

大厚度高氮钢多层多道等离子弧增材构件的组织与性能分析

孙 跃^{1,2}, 冯曰海^{1,2,✉}, 刘思余¹, 王克鸿^{1,2}

¹ 南京理工大学材料科学与工程学院, 南京 210094

² 南京理工大学工业和信息化部受控电弧增材制造与焊接重点实验室, 南京 210094

以自研的高氮奥氏体不锈钢焊丝为增材丝材, 采用等离子弧成功堆敷了 25 mm 大厚度高氮钢构件。采用 X 射线检测、光学显微镜、扫描电镜、能谱仪和机械试验机对增材构件的缺陷、成分、组织和力学性能进行了检测分析, 详细考察了堆敷速度对组织和力学性能的影响, 揭示了大厚度多层多道增材制造的组织变化规律和性能增强机制。结果表明: 大厚度高氮钢增材构件内部存在少量气孔, 并且构件内合金元素分布均匀。试样的组织大部分为奥氏体, 还有少量的 δ 铁素体和弥散分布的氮化物, 层间和道间均分布着铁素体带。当堆敷速度由 30 cm/min 下降到 18 cm/min 时, 上下两层相邻焊道交界处铁素体带的宽度由 160 μm 降低到 35 μm , 每层热输入量由 1.275×10^4 kJ 降到 1.042×10^4 kJ; 试样的横向和纵向平均抗拉强度分别提高 90 MPa、76 MPa, 横向和纵向平均延伸率分别提高 6.5%、7.0%, 横向和纵向平均冲击韧度分别提高 12.07 J/cm²、4.02 J/cm², 试样的平均显微硬度提高了 22.2HV。

关键词 高氮钢 等离子弧增材 多层多道 显微组织 力学性能

中图分类号: TG456.2 文献标识码: A

Microstructure and Mechanical Properties of the Large Thickness High Nitrogen Austenitic Stainless Steel Component Deposited by Multi-layer and Multi-pass Plasma Arc Additive Manufacturing Process

SUN Yue^{1,2}, FENG Yuehai^{1,2,✉}, LIU Siyu¹, WANG Kehong^{1,2}

¹ School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China

² MIT Key Laboratory of Intelligent Controlled-arc Additive Manufacturing, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China

High nitrogen austenitic stainless steel (HNS) components of 25 mm thick were deposited successfully by wire and plasma arc additive manufacturing process, in which the self-developed HNS wire is selected as the filling material. Then weld defects, chemical composition, microstructures and mechanical properties of HNS components were tested and analyzed by X-ray detection, SEM, EDS and mechanical testing machine. Moreover, the influences of deposited speed on microstructure and mechanical properties were investigated in details, then the microstructure evolution and enhancement mechanism of multi-layer and multi-pass additive manufacturing process were revealed. Experiment results show that only few tiny pores are found in the deposited samples, and all the alloy elements is evenly distributed in deposited components. The microstructure of the effective deposited layers is composed of large amount of austenite, few δ -ferrite and some nitrides. Meanwhile, lots of ferrite bands are also found at the interfaces of both adjacent deposited layers and adjacent deposited beads. Furthermore, with the deposited speed reducing from 30 cm/min to 18 cm/min, the width of the ferrite band between the upper and lower layers decreases from 160 μm to 35 μm , and the heat input of each deposited layer decreases from 1.275×10^4 kJ to 1.042×10^4 kJ. In addition, the ultimate tensile strength of the deposited samples in horizontal direction and that in vertical direction individually increased by 90 MPa and 76 MPa on an average, the mean elongation in both horizontal direction and vertical direction individually improved by 6.5% and 7.0%, and the average impact toughness in two directions individually enhanced by 12.07 J/cm² and 4.02 J/cm². Hardness testing results exhibited the microhardness of the HNS samples raised by 22.2 HV on an average.

Key words high nitrogen austenitic stainless steel (HNS), plasma arc, multi-layer and multi-pass additive manufacturing, microstructure, mechanical property

0 引言

以氮代替镍作为奥氏体形成元素的高氮奥氏体不锈钢(简称高氮钢)作为一种资源节约型不锈钢,因其良好的强度、韧性、耐磨性和耐腐蚀性,被广泛应用于兵器、航空、医疗等领域,特别是在高强重型车辆的制造行业应用最多^[1-3]。但是,由于高氮钢具有高硬度的特点,其加工性能差,依靠车削加工获得复杂构件的难度比较大^[4]。

以电弧作为热源的丝材增材制造技术具有沉积效率高、成本低、材料利用率高等优点^[5],其中,将能量密度集中、电弧稳定性高的等离子电弧作为热源的增材制造技术优势更为明显,尤其适合于高质量大型零部件的制造^[6]。英国的

