

TIG 电弧增材制造 5356 铝合金微观组织与拉伸性能

赵鹏康^{1,2}, 唐成¹, 蒲尊严², 李言^{1,2}, 李淑娟^{1,2}

(1. 西安理工大学, 陕西省机械制造装备重点实验室, 西安, 710048;
2. 西安理工大学, 教育部数控机床及机械制造装备集成重点实验室, 西安, 710048)

摘要: 针对 TIG 电弧增材制造 5356 铝合金试样不同区域微观组织及性能变化开展研究。结果表明, 试样结合层与沉积层水平交替呈现, 底部区域沉积层宽度最大 (~ 2.4 mm), 中间稳定区最小 (~ 1.6 mm); 沉积层组织均以等轴晶为主, 在灰色基体上弥散分布黑色 β -Al₃Mg₂ 第二相, 并伴有少量 Mg₂Si 和 (FeMn)Al₆ 金属间化合物, 结合层存在大量气孔及缩孔等缺陷; 底部区域沉积层晶粒尺度最小, 而结合层缺陷最多。不同区域水平方向强塑性无明显差异 ($R_m = 274$ MPa, $A = 32.3\%$), 垂直方向强度与水平方向近似相等, 但断后伸长率下降到 26%, 两个方向拉伸断口均以等轴韧窝为主。3 个区域沉积层硬度值稳定, 底部沉积层硬度值略高于其余区域, 而结合层硬度值波动明显。

关键词: 5356 铝合金; 电弧增材; 微观组织; 强塑性

中图分类号: TG 444.2 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20190925002

0 序言

电弧增材制造 (wire arc additive manufacturing, WAAM) 是基于逐层熔覆—堆焊原理来控制金属零件成形的一种先进数字化技术, 具有无模具、成本低、效率高以及柔性好等优势, 特别适合于大尺寸、结构复杂及快速近净成形结构件^[1]。铝合金因其密度小、比强度和断裂韧性高、抗腐蚀性好等优点, 成为 WAAM 优选材料^[2]。

目前, 关于铝合金 WAAM 的研究主要集中在控形与控性两个大的方面。在控形方面, 主要基于数值模拟^[3] 与试验方法^[4-5], 研究了焊接工艺参数对成形试样尺寸的影响规律。在控性方面, 主要集中在堆焊结构件组织和力学性能的研究。Wang 等人^[6] 通过 VP-TIG 方法研究 4043 铝合金堆焊试样微观组织演变, 研究结果表明, 顶部沉积层为细小枝晶结构, 中间和底部沉积层为粗大柱状和胞状晶; 结合层柱状晶从基板向上呈现出外延生长趋势。刘一博等人^[7] 采用冷金属过渡技术 (CMT) 研究了 4043 铝合金多层成形试样的力学性能, 结果表明, 多层成形试样拉伸断口表现出一定的沿晶脆性断裂特征, 且随堆积层数增加, 晶粒粗化、杂质元

素在晶界富集严重。柏久阳等人^[8] 研究了 2219-TIG 填丝堆焊成形薄壁试样组织特征, 结果表明顶部区域组织呈树枝状, 中下部区域组织形态多样, 条纹、等轴、柱状和平面组织依次循环出现, 且在层间位置存在一定量的孔隙缺陷。李承德等人^[9] 研究了 WAAM 对 ZL114A 铝合金组织与性能的影响, 结果表明, 与传统铸造方法相比, WAAM 制备的 ZL114A 铝合金组织枝晶间距更小、第二相弥散分布在 α -Al 基体上, 力学性能显著提升, 拉伸断口呈现韧性断裂特征。

5 系铝合金因其密度低、强塑性高及疲劳性能优异等特点, 已在工业中广泛应用, 而该系铝合金 WAAM 过程组织凝固机理及力学性能等特征研究较少。文中系统研究了 5356 铝合金 TIG-WAAM 过程不同区域沉积层与结合层的凝固机理, 并分析了不同位置强塑性变化规律, 探讨了微观组织与力学性能之间的内在联系, 为 5356 铝合金 WAAM 技术的工程应用提供理论基础与数据支撑。

1 试验方法

试验材料选用 ER5356 铝合金焊丝, 直径 1.2 mm, 堆焊基板选用 5052 铝合金, 尺寸为 200 mm × 100 mm × 8 mm, 两种材料化学成分如表 1 所示, 利用快速装卸夹具固定四周。电弧增材成形系统包括

收稿日期: 2019-09-25

基金项目: 中国博士后面上基金 (2017M613172); 陕西省教育厅自然科学基金 (17JK0562); 校博士启动基金 (102-451116012).

