

基于 PTA 工艺的高氮钢熔滴过渡特性

程中光¹, 章晓勇¹, 贾冬生², 王克鸿¹, 王敬³, 孙志磊²

(1. 南京理工大学, 材料科学与工程学院, 南京, 210094; 2. 特种车辆设计制造集成技术全国重点实验室, 包头, 014031;
3. 江南造船(集团)有限责任公司, 上海, 201913)

摘要: 丝材 + 电弧增材制造 (wire and arc additive manufacturing, WAAM) 适用于一体化成形大型复杂结构组件, 在保证高氮钢增材结构件性能的同时, 进一步提升高氮钢丝材的沉积速率, 需要对不同直径高氮钢丝材的等离子弧增材工艺特性进行研究。通过设计不同的送丝高度和送丝速度对高氮钢增材过程中的飞溅行为, 及焊道 N 元素含量的变化进行研究, 分析等离子弧增材制造中 HNS6-N5 高氮钢丝材的熔化特性和飞溅过程。结果表明, 送丝速度和送丝高度决定了高氮钢熔滴的过渡模式, 也影响了焊道成形与工艺稳定性。在相同的热输入下, 随着送丝速度的减小, 熔滴的飞溅行为更加剧烈, 同时焊缝中的 N 元素含量呈现下降趋势, 随着送丝速度的增加, 焊缝中的 N 元素含量逐渐增加, 综合调节丝材直径、送丝速度与送丝高度可以获得过程稳定、熔滴过渡飞溅、焊缝氮含量高、熔覆效率高的增材效果。

创新点: (1) 结合高速摄像阐明了高氮钢丝材直径对等离子熔滴过渡影响规律。
(2) 揭示了高氮钢丝材直径以及送丝高度对飞溅形成及特征的影响规律。
(3) 获得了高氮钢等离子弧增材过程中增材参数对焊缝氮含量与增材效率的作用规律。

关键词: 高氮钢; 熔滴过渡; 氮损失; 增材效率

中图分类号: TG 403; TG 406 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20230314002

Transformation characteristics of high-nitrogen steel droplets based on PTA process

CHENG Zhongguang¹, ZHANG Xiaoyong¹, JIA Dongsheng², WANG Kehong¹,
WANG Jing³, SUN Zhilei²

(1. Nanjing University of Science and Technology, School of Materials Science and Engineering, Nanjing, 210094, China;
2. National Key Laboratory of Special Vehicle Design and Manufacturing Integration Technology, Baotou, 014031, China;
3. Jiangnan Shipyard (group) Co., Ltd, Shanghai, 201913, China)

Abstract: Wire and arc additive manufacturing (WAAM) using high-nitrogen steel is suitable for the integrated forming of large and complex structural components. In order to improve the deposition rate of high-nitrogen steel wire while ensuring the performance of additively manufactured components, it is necessary to study the plasma arc additive manufacturing characteristics of different diameters of high-nitrogen steel wire. The melting characteristics and spatter process of HNS6-N5 high-nitrogen steel wire in plasma arc additive manufacturing were analyzed. The study investigated the spatter behavior and N element content in weld metal during the additive manufacturing of high-nitrogen steel by designing different wire feed heights and feed speeds. The results show that the wire feed speed and height determine the transitional mode of high-nitrogen steel droplets and also affect the weld bead formation and process stability. Under the same heat input, decreasing the wire feed speed results in more intense spatter behavior of the molten droplets, while the N element content in the weld bead decreases. Increasing the wire feed speed gradually increases the N element content in the weld bead. By comprehensively adjusting the wire diameter, feed speed, and feed height, a stable process with low spatter, high nitrogen content in the weld bead, and high deposition efficiency can be achieved.

Highlights: (1) The impact of high nitrogen steel wire diameter on plasma melting droplet transition was elucidated by combining high-speed cameras.

(2) Revealed the influence of diameter and wire feeding height of high nitrogen steel wire on spatter formation and characteristics.

(3) The law of the effect of process parameters on nitrogen content and deposition efficiency of welds in high-nitrogen steel plasma additive manufacturing process has been obtained.

