

不同路径下 316 不锈钢电弧增材组织和性能

刘黎明, 贺雅净, 李宗玉, 张兆栋

(大连理工大学, 辽宁省先进连接技术重点实验室, 大连, 116024)

摘要: 以 316 不锈钢为材料, 探讨了平行往复、“十”字正交、插补堆积三种不同路径下 TIG 电弧增材试件微观组织及力学性能的差异。结果表明, 三组试件中部组织存在明显差异, 平行往复试件树枝晶粗大发达, 生长方向高度一致。“十”字正交试件树枝晶生长方向多, 枝晶紊乱, 层间过渡区域大。插补堆积试件二次枝晶不发达, 组织细密。在显微硬度方面, 三组试件的维氏硬度自底板至顶部呈现先减小后增大的趋势, 平行往复试件显微硬度最大。在拉伸性能方面, 平行往复试件纵向抗拉强度最高, 纵向受力时可采用该方式增材。插补堆积试件横向抗拉强度最高, 横向受力时可采用该方式增材。“十”字正交试件力学性能表现出各向同性, 多向受力且对塑性要求较高时可采用该方式增材。

关键词: 路径; 增材制造; 316 不锈钢; 组织性能

中图分类号: TG 444+.2 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20200806001

0 序言

增材制造技术俗称 3D 打印, 是根据三维 CAD 模型数据自下而上逐层堆积出复杂零件的新型制造技术, 在医疗材料、船舶制造、模型模具等领域得到了广泛应用^[1-2]。316 不锈钢因其良好的抗腐蚀性能及综合力学性能在生物医学、汽车船舶、航空航天等领域也发挥着极大作用^[3]。基于飞速发展的增材制造技术与不锈钢应用领域的交叉, 国内外学者纷纷开展了关于不锈钢增材制造的研究。

王晓光等人^[4]研究了冷金属过渡电弧增材制造 316L 不锈钢单道多层薄壁件成形精度与组织和性能, 发现成形精度受焊接速度、热输入、送丝速度影响较大; 组织主要为 γ -Fe 和 δ 铁素体, 沉积方向抗拉强度受热输入影响大。Xu 等人^[5]研究了 316L 不锈钢薄壁件激光增材的微观组织结构和力学性能, 并获得了大高度、侧面光滑的成形件。Xiong 等人^[6]提出了一种基于激光视觉系统的方法来观察 GMAW 增材制造单道多层薄壁件。Ali Gökhan Demir^[7]开发出微激光金属丝增材系统, 成功堆积出几何形状良好、层宽在 700~800 μm 间的薄壁件。张金田等

人^[8]分析了单道多层电弧增材制造成形控制理论, 建立了单道多层增材抬升量预测模型。Guo 等人^[9]研究了层层正交不锈钢激光增材件在不同方向上的组织、力学性能和可加工性后发现横向微观组织均匀, 拉伸性能和硬度较高; 纵向切削力、刀具磨损和表面粗糙度相对横向较小。贺立华^[10]研究了成形路径对 316L 不锈钢 MIG 增材件组织和性能的影响, 结果表明不同路径下组织形态发生变化, 试件力学性能存在差异。

目前关于 316 不锈钢增材制造的研究虽多, 但多数研究重点仍集中在单道多层薄壁件, 关于多层多道增材的研究尚浅, 缺乏系统的微观组织及力学性能分析。多层多道增材时不同堆积路径散热条件存在差异, 导致试件组织性能发生改变。综上所述, 文中将对不同堆积路径下 316 不锈钢 TIG 电弧增材件的微观组织及力学性能进行研究, 以丰富不锈钢多层多道增材制造研究内容, 为制造业使用电弧增材技术时的路径规划提供依据。

1 试验材料及方法

试验设备采用 OTC FD-V20 六轴焊接机器人、OTC TIG 焊机、自动送丝机构成的电弧焊接系统。增材制造示意图如图 1 所示。焊枪与底板夹角为 45°, 试验过程中始终采用前送丝。试验底板采用

收稿日期: 2020-08-06

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB1107900); 大连市高层次人才创新支持计划项目(2017RQ102)。

