第 45 卷 第 8 期 焊 接 学 报 Vol. 45(8):62 − 69, 78
2024 年 8 月 TRANSACTIONS OF THE CHINA WELDING INSTITUTION August 2024

双 TIG 活性电弧增材制造方法与工艺

张佳[1,2,3]， 邵沛泽[1,2]， 王新鑫[1,2]， 黄健康[3]， 樊丁[3]

(1. 重庆理工大学, 材料科学与工程学院, 重庆, 400054; 2. 重庆市特种焊接材料与技术高校工程研究中心, 重庆, 400054;
3. 兰州理工大学, 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州, 730050)

摘要: 为了进一步发挥电弧−丝材增材制造方法高熔敷效率的优势, 提出了一种采用双 TIG 活性电弧作为热源的增材制造方法, 利用双 TIG 电弧并在保护气体中加入少量活性气体氧气, 采用直径 1.2 mm 的 SUS304 奥氏体不锈钢焊丝进行薄壁件堆积试验, 研究了氧的引入、沉积电流分配、电弧移动速度和送丝速度等工艺参数对熔敷层平均宽度和高度的影响, 并考察熔敷金属的显微组织和力学性能. 结果表明, 与普通 TIG 电弧相比, 双 TIG 活性电弧增材制造工艺不仅能够改善焊缝成形并提高熔敷效率, 而且降低熔敷金属和熔池的表面张力, 增强其润湿铺展特性, 进一步改善沉积层成形; 在电流相当的条件下, 与普通 TIG 电弧沉积相比, 沉积效率明显提高, 达到 2.7 kg/h. 随着后置焊枪沉积电流的增大 (前置焊枪沉积电流的减小), 墙体宽度先增加后减小, 墙体高度的变化与之相反; 随着电弧移动速度增加, 墙体宽度和高度均下降; 当送丝速度增加时, 墙体高度明显增加, 宽度变化不大. 氧气对墙体熔敷金属微观组织无明显影响, 组织形态均为垂直于沉积方向的柱状树枝晶. 沉积墙体的抗拉强度和断后伸长率随着氧气的引入略有下降.

创新点: (1) 提出双 TIG 活性电弧增材制造方法, 该方法在熔敷电流 240 ~ 360 A 范围内, 获得了稳定的增材制造堆积过程.
(2) 揭示了双 TIG 活性电弧增材制造熔敷层宽度均匀、饱满且无任何缺陷的成形机理.

关键词: 双 TIG; 活性电弧; 增材制造; 工艺参数
中图分类号: TG 444+. 74 **文献标识码:** A **doi:** 10. 12073/j. hjxb. 20230730002

Method and technology of two TIG activating arc additive manufacturing

ZHANG Jia[1,2,3], SHAO Peize[1,2], WANG Xinxin[1,2], HUANG Jiankang[3], FAN Ding[3]

(1. School of Materials Science and Engineering, Chongqing University of Technology, Chongqing, 400054, China; 2. Chongqing Municipal Engineering Research Center of Higher Education Institutions for Special Welding Materials and Technology, Chongqing, 400054, China; 3. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou, 730050, China)

Abstract: To further enhance the high deposition efficiency advantage of wire and arc additive manufacturing, a new technology and method using a two TIG activating arc as the heat source was proposed. By introducing a small amount of activating gas O_2 into the argon shielding gas, a thin-wall deposition experiment were conducted and fabricated using 1.2 mm diameter SUS304 austenitic stainless steel metal wire. The effects of oxygen added, deposition current distribution, arc travel speed, and wire feed speed on the average width and height of the deposited bead were studied. The microstructure and mechanical properties of the deposited components were also examined. The results indicate that, compared to the conventional TIG method, the two TIG activating arc additive manufacturing not only improves forming and increases deposition efficiency but also reduces the surface tension of the deposited metal and the molten pool, enhancing their wettability and spreading characteristics, thereby further improving the deposition layer formation. Under comparable current conditions, the deposition efficiency is significantly increased, reaching 2.7 kg/h, compared to the conventional TIG arc deposition. As the deposition current of the trailing torch increases (the leading torch

收稿日期: 2023 − 07 − 30
基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51705054); 重庆市教委科学技术研究资助项目 (KJQN202101135); 重庆理工大学研究生创新项目资助 (clgycx20203014).

deposition current decreases), the average width first increases and then decreases, while the average height shows an opposite trend. With the increase in arc travel speed, both the average width and height decrease. When the wire feed speed increases, the wall height significantly increases, while the width changes little. The introduction of O_2 has no significant impact on the microstructure of the deposited thin-wall component, which is characterized by columnar dendrites perpendicular to the deposition direction. The tensile strength and elongation rate of the deposited thin-wall slightly decrease with the introduction of O_2.

Highlights: (1) Two-TIG activating arc additive manufacturing technology and method was proposed, achieving a stable additive manufacturing deposition process within the deposition current range of 240~360 A.

(2) The mechanism of the two-TIG activating arc additive manufacturing process was revealed, showing that the deposition layers are uniform, full and free of any defects.

Key words: two-TIG; activating arc; additive manufacturing; process parameters

0　序言

丝材−电弧增材制造 (wire and arc additive manufacturing, WAAM) 是以焊接电弧为热源、金属焊丝为填充材料, 根据三维 CAD 模型逐层沉积制造零件的增材技术[1-2]. 目前, 常用的电弧增材热源包括 TIG 电弧 (gas tungsten arc, GTA)[3]、MIG 电弧 (gas metal arc, GMA)[4]、等离子弧 (plasma arc, PA)[5] 等, 其中基于 TIG 电弧的增材制造方法沉积过程稳定, 热输入和送丝速度可独立调节, 并可加工多种材料[6-9], 在航空航天等领域得到初步应用[10-11]. 对于普通 TIG 电弧而言, 通常采用 200 A 以下的小电流沉积[12], 以防止电弧压力过高而产生咬边及驼峰等缺陷, 影响后续堆积的进行[13-14], 因此熔敷率偏低.

