

# 等离子异质增材过渡区的组织性能研究\*

徐俊强<sup>1,2</sup>,周琦<sup>1,2</sup>,彭勇<sup>1,2</sup>,王克鸿<sup>1,2</sup>,孔见<sup>1,2</sup>

(1. 南京理工大学材料科学与工程学院, 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)

**[摘要]** 采用等离子增材系统制备了不锈钢/高强钢异质增材构件, 构件内部无气孔、未熔合、夹渣等缺陷。为研究异质过渡界面组织特征, 采用了体视显微镜、金相显微镜以及扫描电镜等测试方法。测试结果表明, 高强钢熔敷不锈钢时, 会产生宽度为 1.1mm 的过渡区, 但不锈钢熔敷高强钢就不会产生明显的过渡区。不锈钢/高强钢之间存在 3 种界面, I 型界面由不锈钢、高强钢以及熔合界面组成; II 型界面的熔合界面不明显, 在高强钢和不锈钢被马氏体区分隔开来; 将不锈钢、奥氏体铁素体混合区和过渡区定义为 III 型界面。通过对界面处进行 EDS 分析, 结果表明在 I 型界面, Cr 和 Ni 含量会发生突变, 但在 II 型界面和 III 型界面, 成分变化较为缓慢, 变化宽度分别为 70 $\mu\text{m}$  和 40 $\mu\text{m}$ 。对界面区域进行显微硬度测试, 测试结果表明硬度突变宽度与成分变化宽度趋势一致, 从大到小依次为 II 型界面 > III 型界面 > I 型界面。

**关键词:** 超等离子增材制造; 异质; 不锈钢/高强钢; 界面; 显微组织

**DOI:**10.16080/j.issn1671-833x.2019.18.056



徐俊强

博士研究生, 主要从事高能束流增材制造工艺的研究。

电弧熔丝增材制造是采用电弧作为沉积热源, 将金属丝材熔化后逐层逐道沉积, 获得复杂构件的成形方法。因其原料来源广、沉积效率高、保护效果好的特点, 广泛应用于航空航天领域的中大型金属构件的整体化成形<sup>[1]</sup>。

钢作为传统的结构材料广泛应用于制造行业, 但随着行业发展, 单一均质材料已无法满足工程机械性能要求, 多种材料复合已成为金属材料的发展趋势<sup>[2]</sup>。增材制造采用三维切片, 逐层逐道沉积, 能够实现一维尺度上的组织、成分控制, 从而与生产需求进行匹配, 获得性能优异的非均质构件, 实现材料-结构-功能一体化<sup>[3-4]</sup>。但在非均质构件的增材制造过程中, 异质钢的组织

结构、化学成分等多方面存在明显差异, 使得异质材料结合过渡区域成分变化规律、组织演变特性尚不明确。

针对异质钢材结合过渡区域成分变化、组织演变规律, 周彦林等<sup>[5]</sup>在低合金高强钢 SA-516-70N 基材表面沉积不锈钢层, 获得了良好的堆积层, 堆积层主要组织为树枝状奥氏体, 过渡层组织为奥氏体、铁素体和碳化物。Ming 等<sup>[6]</sup>研究了高强钢和不锈钢焊接接头的组织变化, 发现其结合界面没有发现铁素体, 证明了该区域的凝固方式为“奥氏体-铁素体”模式。Wang 等<sup>[7]</sup>采用了扫描电镜和能谱 (SEM/EDS)、透射电镜 (TEM) 分析了 A508-Alloy 52 的焊接接头, 发现其存在两种过渡界面,

\* 基金项目: 国防科技创新特区项目。

并定义为 I 型界面和 II 型界面,其中 I 型界面为明显的熔合界面,而 II 型界面为 A508 和 Alloy 52 M 之间存在马氏体组织区域。

目前,关于异种钢的结合过渡区域成分变化和组织演变有所报道,但对于增材制造过程中的异种钢结合过渡区域的研究尚未展开。针对上述问题,本文开展等离子异质钢增材制造过渡界面区研究。通过对不锈钢和碳钢的过渡区组织分析,采用 SEM/EDS 进行成分分析,并采用显微硬度方式评价过渡界面的性能的变化。该研究结果为异质增材制造提供了一定参考,为非均质一体化成形设计提供了新思路。

