

# 碳钢双丝与单丝等离子弧增材制造成形及组织特征分析

占 彬, 冯曰海, 何 杰, 刘思余

(南京理工大学, 南京 210094)

**摘 要:** 针对传统丝材等离子弧增材制造碳钢效率低、质量高的特点, 提出了一种“双填丝 + 压缩等离子弧”增材制造工艺, 并采用该工艺增材制造了试样, 对比分析了双填丝与单填丝增材制造试样的成形尺寸、显微组织特征和力学性能。结果表明, 相对于单填丝等离子弧增材制造工艺, 采用新型双填丝等离子弧增材制造工艺, 在相同的工艺条件下, 熔敷效率提高了 0.97 倍; 平均晶粒尺寸由 18.75  $\mu\text{m}$  细化到 13.47  $\mu\text{m}$ ; 试样纵向拉伸抗拉强度提高了 62.64 MPa, 横向拉伸抗拉强度提高了 67.52 MPa; 试样有效层的平均显微维氏硬度由 158.95 HV0.5 增加到 175.34 HV0.5。

**关键词:** 双填丝; 等离子电弧; 低碳钢; 增材制造

**中图分类号:** TG 456.2      **文献标识码:** A      **doi:** 10.12073/j.hjxb.2019400158

## 0 序 言

增材制造技术是一种快速原型技术, 起源于上世纪 80 年代, 相比于传统的“减材制造”技术, 增材制造技术是一种“自下而上”叠层制造的方法, 具有生产周期短、加工工序少、节材节能等优势<sup>[1-3]</sup>。金属增材制造技术根据载能束的区别可划分为三类: 激光、电子束和电弧<sup>[4-5]</sup>。激光和电子束在小尺寸复杂精密零件制造领域得到了广泛应用, 但由于其较高的成本和相对较低的制造效率, 在大型零部件制造行业受到了很大的限制。而丝材基的电弧增材制造技术则完美地契合了对于大尺寸部件制造的需求。

相对于熔化极电弧增材制造工艺, 基于等离子电弧为热源的电弧增材制造技术具有电弧能量密度高、成形精度高和制造周期短等优势<sup>[6-9]</sup>, 尤其适合于高精密大尺寸构件的制造。目前, 传统的等离子电弧增材制造都是采用单填丝方式, 增材制造效率较低, 难以满足金属构件高效高质增材制造的需求。因此便有少数学者引入双填丝增材制造工艺来提升堆覆效率。北京工业大学的王立伟等人<sup>[10]</sup>提出了一种激光间接电弧复合的双丝交替熔化的增材制造工艺方法, 在保证成形精度的同时提升了制

造效率。但是关于同步双填丝工艺对材料性能影响的研究相对较少, 而采用“同步双填丝 + 压缩等离子弧”的增材制造工艺公开的报道较少。针对这一点, 文中研究了基于等离子电弧增材制造技术的二根同质 H08Mn2Si 低碳钢丝材的双填丝工艺。

文中采用“双填丝 + 压缩等离子弧”增材制造工艺, 以等离子电弧为加热热源, 以 H08Mn2Si 低碳钢焊丝为熔化丝材, 在相同的条件下, 采用单道多层制造方式, 制备了 40 层的碳钢直壁体。并采用传统的单填丝等离子增材制造工艺, 制备了 80 层的碳钢直壁体。然后对比分析二种方法获得试样的外观尺寸、显微组织特征和力学性能, 力图探究新型“双填丝 + 压缩等离子弧”增材制造工艺在效率和质量同步提升方面的独特优势。

## 1 试验方法

试验采用的是双填丝 + 压缩等离子弧增材制造系统, 其丝材填充装置为自行设计的可稳定的、连续可靠的双填丝系统, 可同步送进二根丝材。双填丝机构示意图如图 1。

试验材料选用 Q235 为基板, 尺寸为 200 mm × 200 mm × 10 mm, 选用直径为 1.0 mm 的 H08Mn2Si 焊丝为丝材, 基板和丝材化学成分如表 1。试验前对