Martina 等^[7]利用等离子弧增材制造系统进行了 Ti-6Al-4V 钛合金薄壁构件的堆敷试验,其沉积效率即构件的有效体积与实际体积之比平均值达到 93%,体现了等离子弧在增材制造领域的独特优势。

由于高氮钢的含氮量较高,导致在增材过程中容易产生气孔、裂纹等缺陷,使得力学性能及耐腐蚀性能下降,难以制备高性能的高氮钢构件^[8-9]。目前国内外在增材制造方面的研究大多集中在单道多层增材构件。南京理工大学的闻章鲁等^[10]利用 TIG 电弧增材的方式得到高氮钢直壁体构件,构件的抗拉强度达到 1 073 MPa,伸长率为 24.5%,强度和塑性均接近热轧及铸造性能指标。为了满足对大厚度高氮钢构件日益增长的需求,特别是针对高氮钢重型车辆防护应用,

请扫描二维码访问本文网络展示页面以获取补充信息(Supplementary Information)

基金项目: 国家部委项目(17-H863); 国防研究项目(41423050125)

This work was financially supported by the National Defense Innovation Project Foundation of China (17-H863), the Ministry Equipment Pre-research Project Foundation of China (41423050125).

✉ fyh@njut.edu.cn

22118

DOI: 10.11896/cldb.19080016

多层多道电弧增材制造方法得到了越来越多的关注。相比于单层多道增材工艺,多层多道增材工艺是增材制造大厚度构件的唯一选择,然而大厚度高氮钢道与道之间的熔合、多次热循环对大厚度构件整体的组织和性能的影响等都需要深入研究。目前对这方面的研究相对较少,多层多道增材工艺对大厚度高氮钢增材构件成型质量的影响尚不清晰,构件的组织与性能尚不明确,特别是在重型车辆防护方面,增材构件的抗冲击性能检测特别关键。

为了探究大厚度高氮钢增材构件的微观组织和力学性能,以及增材工艺对成型质量的影响,本工作以等离子弧为增材制造的热源,以高氮奥氏体不锈钢丝材为增材丝材,采用三组不同堆敷速度进行高氮钢多层多道增材(Multi-layer and multi-pass additive manufacturing, MLMP-AM) 试验。然后深入分析不同堆敷速度下所获构件的内部缺陷、成分均匀性、微观组织和力学性能,探讨多层多道等离子弧增材工艺参数对大厚度高氮钢构件成型质量的影响。

1 实验

1.1 试验设备及材料

大厚度高氮钢构件的制备采用电弧增材制造方法,详细流程参见补充信息。试验采用实验室自主设计的机器人等

表 1 基板和丝材的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition (wt%) of substrate and wire

Element	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	P	S	Al	N
High nitrogen steel wire	0.016	17.47	20.82	0.85	1.24	3.62	0.014	0.019	0.64	0.81
304 Substrate	≤0.08	≤2.0	19.0	≤1.0	9.0	—	≤0.035	≤0.03	—	—

1.2 试验方法

试验采用的保护气和离子气均为 99.99% 纯氩气,离子气流量为 1.2 L/min,保护气流量为 18 L/min,钨极直径为 4.8 mm,内缩量为 3 mm,喷嘴到工件距离为 8 mm,堆敷工艺

表 2 直壁体堆敷的预设工艺参数

Table 2 Preset process parameters of deposited walls

Grouping	Deposited current/A	Arc voltage/V	Translation distance/mm	Number of weld passes	Deposited speed/(cm · min ⁻¹)	Wire feeding speed/(m · min ⁻¹)
1	150	24.8	3.0	6	18	2.0
2	150	25.1	2.5	8	24	2.0
3	150	25.3	1.7	12	30	2.0

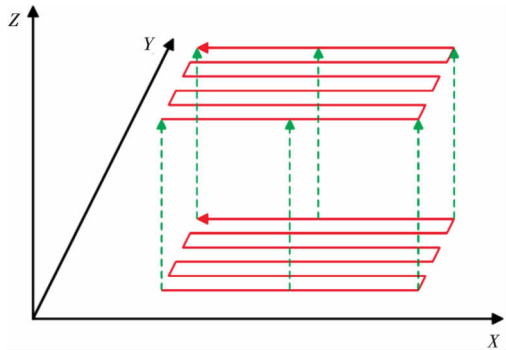


图 2 多层多道增材路径示意图

Fig. 2 Schematic diagram of multi-layer and multi-pass additive manufacturing paths

离子弧增材制造系统(图 1a),该系统的具体组成参见补充信息,图 1b 为堆敷的典型高氮钢增材构件。试验材料为 200 mm×200 mm×10 mm 的 304 不锈钢基板和直径为 1.0 mm 的高氮奥氏体不锈钢丝材,基板和丝材的化学成分如表 1 所示。