Key words: High-nitrogen steel; droplet transition; nitrogen loss; melting efficiency

0 序言

高氮奥氏体不锈钢 (high nitrogen austenitic stainless steel, HNASS) 具有优异的力学性能、高速抗冲击性能和耐腐蚀性能^[1-2], 因此广泛应用于防护材料、造船工业、海洋建筑、生物医学等领域^[3-5], HNASS 奥氏体相中 N 元素含量超过 0.4%, 马氏体相中 N 元素含量超过 0.08%, 使用 N 元素代替 Ni 元素作为奥氏体形成剂, 提高耐腐蚀性和强度, 且不会显著降低延展性和断裂韧性。目前, HNASS 结构的制备方法仍以传统的氮气加压铸造或粉末冶金工艺为基础, 采用锻造、焊接和机械加工的方法制造了 HNASS 的最终零件, 上述加工方法在 HNASS 零件的制造中存在一些局限性, 包括生产成本高、加工难度高、工序复杂^[6-9]。

已经应用 HNASS 制造的 WAAM 工艺目前包括电子束增材制造 (electron beam additive manafacturing, EBAM), 冷金属转移 (cold metal transfer, CMT) 和气体金属弧焊 (gas metal arc welding, GAM), 工艺层厚度为 1~2 mm, 允许更高的沉积速率^[10-12], HNASS 存在 Cr, N 元素, 在 WAAM 过程中会产生严重的飞溅现象, 损失 N 元素降低其力学性能^[13], 因此, 在提高 HNASS 沉积速率的情况下, 保证组件性能和表面质量至关重要, 在相同的沉积速率和能量输入下, HNASS 飞溅及其表面质量取决于焊丝熔时的熔滴过渡行为。Huang 等人^[14]通过分析电压波形和视频成像研究了基于等离子转电弧 (plasma transferred arc, PTA) 的 WAAM 工艺中的金属转移行为, 并指出根据原料在电弧中的位置, 可以实现

不同的金属转移模式, 会影响工艺稳定性; Li 等人^[15]采用流体体积法跟踪等离子弧与液态金属熔池的气液界面, 预测了等离子弧的温度场、流场的演化, 得到了电位场和电流密度的分布, 其中, 等离子弧源的能量分布不均匀, 存在陡峭的温度梯度, 电弧的不同区域具有不同的温度分布, 因此, 等离子弧增材制造 (plasma arc additive manufacturing, PAAM) 过程中焊丝相对于弧柱的位置变化会对其熔化过程产生显著的影响。此外, 线径对线材的熔化效率和金属转移方式起着重要作用, 是提高 WAAM 沉积速率的关键因素。

基于 PTA 的 WAAM 中, HNASS 焊丝直径对工艺特性和沉积速率、飞溅、氮含量之间的关系尚不清楚。文中研究了焊丝直径、送丝速度、送丝高度对 HNASS 在 PTA 工艺下的沉积速率、熔化特性(飞溅)、氮含量的影响, 主要研究线径和送丝速度的哪种组合可以提供更高的沉积速率、较少飞溅, N 元素含量高的焊缝, 获得高沉积速率下高 HNASS 的 WAAM 工艺范围。

1 试验方法

采用直径为 1.2, 1.6, 2.0 mm 的 3 种不同尺寸的 HNS6-N5 高氮钢丝材作为原料, 在尺寸为 300 mm × 200 mm × 15 mm 的 304 不锈钢基板上进行沉积, 基板和丝材的化学成分见表 1, 保护气体和等离子体气体均为 Ar(体积分数为 99.99%), 在沉积之前, 对 304 不锈钢基板进行抛光, 然后用丙酮清洗以去除任何表面污染。图 1 是试验装置的示意

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

材料	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	N	P	S
基板	≤0.08	≤2.0	19.0	≤1.0	9.0	—	—	≤0.035	≤0.03
焊丝	0.027	6.85	21.03	—	5.37	2.38	0.58	0.011	0.001