## 试验及方法

本试验采用的基板为 500mm×300mm×12mm 的轧制 316L 不锈钢板,使用的沉积材料为直径  $\phi 1.2$ mm 的 ER316L 不锈钢焊丝和 ER130S-G 高强度焊丝,试验材料符合 AWS A5.9-93 和 AWS A5.82 要求,基板和焊丝化学成分见表 1。

试验采用的等离子增材制造系统是基于瑞士 ABB 公司生产的六自由度弧焊机器人和 L 型二轴变位机,由 Fronius 公司提供的 Magicwave 3000 TIG 交直流一体化焊机和 Thermalcut 公司的 PWM 3000 等离子焊枪提供沉积热源,利用配套控制系统和送丝系统完成等离子异质构件的成形。

增材试验之前,采用砂纸对 316L 基板进行打磨,并采用丙酮对基板表面进行清洗,去除表面油污。在增材过程中,热输入较大,基板极易产生变形,影响沉积过程稳定性,因此采用工装夹具固定基板,减少基板变形。沉积过程选用 Ar+2% O<sub>2</sub> 作为保护气,保护气流量为 18L/min,离子气选用纯氩,气体流量为 0.9L/min。保护气采用 Ar+2% O<sub>2</sub> 的目的在于提高电弧稳定

性,改善润湿性和沉积道成形,获得平整的沉积道。高强度钢自身含有 Si、Mn 等脱氧元素,在沉积过程中形成焊渣,从而避免保护气对高强度钢熔敷组织造成氧化。根据高强度钢和不锈钢热物理属性差异,制订了不同的增材工艺参数,如表 2 所示。为获得良好的沉积形貌,避免未熔合等现象,沉积路径如图 1 所示,层与层之间沉积方向相互垂直交织。

沿着 Z 轴方向从增材构件上截取金相试样,采用不同目数的砂纸依

次打磨金相试样表面,待表面划痕方向趋于一致时,在金相抛磨机上使用 W2.5 的金刚石研磨膏进行抛光。为辨别试样不同区域并分析显微组织,分别采用硝酸酒精及在 60°C 水浴环境下的苦味酸盐酸硝酸酒精溶液刻蚀金相表面,并采用体视显微镜和 Zeiss 光学显微镜进行观察。使用 D8 Advance X 射线衍射仪进行物相分析,设定步长为 0.02°,停留时间为 0.1s。为分析增材构件异质界面组织成分变化,使用配备有 EDS 的

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	C	Mn	Si	Ni	Mo	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

表2 增材过程工艺参数

Table 2 Parameters used for additive manufacturing

材料	熔覆电流 /A	沉积速度 / (cm·min <sup>-1</sup> )	送丝速度 / (m·min <sup>-1</sup> )	沉积摆宽 /mm	沉积摆长 /mm
ER316L	130	12.6	0.6	5	3
ER130S-G	110	9	0.75	—	—

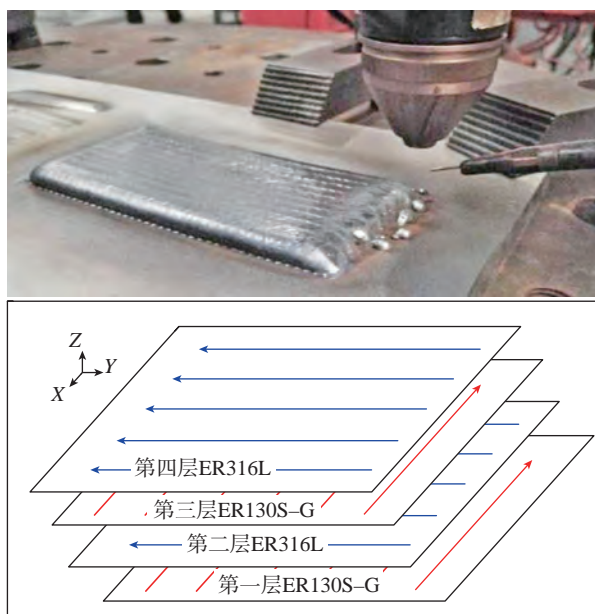


图1 增材过程实物图以及增材路径规划

Fig.1 Diagram of construction of additive manufacturing system and the generation of a sub-path