工业机器人和焊机两部分,电弧增材成形系统运动执行部分选用松下六轴多关节工业机器人-TM 1400G3,焊机选用松下 300BP4-钨极氩弧焊机,送

丝装置采用型号为 YW-CRF011HAE 数字化送丝机。堆焊方式为无脉冲交流成形,其工艺参数如表 2 所示。

表 1 焊丝和基板化学成分(质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of welding wire and substrate

材料	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
5356	0.25	0.4	0.1	0.1	5	0.1	0.1	0.15	余量
5052	0.25	0.4	0.1	0.1	2.5	0.25	0.1	0.05	余量

表 2 试验工艺参数
Table 2 Experimental process parameters

电流 I/A	焊接速度 $v/(m \cdot min^{-1})$	送丝速度 $v_s/(m \cdot min^{-1})$	基板预热 $T/^\circ C$	弧长 L/mm	气体流量 $q/(L \cdot min^{-1})$	起弧停留 t_1/s	熄弧延迟 t_2/s
170	0.32	3.4	25	3	15	0.4	0.2

堆焊结束后,在顶部、中间和底部分别选取 $10 mm \times 10 mm \times 10 mm$ 立方体金相试样,经打磨、抛光后用凯乐试剂(2 mL HF, 3 mL HCl, 5 mL HNO₃, 190 mL H₂O)腐蚀处理后在 OLYMPUS GX51 光学显微镜观察微观组织。使用 Tukon 2100B 显微/维式硬度计测量堆焊截面硬度分布,载荷为 1 N,保压时间为 10 s、测试点间隔为 0.25 mm。依据 GB/T 2651—2008《焊接接头拉伸试验方法》进行焊接接头拉伸试验,拉伸试样尺寸:总长 100 mm,标距部分长 32 mm,宽度 6 mm,厚度 3 mm,测试在 Instron 3382 型电子万能材料试验机上进行,应变速率为 $10^{-2} s^{-1}$,拉伸试样和金相试样取样位置如图 1 所示,使用 TESCAN-VEGA 扫描电镜进行接头拉伸断口形貌及第二相形态分布表征。

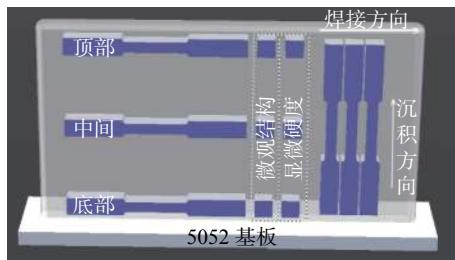


图 1 拉伸及金相试样位置示意图

Fig. 1 Schematic of tensile and metallographic specimen location

2 试验结果与讨论

2.1 成形件宏观形貌及组织特征

2.1.1 薄壁件宏观形貌

图 2 为堆焊成形薄壁试样宏观形貌,由基板与

堆焊层组成,堆焊层中沉积层与结合层交替呈现,在光镜下沉积层呈暗灰色,结合层呈浅白色。沉积层为焊丝在电弧作用下的熔化部分,在下一层堆焊过程中未熔化;结合层为部分熔化的上层焊道和熔化的焊丝的混合部分,处于两道沉积层之间。从图中可以看出试样起弧端凸起和熄弧端塌陷较严重,上表面呈圆弧态,堆焊试样侧壁有明显的层间条纹特征。表面圆弧形态主要归因于液态金属表面张力作用;层与层之间的外表面略呈圆弧形,这是层间堆积残留的痕迹,层间条纹近似呈平行状分布^[10]。起弧端凸起及熄弧端塌陷主要是由于起弧停留和熄弧延迟作用所引起的缺陷遗传累积效应。