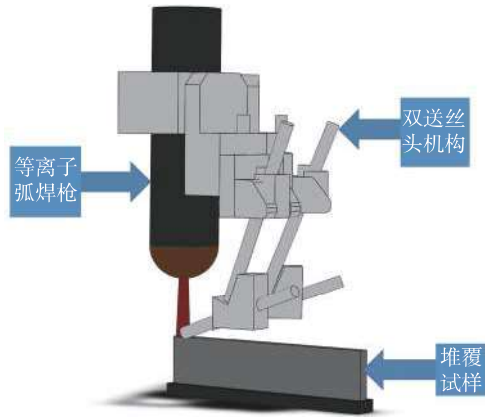


图1 双填丝机构示意图

Fig. 1 Schematic of double-wire feed mechanism

基板使用砂轮机打磨去除表面氧化物, 然后再用丙酮清洗残留有机物。

双填丝由于需要同时熔化二根丝材, 电弧和熔池的体积不能过小, 因而堆覆电流不能小于 50 A, 低于该值时, 二根焊丝同时熔化比较困难, 过程稳定性差. 试验采用的堆覆电流为 150 A, 具体工艺参数如表 2 所示, 堆覆试样为直壁墙体, 试验保护气体为 99.99% 纯氩, 钨极直径为 4.8 mm, 内缩量为 3 mm, 喷嘴到工件距离为 8 mm. 为了对比分析双填丝工艺对于堆覆试样性能的影响, 双填丝堆覆层为 40 层, 单填丝工艺堆覆层为 80 层, 使得总体理论熔敷量相同。

表 1 基板和丝材化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of substrate and wire

材料	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
H08Mn2Si	0.11	1.70 ~ 2.10	0.65 ~ 0.95	0.035	0.035	0.20	0.30	0.20
Q235	0.12 ~ 0.20	0.30 ~ 0.670	≤ 0.30	≤ 0.045	≤ 0.045	—	—	—

表 2 堆覆预设工艺参数

Table 2 Preset deposition parameters

类别	堆覆电流 $I/A$	堆覆电压 $U/V$	堆覆速度 $v_f/(cm \cdot min^{-1})$	离子气体流量 $q/(L \cdot min^{-1})$	保护气体流量 $Q/(L \cdot min^{-1})$	填丝速度 $v_s/(m \cdot min^{-1})$	堆覆层数 $L(\text{层})$
单填丝	150	28.3	40	0.8	18	1.6	80
双填丝	150	28.2	40	0.8	18	$1.6 \times 2$	40

堆覆试样采用线切割切取金相硬度测试样和静拉伸测试试样, 其中每组直壁体切取 3 个横向拉伸试样和 3 个纵向拉伸试样. 断后拉伸试样采用扫描电镜进行拉伸断口形貌观察。

## 2 试验结果及分析

### 2.1 堆覆试样成形特点与有效熔敷效率对比分析

图 2 为单填丝工艺和双填丝工艺堆覆的两组直壁体试样的成形外观, 两组直壁体试样成形良好, 表面无明显焊接缺陷. 对比两组直壁体成形波纹度, 双填丝工艺试样层间纹路更加清晰, 分层更为明确. 同时从图 2 可以看出, 单填丝工艺堆覆试样存在大量的“混层”现象, 且成形表面出现较多细小的凹坑。

图 3 为两组堆覆试样外观尺寸测量数据, 其中直壁体层高和直壁体宽度均为 5 次测量的平均



(a) 单填丝工艺试样外观



(b) 双填丝工艺试样外观

图 2 堆覆试样外观成形

Fig. 2 Appearances of deposited samples

值. 由图 3a, 双填丝堆覆直壁体平均层高为 1.16 mm, 单填丝堆覆直壁体平均层高 0.55 mm, 双填丝堆覆平均层高提高了 1.11 倍. 从图 3b 可以得出, 双填丝工艺堆覆直壁体平均宽度 (5.10 mm) 是单填丝工艺堆覆直壁体平均宽度 (5.43 mm) 的 94%. 测量结果表明双填丝工艺对于堆覆试样层高增加效果明显, 而对于堆覆试样成形的宽度影响并不