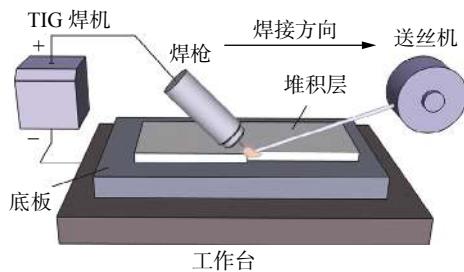


图 1 TIG 增材制造示意图

Fig. 1 Schematic diagram of TIG additive manufacturing

200 mm × 200 mm × 12 mm 的 Q235 板, 试验前用钢丝刷、酒精、丙酮等去除表面杂质。采用化学成

分如表 1 所示的 GMS-316 焊丝, 直径为 1.6 mm。试验时采用普通氩气进行保护。其余试验参数如表 2 所示。

图 2 为试验采用的三种路径示意图。如图 2a 所示, 平行往复增材时同层堆积方向一致, 奇偶层堆积方向相反, 层层平行。如图 2b 所示, “十”字正交增材时同层堆积方向一致, 奇偶层堆积方向垂直, 层层正交。如图 2c 所示, 插补堆积增材时同层先进行奇数沉积焊道, 后进行偶数沉积焊道, 且方向一致; 奇偶层堆积方向相反, 层层平行。采用以上路径增材三组高 5 层, 尺寸为 120 mm × 50 mm 的试件。

表 1 316 焊丝化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of 316 welding wire

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	Fe
0.034	1.79	0.53	18.32	11.57	2.17	0.019	0.01	0.08	余量

表 2 试验参数
Table 2 Experimental parameters

氩气流量 $g/(L \cdot min^{-1})$	TIG 电流 I / A	焊接速度 $v_1/(mm \cdot s^{-1})$	送丝速度 $v_2/(mm \cdot s^{-1})$	送丝角度 $\theta/(^{\circ})$
20	280	5	47	20

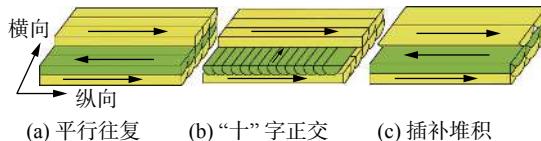


图 2 路径示意图

Fig. 2 Schematic diagram of paths. (a) parallel reciprocating; (b) cross shaped; (c) insert stacking

在试件中部取金相试样, 经打磨抛光并用 10% 草酸溶液电解腐蚀后观察三组试件的微观组织及横截面焊道熔合宏观形貌。在横截面选取靠近试件底部的 7 mm × 7 mm 中心区域, 每隔 0.5 mm 测量维氏硬度, 从而获取试件面硬度, 所加载荷为 4.9 N, 保荷时间为 10 s。在横、纵方向上对试件进行拉伸取样, 采用万能拉伸机测试试件的横向、纵向拉伸性能, 同一试件每个方向上取 3 个试样以获取极限抗拉强度平均值及断后伸长率平均值。

2 试验结果及讨论

2.1 宏观成形及截面形貌

图 3 为平行往复、“十”字正交、插补堆积试件

的宏观成形及其对应的横截面形貌。从图中可以看出平行往复、“十”字正交试件成形表面较为平坦。分析认为在插补堆积时, 每层需先进行奇数沉积焊道的增材, 其金属液的流动铺展基本不受约束, 易形成较小余高; 在沉积偶数焊道时, 金属液的流动受到左右两侧沉积焊道限制, 液态金属被“禁锢”在两