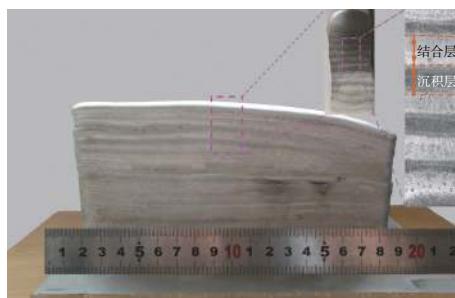


图 2 堆焊试样宏观形貌
Fig. 2 Macroscopic morphology of sampling

起弧阶段,保护气体优先打开,可使堆焊起弧端焊前被惰性气体充分保护;送丝开始前钨极电弧保持一段时间可对基板和堆焊层起到预热作用,有利于焊丝的充分熔化;送丝开始后停留约 0.4 s 使起弧端焊丝充分熔化,形成良好的堆焊形貌。在熄弧过程中,电弧移动与送丝同时停止可有效避免多余的焊丝堆积,形成均匀的堆焊层;送丝停止后电

弧保持可使未熔化的焊丝充分熔化, 保护气体延迟可有效阻隔高温堆焊层与空气接触, 避免界面与空气中的活性气体发生化学反应。在单层堆焊过程中起弧端凸起和熄弧端塌陷并不显著, 但随着堆焊层的累积, 缺陷遗传效应使起弧端凸起与熄弧端塌陷现象逐渐显著, 最终在多层单道堆焊结构件起弧及熄弧端形成了比较明显的差别。

2.1.2 微观组织特性

图 3 为试样顶部、中间和底部区域的微观组织。从图上可以看出, 底部沉积层平均宽度约为 2.4 mm (图 3a), 中间稳定区沉积层宽度最小, 约为 1.6 mm (图 3b), 而顶部沉积层宽度介于底部与中间稳定区之间, 与中间稳定区接近, 约为 1.9 mm (图 3c)。3 个区域的结合层均存在气孔和缩孔缺陷, 底部区域结合层缺陷最多 (图 3a-I), 且该区域沉积层晶粒尺度最小, 约为 50~80 μm (图 3a-II), 而其余两个区域晶粒尺度较大, 约为 70~100 μm (图 3b 和图 3c)。不同区域沉积层宽度、缺陷及晶粒度的变化主要归因于热积累及热耗散的不同。沿堆焊薄壁件生长方向进行分析, 底部区域靠近基板, 焊前基板未预热, 且具有较大面积, 因此底部区域堆焊层

冷却速率最高, 液态熔池在向两边缘开始流动前已基本凝固, 因此该区域沉积层宽度最大, 约为 2.4 mm, 如图 3a 所示; 与此同时, 晶粒形核后没有足够的时间长大, 导致该区域晶粒较小, 平均直径约为 50~80 μm, 如图 3a-II 所示; 较快的冷却速率也使形成的气孔来不及快速扩散和溢出, 故在该区域结合层形成了大量的气孔和缩孔缺陷^[11-12], 如图 3a-I 所示。在中间稳定区, 能量由堆焊前的累积热量和随后堆积热量共同组成, 且该区域通过热传导散热较困难, 主要为辐射散热, 故冷却速率缓慢, 液态沉积层在凝固之前向两侧发生了流动, 导致该区域沉积层宽度较小, 平均约为 1.6 mm, 如图 3b 所示; 较长的冷却时间使晶粒形核后容易长大, 其平均晶粒尺度约为 70~100 μm, 如图 3b-II 所示; 同时气体也容易发生扩散和溢出, 使该区域结合层气孔和缩孔等缺陷减少, 如图 3b-I 所示。在顶部区域, 前一沉积层累积的热量与中间稳定区相同, 但随后堆焊结束而使散热速率较中间稳定区略快, 故该区域沉积层宽度与中间稳定区接近, 约为 1.9 mm, 如图 3c 所示; 平均晶粒尺度和缺陷与中间稳定区近似相同, 如图 3c-I 和 3c-II 所示。