大. 由于堆覆层长度相同, 两组堆覆直壁体试样垂直于焊道方向的横截面面积的比值可以用来代表单位时间堆覆量之比. 由图 3 计算可以得出, 单填丝工艺和双填丝工艺试样堆覆量之比为 1:1.97, 即双填丝工艺有效熔敷效率为单填丝工艺的 1.97 倍.

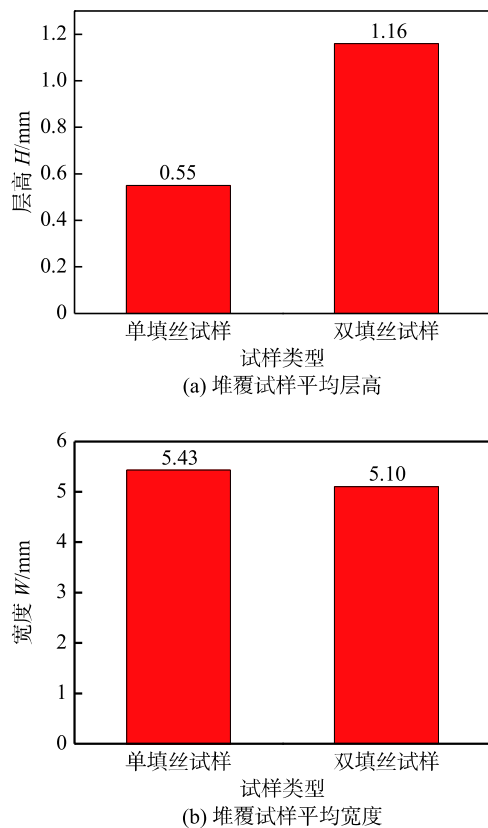


图 3 堆覆试样外观尺寸

Fig. 3 Appearance sizes of deposited samples

## 2.2 显微组织特征对比分析

图 4 为单填丝工艺堆覆试样和双填丝堆覆工艺试样有效区域的显微组织, 该组织位于堆覆直壁体试样的中部. 由图 4 可知, 两组堆覆试样显微组织均由块状的铁素体、少量呈灰暗色的珠光体以及弥散分布的锰和硅颗粒组成. 其中珠光体分布在铁素体的边界上, 呈带状分布; 锰和硅颗粒则分布在铁素体基体上. 两者试样组织均未发现魏氏组织铁素体, 表明堆覆试样未出现过热现象, 组织均匀性良好.

对比两组试样显微组织明显可以发现, 双填丝试样铁素体晶粒明显细于单填丝试样, 对两组试样晶粒尺寸进行了进一步测量, 可以得到双填丝试样平均晶粒直径为  $13.47 \mu\text{m}$ , 小于单填丝试样平均晶粒直径  $18.75 \mu\text{m}$ ., 这主要是由于双填丝试样堆覆时, 单位时间内的送丝量是单填丝试样的 2 倍, 而