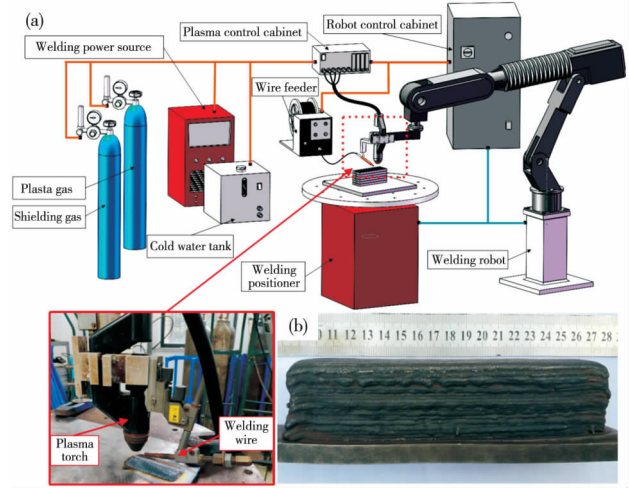


图 1 高氮钢增材试验(a)所采用的等离子弧试验装置增材设备和(b)所获得的典型高氮钢增材构件照片

Fig. 1 (a) Plasma arc additive manufacturing experimental equipment and (b) the typical successfully deposited HNS component's photography for HNS deposition experiments

参数如表 2 所示。堆敷路径如图 2 所示,堆敷层为 40 层,构件每层均按往复循环的路径进行堆敷,设计增材构件有效厚度为 25 mm。图 3 为金相试样和力学性能测试试样的选取位置,分析设备及方法参见补充信息。

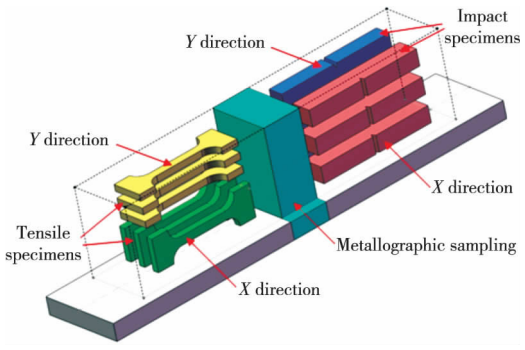


图 3 力学性能试样和金相试样选取位置示意图

Fig. 3 Schematic diagram of mechanical properties specimens and metallographic specimens

2 结果及分析

2.1 不同堆敷速度下堆敷试样热输入量的比较

图1b为大厚度高氮钢增材构件的成型外观,堆敷构件顶部存在少量“混层”,但总体层间纹路清晰,分层明确。如表2和图2所示,通过改变每层路径的循环次数和平移距离,使得三组不同堆敷速度下堆敷构件的平均宽度、平均高度和平均层高相差不超过0.5 mm。MLMP构件每层的热输入量的计算公式为:

$$Q = \eta IU \frac{nL}{V_w} \quad (1)$$

式中: V_w 为堆敷速度, n 为每层的焊道数量, L 为单道焊道长度, I 为堆敷电流, U 为电弧电压, η 为等离子电弧的热效率(70%^[1])。对于直壁体构件,堆敷速度越快,每层热输入量越少^[14]。但对于MLMP构件,根据三组构件的堆敷路径和堆敷速度,通过式(1)计算堆敷速度分别为18 cm/min、24 cm/min、30 cm/min的堆敷构件每层的热输入量分别为 1.042×10^4 kJ、 1.054×10^4 kJ、 1.275×10^4 kJ,热输入量之比约为1:1.01:1.22。通过单层热输入量的计算结果可以得出,随着堆敷速度的增大和道间重叠尺寸的减小,单层热输入量反而逐渐增大。

2.2 增材构件的X射线检测和成分检测

增材制造并经过车削加工后,大厚度高氮钢样件的横截面照片如图4a所示。加工后构件的有效厚度为25 mm。从图4a中明显可以看出,增材组织内部组织致密,没有肉眼可见的气孔存在。由于增材制造构件和整体铸造或锻造构件不同,丝材电弧增材属于典型的非均匀多次加热,存在成分偏析的可能性较大,会严重影响构件的力学性能。为了探究大厚度增材构件中合金成分的均匀性,在试样的横截面选取九个 1 mm^2 的面(图4a),针对合金元素的相对含量进行EDS元素分析,检测结果如图4b所示。从图4b可以看出,九个点所检测的每种合金元素的原子百分比的极差均在4%以内。由此可知,在大厚度高氮钢增材构件中,合金元素的成分均是均匀的。