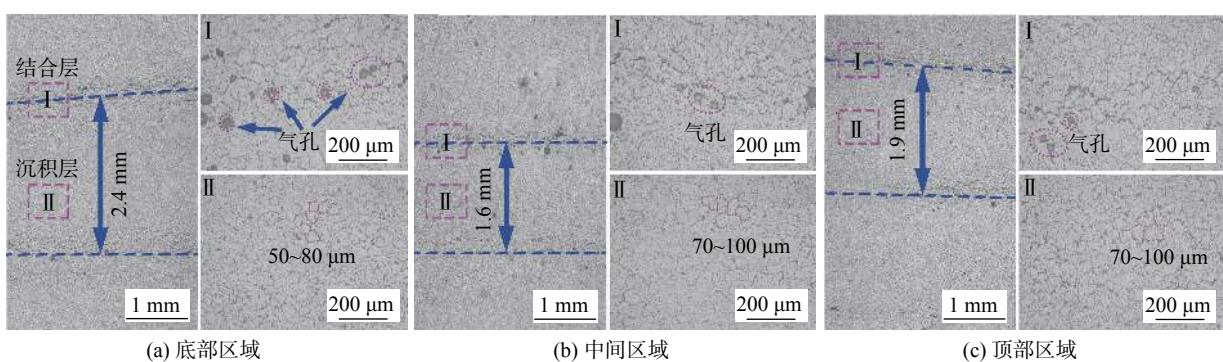


图 3 不同区域微观组织

Fig. 3 Microstructure of the different areas. (a) at the bottom; (b) at the middle; (c) at the top

图 4 为中间稳定区结合层与沉积层组织特征, 表 3 为图 4c 中不同位置的点能谱分析结果。

图 4a 为沉积层与结合层宏观形貌, 图 4c 为沉积层微观组织, 可以看到在灰色基体上弥散分布大量细小的等轴晶, 能谱分析表明沉积层灰色基体为 α -Al, 黑色等轴状组织主要由 β -Al₃Mg₂ 第二相和金属间化合物 Mg₂Si 和 (FeMn)Al₆ 组成^[13], 黑色颗粒周围出现的白色区域主要是由 Mg 元素偏析形成。图 4b 为结合层组织, 从图上可以清晰地看到结合层存在气孔及缩孔现象, 气孔近似为球状, 其直

径约为 50 μm (图 4b-I), 缩孔呈不规则形状, 直径小于气孔 (图 4b-II)。气孔及缩孔等缺陷形成的原因主要有以下几个方面: ① 在 5356 铝合金堆焊过程中, 焊丝本身会携带部分水分, 在电弧作用下产生氢气, 氢和铝有较高的亲和力, 且在液态铝中的溶解度 (0.69 mL/100 g) 远高于固体铝中的溶解度 (0.036 mL/100 g), 相差约 20 倍, 所以在液相铝快速凝固过程中, 这些无法溢出的气体形成气孔; ② 堆焊过程虽然是在氩气保护环境下进行, 但在堆焊过程中很难保证工件和空气完全隔离, 由于结合层高