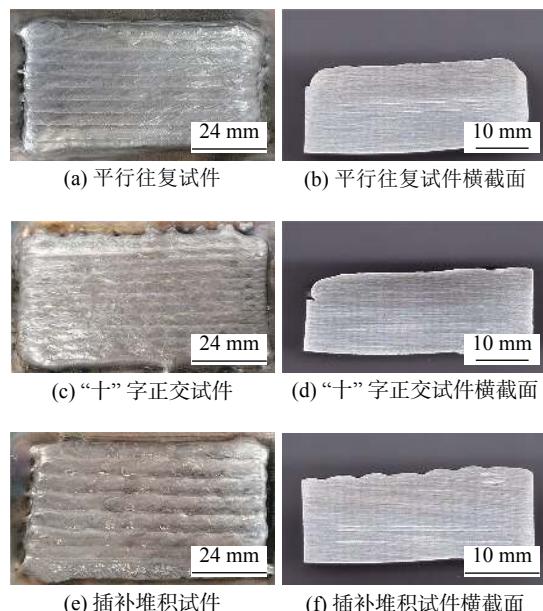


图 3 试件宏观形貌及横截面图

Fig. 3 Macro topography and cross-sectional image of parts. (a) the parallel reciprocating part; (b) cross-sectional of the parallel reciprocating part; (c) the cross shaped part; (d) cross-sectional of the cross shaped part; (e) the insert stacking part; (f) cross-sectional of the insert stacking part

沉积焊道之间, 无法向两侧铺展, 因此更易形成较大余高, 最终形成“波峰”、“波谷”交替出现的表面。不同于插补堆积过程中两侧先沉积奇数焊道对后续插补偶数焊道金属液的“禁锢”作用, 平行往复、“十”字正交增材时金属流动只受一侧沉积焊道限制, 自由度相对较大。金属流动能够有效削弱相邻沉积道的高度差。因此相比于插补堆积增材形成的“波峰”、“波谷”交替出现的表面, 平行往复、“十”字正交增材时倾向于形成更加平整的表面。

2.2 微观组织

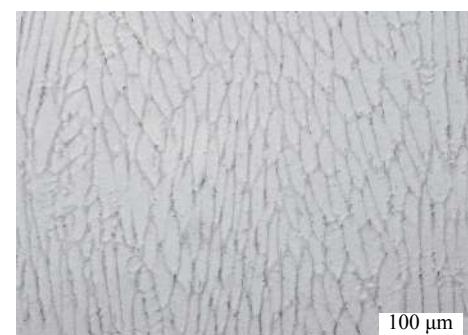
Xu 等人^[5]研究了 316L 不锈钢激光增材制造的显微组织, 结果表明试件微观组织为 δ 铁素体 + γ 奥氏体, 无其它组织形成。陈晓晖等人^[11]在关于奥氏体不锈钢 MIG 电弧增材制造的研究中表明试件内部主要由 δ 相 + γ 相组成。李旭文等人^[12]研究了激光诱导 TIG 电弧复合增材制造 316 不锈钢的组织, 结果表明不锈钢墙体组织为 δ 铁素体 + γ 奥氏体。综上所述, 316 不锈钢增材试件组织主要为 δ 铁素体 + γ 奥氏体。

图 4 为试件底部显微组织。图 4a 为平行往复试件底部微观组织, 对比前人研究结果可以判断主要为细小胞状及叶状 γ 奥氏体。图 4b 为“十”字正交试件底部显微组织, 几乎全为胞状 γ 奥氏体, 在奥氏体晶界夹杂着极少数 δ 铁素体。图 4c 为插补堆积试件底部显微组织, 其组织以圆胞状和取向一致的扁长胞状 γ 奥氏体为主。因此三组试件底部基本为全奥氏体凝固区域, 凝固过程为 A 模式。分析认为试件底部热量可通过底板迅速传导出去, 铁素体形成元素在快速冷却条件下来不及扩散, 不易于 δ 铁素体的析出, 故凝固过程为 A 模式。

图 5 为试件中部显微组织。图 5a 为平行往复试件中部微观组织, 该区域出现取向一致的柱状树枝晶, 一次枝晶和二次枝晶生长发达, δ 铁素体呈骨架状。图 5b 为“十”字正交试件中部微观组织, 骨架状 δ 铁素体连续性差, 树枝晶取向稍显杂乱, 二次枝晶发达。图 5c 为插补堆积试件中部微观组织, 树枝晶方向性明显, 其中 δ 铁素体除骨架状外出现板条状形态, 二次枝晶不发达, 组织最为细小。综上所述三组试件中部均出现 δ 铁素体, 凝固过程转变为 FA 模式, 且显微组织存在明显差异。分析认为组织转变模式发生改变是由于热量累积使金属冷却速率下降, 更有益于铁素体形成元素的扩散, δ 铁素体先行析出, 金属凝固过程转变为 FA 模式。显微组织的差异则是由于增材路径的不同导致。相比于其它两种路径, “十”字正交增材时上下层焊道互相垂直, 增材方向的陡变促使下层枝晶断裂, 形成杂乱的树枝晶。插补堆积增材时先堆积的奇数焊道之间不存在或仅存在非常小的重熔区, 整个焊道表面几乎全部暴露在外, 散热面积大, 散热时间长。冷却速度较其它两种方式快, 形成的组织更加细密。