Spaniol 等人[15] 采用热丝 TIG 增材的新工艺, 实现了较大的沉积效率, 送丝速度达到 15 m/min; Paskual 等人[16] 采用 Top-TIG 填丝和 CMT 技术, 沉积效率分别为 1.5 kg/h 和 2.5 kg/h; Han 等人[17] 采用自行设计的双钨极氩弧增材制造系统, 实现了大熔敷电流下的稳定堆积, 在扫描速度 5 mm/s 时, 沉积效率达到 2.7 kg/h, 约为传统 TIG 电弧增材制造效率的 2 倍. 综上所述, 热丝 TIG[15]、TOP-TIG[16] 和双钨极氩弧增材制造[17] 等方法可以显著提高沉积率, 但需要对焊枪或送丝装置进行加工改造, 增加了使用成本.

文中将双 TIG 活性电弧热源引入到增材制造领域, 提出了双 TIG 活性电弧增材制造 (two-TIG activating arc additive manufacturing, AT-TIG-AM), 利用双 TIG 电弧并在保护气中引入少量活性气体氧气, 能有效降低熔敷金属和熔池的表面张力, 改变其润湿铺展特性, 提高熔敷效率; 与已有的研究[17-18] 相比, 进一步提高电弧扫描速度, 改善墙体成形. 试验选用直径为 1.2 mm 的 SUS304 不锈钢焊丝为填充材料, 进行双 TIG 活性电弧增材制造, 在与单 TIG 电弧沉积形貌对比的基础上, 考察了氧气的引入对沉积层形貌的影响, 研究了沉积电流配比、电弧移动速度和送丝速度等工艺参数对熔敷金属成形的影响, 并考察了熔敷金属的显微组织和力学性能.

1　试验方法

试验所采用的双 TIG 活性电弧增材制造系统由 2 台逆变式弧焊电源、1 台送丝机、2 只水冷式普通 TIG 焊枪以及 1 台数控三维移动平台组成. 如图 1 所示, 两把焊枪在移动方向前后排布, 前置焊枪采用 O_2 + Ar 的混合气体保护, 后置焊枪采用纯 Ar 保护. 两焊枪在垂直于母材的平面内成 60°夹角, 钨极间距为 3 mm, 弧长为 3 mm, 焊丝与基板平面所成的夹角约为 45°, 焊丝与两钨极之间的相对位置如图 2 所示.

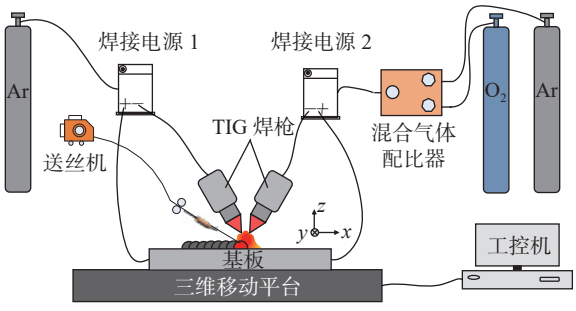


图 1　双 TIG 活性电弧增材制造示意图

Fig. 1　Schematic diagram of AT-TIG-AM process

选用 Q235 低碳钢作为堆积基板, 尺寸为 100

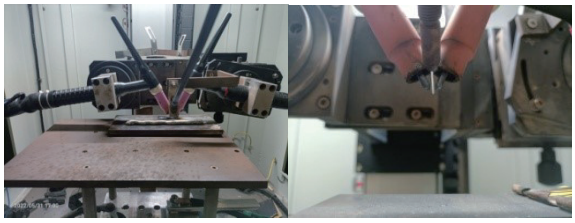
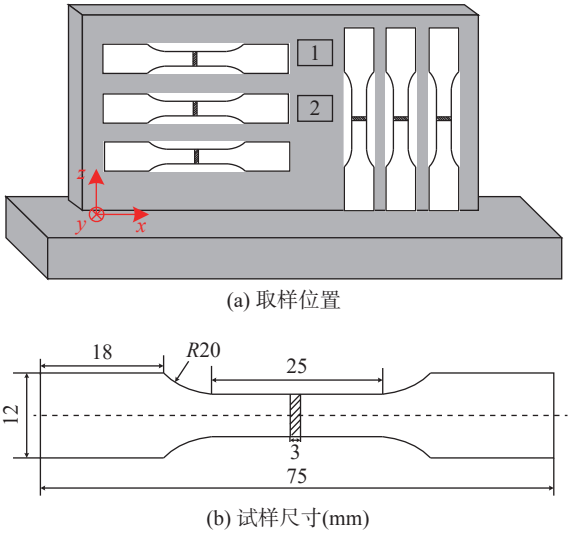


图 2 焊丝和两钨极的相对位置关系

Fig. 2 Relative position of welding wire and two tungsten electrodes

mm × 50 mm × 10 mm. 沉积前用角磨机打磨基板表面, 露出金属光泽, 然后用丙酮擦拭, 去除基板表面的油污等杂质; 选用直径为 1.2 mm 的 SUS304 奥氏体不锈钢焊丝作为填充材料; 选用纯度为 99.99% 的氩气作为保护气体; 选用直径为 3.2 mm 的铈钨电极, 开展双 TIG 活性电弧增材制造工艺试验. 沉积前, 基板温度偏低, 易造成不连续沉积层或点状沉积层, 为保证沉积层的稳定, 先采用小电流电弧预热. 沉积时, 焊枪固定不动, 电弧正常燃烧基板随移动平台移动完成一道堆积. 待沉积层冷却后拍照记录沉积层表面成形, 取样、打磨、腐蚀, 并观察沉积层组织和形貌. 按照国家标准 GB/T2651—2008《金属材料室温拉伸试验方法》制备沉积层拉伸试样, 金相试样和拉伸试样取样位置及尺寸如图 3 所示. 试验的基本工艺参数见表 1.