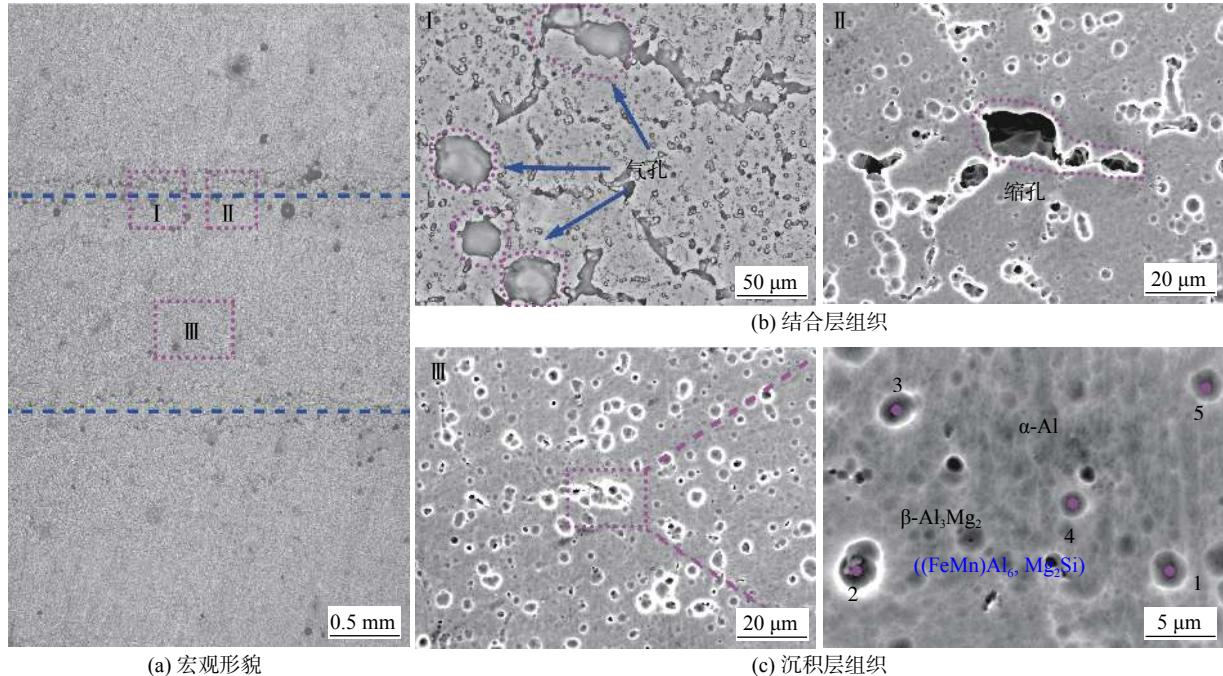


图 4 结合层与沉积层微观组织

Fig. 4 Microstructure of the interlayer and deposition layer. (a) macro morphology; (b) microstructure of the interlayer; (c) microstructure of the deposition layer

表 3 图 4c 中不同位置的化学成分 (质量分数, %)

Table 3 Chemical composition of different areas in Fig. 4c

序号	Mg	Al	Si	Mn	Fe
1	5.19	94.39	—	0.11	0.31
2	4.76	93.15	0.07	0.21	1.81
3	4.98	94.77	—	—	0.24
4	4.08	95.48	—	0.17	0.26
5	3.78	96.22	—	—	—

温铝合金遇到空气极易形成氧化膜，电弧阴极清理作用破坏氧化膜，破碎的氧化膜为气孔形核提供了条件，故结合层区域异质形核的可能性远远超过了其它位置。缩孔主要是由于冷却过程中破碎枝晶的间隔作用，使液相凝固过程受阻且不均匀，导致液态金属回填不足，易在晶界处产生形状不规则缩孔。

2.2 拉伸性能分析

图 5 为水平与垂直方向强度和塑性试验结果，从图 5a 可以看出，薄壁试样水平方向不同区域及垂直方向的强度均无明显差异，其平均抗拉强度约为 274.0 MPa，屈服强度为 111.5 MPa；从图 5b 可以看出，试样水平方向不同区域断后伸长率近似相等，其平均值约为 32.5%，而垂直方向断后伸长率下降到 26%，可见水平方向塑性明显高于垂直方向。这主要是由于在垂直方向上沉积层与结合层交