场发射扫描电镜进行测试分析。沿着Z轴方向对试样横截面进行显微硬度测试,测试过程中设定载荷分别为100g和300g,对应的测试间隔为50 $\mu$ m和200 $\mu$ m,加载时间为10s,通过测量压痕的对角线长度确定该位置的显微硬度。

## 结果与讨论

### 1 宏观组织形貌特征

等离子异质增材构件的横截面如图2所示。高强钢和不锈钢的耐腐蚀性能差异较大,因此采用硝酸酒精溶液刻蚀表面能够看到明显的衬度差异。从图2中能够看到等离子增材制造能够得到质量良好的增材构件,其内部致密,未发现气孔、夹渣、未熔合等缺陷。根据衬度差异,可以看到增材构件的横截面由不锈钢、高强钢和两者混合的过渡区组成,并且只有在高强钢熔敷不锈钢时会存在过渡区。增材构件的单层厚度较为均匀,不锈钢层厚度为1.5mm,高强钢厚度为2.3mm,过渡区域厚度为1.1mm。增材过程中引入了焊枪摆动,使得单层的道与道之间不存在明显的界线。

### 2 显微组织表征

等离子异质增材构件不同区域组织形貌如图3所示,在不同的区域因成分差异、温度场波动等,导致了组织的巨大差异。如图3(a)所示,不锈钢区主要是由奥氏体枝晶和胞

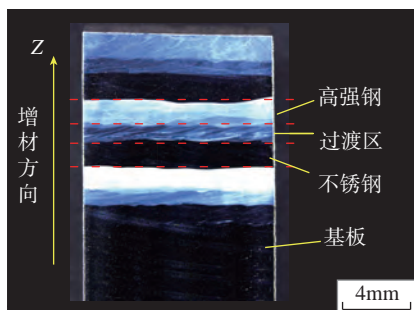


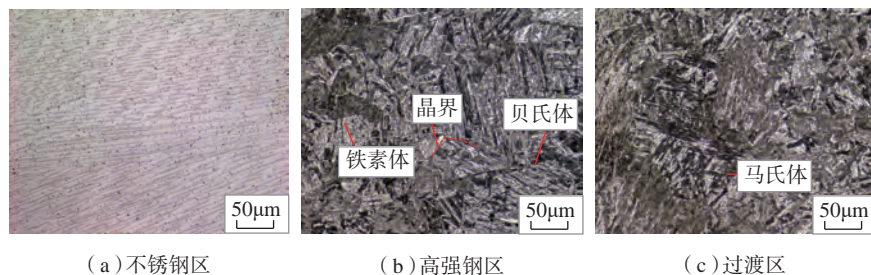
图2 增材构件横截面形貌  
Fig.2 Macrostructure of the as-fabricated part

状组织组成,其中夹杂着少量的铁素体组织。因为增材过程中,散热方式为基板散热和空气对流传热,但当沉积厚度较薄时,基板散热成为主要的散热方式。因为其散热方向为垂直于界面方向,该方向的温度变化更加明显,梯度最大,因此枝晶生长方向垂直于基板<sup>[8]</sup>。本试验中采用的高强钢为低碳合金钢,其组织与冷却速度有关,当冷却速度较快时能够形成马氏体组织,冷却速度较慢时则会形成贝氏体组织。在连续沉积过程中,热量持续输入,使得熔池冷却速度降低,导致高强钢的组织主要由沿着晶界生长的贝氏体组织和铁素体组织组成,局部区域还会出现粒状贝氏体组织(图3(b)),该结果与之前研究结果相吻合<sup>[9-10]</sup>。如图3(c)所示,在过渡区,部分高强钢和不锈钢熔融混合,使得该部分合金元素增多,从而在较低冷却速