(a) 取样位置

(b) 试样尺寸(mm)

图 3 拉伸试样示意图

Fig. 3 Schematic diagram of tensile specimen. (a) sampling point; (b) specimen size

表 1 沉积基本工艺参数

Table 1 Process parameters of deposition process

沉积电流 $(I_1 + I_2)$/A	前置焊枪氩气流量 Q_1/(L·min^{-1})	后置焊枪氩气流量 Q_2/(L·min^{-1})	前置焊枪氧气流量 Q_3/(L·min^{-1})	钨极间距 d/mm	弧长 L/mm	电弧移动速度 v_T/(mm·s^{-1})	送丝速度 v_f/(cm·min^{-1})	层间温度 T/℃	钨极尖端角度 θ/(°)
200 + 160	15	15	0.1	3	3	10	500	200	60

2 试验结果及分析

2.1 熔敷焊道成形对比

在基本工艺参数下, 传统 TIG 电弧与双 TIG 活性电弧增材制造熔敷焊道表面成形如图 4 所示. 由图可知, 传统 TIG 电弧熔敷金属表面出现驼峰缺陷, 而双 TIG 活性电弧熔敷金属表面成形良好, 宽度均匀.

(a) 传统 TIG 电弧增材制造

(b) 双 TIG 活性电弧增材制造

图 4 熔敷金属表面形貌

Fig. 4 Forming appearance of the deposition beads. (a) TIG-AM; (b) AT-TIG-AM

2.2 电弧形貌

图 5 为基本工艺参数下双 TIG 活性电弧形貌. 可以看出, 双 TIG 活性电弧由于后置焊枪的钨极电流大, 前置焊枪钨极电流小, 大电流钨极产生的阴极射流更加强烈, 在其作用下电弧整体上向小电流一侧偏移[19-20]. 此时, 这种非对称的电流可以进一步调控与金属作用的活性元素氧, 从而使之在较理想的范围.

2.3 钨极尖端氧化

沉积前、后钨极尖端形貌如图 6 所示. 由图可知, 纯氩气保护的 (大电流侧) 钨极没有氧化, 保护气中混入 0.1 L/min 的氧气侧 (小电流侧) 钨极尖端有轻微氧化, 氧化程度对耦合电弧形貌无明显影响.

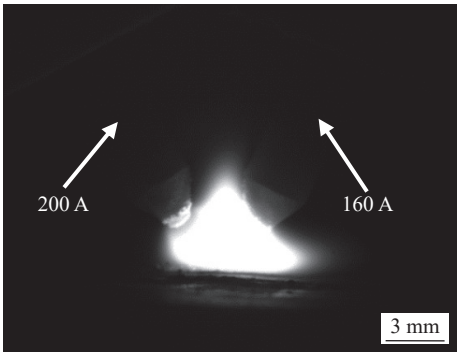
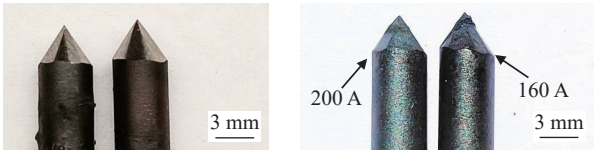


图 5　双 TIG 活性电弧形貌

Fig. 5　Arc shape of the AT-TIG-AM



(a) 沉积前　　(b) 沉积后

图 6　钨极尖端形貌对比

Fig. 6　Appearance of the tungsten electrode tip. (a) pre-deposition; (b) post-deposition

2.4　氧气对熔敷金属铺展行为的影响

氧气的引入对沉积层形貌的影响如图 7 ~ 图 9 所示. 由图 9 可知, 在基板不预热的情况下, 引入氧气前的润湿角为 106.5°, 引入氧气后的润湿角为 45°, 氧气的引入能明显减小熔敷金属的润湿角, 改善其润湿铺展性能, 使熔敷金属更好的铺展在基板上, 有利于后续堆积过程的进行.

