

Ti-6Al-4V 丝材电弧增材制造钛合金的组织与性能

张飞奇^{1,2}, 陈文革¹, 田美娇¹

(1. 西安理工大学, 陕西 西安 710048)

(2. 咸阳天成钛业有限公司, 陕西 咸阳 712046)

摘 要: 以 Ti-6Al-4V 丝材为原料, 电弧为热源将钛合金丝材进行熔融, 逐层堆积, 用快速增材制造技术制备钛合金, 并对合金的凝固过程、组织形貌和力学性能进行分析。结果表明, 在丝材电弧增材制造过程中, 开始堆积的 1~2 层为柱状晶, 随后的堆积层则以等轴晶的方式生长。而且电弧的高热量输出, 使得每个堆积区-熔合区-堆积区得到了有效的冶金结合, 没有明显的界面和钛马氏体, 各区域的显微组织均为稳定的 $\alpha+\beta$ 片层组织以及接近的显微硬度值。与铸态 Ti-6Al-4V 合金相比, 电弧增材制造的钛合金不仅初始 β 晶粒细小, 而且 $\alpha+\beta$ 片层间距也较小, 其抗拉强度相比铸态提高 3.6%, 延伸率提高 37%, 拉伸断口为韧窝状的韧性断裂, 与铸态合金存在一定撕裂棱的准解理断口形貌差异明显。

关键词: 增材制造; Ti-6Al-4V 合金; 丝材; 组织形貌; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)06-1890-06

钛及钛合金因比强度高、耐腐蚀性良好以及生物相容性好等优良特点, 被广泛应用于航空航天、化工及生物医学等领域。但由于钛的易氧化、熔点高、价格高、对缺口敏感等问题使得其深加工受到种种限制, 而增材制造(additive manufacturing, AM), 即 3D 打印技术, 则是一种很好的选择, 不仅能大幅度提高钛合金材料的利用率, 并且可实现复杂结构零件的制造^[1]。

目前, 对于钛合金增材制造的关注焦点为原材料和热源的选择。原材料主要有球形粉体和线丝材, 当前采用球形粉体作为增材制造的原材料较为成熟^[2], 如张讯等^[3]采用球形钛粉为原料, 制备了民用飞机结构件中的相交筋板结构; R. Wauthle 等^[4]以球形钛粉为原料, 制造出钛及钛合金的多孔人体植入物。然而增材制造所用球形钛粉一般要求纯净度高、球形度好、粒径分布窄, 制造控制难度大, 再者, 粉体极高的表面能使其含氧量高, 导致增材制造的零件氧含量提高, 从而使得零件的塑、韧性变差。为了替代昂贵的球形钛粉以及控制因球形钛粉带来的氧含量升高, 研究人员尝试用丝材作为增材制造原料。Erhard Brandl 等^[5]采用 Ti-6Al-4V 丝材作为原材料, 进行大部件的快速增材制造, 有效控制氧含量增加; Qun Tang 等^[6]使用钛合金丝材进行电子束自由成形(electron beam free form fabrication, EBF3)增材制造, 可以用于外太空结构较简单及低成本零件快速制备。热源形式的选择,

目前有激光、电子束及电弧。L. C. Zhang 等^[7]利用选区激光快速熔化技术, 制备出 Ti-24Nb-4Zr-8Sn 的医用钛合金髌臼, 其表面复杂的微结构有助于与人体骨骼相容; 李闯等^[8]使用选区激光增材技术制备出具有高密度及复杂结构的 TiC_x/Ti 纳米金属陶瓷复合材料。汤慧萍等^[9]采用电子束选区熔化技术制备出航天发动机主动冷却喷管, 不仅为曲面结构, 且管壁周围均布有 70 个直径为 1 mm 贯通的小孔。激光和电子束这 2 种热源热量输出较小, 只是非常小的局部熔化(选区熔化)再快速凝固, 使它们的应用受限于小尺寸的构件上。而对于大型、高速、低成本成形构件则需要能量更高的热源, 为此高能量的电弧作为热源引起了人们的关注。金属丝材电弧增材制造(wire+arc additive manufactured, WAAM)具有能量高、扫描速度快及熔池体积较大的特点, 它的应用目标为大尺寸、低成本及高效快速成形的构件, 已经成功应用于钢材、铝合金以及镍基材料等。Abe Takeyuki 等^[10]采用电弧丝材增材制造, 制备出 YS308L 与 Ni6082 铁-镍双合金蜂窝煤状的复合材料; Chen Shen 等^[11]使用电弧丝材增材技术制备了 Fe-Al 金属间化合物材料, 相比于传统粉末烧结具有更高屈服强度和相近的塑性。可见, 在已往的研究中, 利用钛合金丝材进行电弧增材制造, 以及对凝固过程相变规律的研究涉及较少, 本实验以电弧为能源, 在氩气保护下, 实现 Ti-6Al-4V 钛合金