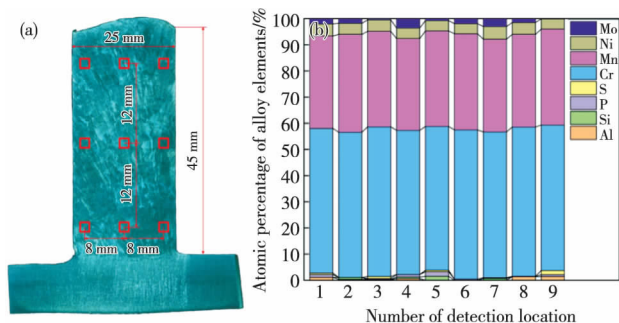


图4 高氮钢增材试样纵向与横向的EDS (a) 成分检测位置和(b)成分分布曲线

Fig. 4 (a) EDS chemical composition testing locations and (b) chemical composition distribution curves of the HNS deposited samples in vertical and horizontal direction

对于高氮钢,在熔池冷却的过程中,随着氮溶解度的阶段性减少,过饱和的氮被排除而形成气孔。为了探究大厚度高氮钢增材构件的质量,对构件进行X射线探伤检测,图5

为检测结果,可知大厚度高氮钢增材构件内只存在少量的夹渣和气孔。



图5 堆敷速度30 cm/min的高氮钢增材构件缺陷分布

Fig. 5 Defects distribution in the HNS deposited sample at deposited speed of 30 cm/min

2.3 不同堆敷速度下的显微组织特征对比分析

图6为堆敷速度30 cm/min的典型大厚度高氮钢增材构件中部区域相邻层道处的显微组织。图6a中的增材组织大部分呈现奥氏体组织特征。经过对增材试样的进一步XRD能谱检测(图7),发现增材组织主要为奥氏体、 δ 铁素体和晶界析出的氮化物。同时,从图6a可以明显发现,层间和道间交界处存在不同的组织形貌,晶粒的致密度变化较大。这是由于整个增材成形过程中,层道交界处金属的多次熔化与非均匀加热,使得高氮钢在同一道焊道的不同区域呈现出不同组织形态。图6b是同一熔覆层相邻焊道交界处的显微组织,明显发现边界呈带状分布着 δ 铁素体,在相邻焊道交界处的两侧,奥氏体均以柱状树枝晶的形式向各自的焊道中心生长;图6c为在焊道中心区域的显微组织,可以明显发现焊道中心生成了细小的等轴晶,并弥散分布着大量的点状氮化物;图6d为在上下两层相邻焊道交界处的显微组织照片,边界分布着 $160 \mu\text{m}$ 宽的铁素体带。从图6b、d可以发现,在同一熔覆层相邻焊道交界处和上下两层相邻焊道交界处均存在铁素体带。这主要是由于丝材中含较多的铬和钼等铁素体化元素,在凝固过程中促使在奥氏体枝晶间生成 δ 铁素体。这种沿晶界生成的 δ 铁素体在焊道结晶后的冷却中不转变为奥氏体。焊道边界的冷却速度快,溶质扩散不均匀,枝晶间隙存在合金元素的偏析,这是焊道边界铁素体带形成的原因。

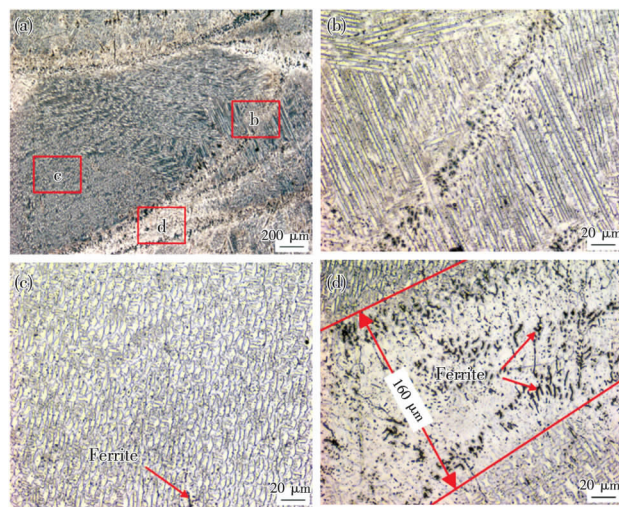


图6 堆敷速度为30 cm/min的高氮钢堆敷试样显微组织:(a)构件中间有效区域,(b)相邻道间交界处,(c)焊道中心区域和(d)相邻层间交界处

Fig. 6 Microstructures of the HNS deposited specimens at deposited speed of 30 cm/min: (a) effective area in the middle section of component, (b) interface between adjacent passes, (c) center area of the deposited pass and (d) interface between adjacent layers

