等离子弧异质异构增材制造构件的 组织与力学性能分析

徐俊强^{1,2}, 彭勇^{1,2}, 刘智慧^{1,3}, 周琦^{1,2}, 孔见^{1,2} (1. 南京理工大学,南京 210094; 2. 南京理工大学 受控电弧智能增材技术工信部重点实验室,南京 210094; 3. 江苏烁石焊接科技有限公司,南京 211135)

摘 要:采用等离子弧增材系统实现了不锈钢/高强钢异质异构增材构件制备,等离子弧增材构件具有良好的沉积 形貌及优异的力学性能.为揭示叠合方式对等离子弧异质增材构件的宏微观组织和力学性能特征影响,研究采用 了体视显微镜、金相显微镜、拉伸及硬度等测试方法.结果表明,不锈钢/高强钢异质异构增材构件中存在两种过渡 形式,即以奥氏体枝晶过渡和马氏体组织过渡.增材构件横截面硬度波动较大,主要是混合过渡区域的高合金元素 导致的组织变化引起的.叠合方式的改变能够显著影响材料性能,在强度下降不多的情况下,提高材料的冲击 韧性.

关键词: 异质增材制造; 异构; 高强钢/不锈钢; 交替叠合; 力学性能

中图分类号: TG 456.2 文献标识码: A doi: 10.12073/j. hjxb. 2019400298

0 序 言

增材制造也被称作 3D 打印,不同于传统加工 方式的减材制造,它是通过逐层沉积原材料的方式 来实现三维构件的近净成形^[1].尽管在过去的三十 年中,增材制造技术仅被少数行业用于原型制造, 但其生产效率高,制造成本低的优点,吸引了制造 业的广泛关注^[2].现阶段较为成熟的增材制造工艺 中,电弧熔丝增材制造技术 (WAAM) 是唯一能够 实现大型构件制备的增材制造技术,因为其设备价 格低廉、原材料制备简单以及沉积效率高,广泛应 用于航空、海洋、石油和天然气等行业^[2-3].

钢作为传统的结构材料广泛应用于航空、航 天、航海、能源、化工等领域.科学技术的不断发展 对各类工程机械性能提出了更高要求,单一均质材 料在发展过程中逐渐面临瓶颈,多种材料复合将成 为未来发展趋势^[4].利用增材制造逐层沉积的特 点,匹配工业生产需求,整合不同材料的性能优势, 进行优化组分结构设计,获得性能优异的非均质材 料^[5].Liu等人^[6]将电子束焊接用于 RAFM 钢和 316L 钢的连接,并进行焊后热处理,研究热处理对 接头性能和组织影响.试验结果表明接头硬度随着 温度升高而降低,焊接过渡区域出现了明显的成分 梯度.刘东宇等人^[7]研究了 E36 高强钢和 304 不锈 钢的电子束焊接接头组织演变过程.试验结果表 明,304 侧热影响区无明显变化,但在熔合区出现了 少量的δ铁素体;焊缝中心成分较为均匀,但在 两侧熔合区出现了成分梯度,并导致了硬度变化. Vidyarthy等人^[8]研究了 P91 高强钢和 316L 不锈 钢焊接接头显微组织、力学和耐腐蚀性能.试验结 果表明,接头中存在δ铁素体、奥氏体、马氏体且分 布不均匀;拉伸试验中,拉伸试样失效位置在 316L 侧熔合边界;在 Charpy冲击试验中,316L 侧热影 响区 (HAZ) 吸收最大冲击能量,而 P91 钢侧 HAZ 最小冲击能量.

基于以上不锈钢与高强钢焊接研究结果,文中 拟开展等离子弧异质异构增材制造工艺研究.文中 通过对异质增材构件的微观组织形貌和过渡方式 进行分析,并对构件的力学性能进行表征,揭示了 异质异构增材制造中叠合方式对增材构件力学性 能影响规律,并通过采用 SEM 对失效断口进行分 析,探究异质异构增材构件的失效方式.该研究结 果为高强钢增材制造协调强度-韧性冲突研究提供 了一定的参考.

收稿日期:2019-05-24

基金项目:国家自然科学基金资助项目 (51805265);国防科技创新特区 项目.

1 试验方法

试验采用尺寸为 500 mm × 300 mm × 12 mm

的 316 L 不锈钢板作为增材制造基板,使用直径规格为 1.2 mm的 ER316L 不锈钢焊丝和 ER130S-G 高强钢焊丝作为沉积材料,试验材料符合 AWS A5.9-93 和 AWS A5.82 要求,其化学成分见表 1.