(a) 平行往复



(b) “十”字正交



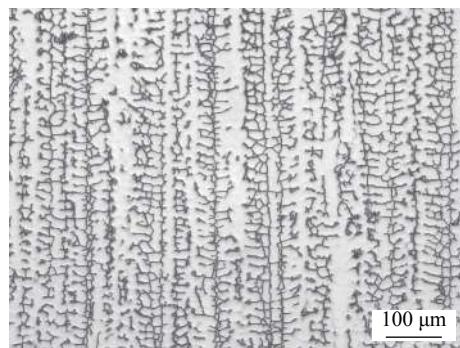
(c) 插补堆积

图 4 试件底部显微组织

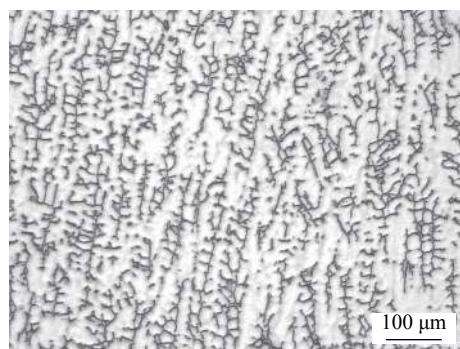
Fig. 4 Microstructure at the bottom of specimens. (a) parallel reciprocating; (b) cross shaped; (c) insert stacking

织的差异则是由于增材路径的不同导致。相比于其它两种路径, “十”字正交增材时上下层焊道互相垂直, 增材方向的陡变促使下层枝晶断裂, 形成杂乱的树枝晶。插补堆积增材时先堆积的奇数焊道之间不存在或仅存在非常小的重熔区, 整个焊道表面几乎全部暴露在外, 散热面积大, 散热时间长。冷却速度较其它两种方式快, 形成的组织更加细密。

图 6 为试件顶部显微组织。图 6a 为平行往复试件顶部微观组织, 柱状树枝晶方向较中部区域发生明显转变, 且一次枝晶间距变小, 并在最顶部出现等轴晶区域。图 6b 和图 6c 分别为“十”字正交、插补堆积试件顶部微观组织, 试件的上部也均出现枝晶偏转现象, 在最顶部形成等轴晶区域, 凝固过程转变为 FA 模式。



(a) 平行往复



(b) “十”字正交



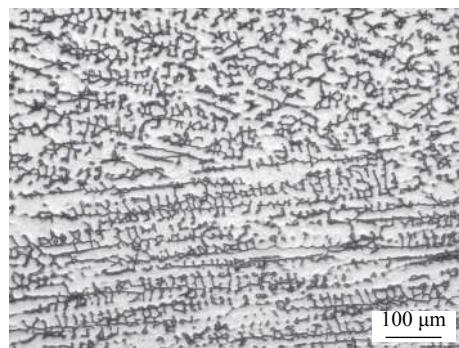
(c) 插补堆积

图 5 试件中部显微组织

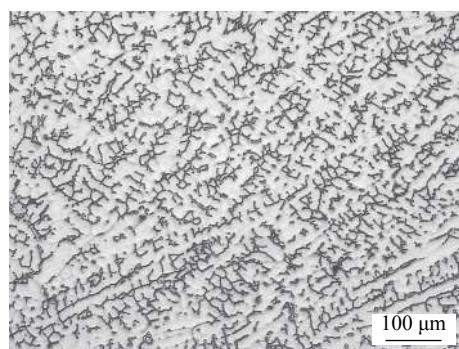
Fig. 5 Microstructure at the middle of specimens. (a) parallel reciprocating; (b) cross shaped; (c) insert stacking

固过程保持 FA 模式. 即三组试件顶部组织形态无明显差异, 但相比于自身中部组织, 顶部组织形态及生长方向发生改变. 分析认为增材结束时垂直于底板方向的温度梯度变小, 垂直于焊道方向更易于热量散失, 故枝晶的生长方向将发生转变. 试件顶层与空气接触, 其表面散热趋势与垂直于底板方向散热趋势达到平衡, 在这种平衡下结晶状态由柱状树枝晶转变为等轴树枝晶.