收稿日期: 2017-06-29

基金项目: 西安市科技支撑项目(CXY1342(2))

作者简介: 张飞奇, 男, 1986 年生, 硕士生, 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048, 电话: 029-82312383, E-mail: hutom@126.com

丝材电弧增材制造, 研究电弧增材制造工艺及对两相钛合金组织和性能的影响。

1 实 验

实验材料为 $\Phi 2\text{ mm}$ 的 Ti-6Al-4V 合金拉拔丝材, 其室温拉伸性能如表 1 所示。电弧增材成型在自组装的高真空电弧熔炼设备上进行。首先, 将丝材用乙醇清洗、烘干, 去除表面油污水分, 固定在真空炉内自动送丝工作钳上。关闭炉盖, 预抽真空到 $2.7\times 10^{-3}\text{ Pa}$, 再充氩气到 0.05 MPa 。衬底选用水冷铜基板, 因其温度可以保持在冷态, 避免熔融的钛合金与基体发生焊连。其次, 调整阴/阳极之间的电压和电流引燃电弧, 等弧光稳定后, 使钨极与铜基板的距离保持约 15 mm , 然后通过机械手将钛合金丝以约 30° 角度放置电弧下方, 并使钛丝随钨极一同在水平面(XY 方向)上做“S”型路径堆积。第 1 层堆积完毕, 钨极与钛丝同步沿垂直方向(Z 轴)上升 4 mm , 沿着原路径反方向继续堆积第 2 层, 如此反复。电弧熔炼增材制造过程如图 1 所示。增材过程中所用工艺参数见表 2。

利用 OLYMPUS-GX71 型倒置金相显微镜对丝材电弧增材制造合金进行显微组织观察, 腐蚀溶液为

表 1 Ti-6Al-4V 丝材的室温拉伸性能
Table 1 Tensile properties of Ti-6Al-4V alloy wire at room temperature

Ultimate strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
897	835	9.5

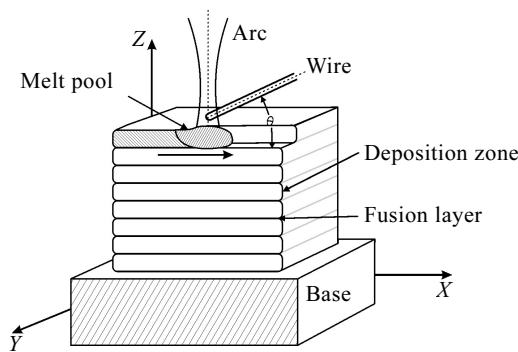


图 1 Ti-6Al-4V 丝材电弧增材制造过程示意图
Fig.1 Schematic illustration of wire+arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy

表 2 Ti-6Al-4V 丝材电弧增材制造工艺参数
Table 2 Process parameter sets for wire+arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy

Current/ A	Arc voltage/ V	Wire-feed speed/ $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$	Feeding angle/ $(^\circ)$
150	15	300	15~30

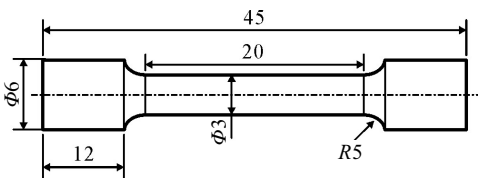


图 2 拉伸试样几何尺寸
Fig.2 Geometric dimension of tensile sample

$\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=2:4:94$; 采用 OLYMPUS M3 金相专业软件对 α 相板条宽度进行测量分析; 在 HT-2402 型拉伸试验机上对增材制造及铸态的 Ti-6Al-4V 合金进行室温拉伸试验, 拉伸试样规格如图 2 所示; 采用 JSM-6700E 扫描电子显微镜进行断口形貌观察; 采用 TUKON 2100 型维氏显微硬度测量仪进行显微硬度测量, 测量载荷选用 0.49 N , 保压时间为 30 s 。