	表 1 基板以及焊丝化学成分 (质量分数,%)
Table 1	Chemical compositions of base plate and welding wires

材料	С	Mn	Si	Ni	Мо	Cr	Fe
316L基板	0.019	1.97	0.69	13.4	2.67	16.9	余量
ER316L	0.014	2.07	0.55	12.9	2.28	19.2	余量
ER130S-G	0.074	1.78	0.63	2.18	0.57	0.44	余量

试验采用的等离子弧增材制造系统包括增材 熔覆单元和运动单元,增材熔覆单元由 Fronius 公 司的 Magicwave 3000 TIG 交直流一体化焊机和 Thermalcut 公司的 PWM 3000 等离子焊枪组成;运 动单元由瑞士 ABB 公司提供的六自由度弧焊机器 人以及 L 型二轴变位机组成,利用配套控制装置可 实现自动送丝,路径规划等功能.

增材试验前,用240号、400号砂纸打磨 316L 不锈钢基板表面并用酒精擦拭,去除基板表 面氧化层和油污. 熔丝增材制造对于高度较为敏 感,为实现良好的表面成形,在试验过程中将基板 固定减小表面变形. 高强钢和不锈钢的热物理属性 存在差异,因此采用不同的增材工艺,其工艺参数 为:不锈钢熔覆电流为 130 A, 沉积速度为 12.6 cm/min,送丝速度为 0.6 m/min, 沉积加摆, 摆宽为 5mm, 摆长为3mm; 高强钢熔敷电流 110 A, 沉积速度 9 cm/min, 双丝送丝速度均为 0.75 m/min. 沉积过 程选用的保护气为 Ar + 2%O2,保护气流量为 18 L/min;离子气采用纯氩,离子气流量为 0.9 L/min, 控制层间温度为 100 ℃, 层与层之间沉积路径垂 直. 等离子焊枪的其它参数分别设定为:电弧电压 为 25 V, 喷嘴直径为 3.2 mm, 喷嘴高度为 8 mm, 钨极内缩量为3mm. 为探究异质异构增材构件叠 合方式对其力学性能影响,采用了不同的堆积模 式,分别为"高强钢+(一层、两层、三层)不锈钢+ 高强钢"三明治结构和"(一层、两层)高强钢+不锈 钢"交替叠合结构,并改变不锈钢层数,与纯不锈钢 和高强钢增材构件进行对比,来揭示异质增材制造 增韧的限制条件.

采用电火花线切割机在增材构件截取拉伸试 样、金相试样和冲击试样.分别采用 240号、 400 号、600 号、800 号砂纸打磨金相试样表面,待 表面无明显划痕后,用金相抛磨机进行抛光处理. 抛光后将试样置于硝酸酒精中刻蚀,采用体视显微 镜对试样横截面进行观察.采用 Zeiss 光学显微镜 对金相试样显微组织进行观察,将金相置于 60 ℃ 水浴环境下,试样腐蚀时间为 45 s,采用腐蚀液为 苦味酸盐酸硝酸酒精溶液.采用 FEI Quanta250F 场发射扫描电镜对过渡界面进行观察,结合 EDS 对界面成分变化进行分析.显微维氏硬度试验在自 动转塔数显显微维氏硬度计上进行,设定载荷为 300 g,加载时间设定为 10 s.采用 CSS-44100 万能 试验机,依据国家标准 GB/T 228—2002 对增材构 件的室温下拉伸强度进行测试.采用 JBS-300B 摆锤冲击试验机测试增材构件的冲击韧性,试样尺 寸依据国家标准 GB-T229—2007 进行截取.

2 结果及分析

2.1 增材构件宏观结构分析

等离子弧不锈钢/高强钢异质增材构件的横截 面宏观形貌如图 1 所示.图中试样包含了"高强 钢 + 不锈钢 + 高强钢"和"高强钢 + 不锈钢"交替叠 合沉积两种模式.从图中能够发现等离子弧增材制 造单层沉积良好,沉积致密,未发现气孔、未熔合的 等凝固缺陷^[9].层间分界线较为平整,层与层之间 纹路平行度良好.对比不同的试样,能够看到单层 厚度较为均匀,不锈钢平均单层厚度为1 mm,高强 钢单层平均厚度为 1.5 mm.因为不锈钢和高强钢 耐蚀性能差异,在硝酸酒精刻蚀下表现出不同的衬 度.图中较为暗的区域为不锈钢,白色区域为高强 钢,能够看到不锈钢和高强钢存在一个过渡区域.