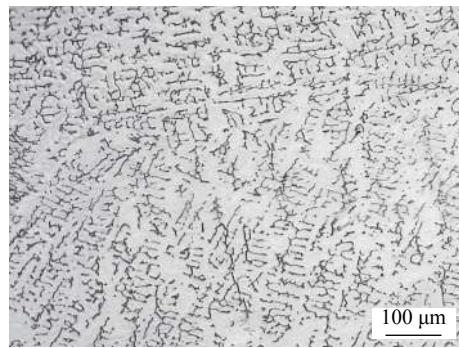
图 7 为过渡区显微组织. 图 7a 为平行往复试件过渡区显微组织, 从图中可以看出层与层交界明显, 基本上为一条线, 上下层存在枝晶穿层或外延生长现象. 图 7b 为“十”字正交试件过渡区显微组织



(a) 平行往复



(b) “十”字正交

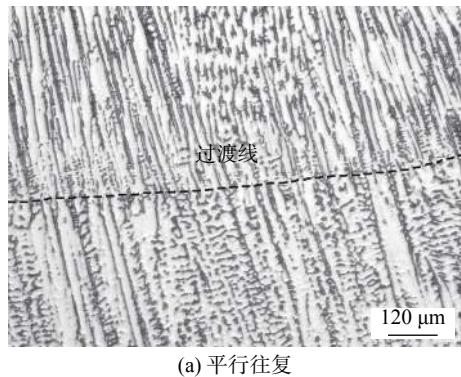


(c) 插补堆积

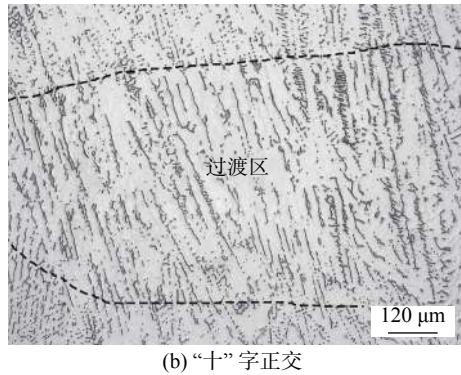
图 6 试件顶部显微组织

Fig. 6 Microstructure at the top of specimens. (a) parallel reciprocating; (b) cross shaped; (c) insert stacking

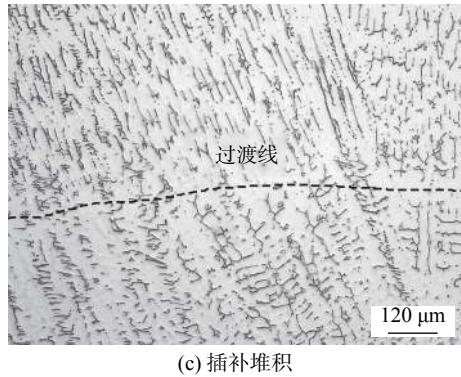
织, 层与层之间过渡区域较宽, 层间组织最紊乱、外延生长现象稍弱. 图 7c 为插补堆积试件过渡区显微组织, 与平行往复试件相似, 层间过渡区域十分狭窄, 存在外延生长现象. 即“十”字正交试件过渡区组织与平行往复、插补堆积试件过渡区显微组织差别较大. 分析认为增材时重熔金属与下部晶粒直接接触, 液态金属在原晶粒上继续生长长大, 形成枝晶穿层现象. 采用“十”字正交方式增材时上下层焊道呈 90°, 增材上层焊道过程中熔池金属流动方向的改变将导致下层枝晶断裂, 破碎组织在熔池流动驱动力作用下方向发生改变, 最终形成紊乱层间过渡区.