2 结果与讨论

2.1 宏观生长方式

图 3 是以钛合金丝材为原料用电弧增材制造的钛

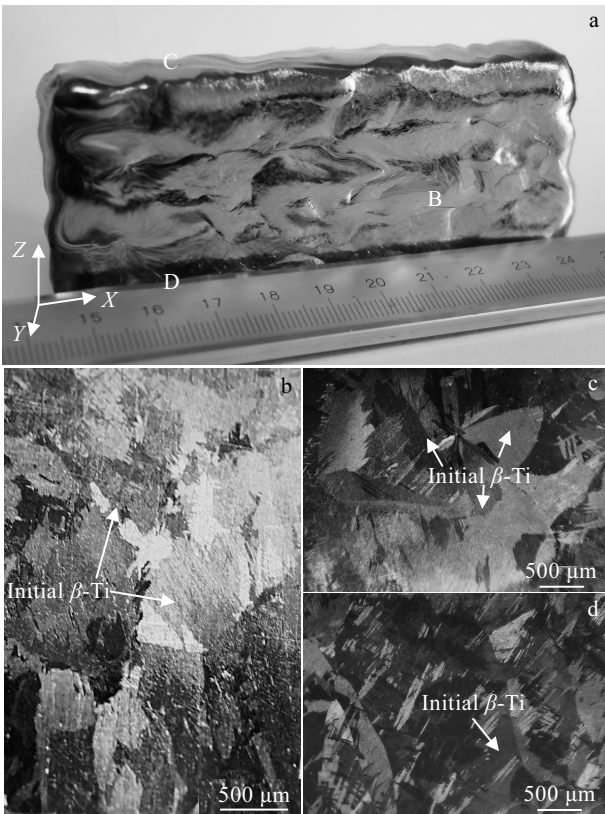


图 3 Ti-6Al-4V 丝材电弧增材制造的钛合金宏/微观照片
Fig.3 Macrostructure (a) and microstructures (b~d) of wire+arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy: (b) side, (c) top, and (d) bottom

合金的宏/微观照片。图 3a 是电弧增材制造试样宏观照片,沿 Z 轴方向向上连续堆积成型。图 3b、3c、3d 分别是样品以 Z 轴方向为基准的侧面(B)、顶层(C)、底层(D)各部位低倍金相组织,可以看出钛合金初始 β 晶的表面分布情况。侧面显示,初始 β 晶主要以柱状晶生长,底部晶粒尺寸细小而杂乱。顶层晶粒尺寸较大。这是因为底部具有较大的过冷度,冷基板可作为异质形核表面,因而在基板首层将大量形核,且各个取向晶体都可以得到快速生长,邻近生长晶粒彼此接触不再继续生长,形成细晶层;继续向 Z 轴正方向堆积,电弧不断输入热量,钛合金低的热传导率使得堆积熔池可以保持到一个较高的温度,获得一个较慢的凝固速率,从而上部有利于大尺寸晶粒生长。

2.2 显微组织

分别对沿 Z 轴方向不同区域进行显微组织观察。图 4a 是熔合区(每个堆积层之间的结合区域)的显微组织,图 4b 是每层堆积区域的显微组织。两者都形成稳定的 $\alpha+\beta$ 片层组织,且室温组织没有发现钛马氏体。一方面说明了电弧增材制造使得每个堆积区域与熔合区得到了有效的冶金结合,另一方面电弧丝材增材制造可有效消除像激光选区熔化(laser engineered net shaping, LENS)快冷形成的钛马氏体^[12,13]。图 5 所示为使用粉体进行 LENS 增材制造制备的 Ti-6Al-4V 合金^[14]。可以看出含有大量的 α' 钛马氏体。产生以上结果的原因在于在高能量的电弧作用下,钛合金丝瞬间熔化成液