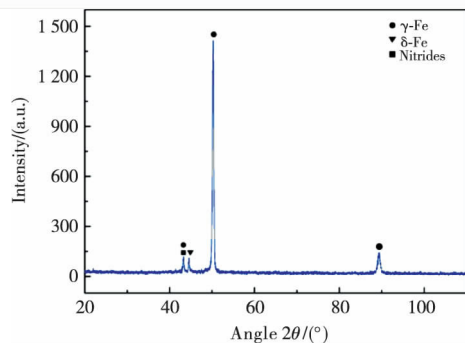


图7 高氮钢堆敷试样的XRD图

Fig. 7 XRD pattern of the HNS deposited sample

同时可以发现堆敷速度分别为 18 cm/min 和 24 cm/min 时,铁素体带宽度分别为 35 μm (图 8a) 和 100 μm (图 8b)。从图 6d 可以看到堆敷速度为 30 cm/min 时,其铁素体带宽度为 160 μm 。由此可以得出,随着堆敷速度从 18 cm/min 增大到 30 cm/min,铁素体带宽度显著增大。这说明在相同的堆敷电流和送丝速度下,当单道焊接速度增大时,上下两层相邻焊道交界处的铁素体带宽度明显增加。虽然三组试样中堆敷速度为 30 cm/min 的堆敷试样每层热输入量最高,但由于堆敷速度最快,在堆敷过程中单道热输入量最低、冷却速度快,焊道边界的偏析最严重,所形成的铁素体带最宽。

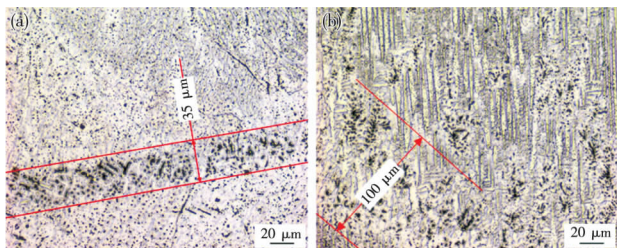


图8 堆敷速度 (a) 18 cm/min 和 (b) 24 cm/min 下获得的高氮钢堆敷试样相邻层间交界处显微组织

Fig. 8 Microstructures in interface area between adjacent layers of the HNS deposited samples at deposited speed of (a) 18 cm/min and (b) 24 cm/min

2.4 不同堆敷速度下拉伸性能的对比分析

图9为不同堆敷速度下三组大厚度高氮钢增材构件的抗拉强度和延伸率。图9中标识的X与Y分别表示横向拉伸试样和纵向拉伸试样,具体取样位置见图3。大厚度高氮钢增材构件的横向和纵向的最低平均抗拉强度分别为 988 MPa、994 MPa,略低于高氮钢钢材的标称抗拉强度 1 026 MPa。高氮钢增材制造试样的横向和纵向的最低平均延伸率分别为 39.6%、39.3%,相比高氮钢钢材的标称延伸率 20% 有显著的提高^[3]。当堆敷速度分别为 18 cm/min、24 cm/min 和 30 cm/min 时,构件的横向平均抗拉强度分别为 1 078 MPa、1 063 MPa 和 988 MPa,延伸率平均值分别为 46.1%、40.5% 和 39.6%;构件的纵向平均抗拉强度分别为 1 070 MPa、1 019 MPa 和 994 MPa,延伸率平均值分别为 46.3%、43.1% 和 39.3%。从纵向和横向的平均抗拉强度及延伸率的拟合线可以明显看出,随着堆敷速度的增加,纵向和横向的平均抗拉强度及延伸率均明显降低。

该结果表明降低堆敷速度能提高大厚度高氮钢增材构件的抗拉强度和塑性。式(1)的计算结果表明,堆敷速度 30

cm/min 的构件每层热输入量最大,并且堆敷速度的增加使得单道热输入量减小,熔池冷却速度加快,焊道边界由于枝晶间偏析而形成的铁素体带最宽。由于热输入的增加和铁素体带宽度的增加,在测试结果上表现为随堆敷速度的增加,构件的抗拉强度和延伸率减小。