(a) 平行往复



(b) “十”字正交



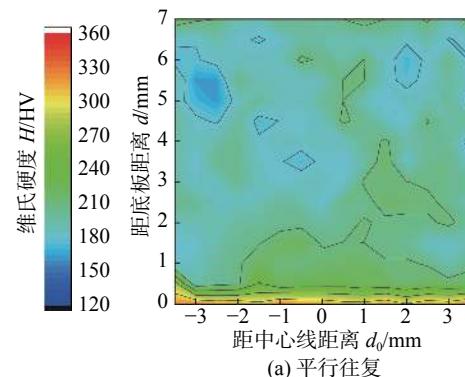
(c) 插补堆积

图 7 层间过渡区显微组织

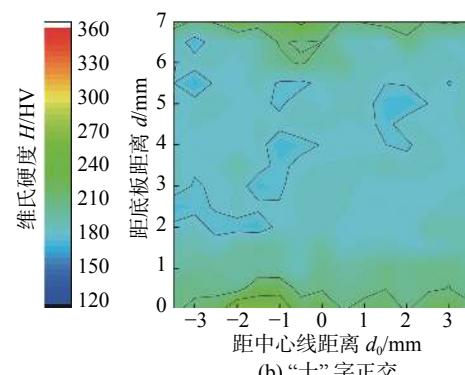
Fig. 7 Microstructure of the transition zone between layers. (a) parallel reciprocating; (b) cross shaped; (c) insert stacking

2.3 显微硬度

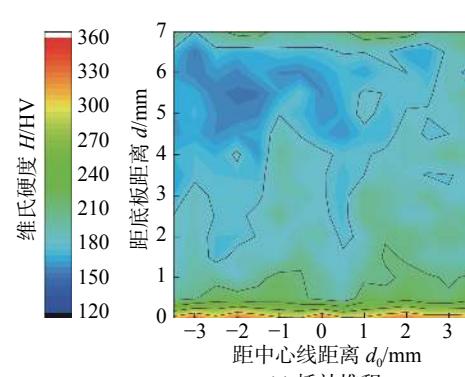
图 8 为试件显微硬度。图 8a 为平行往复试件横截面显微硬度, 其中最底部显微硬度最大, 可达 300 HV。随着离底板距离的增大试件维氏硬度先减小, 至试件顶部硬度又呈增大趋势, 大部分区域的显微硬度在 180~240 HV。图 8b 为“十”字正交试件横截面显微硬度, 自底部至顶部显微硬度呈现先减小后增大的趋势, 中间区域硬度稳定, 约在 180 HV 左右。图 8c 为插补堆积试件横截面显微硬度, 试件底部硬度最大, 中间区域维氏硬度约在 150~180 HV。对比发现三组试件显微硬度自底部至顶部先减小后增大, 其中平行往复试件面硬度最



(a) 平行往复



(b) “十”字正交



(c) 插补堆积

图 8 试件维氏硬度

Fig. 8 Vickers hardness of specimens. (a) parallel reciprocating; (b) cross shaped; (c) insert stacking

大。分析认为试件底部主要为细小的胞状 γ 奥氏体, δ 铁素体含量很少, 故底部显微硬度较高。随着试件高度增加, 热量累积逐渐加重, 形成粗大的树枝晶, 故显微硬度从下到上呈现下降趋势。而试件上部不再经受之后增材热作用, 且散热条件发生改变, 因此顶部形成大量细密等轴枝晶组织, 显微硬度又呈现上升趋势。

2.4 拉伸性能

图 9 为三组试件的拉伸性能对比, 从图中发现纵向拉伸时平行往复试件极限抗拉强度最高, 可以达到 601 MPa; 横向拉伸状态下插补堆积试件的抗拉强度最高, 极限抗拉强度为 600 MPa; “十”字正

交试件各向断后伸长率最大, 纵向、横向断后伸长率分别为 43.3%, 42.92%。且“十”字正交试件极限抗拉强度和断后伸长率在横、纵方向上均表现出一致性, 性能各向同性好。分析认为纵向拉伸时平行往复试件的沉积焊道与载荷方向一致, 起到了类似于轧制过程中纤维组织的作用, 极限抗拉强度提高。图 10 为试件焊道熔合宏观形貌, 从图 10a 中可以看出平行往复试件中存在薄弱的锯齿状熔池边界。