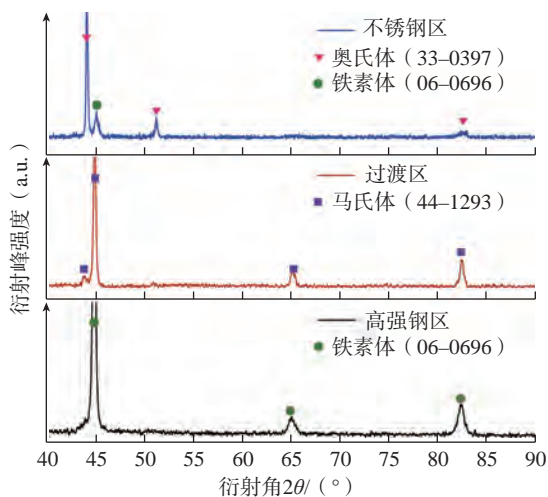
度下能够形成马氏体组织<sup>[7]</sup>。研究表明,当过渡层中的Ni含量低于5%~6%,过渡区域会产生马氏体组织<sup>[11]</sup>。在增材过程中,高强钢熔敷在不锈钢上时,高强钢沉积层底部和上一层不锈钢顶部熔融混合,其中高强钢含量占多数,Ni含量低于5%,从而形成了过渡区;但当不锈钢熔敷在不锈钢上时,由于较少的高强钢熔融进入熔池中,Ni含量较多,无法形成马氏体组织,室温组织以奥氏体组织为主,从而无法形成过渡区<sup>[11]</sup>。为对物相进一步鉴别,采用X射线延伸对每个区域的横截面进行分析,分析结果如图3(d)所示,其结果与金相组织相一致。

### 3 过渡界面组织特征

等离子异质增材构件的界面组织特征如图4所示。当不锈钢熔敷高强钢时,出现了两种界面组织形态,分别为I型界面和II型界面。如



(a) 不锈钢区 (b) 高强钢区 (c) 过渡区



(d) 各区域 XRD 测试结果

图3 不同区域的显微组织形貌

Fig.3 Microstructure and XRD results of the specimen in different regions

图4(a)所示为高强钢和不锈钢的I型界面,不锈钢和不锈钢之间存在清晰的熔合界面,无过渡区域;高强钢和不锈钢的II型界面如图4(b)所示,在不锈钢和不锈钢之间存在120 $\mu\text{m}$ 的马氏体组织区域,不锈钢和不锈钢之间界面大多为I型界面,只有少数区域是II型界面,这与之前的研究结果相一致<sup>[6,12]</sup>。如图4(c)所示,在增材构件中发现了第3种界面类型:在不锈钢区和过渡区的熔合界面不明显,且在两者之间存在明显的枝晶组织,该部分区域为铁素体和奥氏体组织因此定义该界面为III型界面。

一般而言成分和冷却状态是影

响组织演变的重要因素,根据之前组织分析发现,高强钢区域主要组织为贝氏体组织和铁素体组织,而混合区却出现了马氏体组织,这说明增材过程中热量累积明显,冷却速度较慢,温度梯度较小,温度梯度对组织形成演变影响较小,而混合区的成分变化是组织形成演变的重要影响因素,因此需要从成分角度对组织演变进行分析。对于马氏体和奥氏体组织混合区域,凝固至室温时的组织与其化学元素含量有关系,准确地说与熔敷材料的铬当量和镍当量有关。根据舍弗勒提出的改进舍弗勒图可知,材料的 $\text{Cr}_{\text{eq}}$ 和 $\text{Ni}_{\text{eq}}$ (质量分数,%)可由下式计算获得<sup>[13]</sup>:

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = \text{Cr} + \text{Mo} + 1.5\text{Si} + 0.5\text{Nb}$$

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \text{Ni} + 30\text{C} + 0.87\text{Mn}$$

计算得到ER316L的 $\text{Cr}_{\text{eq}}$ 和 $\text{Ni}_{\text{eq}}$ 分别为22.305和14.355,ER130S-G的 $\text{Cr}_{\text{eq}}$ 和 $\text{Ni}_{\text{eq}}$ 分别为1.955和5.29。将ER316L和ER130S-G的 $\text{Cr}_{\text{eq}}$ 和 $\text{Ni}_{\text{eq}}$ 直接绘制在舍弗勒图上,如图5<sup>[13]</sup>所示。可以看到,在不同的稀释比例下,冷却至室温的产物包括奥氏体、铁素体和马氏体组织。因此,当不锈钢熔敷在马氏体组织时,由于沉积过程中的液体流动特性以及冷却速率的变化,稀释比例较少时就形成了I型界面;当热输入较大、稀释比例增加,元素扩散加剧,从而出现II型界面。当高强钢熔敷在不锈钢上时,沿着沉积方向,高强钢稀释程度逐渐增加,组织从奥氏体组织慢慢转变为马氏体组织,当高强钢稀释接近临界值时,不足以形成马氏体组织,但也无法形成完全的奥氏体组织,最终以奥氏体和铁素体混合组织冷却至室温,即形成III型界面,这与舍弗勒图中预测结果一致。