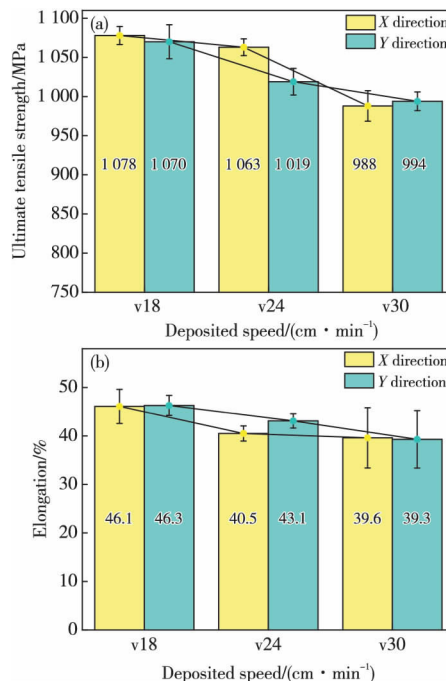


图9 不同堆敷速度下高氮钢增材试样纵向和横向的(a) 抗拉强度及(b) 延伸率

Fig. 9 (a) Ultimate tensile strengths and (b) elongation rates of the HNS samples at different deposited speeds in the horizontal and vertical direction

图10为试样在扫描电镜下的拉伸断口形貌。由图10a可观察到断口均呈灰暗色、纤维状,有明显的纤维区和剪切唇,这是韧性断裂的基本特征。由图10b可观察到微孔聚集形成的等轴韧窝,韧窝底部还存在第二相粒子。同时,堆敷速度为 24 cm/min 和 30 cm/min 的拉伸断口形貌与图10特征一致。因此,可判定试样的断裂方式均为韧性断裂,具体断裂类型为微孔聚集型断裂。

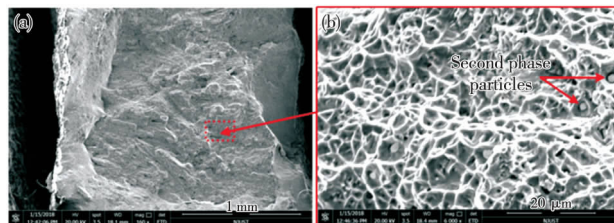


图10 堆敷速度为 18 cm/min 的拉伸试样的(a) 宏观和(b) 微观 SEM 断口形貌

Fig. 10 (a) Macro and (b) micro SEM fracture morphology for tensile specimens at deposited speed of 18 cm/min

2.5 不同堆敷速度下冲击韧性的对比分析

重型车辆高氮钢厚壁增材构件对抗冲击性能要求较高,因此需要对大厚度高氮钢增材构件的冲击韧性进行检测与分析。图11为不同堆敷速度下三组大厚度高氮钢增材构件的冲击韧度,图中标识的X与Y分别表示缺口方向为横向和纵向的冲击试样,具体取样位置见图3。当堆敷速度分别为

18 cm/min、24 cm/min 和 30 cm/min 时,构件的横向冲击韧度平均值分别为 26.34 J/cm²、21.23 J/cm² 和 14.27 J/cm²,纵向冲击韧度平均值分别为 20.33 J/cm²、19.02 J/cm² 和 16.31 J/cm²。从纵向和横向平均冲击韧度的拟合线明显可以看出,随着堆敷速度的增大,构件的纵向和横向冲击韧度均明显降低。该结果表明降低堆敷速度能提高大厚度高氮钢增材堆敷构件的冲击韧性。其原因在于,随着堆敷速度的增大,每层热输入量增加,且铁素体带宽度增加,造成冲击韧性的下降。

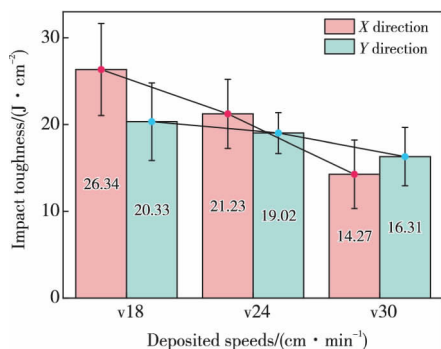


图 11 不同堆敷速度高氮钢增材试样横向和纵向的冲击韧性
Fig. 11 Impact toughness of the HNS deposited samples in the horizontal and vertical direction at different deposited speeds

图 12 为构件在扫描电镜下的冲击断口形貌。由图 12 可见,冲击断口存在形态大小不一的等轴韧窝,并且存在大量第二相粒子。同时,堆敷速度为 24 cm/min 和 30 cm/min 时构件的拉伸断口形貌与图 12 特征一致。因此,可判定大厚度高氮钢堆敷构件的冲击试样的断裂方式均为韧性断裂。

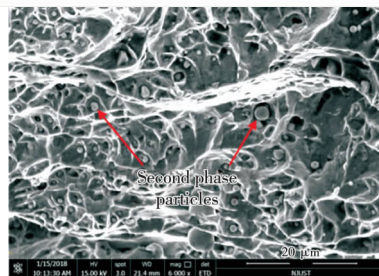


图 12 堆敷速度为 18 cm/min 的冲击试样的 SEM 断口形貌
Fig. 12 SEM fracture morphology for impact specimen at deposited speed of 18 cm/min

