体α'在晶内互相交织,形成网篮状魏氏组 织[30]。界面处的组织为具有生长方向的柱状晶,并且 柱状晶生长的方向垂直于钛合金界面,这是因为散热 的方向性导致晶粒沿着散热方向择优生长[31],在沉积 高熵合金过程中,沉积的高熵合金区域和钛合金界面 之间的温度梯度较大,散热的方向垂直于钛合金界面, 因此界面处的柱状晶沿着垂直钛合金界面的方向生 长, 钛合金和高熵合金之间具有清晰的界面。图 6c 为沉积的高熵合金区,等轴晶和柱状晶相互交错,组 织致密,在高熵合金区域发现有亮带产生,这是由于 在沉积过程中,采用单道打印方式,该道沉积的组织 边界会受到下一道熔池热输入的作用,形态发生变化, 因此有灰白色的明亮条带出现^[27]。从图 6d 中可以发现,



图 5 激光增材连接母材显微组织

Fig.5 Microstructures of base material used for laser additive connection: (a) 7075 aluminum alloy and (b) TC4 titanium alloy



图 6 高熵合金粉末连接试样的截面显微组织

Fig.6 Cross-section microstructures of high entropy alloy powder jointing specimens: (a) macroscopic microstructure of the joint;(b) jointing area of TC4 titanium alloy substrate; (c) high entropy alloy area; (d) jointing area of 7075 aluminum alloy substrate

在沉积过程中温度较高,7075 铝合金中有一部分 Al 元素和 Mg、Zn 元素由于沸点相对较低而容易被蒸发, 因此在接头处熔池没有能够完全被金属液体填满^[28], 从而有孔洞缺陷出现,在靠近铝合金界面处发现了有 未熔的金属粉末小球,从高熵合金向铝合金过渡,组 织从柱状枝晶转变为等轴晶,由于 LMD 过程中,温 度较高,使得靠近铝合金界面处的 7075 组织晶粒得到 细化。

图 7 为激光增材连接接头中 TC4 钛合金界面、 AlTiVNbSi高熵合金和 7075 铝合金界面的 SEM 照片。 图 7a 中铝合金侧呈现片状组织,而高熵合金一侧由等 轴晶和枝晶组成。图 7b 中产生了凸起的亮色柱状晶, 明显有 NbSi2 化合物相析出。由图 7c 可见,近钛侧存 在明显的界面熔合线,熔合线的附近存在形貌显著不 同的组织。

对图 7a 和图 7b 中标记的 1、2 位置进行 EDS 成 分分析,其结果见表 4。可以发现,7075 铝合金界面 附近的未熔金属粉末小球为 Nb,Nb 金属的熔点为 2468 ℃,属于难熔金属,因此有部分 Nb 未熔化,这 也导致高熵合金体系中 Nb 元素的比例降低。高熵合 金区域的主要元素为 Al、Ti、V、Nb 和 Si,Mg 元素 是 7075 铝合金熔化过程中扩散进入高熵合金区域, Al 和 Ti 的含量比例与原配置高熵合金中的含量比例 相似,而 V、Nb 和 Si 的含量比例相比于原配置高熵 合金中的含量比例有一定程度的降低。

对图 7a、7c 中画线位置进行 EDS 元素线扫描分 析,图 8、图 9 分别是 7075 铝合金界面和 TC4 钛合金 界面的 EDS 元素线扫描结果。从 7075 向 AlTiVNbSi 高熵合金过渡时,Al、Ti、V、Nb、Si 元素急剧跳跃 发生在 20 μm 的距离内,表明铝合金界面的厚度约为 20 μm,各元素含量波动较大,表明在铝合金界面处 铝合金和高熵合金熔化发生了元素的熔合,有金属间 化合物产生,在靠近铝合金界面的高熵合金区域 Al 的含量高于其他元素,这是由于 7075 铝合金的熔点 低,在激光熔化沉积过程中,7075 铝合金基板熔化得 较多,大量的 Al 元素扩散到铝合金界面以及近铝侧的 高熵合金区域。从 AlTiVNbSi向 TC4 高熵合金过渡时, Al、Ti、V、Nb、Si 元素的含量也有一个跳跃,这种 跳跃发生的距离在 20 µm 内,表明钛合金向高熵合金 过渡的界面厚度约为 20 µm,在 TC4 钛合金界面两侧, Ti 元素的含量逐渐上升,Al、Nb、Si 元素的含量逐渐 降低,而 V 元素的含量略有上升的趋势,TC4 中本身 含有 V 元素,且高熵合金中的 V 也会向 TC4 中扩散, 因此 TC4 侧的 V 含量略高于高熵合金。