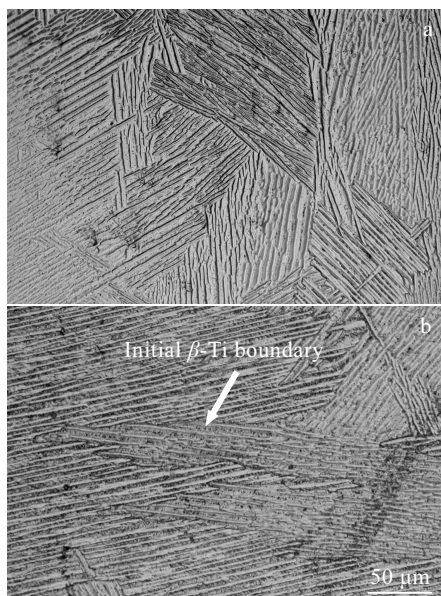


图 4 Ti-6Al-4V 丝材增材制造的钛合金的熔合区与堆积区的显微组织

Fig.4 Microstructure of wire+arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy: (a) fusion zone and (b) deposition zone

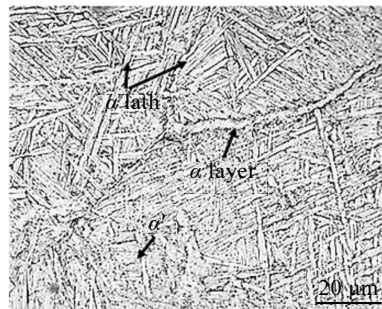


图 5 Ti-6Al-4V 粉体的 LENS 材料显微组织

Fig.5 Microstructure of LENS material with Ti-6Al-4V powder^[14]

滴,在第 2 层的堆积过程中,首层已经凝固成型的部分再次熔化,并与钛合金丝所提供的小液滴有效融合成一个大的熔池;同时电弧所产生的能量很高,热循环影响区域较广,消除了首次快速冷却产生的亚稳态马氏体组织,从而转变为稳态的 $\alpha+\beta$ 片层组织。其增材过程液固组织转变及热循环影响区域示意图如图 6 所示。

图 7 为铸态 Ti-6Al-4V 合金的显微组织。电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金(见图 4b)相比于铸态 Ti-6Al-4V 合金组织初始 β 晶粒更加细小;且 $\alpha+\beta$ 片层集束组织间距相对较小,铸态 Ti-6Al-4V 合金的 α 板条宽度为 2.2~4.9 μm ,电弧增材制造得到的 α 板条宽度为 1.6~2.6 μm 。这是由于增材制造相比于铸态有快速成型和快速冷却凝固的特点,可使得初始 β 形核数量更多,获得更加细小晶粒组织;随着温度降低到钛合金的 β/α 相变点时,发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变,扩散,而 V 原子从 α 相向 β 相扩散,从而形成 α 相晶核。电弧增材制造冷却速率快,在钛合金的 β/α 相变点保温时间极短,限制溶质元素的迁移扩散,从而初始 β 界面上 α 相形核较多,最终获得 $\alpha+\beta$ 片层集束组织间距相对较小。

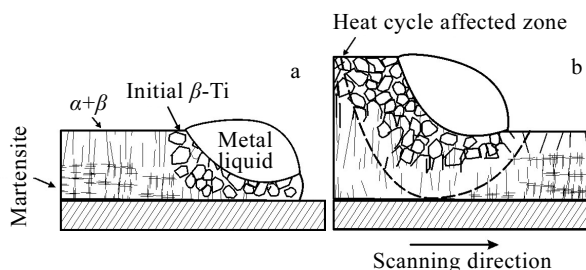


图 6 电弧增材制备 Ti-6Al-4V 合金过程中组织转变示意图

Fig.6 Schematic illustration of the grain transformation in wire+arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy: (a) martensite formation and (b) grain transformation by heat cycle affected zone