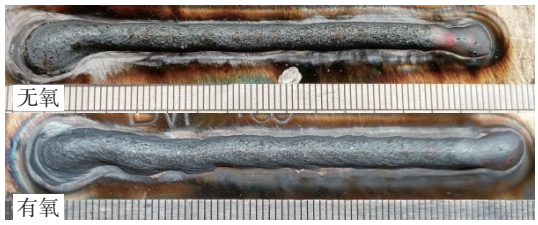


图 7　沉积层表面形貌

Fig. 7　Forming appearance of the deposition beads

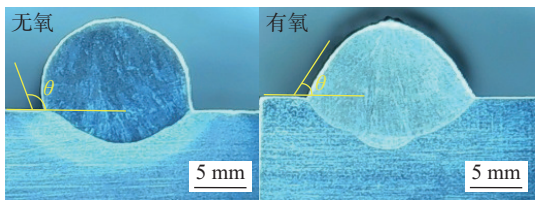


图 8　沉积层横截面形貌

Fig. 8　Cross-section appearance of the deposition bead

2.5　工艺参数对墙体成形的影响

2.5.1　沉积电流配比

图 10 为基本沉积参数下, 沉积电流的配比对

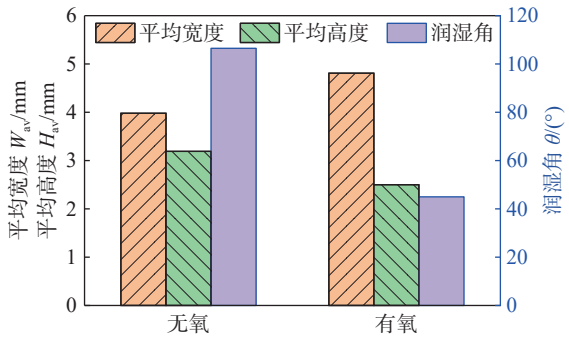


图 9　氧气的引入对熔敷层几何尺寸和润湿角的影响

Fig. 9　Influence of mixing O_2 on size of deposition bead and wetting angle

沉积墙体平均宽度和高度的影响. 由图可见, 随着后置焊枪电流的增加 (前置焊枪电流的减小), 沉积墙体宽度先增加再减小, 墙体高度呈现出与宽度完全相反的规律, 当沉积电流为 200 A + 160 A 时, 沉积墙体的宽度最大, 高度最小, 沉积层的铺展性最好.

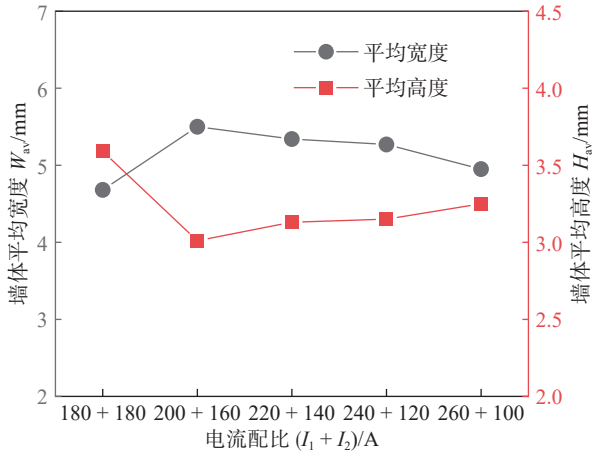


图 10　沉积电流配比的影响

Fig. 10　Influence of the deposition current ratio

随着后置焊枪沉积电流的增大 (前置焊枪电流的减小), 大电流产生的等离子流愈加强烈, 此时小电流 (即前置焊枪) 侧引入的氧气在等离子流的作用下更多的被传递到电弧外围区域[21], 从而使得电弧中心的 O 元素含量减少. 因此, 随着后置焊枪电流的增加, 进入电弧中的氧也随之减小, 在电流为 180 A + 180 A 时, 电弧中的 O 元素含量过高, 熔敷金属的表面张力反而增加. 在电流为 200 A + 160 A 时进入电弧中的 O 元素对表面张力减小最为有利, 故墙体宽度最大, 高度最小. 随着电流的进一步增加, 进入电弧中的 O 元素含量过少, 表面张力增加, 熔敷金属的铺展越来越差, 导致墙体高度逐渐增加, 宽度减小.

2.5.2 电弧移动速度

图 11 为基本沉积参数下，电弧移动速度对沉积墙体平均宽度和高度的影响. 由图可见，随着电弧移动速度的增加，沉积墙体宽度和高度都表现出减小的趋势.

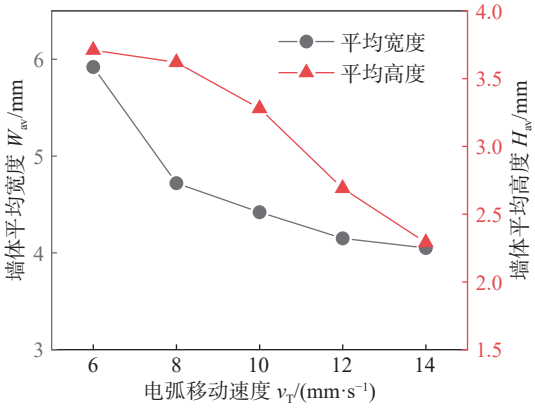


图 11 电弧移动速度的影响

Fig. 11 Influence of the arc travel speed

当电弧移动速度较小时，单位长度上电弧停留的时间变长，导致热输入增加，熔敷金属的量增加，如果进一步降低速度，熔敷金属顶部接近钨极尖端位置，容易造成粘连钨极，进而使得电源短路并形成夹钨的沉积层. 反之，当电弧移动速度过快，导致单位长度上的热输入过小，一方面熔敷金属来不及铺展便已凝固，另一方面基板不足以形成熔池，导致熔敷金属表现出一系列不连续的滴状沉积，影响后续沉积过程.

2.5.3 送丝速度

图 12 为基本沉积参数下，送丝速度对沉积墙体平均宽度和高度的影响. 由图可见，随着送丝速度的增加，沉积墙体宽度和高度都呈现出增加的趋势. 当送丝速度为 600 cm/min 时，沉积墙体的宽度和高度最大. 当送丝速度继续增加时，粘连钨极，造成电源短路和钨极污染. 究其原因，送丝速度的变化主要表现为高度方向上的累积作用，也就是满足层间熔合所需的最大熔敷量的前提下，送丝速度的增加表现在沉积层高度方向上的显著增加. 随着送丝速度的增加，有更多熔化的金属过渡进入熔池，但沉积层的宽度变化不明显，主要是因为沉积过程中热输入保持不变，熔敷金属的平均温度下降导致表面张力降低，铺展性变差，从而导致沉积层高度变化显著.