2.6 不同堆敷速度下显微硬度的分布

大厚度高氮钢增材构件底部为增材的初始段,冷速较快,而顶端部分后续热处理作用小,中间部分是整个增材件的稳定核心部分,即为有效层,它的性能决定了整个增材构件的性能。以距熔合线 10~40 mm 的区域为试样的有效层,分别测试三组试样有效层的显微维氏硬度。图 13a 为横向和纵向显微维氏硬度的测试位置,施加载荷均为 0.5 kg。图 13b、d 分别是横向和纵向显微硬度分布,可以看出,三组试样横向和纵向的显微硬度值均在上下波动,波动范围在 40HV 以内。图 13c 为三组试样横向和纵向的平均显微硬度值,当堆敷速度分别为 18 cm/min、24 cm/min 和 30 cm/min 时,其横向显微硬度平均值分别为 345.3HV、326.8HV 和 316.2HV,纵向抗拉强度平均值分别为 333.4HV、326.8HV 和 317.9HV,可以得出随着堆敷速度的增大,试样的显微硬度略有下降,但最大差值仅为 22.2HV,在显微硬度曲线的正常波动范围内。结果表明,堆敷速度的变化不能显著影响大

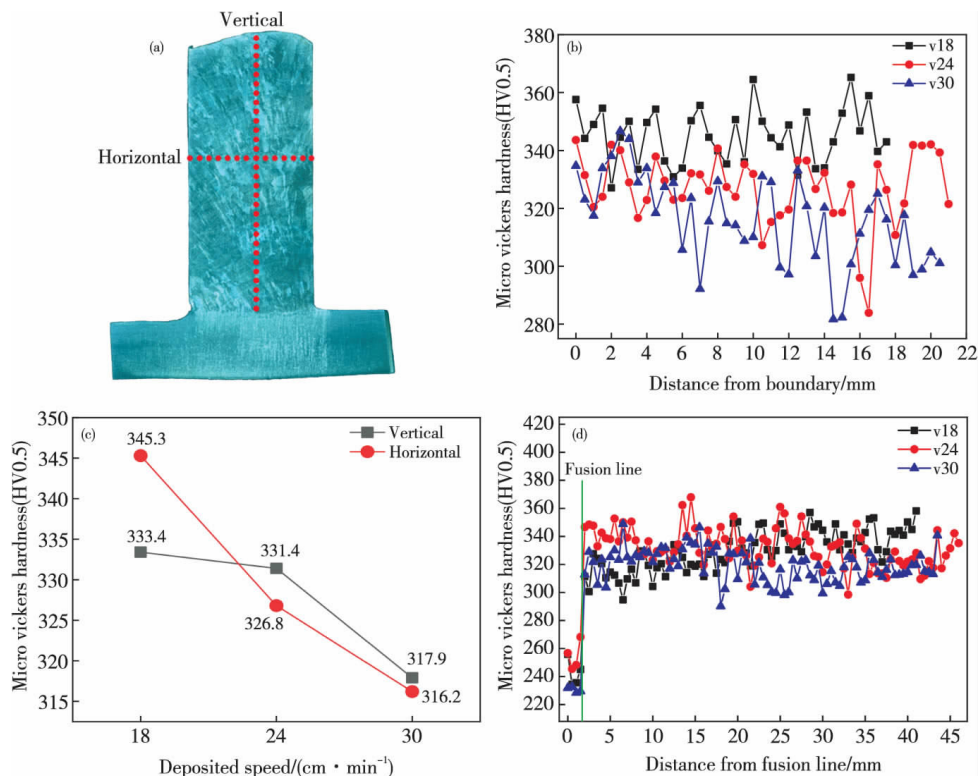


图 13 不同堆敷速度下试样的显微硬度分布: (a) 硬度测试位置; (b) 横向硬度分布; (c) 有效层平均显微硬度; (d) 纵向硬度分布
Fig. 13 Microhardness distribution of samples at different deposited speeds: (a) positions of hardness measurement, (b) microhardness distribution in sample's vertical direction, (c) mean microhardness of the effective deposited layers; (d) microhardness distribution in sample's horizontal direction

厚度高氮钢增材构件的显微硬度。

3 结论

(1) 采用等离子弧增材制造工艺,成功增材制造了 25 mm 厚的高氮钢多层多道块状构件。X 射线无损检测和 EDS 元素分析结果表明,增材制造的大厚度高氮钢构件内部组织致密,含有少量微小气孔,合金元素分布均匀。