#### 4 过渡界面成分变化

等离子异质增材构件的不锈

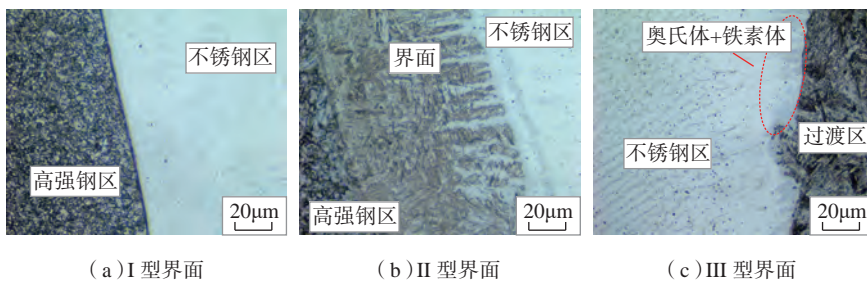


图4 异质界面组织形貌特征

Fig.4 Optical macrographs of the dissimilar materials interface region

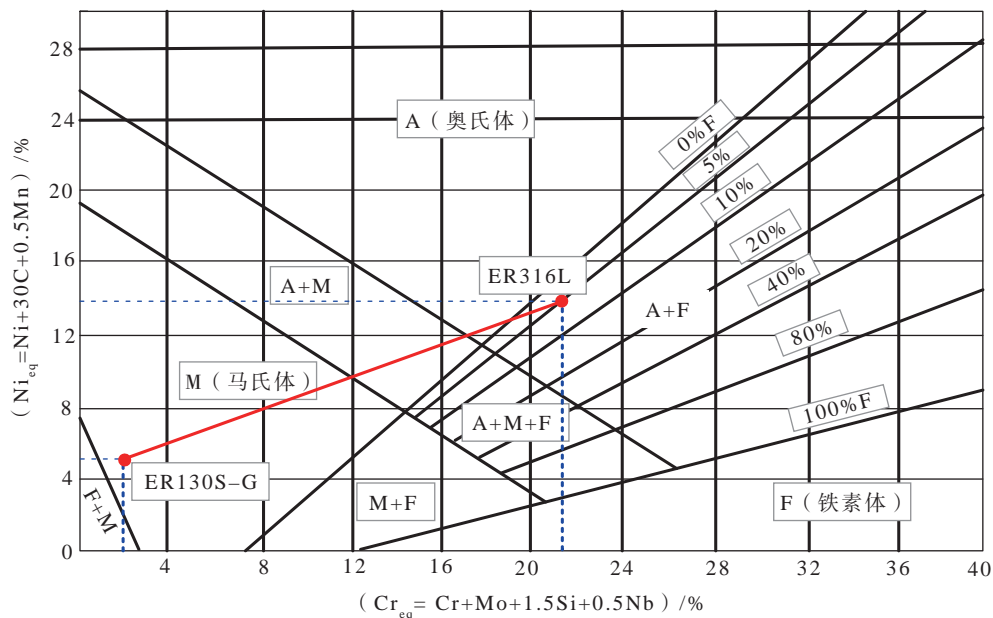


图5 舍弗勒组织图

Fig.5 Schaeffler diagram used for prediction of microstructure in ferritic, austenitic, and ferrite

钢熔敷高强钢界面的 SEM 图片和 EDS 结果如图 6 所示。为提高辨识度,仅对高强钢进行了金相刻蚀。从图 6 中能够看到 I 型界面几乎是直线,但 II 型界面较为不规则,具有一定的弧度。根据 EDS 线扫描结果能够看到, ER316L 比 ER130S-G 具有更高的 Cr 和 Ni 含量。对于 I 型界面, Cr 和 Ni 的含量在 5 $\mu\text{m}$  的范围内发生了急剧的变化,但在 II 型界面含量变化较为缓慢,变化范围为 70 $\mu\text{m}$ ,这与其他学者的研究结果较吻合<sup>[7]</sup>。对 III 型界面的进行线扫描成分分析,发现 Cr 和 Ni 含量也是缓慢变化的,变化范围为 40 $\mu\text{m}$ 。