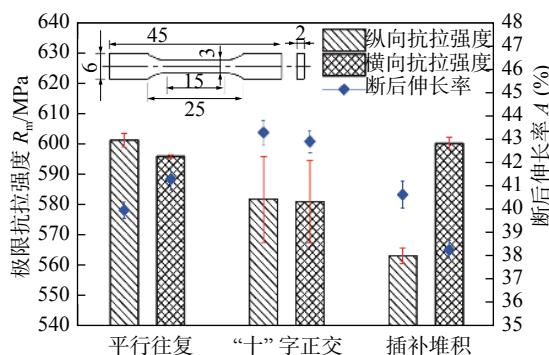


图 9 试件拉伸性能

Fig. 9 Tensile properties of specimens

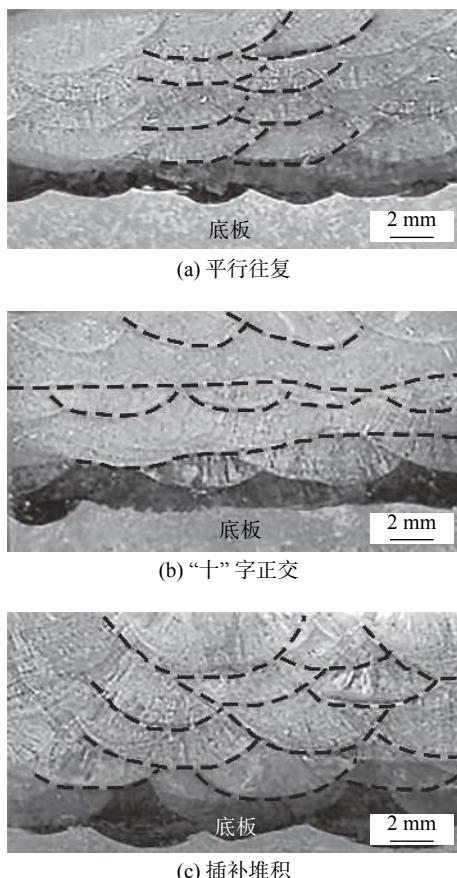


图 10 试件熔合形貌

Fig. 10 Fusion morphology of specimens. (a) parallel reciprocating; (b) cross shaped; (c) insert stacking

界。而图 10c 中插补堆积试件熔池边界散乱分布, 几乎不存在集中的锯齿状熔池边界, 即上层沉积焊道能够有效弥补下层沉积焊道薄弱的熔池边界, 有利于提高极限抗拉强度。此外散乱的熔池边界将会阻碍试件的变形, 起到类似晶界强化作用, 因此横向拉伸时插补堆积试件的极限抗拉强度很高。如图 10b 所示, “十”字正交试件熔池边界过渡较平行往复、插补堆积试件平缓, 无锯齿状薄弱边界。此时试件的塑性变形能力不再仅由晶粒滑移决定, 熔池边界滑移将对试件塑性变形产生重要影响^[13]。平缓的熔池边界有利于降低应力集中程度, 提高塑性变形能力, 因此“十”字正交试件断后伸长率较高。在“十”字正交试件的偶数层发现如图 11 所示的“类等轴晶组织”, 说明了“十”字正交试件的显微组织具有更多的生长方向, 因此试件的力学性能表现出各向同性。

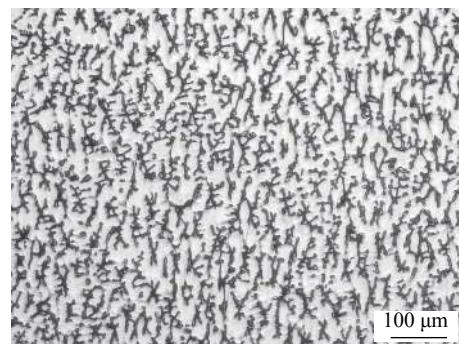


图 11 类等轴晶组织

Fig. 11 Microstructure similar to equiaxed crystals

3 结论

(1) 三组试件底部组织、顶部组织无明显差异。底部组织主要为 γ 奥氏体。试件顶部均发生组织偏转现象, 且出现细小等轴晶区域。

(2) 三组试件中部组织主要为 γ 奥氏体及 δ 铁素体, 组织形态存在明显差异。平行往复试件树枝晶粗大发达, 生长方向高度一致; “十”字正交试件柱状树枝晶具有更多的生长方向, 枝晶紊乱, 层间过渡区域大。插补堆积试件具有良好的散热条件, 二次枝晶不发达, 组织细密。