为进一步理解连接接头处的显微组织以及 EDS 元素分布特征,分别在图 7a、7b、7c 画框位置进行 EDS 面扫描分析,其如图 10 所示。从图 10a 中可以很 明显地看出各主要元素在界面两侧含量的差异,在界 面的左侧,Al 元素占主导地位,确定材料为 7075 铝 合金,在界面的右侧,Al、Ti、V、Nb、Si 元素分布 均匀,确定材料为高熵合金,Ti、V、Nb、Si 元素向 7075 侧扩散较少,几乎都分布在界面右侧,即高熵合 金区域。图 10b 中在界面右侧的主要是 Ti 和 V 元素, 此区域为 TC4,界面左侧 Al、Ti、V、Nb、Si 元素分 布均匀,此区域为高熵合金。由图 10c 可知,高熵合 金区域亮色凸起的析出相是 Si 的化合物,而深灰色位 置 Al、Ti、V、Nb 元素均匀分布。

X射线衍射仪检测结果经由Jade软件分析如图11 所示,经检索后发现有金属间化合物存在的迹象,主

表 4 图 7a 和图 7b 中标记的连接接头区各点的 EDS 成分 分析

Table 4 EDS analysis results of marked points of the joint area in Fig.7a and Fig.7b (ω/%)

Point	Al	Ti	V	Nb	Si	Mg
1	0.32	0.14	0.10	99.38	0.06	-
2	21.69	38.30	9.65	22.23	7.56	0.58



图 7 高熵合金粉末激光增材连接区 SEM 照片

Fig.7 SEM images of high entropy alloy powder in laser additive connection areas: (a) 7075 aluminum alloy interface area; (b) high entropy alloy area; (c) TC4 titanium alloy interface area



要有 Al₈V₅、TiV 和 NbSi₂等金属间化合物, Al 峰出现 在 39.4°、44.7°、65.0°和 78.1°, 经检测没有发现 TiAl₃ 金属间化合物的产生,表明高熵合金中间层的存在, 降低了两侧溶解的 Ti、Al 元素的扩散速度,避免了 Ti、Al 在过渡层区域相遇从而抑制有害的 TiAl₃ 脆性 金属间化合物的形成。

2.2 显微硬度分析

图 12 为 AlTiVNbSi 高熵合金粉末为中间层材料 激光增材连接试样的显微硬度曲线。可以看出连接区 中部高熵合金区的显微硬度明显高于钛合金和铝合金 母材,平均硬度(HV)能达到 6822.37 MPa,这主要 是由于高熵合金内部容易形成简单的固溶体结构,高



图 10 激光增材连接区 EDS 元素面分布

Fig.10 EDS element mappings of the laser additive attachment region: (a) 7075/AlTiVNbSi interface, (b) TC4/AlTiVNbSi interface, and (c) high entropy alloy region



图 11 激光增材连接区的 XRD 图谱

Fig.11 XRD pattern of the laser additive connection region

熵合金由多种不同的主要元素组成,每种元素的 原子半径不同,占据的晶格具有随机性,因此高 熵合金具有固溶强化效应,使得合金的硬度较 高,钛合金/铝合金与高熵合金界面处的硬度也高 于两侧母材,平均硬度(HV)分别为3475.67 和 2235.48 MPa,这是由于在界面处有 Al₈Vs 和 TiV 脆性金属间化合物的产生,此外铝合金母材和钛 合金母材的硬度与锻造铝合金和钛合金相比有 一定程度的升高,这是由于 LMD 过程中温度高, 冷却速度快,使得母材的组织更加细密,产生了 显著的细晶强化效应,从而硬度有所提高。

2.3 室温拉伸性能分析

对激光增材连接拉伸试样进行室温拉伸性能检测,拉伸试样的应力-应变曲线如图 13 所示,连接件的抗拉强度为 116 MPa,发生脆性断裂。试样断裂后的形貌如图 14 所示,连接件的断裂位置出现在接头处,接头位置的抗拉强度比基板的抗拉强度低很多,这是由于连接区产生了复杂的脆性金属间化合物,使得连接区的脆性增加。图 15 为拉伸试样断口形貌。由图 15a 断口微观形貌可以看出,断口处存在明显的撕裂











棱,在拉伸过程中,各个位置出现了小裂纹,随着不断 拉伸,细小的裂纹逐渐增大,最终将剩余的连接部分撕 裂,因此形成了撕裂棱。由图 15b 可知,属于沿晶断裂, 一般来说,金属间化合物具有较低的延伸性,因此,脆 性断裂的出现与金属间相组成的颗粒和薄片有关。