图 1 等离子弧增材构件低倍图 Fig. 1 Macrograph of as-fabricated parts

2.2 显微组织分析

等离子弧不锈钢/高强钢异质增材构件显微组 织形貌如图 2所示.图 2a 所在区域靠近不锈钢基 板,主要受到不锈钢合金元素的影响,组织为马氏 体组织: 图 2b 所在区域位于高强钢中心区域, 组织 为下贝氏体和粒状贝氏体组织;图 2c 所在区域为 不锈钢增材沉积区域,组织为奥氏体组织和残余铁 素体. 等离子弧不锈钢/高强钢异质增材构件的组 织形貌分布与纯高强钢增材构件组织存在明显差 异. 纯高强增材构件组织自下而上依次分别为: 底

部为针状铁素体、粒状贝氏体;中部为粒状贝氏体 和马氏体-奥氏体组元:顶部为针状铁素体、粒状贝 氏体和马氏体-奥氏体组元^[10]. 在高强钢沉积在不 锈钢过程中,形成了不锈钢和高强钢的混合熔池, 因为不锈钢中合金元素较多以及增材过程中的冷 却速度较快,使得室温下过渡区域的组织形貌呈现 为马氏体组织. 在后续的沉积过程中, 热量不断累 计导致的冷却速度减慢,以及合金元素含量的降 低,使得室温下高强钢区域组织形貌呈现为粒状贝 氏体和下贝氏体组织. 不锈钢沉积过程中, 主要的 散热方式为对流传热和基板传热两种,总体温度梯 度是平行于沉积方向,组织主要是以柱状树枝晶为 主,同时存在少量的等轴树枝晶^[11].在靠近高强钢 的重熔不锈钢层蠕虫状δ铁素体减少,主要是因为 元素被稀释后, Creq/Nieq(铬当量/镍当量)降低, 改变 了不锈钢的凝固模式,由F+A转变为A+F模式, 初生相由 δ 相转变成 γ 相,使得 δ 相铁素体无法残 留下来^[12].



(b) 高强钢中心区域组织形貌

图 2 等离子弧增材构件显微组织形貌 Fig. 2 Microstructure of the as-fabricated parts

图 3 所示为等离子弧不锈钢/高强钢异质增材 构件界面微观组织形貌. 不锈钢/高强钢异质增材 构件中包含了高强钢 + 不锈钢增材界面和不锈钢 + 高强增材界面两种界面. 图 3a 为底部高强钢和不 锈钢增材界面,高强钢侧为粒状贝氏体组织,不锈 钢侧为奥氏体组织,在两个界面交界处包括了 28 um



(a)底部高强钢和不锈钢增材界面



(b) 中部不锈钢和高强钢增材界面



(c)上部高强钢和不锈钢增材界面



的马氏体重熔区和 35 μm 的奥氏体枝晶区. 图 3b 为中部不锈钢和高强钢增材界面,不锈钢侧为奥氏 体组织,高强钢侧为马氏体组织,在两者交界区域 为 20 μm 的奥氏体枝晶区,由于高强钢本身组织为 马氏体组织,组织变化不大. 图 3c 为上部高强钢和 不锈钢增材界面,其中不锈钢为奥氏体组织,高强 钢为马氏体组织,在两者交界区域为 87 μm 的马氏 体重熔区.因此在异质增材过程中,高强钢和不锈 钢组织过渡区域存在两种过渡形态:奥氏体枝晶区 和马氏体重熔区.奥氏体枝晶区大都出现在多层高 强钢和不锈钢交界位置,马氏体重熔区出现在单层 或两层高强钢和不锈钢交接位置.

2.3 显微硬度测试

图 4 为等离子弧不锈钢/高强钢异质异构增材 构件横截面的硬度分布.从图中能够看到基板显微 硬度为 230 HV;当高强钢沉积以后,在五个构件中 均出现了强度迅速提高的现象;随着高强钢的继续 沉积,硬度出现了下降的趋势,稳定在 300 HV ± 30 HV;当不锈钢沉积在高强钢上时,在高强钢和不 锈钢混合区出现了硬度提高的现象;不锈钢沉积层 硬度出现了明显下降,平均硬度在 200 HV.