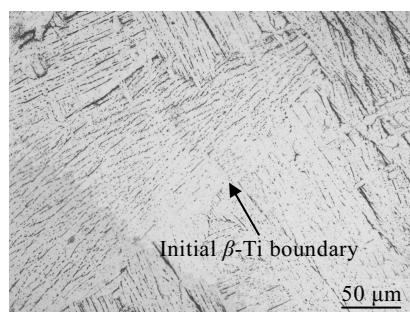


图7 铸态 Ti-6Al-4V 合金的显微组织

Fig.7 Microstructure of as-cast Ti-6Al-4V alloy

2.3 显微硬度分布

图8是对丝材电弧增材制造的 Ti-6Al-4V 合金显微硬度测量的结果。2条硬度曲线分别表示沿Z方向与X方向所测硬度的分布状况。结果显示,硬度分布在3.22~3.95 GPa之间,显微硬度变化波动较不明显。其原因在于电弧增材制造的高能量加热,一方面当热源再次扫过合金面,会将熔滴与合金面一起熔化,形成新的熔池,进行有效的冶金结合,排出微小气孔等缺陷;另一方面电弧的高热循环影响(如图6b),钛合金凝固过程中的元素得以有效扩散,促使局部快冷区域产生的不均匀组织得到有效转变,最终材料的成分、组织及性能具有良好的重复再现性,这与图4显微组织的分析结果一致。

2.4 力学性能

对丝材电弧增材制造与铸态的 Ti-6Al-4V 合金进行室温拉伸试验,得到的拉伸曲线如图9所示。由图可以看出,在初始拉伸阶段,2条应力-应变曲线均呈线性关系变化,这是典型的弹性变形特征。当载荷增加到800 MPa时,材料开始发生塑性变形,在最大应力值900 MPa左右经过一段均匀塑性变形后断裂。由

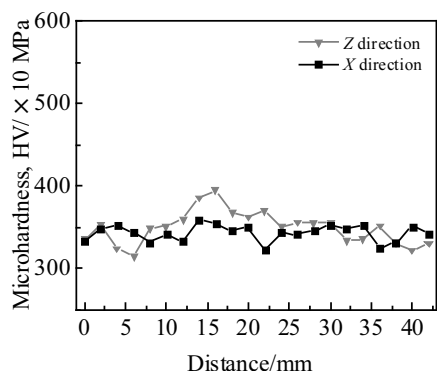


图8 电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金的显微硬度

Fig.8 Microhardness of wire+arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy

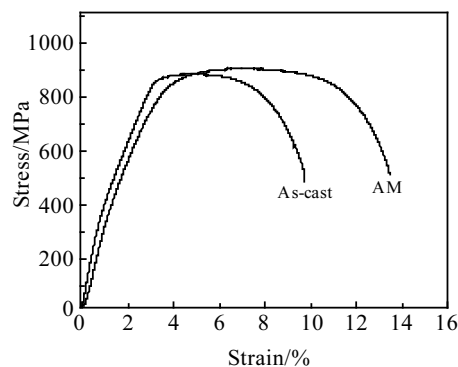


图9 增材制造和铸态的 Ti-6Al-4V 合金的室温拉伸应力-应变曲线

Fig.9 Stress-strain curves of wire+arc additive manufactured and as-cast Ti-6Al-4V alloy at room temperature

图可以算出,增材制造的合金表现出更高的抗拉强度和延伸率,其值为911 MPa和13.4%,而铸造合金的抗拉强度为879 MPa,延伸率为9.8%,增材制造比铸态分别提高3.6%和37%,表明电弧增材制造的 Ti-6Al-4V 比铸态的 Ti-6Al-4V 具有更好的强/塑性。这是因为电弧增材制造过程中,快速冷却方式得到的初始 β 晶粒及 $\alpha+\beta$ 片层间距较小,在拉伸试验中,材料进行塑性变形,大量位错进行滑移,初始 β 晶界与 α/β 晶界对位错滑移起到阻碍作用,晶(相)界越多,位错滑移阻力越大,从而使得合金强度升高;同时,晶粒中平均塞积位错较少,应力集中引起开裂机会也较少,在合金断裂前可以承受较大变形,表现出更好的塑性。

表3为不同增材方式得到的 Ti-6Al-4V 合金的室温性能。可以看出,电弧丝材增材制造相对于用粉体的电子束选区熔化(electron beam melting, EBM)与 LENS 制造得到的材料,抗拉强度依次升高,塑性依次降低,且电弧丝材增材制造与 EBM 方法得到的材料性能较接近。这主要是因为更大功率的能量可消除马氏体,同时采用丝材比粉体作为原材料得到的材料含氧量更低,以及更少的缺陷。