对于双 TIG 活性电弧增材制造而言，一方面，在保护气中引入了氧气，降低了熔敷金属和熔池的表面张力，使得润湿铺展更加良好，消除了熔敷过

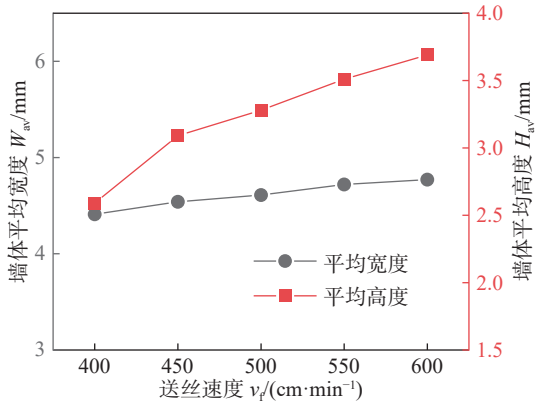


图 12 送丝速度的影响

Fig. 12 Influence of the wire feed speed

程中可能产生的咬边和驼峰等缺陷，改善了墙体成形；另一方面，双 TIG 电弧的电弧力明显低于传统 TIG 电弧，使得熔敷金属向熔池四周流动的驱动力减弱，削弱了熔化金属的外溢. 在二者的共同作用下，双 TIG 活性电弧增材制造在较大的送丝速度和较快的移动速度下沉积是可行. 当沉积电流 200 A + 160 A，送丝速度 600 cm/min 时，电弧移动速度可达到 16 mm/s.

3 墙体的显微组织

图 13 为单层多道墙体的宏观形貌和横截面形貌，成形较好，侧壁流淌和坍塌较少，飞溅较少. 图 14 为基本工艺参数下，氧气流量分别为 0 L/min 和 0.1 L/min 时，沉积墙体不同位置的金相组织. 可见，引入氧和未引入氧的墙体组织均由奥氏体和少量存在于其晶界的 δ 铁素体组成. 墙体顶部组织呈现等轴晶形态；墙体中部组织为柱状晶，大致沿着

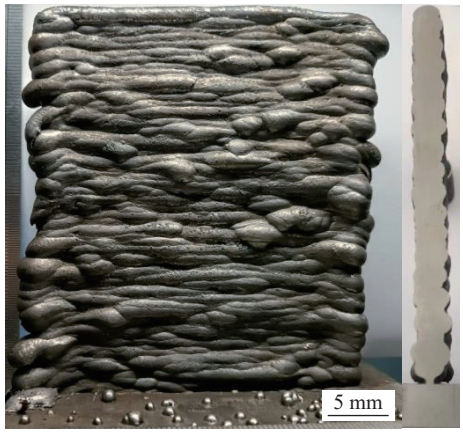
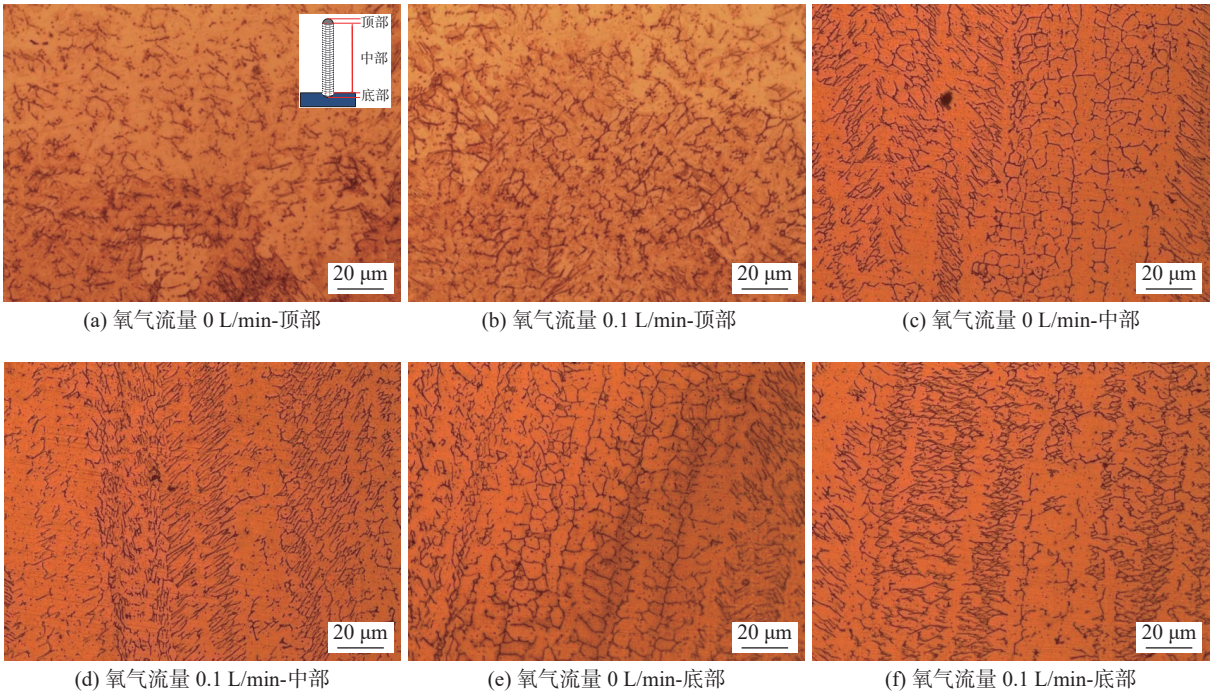


图 13 墙体宏观形貌和横截面形貌

Fig. 13 Macroscopic morphology of thin-wall and cross-section

导热最快的方向生长[22-25], 方向性明显; 底部为垂直于熔合线生长的柱状晶, 中部和底部的铁素体均表现出骨架状和板条状的混合形态. 总体而言, O 元素对熔敷金属的组织无明显影响.