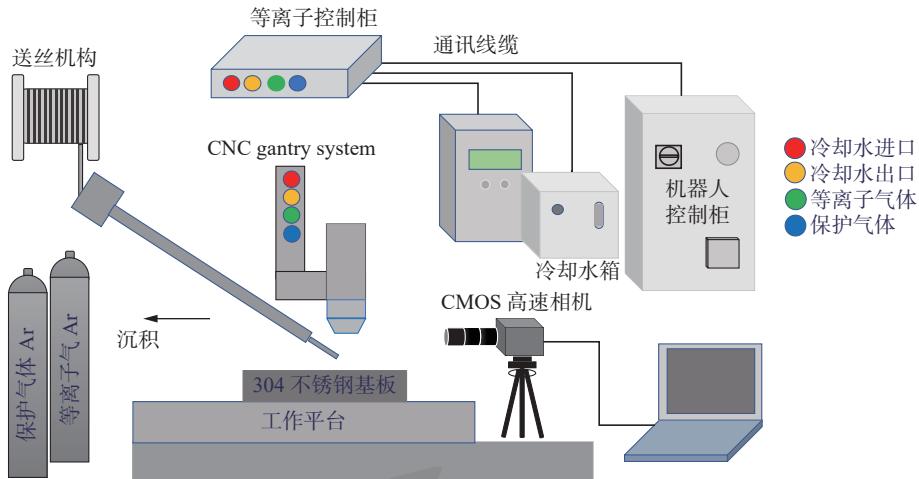


图 1 等离子弧增材系统示意图

Fig. 1 Schematic diagram of plasma arc additive system

图, WAAM 系统采用等离子弧焊接系统由 TIG 交直流一体化焊机 (Fronius Magicwave 3000)、等离子控制柜、等离子焊枪 (PWM300) 和冷水机 (CPWL-010ADR) 组成, 其中 TIG 交直流一体化焊机控制增材电流和记录电弧电压, 时代送丝机 (SB-11-P) 与机器人控制柜通信, 通过控制柜的 IO 端口控制焊丝抽送, 采用的高速摄像机为 Phantom[®] VEO 410 相机, 该相机采用了 280 像素 \times 800 像素的 CMOS 传感器记录熔池和金属丝熔化行为, 记录速率为 5000 帧/s, 曝光时间为 3 μ s.

选用直径为 1.2, 1.6, 2.0 mm 的 3 种不同尺寸的高氮钢焊丝。首先, 对于每个尺寸的丝材, 固定焊接电流 200 A、增材速度 3.5 mm/s, 3 种直径丝材分别以 1.58, 1.32, 1.05 kg/h 增材效率下进行沉积, 送丝高度设置为 0 ~ 3.0 mm, 每次增加 0.5 mm, 研究送丝高度对飞溅和焊缝氮含量的影响。送丝位置如图 2 所示, 将送丝位置沿焊枪中心线与基板的距离定义为 h , 对于每种尺寸的丝材, h 从 0.0 增加到 3.0 mm, 每次增加 0.5 mm, 用高速摄像机监测金属转移行为及飞溅过程。此外, 设置电流为 150 ~ 250 A, 每次增加 50 A, 在每个电流水平, 逐步增加送丝速度, 通过高速摄像观测得到焊丝不能逐步熔化的极限值, 从而得到在某一电流水平下直径对沉积效率的影响。

采用线切割的方式分离焊道与基板, 在焊道中间位置取直径 4 mm, 厚度 1 mm 的氮含量测试薄片, 采用 Inductar NHO 测试仪 (测量精度为 0.15×10^{-6}) 分别测量所取薄片的氮含量并记录。

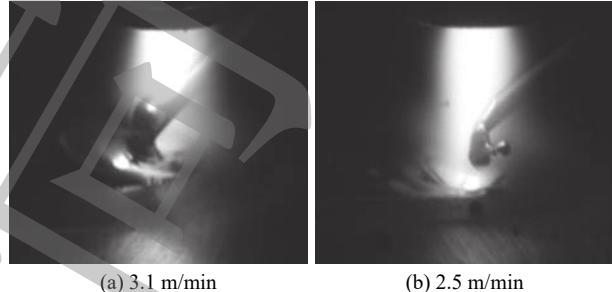


图 2 直径 1.2 mm 丝材在不同送丝速度下的熔滴过渡

Fig. 2 Droplet transitions of the ϕ 1.2 mm wire under different wire feed speeds. (a) 3.1 m/min; (b) 2.5 m/min

2 试验结果

2.1 送丝速度和送丝位置对熔滴过渡的影响

等离子弧焊接工艺中, 第 1 层级工艺参数为焊接电流、送丝速度、焊接速度, 第 2 层级工艺参数包括送丝高度、喷嘴高度、电压、钨极直径、钨极角度等, 通过对 1.2, 1.6, 2.0 mm 高氮钢焊丝进行单因素试验, 探究了送丝速度对熔滴过渡、过程飞溅的影响, 第 2 层级工艺参数见表 2。

表 2 焊接工艺参数

Table 2 Welding process parameters

焊接速度 $v/(mm \cdot s^{-1})$	焊道长度 L/mm	离子气流量 $q_1/(L \cdot min^{-1})$	保护气流量 $q_2/(L \cdot min^{-1})$	距基板高度 h/mm
3.5	100	1.2	19	8

等离子弧增材制造过程中, 主要有 3 种金属转移方式, 即表面张力转移 (又称液桥过渡)、液滴表面张力转移 (又称中间过渡) 和自由空间液滴转移 (又称液滴过渡)。Ríos 等人^[16]指出, 工艺的稳定性