图 4 增材构件横截面显微硬度 Fig. 4 Microhardness profile on the cross-section of specimens

等离子弧不锈钢/高强钢异质异构增材构件横 截面硬度波动都是出现在异质材料交界位置.硬度 变化位置与组织变化规律相同,硬度波动主要是因 为组织变化带来的.混合层由于合金元素增加,当冷 却至室温时,主要组织为马氏体组织,相较于奥氏 体、铁素体和贝氏体组织,马氏体组织具有更高硬 度.随着沉积高度的增加,热量不断累计导致高强钢 冷却至室温时的组织为粒状贝氏体和铁素体组织, 因此在高强钢连续沉积时出现了硬度下降的现象.

2.4 力学性能分析

图 5 为不锈钢/高强钢异质异构增材构件的力 学性能统计图. 从图 5a 中能够看到,对于"高强 钢+不锈钢+高强钢"三明治结构,随着不锈钢的 增加,构件的抗拉强度逐渐降低,断后伸长率逐渐 提高. 但当掺杂一层不锈钢时,抗拉强度和断后伸 长率与纯高强钢构件一致,主要是因为不锈钢沉积 在高强钢的过程中,不锈钢和高强钢在熔池中不断 的混合,形成了马氏体重熔层,提高了材料的强度, 减少了不锈钢添加的影响. 此外,对于"高强钢+ 不锈钢"叠层结构,材料的强度下降不多,但是断后 伸长率增加. 当叠层结构中,不锈钢之间间隔两层 高强钢时相较于间隔一层不锈钢,不仅强度得到提 高,材料的断后伸长率也增加了,其主要原因是叠 层结构存在拔出效应,夹心高强钢越厚,提高的强 度也越高.



(b) 等离子弧不锈钢/高强钢异质增材构件的冲击韧性



拉伸样件在失效过程中经历了以下几个过程, 不锈钢和高强钢同时处于弹性变形阶段;不锈钢首 先屈服,高强钢仍处于弹性变形阶段;高强钢和不 锈钢同时屈服阶段;试样断裂阶段,高强钢和不锈 钢的抗拉强度出现差异,在发生断裂过程中,"不锈钢+高强钢"叠层结构出现了类似于贝壳纤维拔出效应,并且夹层高强钢刚度越大,材料强度提高越多.

图 5b 所示为不锈钢/高强钢异质异构增材构件的冲击吸收能量统计图.从图中对能够看到对于 "高强钢 + 不锈钢 + 高强钢"三明治结构随着不锈 钢的层数的增加,构件的冲击吸收能量得到提高, 其主要原因是不锈钢具有良好的冲击吸收能量,层 数越多,不锈钢含量越多,抗冲击性能越好.对于 "高强钢 + 不锈钢"叠层结构,夹层高强钢越厚,冲 击吸收能量越好,主要是因为马氏体冲击吸收能量 较差,而在界面过渡区域主要是马氏体组织,高强 钢厚度减少,马氏体含量增加,使得构件的冲击吸 收能量明显降低.

不锈钢/高强钢异质异构增材构件的强度与韧 性关系如图 6 所示.从图中能够看到对比纯高强 钢,"高强钢 + 不锈钢 + 高强钢"的结构随着不锈钢 增加,强度降低,冲击吸收能量相应的得到了提高, 但"高强钢 + 不锈钢"交替叠合结构在强度降低较 少的情况下,显著的提高了材料的冲击吸收能量. 因此,采用结构设计方式,使得金属材料突破"强 度-韧性冲突",提高材料的综合性能.



图 6 等离子弧异质异构增材构件强度与韧性 Fig. 6 Ultimate tensile strength vs. impact toughness of specimens fabricated by WAAM with arc plasma

图 7 所示为纯高强钢和"不锈钢 + 高强钢"交 替叠合结构增材构件拉伸试样断口形貌. 从图中能 够明显看到两个试样的断口存在大量的韧窝, 是明 显的韧性断裂形貌. 纯高强钢试样断口主要是等轴 韧窝, 但是"不锈钢 + 高强钢"交替叠合结构增材构 件试样的断口包括等轴韧窝和剪切韧窝. 这说明高 强钢增材构件均匀性良好, 拉伸过程中在正交应力 条件下发生断裂, 形成了等轴韧窝. 但对叠层构件 来说,高强钢断裂收到的力是正应力,但其断后伸 长率较低,高强钢断裂后不锈钢仍具有变形能力, 从而使得不锈钢受到切应力作用,显微孔洞被拉 长,形成了半椭圆状韧窝,使得试样的断后伸长率 得到提高.