图 14 激光增材连接拉伸试样照片

Fig.14 Photo of laser extension connection tensile samples





Fig.15 Fracture morphologies of tensile samples: (a) tearing ridge and (b) particles and sheets composed of the intermetallic phases

3 讨论

如图 16 所示,对 TC4 钛合金和 7075 铝合金直接 进行激光增材连接,Ti-Al 界面处由于 Ti 原子和 Al 原 子相遇,生成了大量的脆性金属间化合物(TiAl₃), 从而导致在界面处发生断裂现象,有学者以单质 Cu 作为中间层进行 TC4 和 7075 的连接,但这种方式只 是在一定程度上减少了钛-铝金属间化合物的生成,而 不能够完全避免其产生,本研究以 AlTiVNbSi 高熵合 金作为中间层,避免了钛-铝金属间化合物的生成,在 靠近钛侧界面有 TiV 产生,在靠近铝侧界面有 Al₈Vs 产生。

如图 17 所示,在激光熔化沉积过程中,母材不断 发生熔化,Ti原子和Al原子不断向熔池中扩散,直 接对钛合金和铝合金进行连接,Ti和Al原子相遇就 会形成钛-铝金属间化合物,高熵合金具有迟滞扩散效 应,能够降低Ti和Al原子向熔池中扩散的速度,从 而达到没有钛-铝金属间化合物产生的目的。



图 16 TC4 钛合金与 7075 铝合金连接示意图

Fig.16 Schematic diagrams of the connection of TC4 titanium alloy and 7075 aluminum alloy: (a) connect directly;(b) Cu as an intermediate layer; (c) AlTiVNbSi as an intermediate layer



图 17 Ti 原子与 Al 原子扩散示意图

Fig.17 Schematic diagrams of diffusion of Ti and Al atoms:(a) connect directly and (b) AlTiVNbSi as an intermediate layer

4 结论

1)以 AlTiVNbSi 为中间层材料,采用激光熔化 沉积技术可实现钛/铝异质合金的连接,TC4 钛合金界 面成型良好,没有裂纹、气孔等明显缺陷,7075 铝合 金界面处没有 TiAl3 脆性金属间化合物生成。

2)靠近钛合金界面处发现网篮状魏氏组织,TC4 钛合金界面处存在宽度约为20μm的化合物区,高熵 合金区等轴晶和柱状晶相互交错,组织致密,在高熵 合金区域发现有亮带产生,7075铝合金界面的宽度约 为20μm,接头位置的化学成分符合形成高熵合金的 主元元素含量要求(5%~35%,原子分数)。

3)采用 AlTiVNbSi 高熵合金粉末连接的钛/铝接 头的强度为 116 MPa,远低于钛合金和铝合金母材的 强度,断裂位置发生在接头高熵合金处,断裂机制为 脆性断裂,接头区的硬度(HV)约为 6822.37 MPa, 远高于 2 种母材的硬度,近钛侧连接区硬度高于近铝 侧连接区硬度。

参考文献 References

- [1] Song Kuijing(宋奎晶), Ji Yukai(季雨凯), Wei Yong(韦勇) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52 (10): 3462
- [2] Wu Yilei(吴一雷), Li Yongwei(李永伟), Qiang Jun(强 俊) et al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)[J], 1994, 14(1): 49
- [3] Zhang X S, Chen Y J, Hu J L. Progress in Aerospace Sciences[J], 2018, 97: 22
- [4] Zhuang Min(庄 敏). Jetliner(大飞机)[J], 2017(8): 34
- [5] Li Yan(李 岩), Liu Qi(刘 琪), Li Jucai(李聚才) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52 (6): 2018
- [6] Liu Yanjia(刘彦甲), Meng Yanzheng(孟彦争). Hot Working Technology(热加工工艺) [J], 2021, 50(17): 3179
- [7] Tomashchuk I, Sallamand P, Measson A et al. Journal of Materials Processing Technology[J], 2016, 245: 24
- [8] Leo P, D'Ostuni S, Casalino G. Optics and Laser Technology[J], 2018, 100: 109
- [9] Wang Wei(王 伟). Laser MIG Composite Fusion Brazing Process and Interface Control For Titanium Aluminum Dissimilar Alloy Joints(钛-铝异种合金接头激光-MIG 复合 熔钎焊工艺及界面调控)[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2019
- [10] Ma Zhipeng(马志鹏), Yu Xinlong(于心泷), Meng Qingwu(孟庆武). The Chinese Journal of Nonferrous