替出现，结合层由于存在气孔和缩孔等堆焊缺陷，故在拉伸过程中结合层更容易起裂，造成垂直方向上塑性降低，成为整个堆焊试样最薄弱部位。

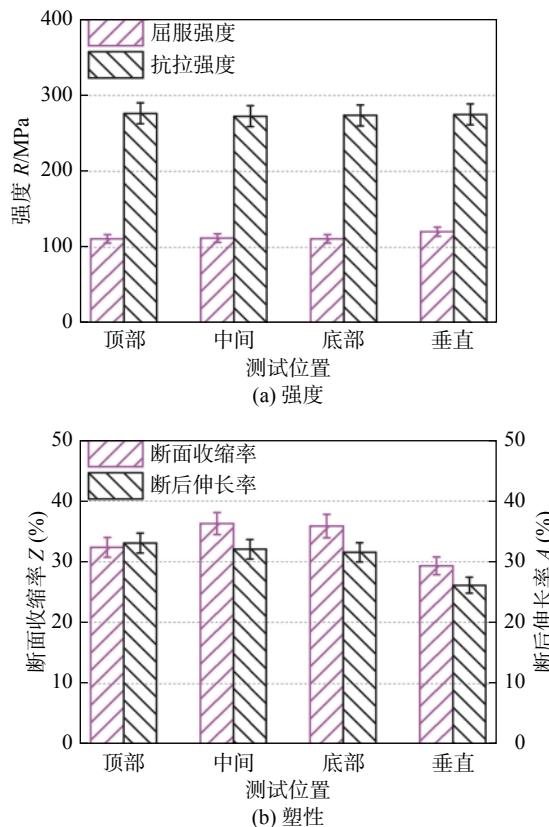


图 5 拉伸性能

Fig. 5 Tensile property. (a) strength; (b) plasticity

2.3 断口形貌分析

图 6 为拉伸试样断口形貌, 分别选取水平方向中间稳定区和垂直方向各 3 个拉伸试样进行拉伸试验, 断裂位置如图 6a 所示。从图中可以看出, 垂直方向拉伸断裂面垂直于拉应力方向, 而水平方向拉伸断裂面平行于最大切应力并与主应力近似成 45° 角, 为典型的韧性断裂。图 6b 为垂直拉伸侧面的断裂位置, 从图中可以看出试样断裂于结合层位置, 有大量气孔和缩孔等缺陷存在, 使该处成为最薄弱部位。图 6c 为垂直拉伸断

口形貌, 从图中能更加清晰的看到大量均匀分布的气孔和缩孔, 在缺陷周围以韧窝为主。图 6d 为水平方向拉伸断口形貌, 可以看出在水平方向结合层与沉积层交替出现, 对沉积层和结合层放大, 分别如图 6e 和图 6f 所示, 可以看出沉积层以等轴韧窝为主, 韧窝均匀分布, 而结合层存在大量气孔缺陷。由于水平拉伸方向与试样沉积方向平行, 即拉伸方向平行于结合层方向, 因此该方向拉伸不可能断裂于结合层, 故该方向的塑性略高于垂直方向。