### 5 过渡界面硬度变化

等离子异质增材构件的横截面硬度测试结果如图 7 所示。考虑到测试的准确性,测试点间隔为 0.2mm。从图 7 中能够看到高强钢区域硬度明显高于不锈钢区域,不锈钢区域硬度较为稳定,在 227HV 附近波动,但高强钢硬度变化较大,最低硬度为 312HV,最高硬度为 431HV。通过对高强钢硬度变化趋势进行分析发现,高强钢内部硬度整体趋势为由高变低,在靠近不锈钢的区域又会有一个增加过程,硬度上升区域主要为过渡区,其原因是产生了硬度较高的马氏体组织。

为进一步测试界面形态对于硬度的影响,将测试间隔缩小为 50 $\mu\text{m}$ ,并采用 100g 的载荷,测试起始点选在不锈钢区或者高强钢区,其测试结果图 8 所示。能够看到,在 I 型界面,高强钢侧硬度变化不明显,波动范围在 (340 $\pm$ 20) HV,当过渡到不锈钢时,硬度降低明显,硬度为 280HV,硬度急剧下降宽度为 50 $\mu\text{m}$ 。对于 II 型界面,硬度出现了明显的增加趋势,界面附近最高硬度达到了 423HV,明显高于 ER130S-G 的硬度,且硬度最高的区域出现在马氏体区域,当过渡到不锈钢时,硬度也出现了明显的下降,硬度下降范围明