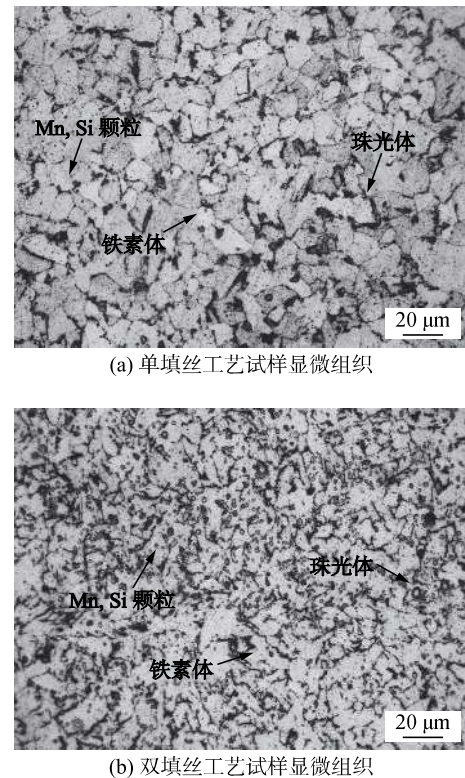


图 4 二种工艺试样稳定层的显微组织

Fig. 4 Microstructures of deposited samples with two processes

同一电弧下输出的能量一致, 因此单位体积熔融金属获得的能量较低, 而减少热输入能够细化晶粒. 同时, 双填丝工艺试样中珠光体密集程度较单填丝工艺试样明显调高, 而珠光体是强韧性相, 珠光体含量提高能够提升材料的力学性能.

## 2.3 增材制造试样拉伸性能

图 5 为单填丝工艺和双填丝工艺两组试样的抗拉强度和断后伸长率. 图中标识的  $v$  与  $h$  分别表示纵向拉伸试样和横向拉伸试样. 从图 5a 的拉伸试验结果可以看出, 双填丝工艺试样抗拉强度明显高于单填丝工艺, 其中纵向拉伸试样高出  $62.64 \text{ MPa}$ , 占比达到  $14.45\%$ ; 横向拉伸试样高出  $67.52 \text{ MPa}$ , 占比为  $15.12\%$ . 该结果表明双填丝工艺相较于单填丝工艺能显著提升堆覆件的抗拉强度. 对比图 5b 中两种工艺断后伸长率测试结果, 可知无论是纵向试样还是横向试样, 双填丝工艺断后伸长率均稍低于单填丝工艺, 降低的幅度分别为  $4.6\%$  和  $3.8\%$ , 相较于抗拉强度增加的幅度, 断后伸长率可以认为是没有明显变化的.