(a) 氧气流量 0 L/min-顶部　(b) 氧气流量 0.1 L/min-顶部　(c) 氧气流量 0 L/min-中部

(d) 氧气流量 0.1 L/min-中部　(e) 氧气流量 0 L/min-底部　(f) 氧气流量 0.1 L/min-底部

图 14　不同氧气流量沉积墙体不同位置的显微组织

Fig. 14　Microstructure of the deposited wall under different oxygen flow rate.(a) 0 L/min-top; (b) 0.1 L/min-top; (c) 0 L/min-middle; (d) 0.1 L/min- middle; (e) 0 L/min-bottom; (f) 0.1 L/min- bottom

4　力学性能

墙体平均显微硬度随高度的变化规律如图 15 所示. 由图可知, 随着高度的增加, 沉积墙体的平均硬度的变化呈现减小趋势, 平均硬度均大于 240 HV. 主要是因为自下而上堆积的过程中, 由于逐层加热导致熔敷金属经历了长时间的保温, 导致已凝固的金属中有 σ 相生成[26], 由于 σ 相是 Fe 与 Cr 形成的一种稳定金属间化合物, 其硬而脆, 在晶粒和晶界内部弥散分布, 从而使得熔敷金属的底部硬度高于顶部.

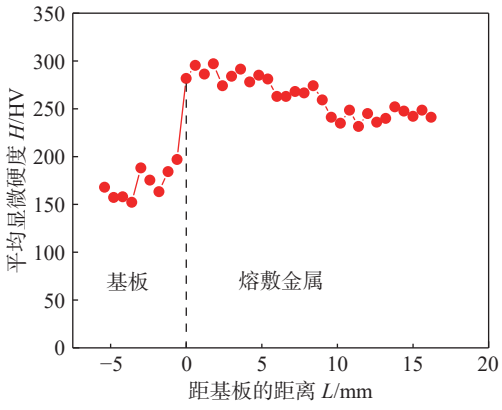


图 15　堆积高度对平均显微硬度的影响

Fig. 15　Influence of deposited height on average micro-hardness

图 16 为常温下的拉伸试验结果. 引入氧气前的 x 和 z 方向的抗拉强度分别为 588 MPa 和 581 MPa, 断后伸长率分别为 48.3% 和 45.7%, 引入氧气后的 x 和 z 方向的抗拉强度分别为 570 MPa 和 566 MPa, 断后率分别为 47.2% 和 42.6%. 由此可知, 氧气的引入使得抗拉强度和断后伸长率略有下降, x 方向的断后伸长率大于 z 方向. 由于层与层之

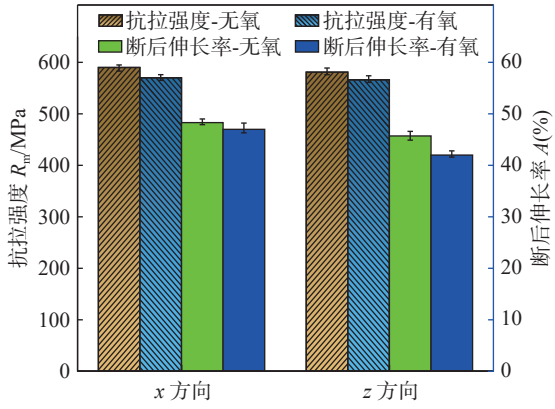
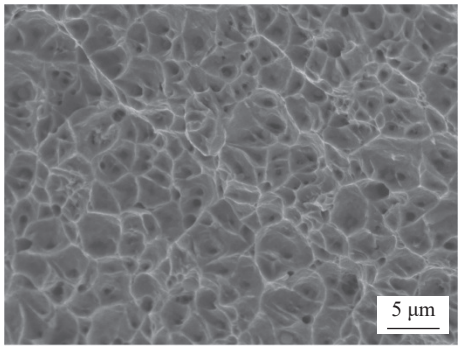


图 16　拉伸试验结果

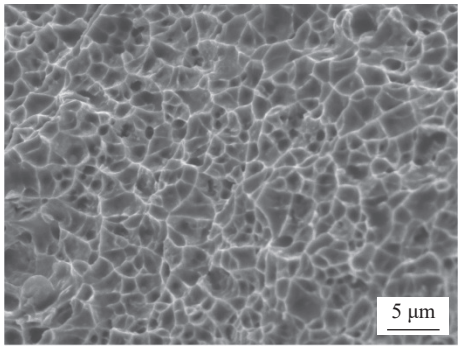
Fig. 16　Tensile test results

间 (z 方向) 的结合不及 x 方向, 且层间存在氧化物夹杂, 使得 z 方向的力学性能劣于 x 方向[26-27].

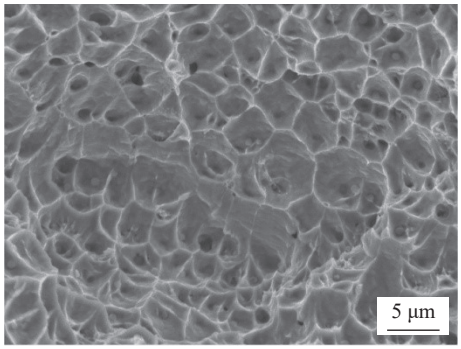
引入氧气前、后 x, z 方向拉伸断口的形貌如图 17 所示, 由图可知, 断裂模式均为韧性断裂. 引入氧气后的拉伸断口呈现大小不一的韧窝, 韧窝较浅, 图中的圆形颗粒 EDS 结果显示是金属化合物. x 和 z 方向引入氧气后的拉伸断口韧窝中遍布大量第二相粒子, 但 z 方向断口中第二相粒子数量明显多于 x 方向, 其 EDS 结果 (表 2) 显示为氧化物, 可能的原因: 一是引入的氧气会在堆积过程中生成氧化物; 二是堆积过程中墙体两侧的高温金属部分与空气作用[28], 生成氧化物, 从而滞留在熔敷金属中, 这些因素都会使得抗拉强度和断后伸长率下降[28-29].