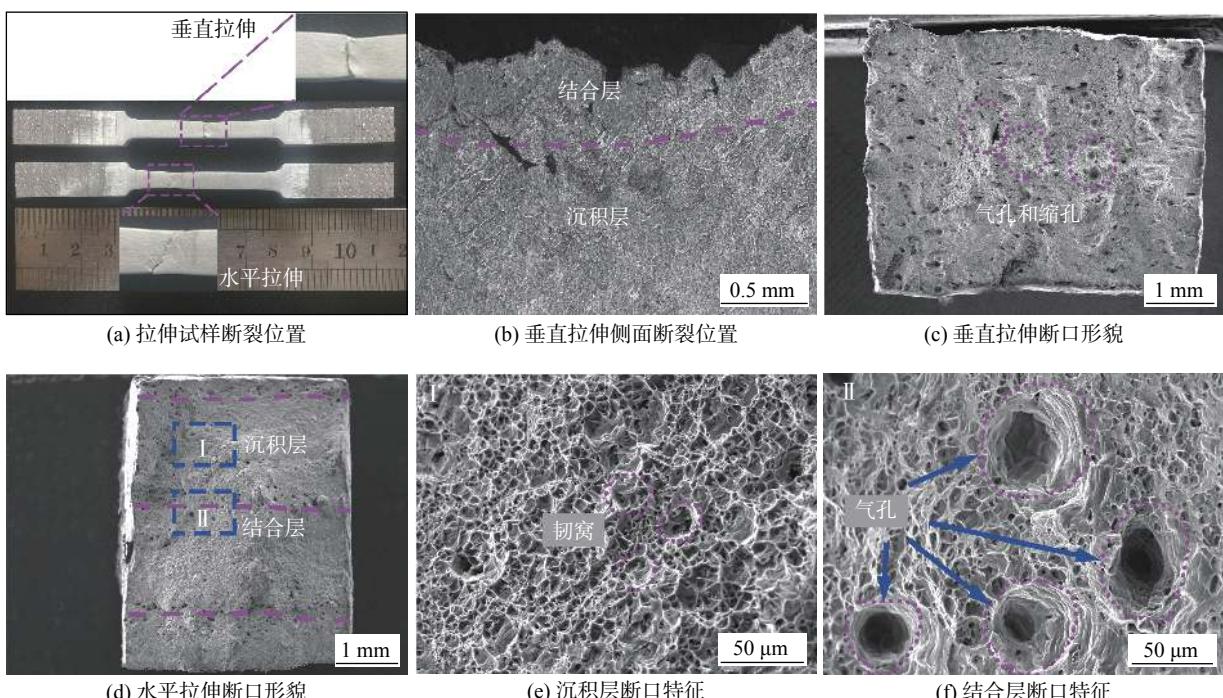


图 6 拉伸试样断口形貌

Fig. 6 Fracture morphology of the tensile samples. (a) fracture location of tensile specimen; (b) lateral fracture location in vertical direction; (c) macro fracture morphology in vertical direction; (d) macro fracture morphology in horizontal direction; (e) fracture characteristics in the deposition layer; (f) fracture characteristics in the interlayer

2.4 硬度分析

图 7 为顶部、中间和底部 3 个区域硬度测试位置图, 在每个区域垂直沉积层方向打两条硬度线。图 8 为 3 个区域的硬度值, 图 8a 为顶部区域显微硬度值, 可以看出沉积层硬度值稳定在 70 HV 附近, 而结合层硬度值波动非常显著, 存在明显下降的硬度值, 最低硬度值在 35 ~ 45 HV 之间, 主要是由于结合层存在大量气孔和缩孔等缺陷, 故导致该缺陷位置硬度值大幅下降。图 8b 和图 8c 分别为中间和底部区域硬度值, 可见这两个区域的硬度值与顶部区域硬度值有类似的变化规律, 但底部区域沉积层硬度值更稳定, 其平均硬度值略高于中间和顶部区域沉积层硬度值, 主要归因于底部区域沉积层