图 6 为两组试样扫描电镜下的拉伸断口形貌. 由图 6 左图可观察到明显的颈缩现象, 这是韧性断裂最基本的特征. 进而观察右图的断口形貌, 可以

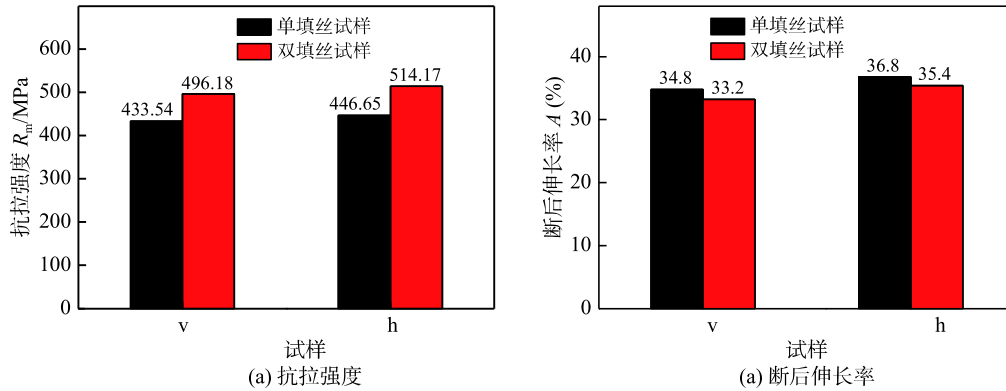


图5 单填丝工艺和双填丝工艺两组试样的静拉伸性能

Fig. 5 Tensile performance of deposited samples with two processes

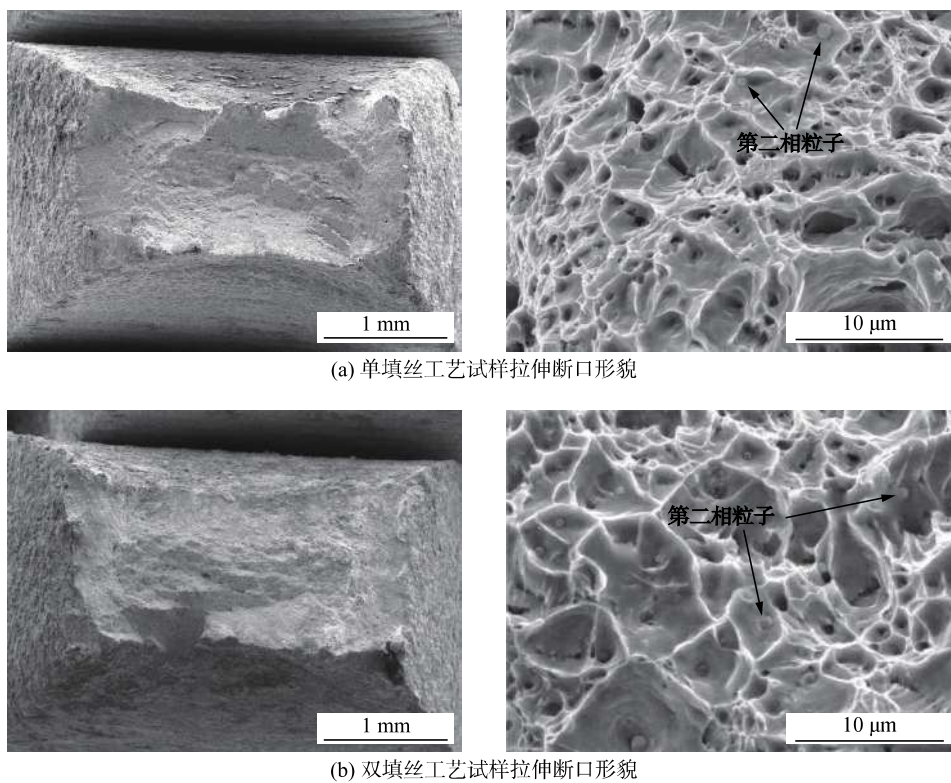


图6 二种不同工艺增材试样的拉伸断口形貌

Fig. 6 Fracture morphologies of deposited samples with two processes

发现大量的等轴韧窝和第二相粒子(球形粒子),而第二相粒子则是微孔聚集型断裂的典型特征.因此可判定两组试样的断裂方式均为微孔聚集型断裂.

#### 2.4 显微硬度分布特征比较分析

图7为单填丝工艺和双填丝工艺两组试样显微维氏硬度曲线,施加载荷均为0.5 kg.两组直壁体试样显微硬度曲线均接近“U”形,即直壁体底部和顶端硬度值较中间段高.底部硬度值高是由于底部为堆覆的初始段(其中单填丝试样为0~13层,双填丝试样为0~6层),冷速较快,冷却组织主要为细晶组织,性能较中间段高.而顶端部分(单填丝

试样的最后7层,双填丝试样的最后3层)后续热处理作用小,出现细小等轴晶组织,性能亦较中间端高.中间部分是整个堆覆件的稳定核心部分,即为有效堆覆层,它的性能决定了整个堆覆件的性能.

由图7硬度曲线可知双填丝工艺试样中间有效堆覆层硬度值明显高于单填丝试样,双填丝试样显微维氏硬度值主要在175 HV0.5上下波动.而单填丝试样显微维氏硬度值主要在160 HV0.5上下波动.分别计算两组试样有效层的平均显微维氏硬度值,得到双填丝试样有效层的平均维氏硬度

(175.34 HV0.5), 明显大于单填丝试样有效层的平均维氏硬度 (158.95 HV0.5)。

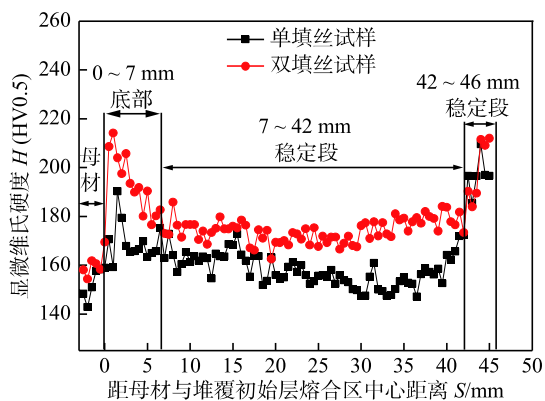


图 7 单填丝工艺和双填丝工艺二组试样显微硬度分布  
Fig. 7 Micro hardness distributions of deposited samples with two processes