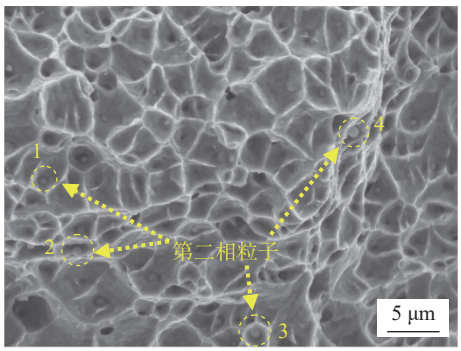
(a) x 方向-无氧



(b) x 方向-有氧



(c) z 方向-无氧



(d) z 方向-有氧

图 17 拉伸断口形貌

Fig. 17 Tensile fracture morphologies. (a) x-anaerobic; (b) x-aerobic; (c) z-anaerobic; (d) z-aerobic

表 2 图 17(d) 标识位置 EDS 结果 (质量分数, %)

Table 2 EDS test results of the locations in Fig. 17(d)

位置	元素			
	O	Fe	Cr	Ni
1	20.95	50.36	21.18	7.51
2	11.46	62.85	19.62	6.06
3	19.88	55.49	18.67	5.97
4	29.20	48.95	17.02	4.83

5 结论

(1) 双 TIG 活性电弧增材制造方法能在高于普通 TIG 堆积电流和电弧移动速度的条件下实现高效的增材制造, 沉积速率达到 2.7 kg/h, 在电流相当的条件下, 沉积速率为普通 TIG 电弧增材制造的 2 倍, 与相同参数下的普通 MIG 电弧增材制造的效率相当.

(2) 小电流侧引入的氧气能有效降低熔敷金属和熔池的表面张力, 有利于后续堆积过程的进行.

(3) 随着后置焊枪沉积电流的增大 (前置焊枪沉积电流的减小), 墙体宽度先增加后减小, 墙体高度的变化与之相反; 随着电弧移动速度增加, 墙体宽度和高度均下降; 随着送丝速度的增加, 墙体高度明显增加, 宽度变化不大.

(4) 氧气的引入对熔敷金属金相组织无明显影响, 抗拉强度和断后伸长率略有下降.

参考文献

[1] Williams S W, Martina F, Addison A C, *et al*. Wire + arc additive manufacturing[J]. Materials Science and Technology, 2016, 32(7): 641 − 647.

[2] Cunningham C R, Flynn J M, Shokrani A, *et al*. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 672 − 686.

[3] Ouyang J H, Wang H, Kovacevic R. Rapid prototyping of 5356-aluminum alloy based on variable polarity gas tungsten arc welding: Process control and microstructure[J]. Materials and Manufacturing Processes, 2002, 17(1): 103 − 124.

[4] Zhang Y M, Li P J, Chen Y W, *et al*. Automated system for welding-based rapid prototyping[J]. Mechatronics, 2002, 12(1): 37 − 53.

[5] Mathisen M B, Eriksen L, Yingda Y U, *et al*. Characterization of microstructure and strain response in Ti–6Al–4V plasma welding deposited material by combined EBSD and in-situ tensile test[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(12): 3929 − 3943.

[6] Shen C, Pan Z X, Cuiuri D, *et al*. Fabrication of Fe-FeAl functionally graded material using the wire-arc additive manufacturing process[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2016, 47(1): 763 − 772.

[7] Wang F, Williams S, Colegrove P, *et al*. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(2): 968 − 977.

[8] Bai J Y, Fan C L, Yang C L, *et al*. Effects of thermal cycles on microstructure evolution of 2219-Al during GTA-additive manufacturing[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 87(9): 2615 − 2623.

[9] Geng H B, Li J L, Xiong J T, *et al*. Optimization of wire feed for GTAW based additive manufacturing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 243: 40 − 47.

[10] Liu Z Y, He B, Lyu T, *et al*. A Review on additive manufacturing of titanium alloys for aerospace applications: Directed energy deposition and beyond Ti-6Al-4V[J]. The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, 2021, 73(6): 1804 − 1818.

[11] 吴复尧, 刘黎明, 许沂, 等. 3D 打印技术在国外航空航天领域的发展动态 [J]. 飞航导弹, 2013(12): 10 − 15.
Wu Furao, Liu Liming, Xu Yi, *et al*. Development trend of 3D printing technology in foreign aerospace field[J]. Aerodynamic Missile Journal, 2013(12): 10 − 15.

[12] 朱胜, 任智强, 殷凤良, 等. 水冷铜阳极法测量阳极等离子电弧力径向分布 [J]. 中国表面工程, 2010, 23(5): 82 − 85.
Zhu Sheng, Ren Zhiqiang, Yin Fengliang, *et al*. Measurement of radial distribution of plasma arc anode pressure by water-cooled copper anode method[J]. China Surface Engineering, 2010, 23(5): 82 − 85.

[13] 刘伟, 何景山, 吴庆生, 等. 电弧力对 TIG 焊接熔池液面形态影响的数值模拟 [J]. 焊接学报, 2007, 28(7): 69 − 71.
Liu Wei, He Jingshan, Wu Qingsheng, *et al*. Numerical simulation of effect of arc force on shape of liquid surface of TIG welding molten pool[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(7): 69 − 71.