(a) 纯高强钢



(b) 不锈钢/高强钢叠层

图 7 断口形貌 Fig. 7 Fracture morphologies of the specimens

3 结 论

(1)在等离子弧不锈钢/高强钢异质异构增材制造构件中,界面结合良好,根据组织特点可以分为纯不锈钢层、高强钢层和不锈钢/高强钢混合层.不锈钢钢层组织为奥氏体组织和残余铁素体;高强钢层组织为下贝氏体和粒状贝氏体;不锈钢/高强钢混合层组织为马氏体组织.

(2)高强钢和不锈钢过度界面存在两种过渡模式:以奥氏体枝晶形式进行过渡,以马氏体组织进行过渡,奥氏体枝晶区大都出现在多层高强钢和不锈钢以及不锈钢和高强钢的交界位置,马氏体重熔区出现在单层或两层高强钢和不锈钢交接位置.

(3) 等离子弧不锈钢/高强钢异质异构增材制造 构件硬度波动较大, 不锈钢/高强钢混合层的硬度相 对较高, 纯不锈钢区域明显下降. (4) 不锈钢/高强钢异质异构增材构件对材料的 强度和冲击吸收能量影响较大,"高强钢 + 不锈钢" 交替叠合结构能够改变构件失效模式,在略微牺牲 强度情况下提高韧性;不锈钢含量增加能够明显提 高冲击吸收能量.

参考文献:

- Xiong J, Yin Z, Zhang W. Closed-loop control of variable layer width for thin-walled parts in wire and arc additive manufacturing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 233: 100 – 106.
- [2] Ding D, Pan Z, Cuiuri D, et al. A practical path planning methodology for wire and arc additive manufacturing of thin-walled structures[J]. Robotics & Computer Integrated Manufacturing, 2015, 34(C): 8 – 19.
- [3] Yang D, He C, Zhang G. Forming characteristics of thin-wall steel parts by double electrode GMAW based additive manufacturing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 227: 153 – 160.
- [4] 张温馨,姚 渭,刘莹莹,等. 异种合金的连接工艺特征及其界面的组织性能 [J]. 材料导报, 2015, 29(21): 98-102.
 Zhang Wenxin, Yao Wei, Liu Yingying, *et al.* Joining process feature and interfacial microstructure properties of dissimilar alloy[J]. Materials Reports, 2015, 29(21): 98-102.
- [5] 冯吉才,王 廷,张秉刚,等. 异种材料真空电子束焊接研究现状分析 [J]. 焊接学报, 2009, 30(10): 108 112.
 Feng Jicai, Wang Yan, Zhang Bingang, *et al.* Research status analysis of electron bean welding for joining of dissimilar mateails[J].
 Transactions of the China Welding Institution, 2009, 30(10): 108 112.

- [6] Liu G L, Yang S W, Han W T, *et al.* Microstructural evolution of dissimilar welded joints between reduced-activation ferriticmartensitic steel and 316L stainless steel during the post weld heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 722: 182 – 196.
- [7] 刘东宇,李 东,李凯斌,等. E36 与 304 电子束焊接接头的组 织及性能 [J]. 航天制造技术, 2014(6): 29 33.
 Liu Dongyu, Li Dong, Li Kaibin, *et al.* Microstructure and properties of welded joint of E36 steel and 304 stainless steel by electron beam welding[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014(6): 29 33.
- [8] Vidyarthy R S, Kulkarni A, Dwivedi D K. Study of microstructure and mechanical property relationships of A-TIG welded P91–316L dissimilar steel joint[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 695: 249 – 257.
- [9] Das S, Bourell D L, Babu S S. Metallic materials for 3D printing[J]. MRS Bulletin, 2016, 41(10): 729 – 741.
- [10] 曹嘉明. 电弧熔丝增材制造高强钢零件工艺基础研究 [D]. 武 汉:华中科技大学. 2017.
- [11] Feng Y, Zhan B, He J, et al. The double-wire feed and plasma arc additive manufacturing process for deposition in Cr-Ni stainless steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 259: 206 – 215.
- [12] Rajasekhar K, Harendranath C S, Raman R, et al. Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: a color metallographic and electron microprobe analysis study[J]. Materials Characterization, 1997, 38(2): 53 – 65.

第一作者简介:徐俊强, 男, 1995年出生, 博士研究生. 主要 从事钛合金增材制造研究. Email: JunQ_X@outlook.com 通信作者简介: 周琦, 男, 教授. Email: cheezhou@njust. edu.cn