### 3 结 论

(1) 采用新型“双填丝 + 压缩等离子弧”增材制造工艺, 成功增材制造了低碳钢试样. 与传统单填丝工艺相比, 双填丝工艺试样的成形更好, 层高提高 1.11 倍, 在相同参数下的堆覆效率提高 0.97 倍。

(2) 显微组织对比分析表明, 双填丝试样晶粒明显细化, 平均晶粒尺寸由单填丝的  $18.75 \mu\text{m}$  细化到  $13.47 \mu\text{m}$ , 且珠光体含量更高。

(3) 力学性能试验表明, 双填丝工艺能够显著提高堆覆件的抗拉强度, 纵向拉伸抗拉强度提高了 62.64 MPa, 横向拉伸试样提高了 67.52 MPa. 断口形貌分析表明两种工艺试样的断裂方式均为微孔聚集型断裂。

(4) 显微硬度测试结果表明, 双填丝工艺试样的显微维氏硬度明显高于单填丝, 且有效层的平均显微维氏硬度也由 158.95 HV0.5 提高到 175.34 HV0.5。

#### 参考文献:

- [1] Ding D, Pan Z, Cuiuri D, *et al.* A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM)[J]. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2015, 31(C): 101 – 110.
- [2] 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.
- [3] Abe T, Sasahara H. Dissimilar metal deposition with a stainless steel and nickel-based alloy using wire and arc-based additive manufacturing[J]. *Precision Engineering*, 2016, 45: 387 – 395.
- [4] 耿海滨, 熊江涛, 黄 丹, 等. 丝材电弧增材制造技术研究现状与趋势 [J]. *焊接*, 2015(11): 17 – 21.  
Geng Haibin, Xiong Jiangtao, Huang Dan, *et al.* Research status and trend of wire arc additive manufacturing[J]. *Welding & Joining*, 2015(11): 17 – 21.
- [5] Dutta B, Palaniswamy S, Choi J, *et al.* Additive manufacturing by direct metal deposition[J]. *Advanced Materials & Processes*, 2011, 169(5): 33 – 36.
- [6] Martina F, Mehnen J, Williams S W, *et al.* Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, 212(6): 1377 – 1386.
- [7] Jhavar S, Jain N K, Paul C P. Development of micro-plasma transferred arc ( $\mu$ -PTA) wire deposition process for additive layer manufacturing applications[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(5): 1102 – 1110.
- [8] Brandl E, Schoberth A, Leyens, Ch. Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM)[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 532: 295 – 307.
- [9] Li Zhanming, Du Xiaokun, Sun Xiaofeng, *et al.* Research of precise pulse plasma arc powder welding technology of thin-walled inner hole parts[J]. *China Welding*, 2017, 26(3): 57 – 62.
- [10] 王立伟, 陈树君, 肖 珺, 等. 熔滴主动靶向的激光间接电弧复合增材制造技术初探 [J]. *焊接学报*, 2017, 38(3): 71 – 74.  
Wang Liwei, Chen Shujun, Xiao Jun, *et al.* Droplet-targeting laser hybrid indirect arc for additive manufacturing technology-a preliminary study[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(3): 71 – 74.

第一作者简介: 占彬, 男, 1992 年出生, 硕士研究生. 主要研究方向为电弧增材制造技术、先进焊接方法及工艺. Email: [13770726834@163.com](mailto:13770726834@163.com)

通信作者简介: 冯曰海, 男, 副教授. Email: [fyh@njust.edu.cn](mailto:fyh@njust.edu.cn)