[14] Wang X X, Luo Y, Fan D. Investigation of heat transfer and fluid flow in high current GTA welding by a unified model[J]. International Journal of Thermal Sciences, 2019, 142: 20 − 29.

[15] Spaniol E, Ungethüm T, Trautmann M, *et al*. Development of a novel TIG hot-wire process for wire and arc additive manufacturing[J]. Welding in the World, 2020, 64(8): 1329 − 1340.

[16] Paskual A, Alvarez P, Suarez A. Study on arc welding processes for high deposition rate additive manufacturing[J]. Procedia Cirp, 2018, 68: 358 − 362.

[17] Han Q L, Li D Y, Sun H J, *et al*. Forming characteristics of additive manufacturing process by twin electrode gas tungsten arc[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 104(9): 4517 − 4526.

[18] Yilmaz O, Ugla A A. Microstructure characterization of SS308LSi components manufactured by GTAW-based additive manufacturing: shaped metal deposition using pulsed current arc[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 89: 13 − 25.

[19] 王新鑫, 罗怡, 李春天, 等. 双 TIG 焊接电弧数值分析 [J]. 热加工工艺, 2020, 49(7): 133 − 138.
Wang Xinxin, Luo Yi, Li Chuntian, *et al*. Numerical simulation of two TIG welding arc[J]. Hot Working Technology, 2020, 49(7): 133 − 138.

[20] Wang X X, Fan D, Huang J K, *et al*. A unified model of coupled arc plasma and weld pool for double electrodes TIG welding[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2014, 47(27): 275202.

[21] 王新鑫, 迟露鑫, 许惠斌, 等. 双 TIG 电弧中氧传质行为的数值分析 [J]. 机械工程学报, 2021, 57(4): 53 − 62.
Wang Xinxin, Chi Luxin, Xu Huibin, *et al*. Numerical analysis of oxygen mass transfer in two-TIG arc[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(4): 53 − 62.

[22] Sahoo P, Debroy T, McNallan M J. Surface tension of binary metal—surface active solute systems under conditions relevant to welding metallurgy[J]. Metallurgical Transactions B, 1988, 19(3): 483 − 491.

[23] 郭超. 双 TIG 活性电弧焊接工艺及焊缝成形机理研究 [D]. 重庆: 重庆理工大学, 2022.
Guo Chao. Research on activating two TIG arc welding and mechanism for weld formation[D]. Chongqing : Chongqing University of Technology, 2022.

[24] 刘黎明, 贺雅净, 李宗玉, 等. 不同路径下 316 不锈钢电弧增材组织和性能 [J]. 焊接学报, 2020, 41(12): 13 − 19.
Liu Liming, He Yajing, Li Zongyu, *et al*. Research on microstructure and mechanical properties of 316 stainless steel fabricated by arc additive manufacturing in different paths[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(12): 13 − 19.

[下转第 78 页]

[16] Wang L, Gao M, Zhang C, *et al*. Effect of beam oscillating pattern on weld characterization of laser welding of AA6061-T6 aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2016, 108: 707 − 717.

[17] Schweier M, Heins J F, Haubold M W, *et al*. Spatter formation in laser welding with beam oscillation[J]. Physics Procedia, 2013, 41: 20 − 30.

[18] Mahrle A, Beyer E. Modeling and simulation of the energy deposition in laser beam welding with oscillatory beam deflection[J]. Laser Materials Processing Conference, 2007, 1: 714 − 723.

[19] Wang L, Gao M, Zeng X Y. Experiment and prediction of weld morphology for laser oscillating welding of AA6061 aluminium alloy[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2019, 24(4): 334 − 341.

[20] 雷玉成, 汪建敏, 贾志宏. 金属材料成型原理 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
Lei Yucheng, Wang Jianmin, Jia Zhihong. Forming principle of metal materials[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.

[21] 刘会杰, 闫久春, 魏艳红, 等. 焊接冶金与焊接性 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2007.
Liu Huijie, Yan Jiuchun, Wei Yanhong, *et al*. Welding metallurgy and weldability[M]. Beijing: China Machine Press, 2007.

[22] Gao M, Wang H K, Hao K D, *et al*. Evolutions in microstructure and mechanical properties of laser lap welded AZ31 magnesium alloy via beam oscillation[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 45: 92 − 99.

第一作者: 韩静，博士；主要研究方向为铝合金及异种金属激光焊接；Email: 295485252@qq.com.

通信作者: 石玗，博士，教授，博士研究生导师；Email: shiyu@lut.edu.cn.

（编辑： 郑红）

[上接第 69 页]

[25] Shankar V, Rao K B S, Mannan S L. Microstructure and mechanical properties of Inconel625 superalloy[J]. Journal of Nuclear Materials, 2001, 288(2-3): 222 − 232.

[26] Chen X H, Li J, Cheng X, *et al*. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 703: 567 − 577.

[27] Yadollahi A, Shamsaei N, Thompson S M, *et al*. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 644: 171 − 183.

[28] Zhang J X, Huang Y Q, Fan D, *et al*. Microstructure and performances of dissimilar joints between 12Cr2Mo1R steel and 06Cr18Ni11Ti austenitic stainless steel joined by AA-TIG welding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 60: 96 − 106.

[29] Laghi V, Palermo M, Tonelli L, *et al*. Tensile properties and micro-structural features of 304L austenitic stainless steel produced by wire-and-arc additive manufacturing[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 106(9): 3693 − 3705.

第一作者: 张佳，博士研究生；主要从事电弧增材制造方面的研究；Email: 17794432149@163.com.

通信作者: 王新鑫，博士，副教授；Email: wang@cqut.edu.cn.

（编辑： 郑红）