(3) 三组试件的维氏硬度自底板至顶部呈现先减小后上升的趋势, 平行往复试件显微硬度最大, 稳定区维氏硬度约在 180~240 HV。

(4) 对于纵向拉伸, 平行往复试件的极限抗拉

强度最高, 为 601 MPa; 对于横向拉伸, 插补堆积试件的极限抗拉强度最高, 为 600 MPa。“十”字正交试件拉伸性能各向异性最小, 塑性最好, 横、纵断后伸长率分别为 42.92%, 43.3%。

参考文献

- [1] 刘理想, 柏兴旺, 周祥曼, 等. 电弧增材制造多层单道堆积的焊道轮廓模型函数 [J]. 焊接学报, 2020, 41(6): 24–29, 36.
Liu Lixiang, Bai Xingwang, Zhou Xiangman, *et al.* Study on the weld profile model function of multi-layer single-pass deposition in wire and arc additive manufacturing[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(6): 24–29, 36.
- [2] Ding D, Shen C, Pan Z, *et al.* Towards an automated robotic arc-welding-based additive manufacturing system from CAD to finished part[J]. Computer-aided Design, 2016(73): 66–75.
- [3] Marshall P. Austenitic stainless steels: microstructure and mechanical properties[M]. Amsterdam: Elsevier, 1984.
- [4] 王晓光, 刘奋成, 方平, 等. CMT 电弧增材制造 316L 不锈钢成形精度与组织性能分析 [J]. 焊接学报, 2019, 40(5): 100–106.
Wang Xiaoguang, Liu Fencheng, Fang Ping, *et al.* Analysis of forming accuracy and microstructure performance of 316L stainless steel by CMT arc additive manufacturing[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(5): 100–106.
- [5] Xu X, Mi G, Luo Y, *et al.* Morphologies, microstructures, and mechanical properties of samples produced using laser metal deposition with 316L stainless steel wire[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2017, 94: 1–11.
- [6] Xiong J, Li Y, Li R, *et al.* Influences of process parameters on surface roughness of multi-layer single-pass thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 252: 128–136.
- [7] Ali Gökhan Demir. Micro laser metal wire deposition for additive manufacturing of thin-walled structures[J]. Optics & Lasers in Engineering, 2018, 100: 9–17.
- [8] 张金田, 王杏华, 王涛. 单道多层电弧增材制造成形控制理论分析 [J]. 焊接学报, 2019, 40(12): 63–67.
Zhang Jintian, Wang Xinghua, Wang Tao. Theoretical analysis of forming control in single-pass multilayer arc additive manufacturing[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(12): 63–67.
- [9] Guo P, Zou B, Huang C, *et al.* Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 240: 12–22.
- [10] 贺立华. 焊接快速成形 316L 不锈钢的组织和性能研究 [D]. 南昌: 南昌航空大学, 2015.
He Lihua. Microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel fabricated by welding rapid forming[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2015.
- [11] 陈晓晖, 张述泉, 冉先喆, 等. 电弧功率对 MIG 电弧增材制造 316L 奥氏体不锈钢组织及力学性能的影响 [J]. 焊接学报, 2020, 41(5): 42–49.
Chen Xiaohui, Zhang Shuquan, Ran Xianzhe, *et al.* Effect of arc power on microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel 316L fabricated by high efficient arc additive manufacturing[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(5): 42–49.
- [12] 李旭文, 宋刚, 张兆栋, 等. 激光诱导电弧复合增材制造 316 不锈钢的组织和性能 [J]. 中国激光, 2019, 46(12): 101–109.
Li Xuwen, Song Gang, Zhang Zhaodong, *et al.* Microstructure and properties of 316 stainless steel produced by laser-induced arc hybrid additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(12): 101–109.
- [13] Wen S F, Li S, Wei Q S, *et al.* Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(11): 2660–2667.

第一作者简介: 刘黎明, 1967 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师; 主要从事绿色低能耗焊接制造技术及设备的科研和教学工作; 发表论文 100 余篇; Email: liulm@dlut.edu.cn.
通信作者简介: 张兆栋, 副教授; Email: skyezzd@dlut.edu.cn.

(编辑: 朱艳)