图10为铸态和丝材电弧增材制造的 Ti-6Al-4V 合金拉伸断口形貌。图10a、10c为铸态 Ti-6Al-4V 合金

表3 不同增材方式制造得到的 Ti-6Al-4V 合金的室温力学性能比较

Table 3 Room temperature tensile properties of AM Ti-6Al-4V alloy with different processing technology

Manufacturing method	Ultimate strength/MPa	Elongation/%
WAAM	911	13.4
EBM ^[15]	984	11
LENS ^[16]	1038	3.8

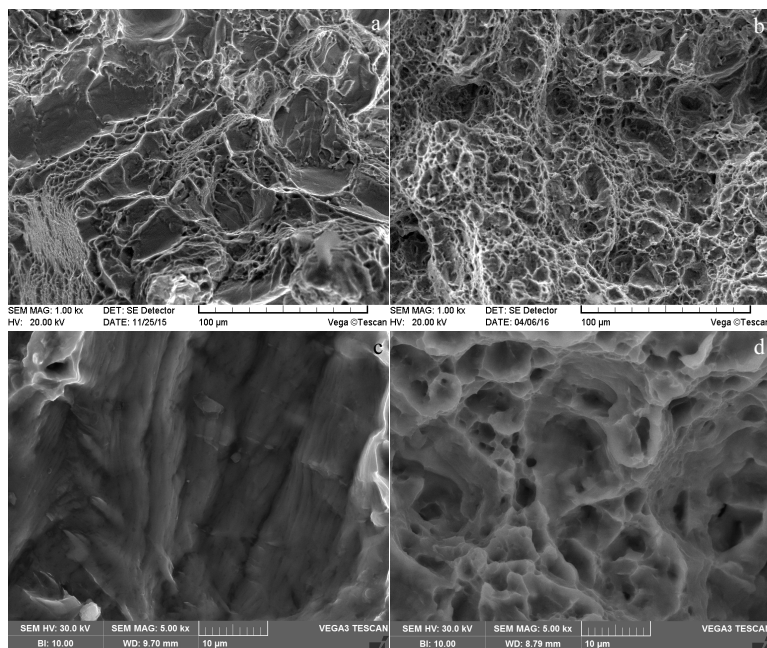


图 10 铸态和增材制造的 Ti-6Al-4V 合金的拉伸断口形貌

Fig.10 Fractographs of as-cast Ti-6Al-4V alloy (a, c) and wire+arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy (b, d)

拉伸断口形貌。可以看出,有撕裂棱及韧窝共同存在,属于准解理断裂断口形貌。图 10b、10d 为电弧增材制造的 Ti-6Al-4V 合金拉伸断口形貌。呈现更细小的韧窝,为典型韧性断裂断口形貌。对于 Ti-6Al-4V 合金的片层组织拉伸断口形貌形成有两个原因,一是裂纹沿着初始 β 晶界扩展,形成大的撕裂棱;二是裂纹沿着初始 β 晶内的 $\alpha+\beta$ 片层集束扩展,往往裂纹沿着 α/β 相界面进行扩展,当裂纹扩展遇到下一个不同位向的集束,就需要改变方向,使得扩展路径变曲折,产生韧窝。铸态合金由于缓慢的冷却过程会形成较大初始 β 晶,在拉伸断裂时,裂纹随着大的晶界扩展,最终断口形貌会存在一定量沿晶界的撕裂棱;而增材制造合金由于快冷凝固,初始 β 晶非常小,裂纹很容易由晶界扩展到晶内的片层集束中,使裂纹沿晶界扩展比例急剧减少,几乎全部转变为韧窝,加上增材制造快速冷却使得 $\alpha+\beta$ 片层间距更细小,从而产生更细小的韧窝。表明了增材制造的 Ti-6Al-4V 合金相比于铸态 Ti-6Al-4V 合金具有更好的强/塑性,这与室温拉伸性能试验的结果相一致。

3 结 论

1) 以 Ti-6Al-4V 合金丝材为原料,采用电弧为热源,可实现钛合金丝材电弧增材制造,得到堆积底部为柱状晶、顶部为等轴晶的生长方式。在每个堆积区-熔合区-堆积区之间得到了有效的冶金结合,没有钛马