(2) 采用单道多层等离子弧高氮钢直壁体增材制造时,随着堆敷速度增大,构件的单层热输入量降低。而采用多层多道电弧增材时,随着堆敷速度的增大,增材构件的单层热输入量反而增加。

(3) 大厚度增材高氮钢构件的有效区域大部分为奥氏体组织,但在不同区域呈现不同形态,还有少量的铁素体和弥散分布的氮化物。在焊道的边界位置,铁素体呈带状分布,并且当堆敷速度由 30 cm/min 下降到 18 cm/min 时,上下两层相邻焊道交界处铁素体带的宽度由 160 μm 降低到 35 μm ,铁素体带宽度明显减小。

(4) 由于每层热输入量和铁素体带的宽度随堆敷速度的减小而降低,使得试样的抗拉强度、延伸率和冲击韧性均随着堆敷速度的降低呈上升趋势。当堆敷速度由 30 cm/min 下降到 18 cm/min 时,试样的横向平均抗拉强度、平均延伸率和平均冲击韧性提高了 90 MPa、6.5% 和 12.07 J/cm²,纵向抗拉强度、延伸率和冲击韧性平均提高了 76 MPa、7.0% 和 4.02 J/cm²。断口形貌分析表明所有试样的断裂方式均为韧性断裂。试样的显微硬度随着堆敷速度的增大略有下降,但平均

硬度的差值最大仅为 22.2HV,说明堆敷速度的变化不会显著影响堆敷试样的显微硬度。

参考文献

- 1 Talha M, Behera C K, Sinha O P. *Materials Science and Engineering C*, 2013, 33(7), 3563.
- 2 Miyano Y, Fujii H, Sun Y, et al. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528(6), 2917.
- 3 Xin X C, Zhang J J, Huang G Z, et al. *Applied Laser*, 2017, 37(5), 668 (in Chinese).
- 4 Li D J, Lu S P, Li D Z, et al. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(2), 129 (in Chinese).
- 5 Horgar A, Fostervoll H, Nyhus B, et al. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 259, 68.
- 6 Lin J J, Lv Y H, Liu Y X, et al. *Materials and Design*, 2016, 102, 30.
- 7 Martina F, Mehnen J, Williams S W, et al. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, 212(6), 1377.
- 8 Kobayashi Y, Sagara M, Kobayashi Y, et al. *Materials and Manufacturing Processes*, 2004, 19(1), 19.
- 9 Mohammed R, Reddy G M, Rao K S. *Defence Technology*, 2017, 13(2), 59.
- 10 Wen Z L, Zhou Q, Yu J. *Hot Working Technology*, 2017, 46(23), 235 (in Chinese).
- 11 Pai A, Sogalad I, Albert S K, et al. *Procedia Materials Science*, 2014, 5(2-3), 1482.
- 12 Liu H D, Wang D Z, Wei H D, et al. *Special Steel*, 2009, 30(4), 45 (in Chinese).
- 13 刘永定, 王东哲, 魏捍东, 等. *特殊钢*, 2009, 30(4), 45.

(责任编辑 杨霞)



Yue Sun received his B. S. degree in material forming and control engineering from Nanjing University of Science and Technology in 2017. He is currently pursuing his M. S. at School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology under the supervision of A. P. Yuehai Feng. His research interest is plasma arc additive manufacturing process, advanced welding methods and processes.

孙跃, 2017 年毕业于南京理工大学, 获得材料成型及控制工程学士学位, 现为南京理工大学材料科学与工程学院硕士研究生, 导师冯曰海。主要从事等离子弧增材制造、先进焊接方法及工艺方面研究。



Yuehai Feng, doctor of engineering, associate professor of Nanjing University of Science and Technology, master instructor. He performed collaborative research from 2014 to 2015 in Welding and Laser engineering Research Centre of Cranfield University. He concentrated on researches about advanced welding process, controlled-arc additive manufacturing, automatic welding equipment, welding process control system design and through-arc process sensing and control. He authorized more than 20 invention patents; published SCI, EI included more than 30 articles; won the second prize of the Jiangsu provincial science and technology and second prize of military science and technology process.

冯曰海, 工学博士, 南京理工大学副教授, 硕士研究生导师。2006 年毕业于北京工业大学机械电子工程专业。2014—2015 年在英国克兰菲尔德大学激光与焊接研究中心进行访问合作研究。现主要从事先进焊接方法与工艺、受控电弧增材制造(3D 打印)方法与工艺、机器人自动化装备与工艺、电弧过程传感与智能控制等方向的研究工作, 专注从事机器人自动化焊接技术 20 余年。获得国家授权发明专利 20 余项, 发表 SCI/EI 收录论文 20 余篇, 获得江苏省科学技术成果奖二等奖 1 项, 获得兵器科技进步二等奖 1 项。