晶粒尺寸较小, 以较细小的等轴晶为主, 细晶强化作用导致该处硬度值略高于其它区域。

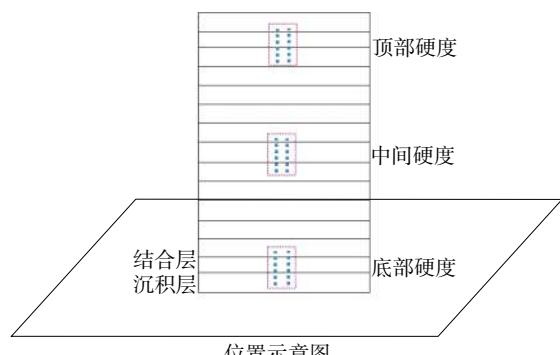


图 7 硬度测试位置示意图

Fig. 7 Schematic of location of hardness test

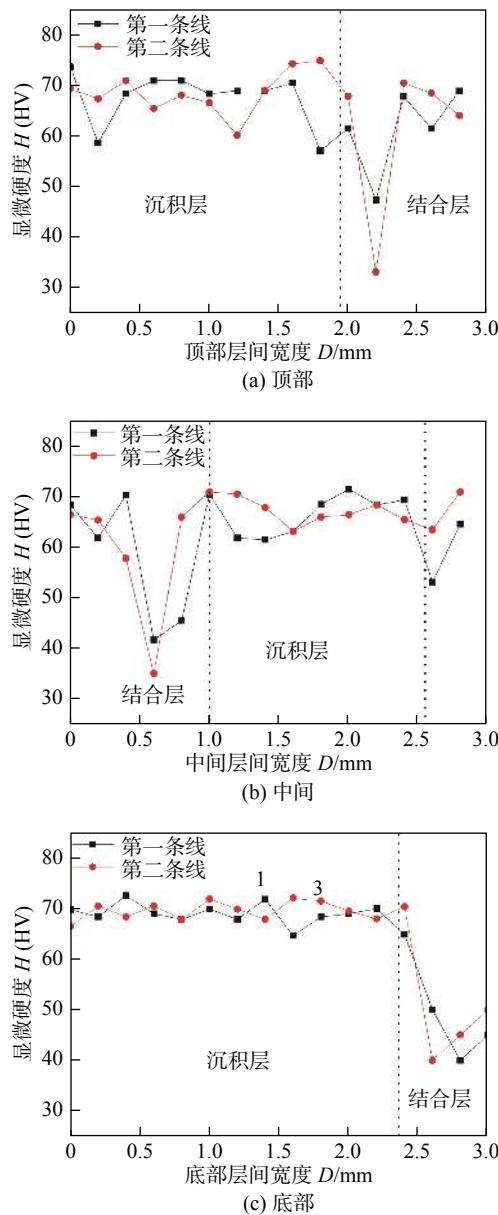


图 8 不同区域显微硬度

Fig. 8 Microhardness of the different areas. (a) at the top; (b) at the middle; (c) at the bottom

3 结论

(1) 堆焊试样结合层与沉积层水平交替呈现，底部区域沉积层宽度最大 (~ 2.4 mm)，中间稳定区最小 (~ 1.6 mm)，而顶部沉积层宽度介于底部与中间稳定区之间 (~ 1.9 mm)，与中间稳定区接近。

(2) 沉积层组织均以等轴晶为主，在灰色 α -Al 基体上弥散分布黑色 β - Al_3Mg_2 第二相，并伴有少量 Mg_2Si 和 $(FeMn)Al_6$ 金属间化合物，结合层存在大量气孔及缩孔等缺陷；底部区域沉积层晶粒尺度最小，而结合层缺陷最多。

(3) 不同区域水平方向强度和塑性无明显差异 ($R_m = 274$ MPa, $A = 32.3\%$)，垂直方向强度与水平方向近似相等，但断后伸长率下降到 26%，两个方向拉伸断口均以等轴韧窝为主。

(4) 3 个区域沉积层硬度值比较稳定，底部区域沉积层硬度值更稳定，且其平均硬度值略高于中间和顶部区域，而结合层硬度值波动明显。

参考文献

- [1] Ding J, Colegrove P, Mehnen J, et al. Thermo-mechanical analysis of wire and arc additive layer manufacturing process on large multi-layer parts[J]. Computational Materials Science, 2011, 50(12): 3315 – 3322.
- [2] Zhang B, Wang C, Wang Z, et al. Microstructure and properties of Al alloy ER5183 deposited by variable polarity cold metal transfer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 267: 167 – 176.
- [3] 贾金龙, 赵玥, 董明晔, 等. 基于温度函数法的铝合金电弧增材制造残余应力与变形数值模拟 [J]. 焊接学报, 2019, 40(9): 1 – 6. Jia Jinlong, Zhao Yue, Dong Mingye, et al. Numerical simulation on residual stress and deformation for WAAM parts of aluminum alloy based on temperature function method[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(9): 1 – 6.
- [4] 张兆栋, 曾庆文, 刘黎明, 等. 铝合金激光诱导 MIG 电弧增材制造成形尺寸规律 [J]. 焊接学报, 2019, 40(8): 7 – 12. Zhang Zhaodong, Zeng Qingwen, Liu Liming, et al. Forming regularity of aluminum alloy formed by laser induced MIG arc additive manufacturing[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(8): 7 – 12.
- [5] Ortega A, Galvan L, Salem M, et al. Characterisation of 4043 aluminium alloy deposits obtained by wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2019, 24: 538 – 547.
- [6] Wang H, Jiang W, Ouyang J, et al. Rapid prototyping of 4043 Al-alloy parts by VP-GTAW[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 148: 93 – 102.
- [7] 刘一搏, 孙清洁, 姜云禄, 等. 基于冷金属过渡技术快速成形工艺 [J]. 焊接学报, 2014, 35(7): 1 – 4. Liu Yibo, Sun Qingjie, Jiang Yunlu, et al. Rapid prototyping process based on cold metal transfer arc welding technology[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(7): 1 – 4.
- [8] 柏久阳, 范成磊, 杨雨晨, 等. 2219 铝合金 TIG 填丝堆焊成形薄壁试样组织特征 [J]. 焊接学报, 2016, 37(6): 124 – 128. Bai Jiuyang, Fan Chenglei, Yang Yuchen, et al. Microstructures of 2219-Al thin-walled parts produced by shaped metal deposition[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2016, 37(6): 124 – 128.