氏体相的出现,各区域的显微组织均为稳定的 $\alpha+\beta$ 片层组织,各区域显微硬度接近。

2) 电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金的室温力学性能与铸态 Ti-6Al-4V 合金相比较,强度和塑性均有所提高:抗拉强度和延伸率分别提高 3.6%和 37%;铸态合金的拉伸断口形貌为准解理断裂形貌,丝材电弧增材制造合金的拉伸断口形貌为韧性断裂形貌。

参考文献 References

- [1] Zhang Jianbin(张建斌),Yu Dongmei(余冬梅). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(1): 247
- [2] Sun Pei, Fang Z Zak, Xia Yang *et al. Powder Technology*[J], 2016, 301(11): 331
- [3] Zhang Xun(张 讯), Tan Hua(谭 华), Qian Yuanhong(钱远宏). *Applied Laser*(应用激光)[J], 2014, 34(1): 28
- [4] Wauthle R, Ahmadi S M, Yavari S A *et al. Materials Science & Engineering C*[J], 2015, 54: 94
- [5] Brandl Erhard, Palm Frank, Michailov Vesselin *et al. Materials and Design*[J], 2011, 32(10): 4665
- [6] Tang Qun, Pang Shengyong, Chen Binbin *et al. International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2014, 78(7): 203
- [7] Zhang L C, Klemm D, Eckert J *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 64(1): 21
- [8] Li Chuang(李 闯), Gu Dongdong(顾冬冬), Shen Yifu(沈以赴)

- et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(7): 1554
- [9] Tang Huiping(汤慧萍), Wang Jian(王建), Lu Shenglu(逯圣路) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2015, 34(3): 225
- [10] Takeyuki Abe, Hiroyuki Sasahara. *Precision Engineering*[J], 2016, 45(7): 387
- [11] Shen Chen, Pan Zengxi, Ma Yan *et al. Additive Manufacturing*[J], 2015, 7(7): 20
- [12] Qian Yuanhong(钱远宏), Tan Hua(谭华), Li Jing(李静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(9): 2162
- [13] Sallicaleva E, Caram R, Jardini A L *et al. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2016, 54: 149
- [14] Zhai Y, Galarraga H, Lados D A. *Engineering Failure Analysis*[J], 2016, 69: 3
- [15] Galarraga H, Lados D A, Dehoff R R *et al. Additive Manufacturing*[J], 2016, 10: 47
- [16] Sterling A J, Torries B, Shamsaei N *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 655: 100

Microstructure and Properties of Ti-6Al-4V Alloy by Wire+Arc Additive Manufacturing

Zhang Feiqi^{1,2}, Chen Wenge¹, Tian Meijiao¹

(1. Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. Xianyang Tiancheng Titanium Industry Co., Ltd, Xianyang 712046, China)

Abstract: Ti-6Al-4V alloy wire was molten by electric arc and then deposited layer by layer for the rapid prototyping of additive manufacture. Morphology, micro-hardness and mechanical properties of the Ti-6Al-4V alloy were analyzed. The results indicate that the deposit in the first and the second layers is in the form of columnar crystals and the rest are equiaxial crystals. Meanwhile, a fair amount of heat from arc ensures a good metallurgical bonding in all of the zones (deposition zone, fusion zone and deposition zone), and eliminates both clear deposition-layer and martensite of alloy. The integral alloy gets the stable $\alpha+\beta$ lamellar structure and similar micro-hardness of all zones. Compared with as-cast Ti-6Al-4V alloy, the titanium alloy in this work obtains finer initial β -Ti grains and shorter $\alpha+\beta$ lamellar spacing by wire+arc additive manufacturing. The ultimate tensile strength and elongation of the Ti-6Al-4V alloy have increased by 3.6% and 37%, respectively. Besides, the tensile fracture morphology of the wire+arc additive manufactured alloy is ductile dimple clearly, which is different from tearing edged quasi-cleavage morphology of as-cast alloy.

Key words: additive manufacturing; Ti-6Al-4V alloy; wire; morphology; mechanical property

Corresponding author: Chen Wenge, Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, Tel: 0086-29-82312383, E-mail: wgchen001@263.net