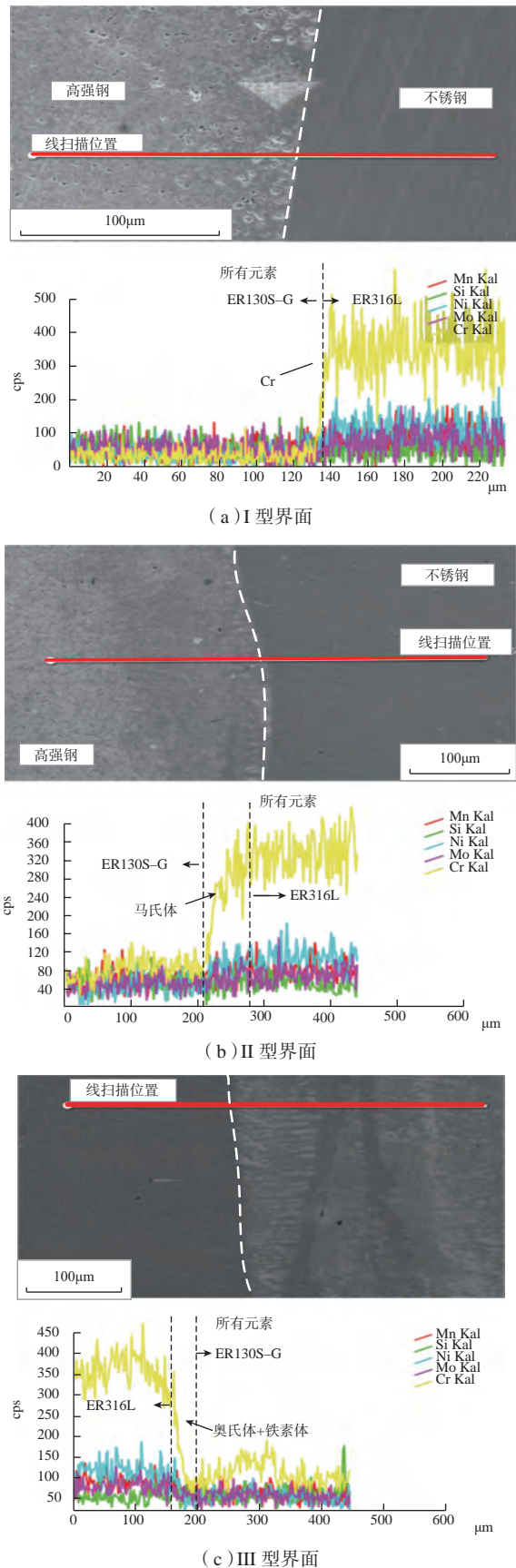


图6 不锈钢熔敷高强钢界面SEM图片及EDS线扫描结果

Fig.6 SEM image of the ER316L/ER130S-G interface region and EDS results

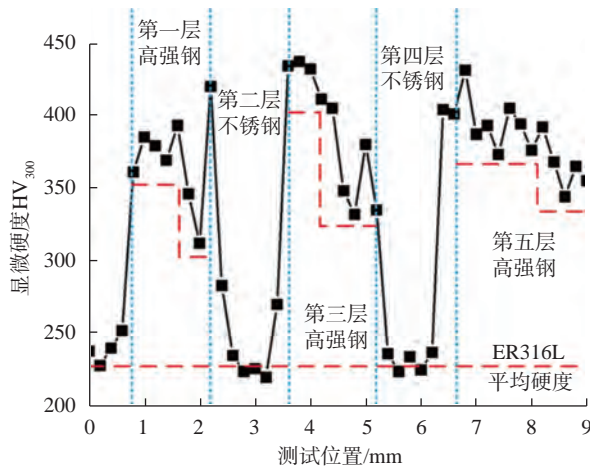


图7 试样横截面显微硬度

Fig.7 Microhardness in the cross section of the specimen

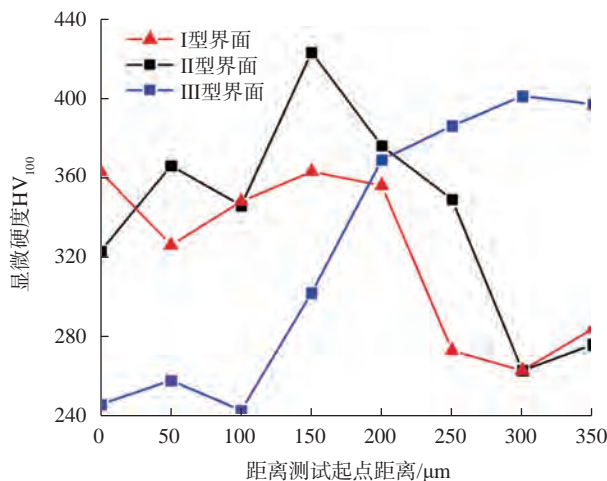


图8 界面显微硬度测试结果

Fig.8 Results of microhardness in the interface regions

显大于  $150\mu\text{m}$ 。对 III 型界面硬度变化进行分析,其硬度也存在波动,最高硬度为  $401\text{HV}$ ,硬度变化范围为  $100\mu\text{m}$ 。硬度取决于组织特征,而成分变化会对组织特征产生影响。结合 3 种界面的线扫描数据可以发现,3 种界面成分变化的宽度趋势与硬度突变宽度趋势一致,均为 II 型界面 > III 型界面 > I 型界面。

## 结论

(1) 等离子异质增材构件的新的存在界面过渡形式,定义为不锈钢/高强度 III 型界面,其熔合界面不明

显,由不锈钢区、奥氏体和铁素体混合区和过渡区组成。除此之外,还存在不锈钢/高强度 I 型界面和 II 型界面, I 型界面具有明显的熔合边界, II 型界面在不锈钢和高强度之间存在马氏体区。

(2) 采用等离子增材制造技术能够获得良好的异质增材构件, ER316L 和 ER130S-G 叠合沉积,结合良好,无气孔、未熔合和夹渣等缺陷。等离子异质增材构件横截面在硝酸酒精的刻蚀下,存在 3 种衬度,分别为由奥氏体组成的不锈钢区,铁素体、贝氏体组成的高强度区和马氏

体组成的过渡区。

(3) 不锈钢熔敷高强度 I 型界面 Cr 和 Ni 成分在界面处急剧变化,变化宽度低于  $5\mu\text{m}$ ,但不锈钢熔敷高强度 II 型界面和 III 型界面 Cr 和 Ni 成分是缓慢过渡的,变化宽度分别为  $70\mu\text{m}$  和  $40\mu\text{m}$ 。

(4) 等离子异质增材构件横截面硬度变化波动较大,硬度突变宽度从大到小依次为 II 型界面 > III 型界面 > I 型界面。

## 参考文献

- [1] DING D H, PAN Z X, 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: 8-19.
- [2] 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 Review, 2015, 29(21): 98-102.
- [3] NIKBAKHT S, KAMARIAN S, SHAKERI M. A review on optimization of composite structures Part II: functionally graded materials[J]. Composite Structure, 2019, 214: 83-102.
- [4] 程卫琴. 双金属交织结构等离子弧增材制造技术研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2017.  
CHENG Weiqin. Research on manufacturing technology of plasma arc with double metal interwoven structure[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2017.
- [5] 周彦林,谷文,朱兴华,等. 双钨极 TIG 奥氏体不锈钢堆焊层组织与性能[J]. 一重技术, 2017(2): 51-56.  
ZHOU Yanlin, GU Wen, ZHU Xinghua, et al. Microstructure and property of austenitic stainless steel clad layer made with twin-tungsten electrode tig welding technique[J].