Metals(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(11): 3067

- [11] Zhao H Y, Yu M R, Jiang Z H et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 789(15): 139
- [12] Zhang Zhe(张 哲), Zhang Liguo(张利国), Xiao Zenghua(肖 增华) et al. Hot Working Technology(热加工工艺)[J], 2018, 47(17): 190
- [13] Yu Deshui(于得水), Zhang Yan(张 岩), Zhou Jianping(周建平) et al. Welding & Joining(焊接)[J], 2020(11): 37
- [14] Gu D D, Du L, Dai D H et al. Applied Physics A[J], 2019, 125(7): 1
- [15] Duan H P, Liu X, Ran X Z et al. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials[J], 2017, 24(9): 1027
- [16] Zou Chunyu(邹纯昱). Study on Laser Melting Deposition Characteristics of TA15/Ti2AlNb Gradient Material (TA15/Ti2AlNb 梯度材料激光熔化沉积特性研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021
- [17] Zhang H, Yang Y X, Liu L et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials[J], 2019, 478(15): 116
- [18] Motallebzadeh A, Peighambardoust N S, Sheikh S et al. Intermetallics[J], 2019, 113: 106572
- [19] Ceng Cong(曾聪), He Wen(何文), Liang Bingliang(梁炳亮) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料 与工程)[J], 2021, 50(11): 4031
- [20] Li Yanzhou(李彦洲). Research on Laser Deposition of AlCrFeCoNiCu High Entropy Alloy Coating on Aluminum Alloy Surface(铝合金表面激光沉积 AlCrFeCoNiCu 系高熵 合金涂层研究)[D]. Changchun: Changchun University of Science and Technology, 2020

[21] Gu X Y, Zhang L H. Materials Letters[J], 2022, 312: 131562

- [22] Chang S Y, Tsao L C, Lei Y H et al. Journal of Materials Processing Technology[J], 2012, 212(1): 8
- [23] Chen X G, Yan J C, Ren S C et al. Materials Letters[J], 2013, 95: 197
- [24] Kar A, Choudhury S K, Suwas S et al. Materials Characterization[J], 2018, 145: 402
- [25] Kenevisi M S, Khoie S M M, Alaei M. Mechanics of Materials[J], 2013, 64: 69
- [26] Liu Zhe(刘 喆), Wang Weixiong(王伟雄), He Qiongyao(贺琼瑶) et al. Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)[J], 2022, 14(8): 118
- [27] Yin Annan(殷安楠). Laser Lap Welding of Titanium Aluminum Dissimilar Metal Based on Niobium Microalloying(基于铌微合金化的钛/铝异种金属激光搭接焊工 艺研究)[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2020
- [28] Yang Guang(杨 光), Zou Wenbei(邹文北), Wang Chao(王超) et al. Chinese Journal of Lasers(中国激光)[J], 2022, 49(22): 129
- [29] Rosenthal I, Shneck R, Stern A. Materials Science & Engineering A[J], 2018, 729: 310
- [30] Chen Cheng(陈 成). Research on Selective Laser Melting Connection of TC4 Titanium Alloy and 316L Stainless Steel Heterogeneous Materials(TC4 钛合金与 316L 不锈钢异质材 料选区激光熔化连接研究)[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2017
- [31] Yu Liying(于丽莹), Wang Chen(王 晨), Zhu Lilong(朱礼龙) et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)[J], 2024, 50(1): 220

Process, Microstructure and Properties of Titanium-Aluminum Heteroalloy Connected by Laser Melting Deposition

Shang Xiaofeng¹, Sun Chen¹, Zhao Yuhui², He Chen², Zhao Jibin²

(1. School of Mechanical and Electrical Engineeing, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: To overcome the difficulty in connecting TC4-7075 heteroalloy with large differences in physical parameters, and to expand the application range of high specific strength titanium-aluminum heteroalloy composite structure, AlTiVNbSi high-entropy alloy was selected as the intermediate layer material, and the effective connection of TC4 and AA7075 heteroalloys was realized by laser melting deposition technology, and the macromorphology, microstructure, component distribution and interface characteristics of the junction area were characterized by OM, SEM, EBSD, microhardness and tensile experiment. The results show that the connection joint is well combined with the TC4 titanium alloy side interface, and there is an interface transition zone with a width of about 20 μ m. Weisler tissue is bundled on TC4 near the interface, and a compound area with a width of 20 μ m exists at the 7075 side interface. Based on AlTiVNbSi as the intermediate layer material of high-entropy alloy, laser melting deposition technology can realize the effective connection of titanium-aluminum heteroalloy, the hardness (HV) of the joint is about 6822.37 MPa, which is higher than that of the base metal, the hardness of the connecting zone on the near titanium side is higher than that of the connecting zone on the aluminum side, and the tensile strength is 116 MPa.

Key words: titanium-aluminum heterogeneous alloy; laser melt deposition; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Zhao Yuhui, Ph. D., Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23972361, E-mail: yhzhao@sia.cn