- CFHI Technology, 2017(2): 51–56.
- [6] MING H L, ZHANG Z M, WANG J Q, et al. Microstructural characterization of an SA508–309L/308L–316L domestic dissimilar metal welded safe-end joint[J]. *Materials Characterization*, 2014, 97: 101–115.
- [7] WANG S Y, DING J, MING H L, et al. Characterization of low alloy ferritic steel–Ni base alloy dissimilar metal weld interface by SPM techniques, SEM/EDS, TEM/EDS and SVET[J]. *Materials Characterization*, 2015, 100: 50–60.
- [8] 申发明. 不锈钢丝基激光增材制造成形工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.
- Shen Faming. Characteristics of wire-based laser additive manufacturing for stainless steel[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015.
- [9] RODRIGUES T A, DUARTE V, AVILA J A, et al. Wire and arc additive manufacturing of HSLA steel: effect of thermal cycles on microstructure and mechanical properties[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 27: 440–450.
- [10] 曹嘉明. 电弧熔丝增材制造高强度零件工艺基础研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2017.
- CAO Jiaming. Fundamental study on wire and arc additive manufacturing technique for high strength steel components[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2017.
- [11] 宋天革. 低合金高强度钢表面不锈钢带极堆焊的研究[J]. *热加工工艺*, 2012, 41(9): 191–192, 195.
- SONG Tiange. Surfacing welding austenitic stainless steel on surface of high-strength low-alloy steel by strip electrode[J]. *Hot Working Technology*, 2019, 41(9): 191–192, 195.
- [12] MING H L, WANG J Q, HAN E H. Comparative study of microstructure and properties of low-alloy-steel/nickel-based-alloy interfaces in dissimilar metal weld joints prepared by different GTAW methods[J]. *Materials Characterization*, 2018, 139: 186–196.
- [13] KOU S. *Welding metallurgy*[M]. 2nd ed. Hoboken: Wiley–Interscience, 2003.
- 通讯作者: 周琦, 教授、博士生导师, 研究方向为高能束流焊接与增材制造等, E-mail: cheezhou@126.com。

## Interface of Dissimilar Steels Fabricated by Plasma Arc Additive Manufacturing

XU Junqiang<sup>1,2</sup>, ZHOU Qi<sup>1,2</sup>, PENG Yong<sup>1,2</sup>, WANG Kehong<sup>1,2</sup>, KONG Jian<sup>1,2</sup>

( 1. School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China;  
2. Key Laboratory of Controlled Arc Intelligent Additive Technology, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China )

**[ABSTRACT]** The stainless steel/high strength steel dissimilar metals component was fabricated by plasma arc additive manufacturing with no defects such as pore, non-fusion and slag inclusion and so on. The stereo microscope, metallographic microscope and scanning electron microscope were carried out to study the microstructure of the interface between stainless steel and high strength steel. The results show that the transition zone with a width of 1.1mm will be found when high strength steel is deposited on stainless steel, but no obvious transition zone will be observed when stainless steel is deposited on high strength steel. There are three kinds of interfaces between stainless steel and high strength steel. Type I interface is composed of stainless steel, high strength steel and fusion boundary. The fusion boundary of type II interface is not obvious and high strength steel and stainless steel is separated by martensite. Type II interface is not obvious and is separated by martensite between high strength steel and stainless steel. The transition zone, stainless steel and a region composed of austenitic and ferrite are defined as type III interface. EDS results show that a sharp concentration change of Cr and Ni exists in the type I interface region, but the concentrations change slowly in the type II interface region and type III interface within a distance of about 70 $\mu$ m and 40 $\mu$ m respectively. The microhardness of the interface area was tested, and its results show that the abrupt hardness width and the component change width had the same trend. From large to small, the order was type II interface > type III interface > type I interface.

**Keywords:** Plasma arc additive manufacturing; Dissimilar material; High strength steel/stainless steel; Interface; Microstructure  
(责编 逸飞)