和金属转移模式在很大程度上取决于送丝位置。高氮钢在增材制造过程中的液桥过渡、中间过渡与其他丝材熔滴过渡行为相似, 自由过渡则与其他丝材(不锈钢)具有很大的差异。高氮钢的自由过渡模式可以分为稳定过渡和失稳过渡, 稳定过渡即在较低送丝位置、较快送丝速度下熔滴自然长大, 在球形状态下与熔池接触进入熔池, 如图 2(a) 所示; 失稳过渡为在较高送丝位置或较低送丝速度下, 熔滴与熔池之间的距离较远, 在熔滴爆破之前不能与熔池接触完成过渡, 随着熔滴在焊丝上停留的时间增加, 熔滴中不断逸出的氮气积聚使得熔滴爆破, 熔滴膨胀过程中受电磁力、重力的共同作用产生较大的变形, 熔滴会从较为规则的球形变化为不规则形状, 在合力的作用下与熔池接触, 从而完成熔滴过渡, 如图 2(b) 所示。在失稳过渡状态下高氮钢会引起较为明显的飞溅, 通过分析采集数据, 发现高氮钢等离子弧焊接熔滴几乎没有完全标准的自由过渡, 为了获得良好成形的高氮钢焊道, 必须在不同的送丝速度下匹配相适应的送丝高度, 以保证熔滴在爆破之前与熔池进行接触, 从而形成稳定的中间过渡以防止飞溅的产生。

直径为 1.2 mm 的丝材在 3 种送丝速度下不同送丝位置的沉积过程, 如图 3 所示。当送丝速度 v_s 为 2 m/min 见图 3(a), 送丝高度 $h = 0 \text{ mm}$ 时, 液滴接触熔池, 此时为液桥过渡模式, 随着送丝高度的增加, 丝材都能被电弧熔化, 金属转移变为液滴过渡模式, 当送丝位置高度增加至 1.5 mm 时, 熔滴出现失稳现象, 开始出现飞溅现象, 此后, 随着送丝高度的增加, 其飞溅现象越发的明显。图 3(b) 为送

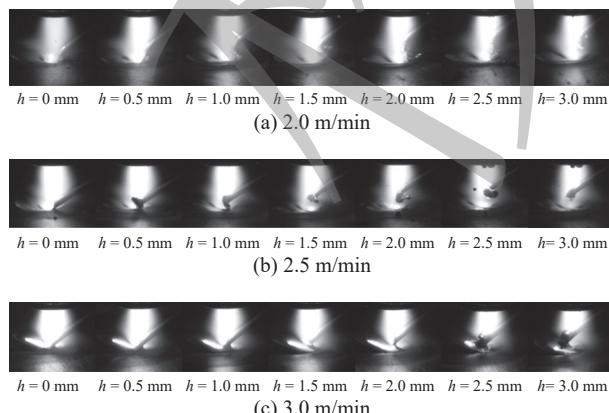


图 3 直径 1.2 mm 高氮钢丝材在不同送丝高度与送丝速度下的沉积过程

Fig. 3 Deposition process of the $\phi 1.2 \text{ mm}$ wire under different wire feed heights and speeds. (a) 2.0 m/min; (b) 2.5 m/min; (c) 3.0 m/min

丝速度为 2.5 m/min 下增材过程, 与图 3(a) 相似, 在送丝高度 $h = 0 \text{ mm}$ 时, 同样为液桥过渡模式, 且在 1.5 mm 出现明显的飞溅现象。从图 3(c) 可以看出, 当送丝速度为 3.0 m/min, 送丝高度在 0 ~ 1.0 mm 时, 焊丝穿过等离子弧到达熔池, 为典型的液桥过渡模式, 当送丝位置在 1.5 ~ 3.0 mm 时, 金属转移由液桥过渡转变为液滴过渡模式。

对比直径为 1.2 mm 的丝材在 3 种送丝速度下的增材过程, 发现在较低送丝速度 (2.0, 2.5 m/min) 时, 增材过程中熔滴过渡过程相似, 都是由液桥过渡模式转变液滴过渡模式, 且当送丝高度增加至 1.5 mm 时, 出现呈现明显的飞溅, 然而, 当送丝速度为 3.0 m/min 时, 熔滴同样从液桥过渡转变液滴过渡, 送丝高度在 0 ~ 3.0 mm 没有明显的飞溅, 可以归因为高送丝速度下, 熔滴与熔池间距较小, 熔滴在爆破前与熔池接触完成过渡。其中, 当送丝高度较大时, 送丝速度的变化对高氮钢熔滴的过渡行为影响较小, 由于等离子弧内部存在温度梯度, 沿电弧底部至顶部, 电弧温度急剧攀升^[17], 在高送丝速度的情况下, 当送丝位置较低时, 仅靠电弧底部的热量无法使丝完全熔化, 意味着部分未熔化的焊丝直接进入熔池, 在熔池内部熔化。

图 4 为直径 1.6 mm 丝材在 3 种送丝速度下不同高送丝速度的增材过程, 当送丝高度为 0 mm 时, 熔滴均表现为液桥过渡模式; 当送丝高度 h 为 1.0 ~ 3.0 mm 时, 熔滴均表现为液滴过渡; 在送丝高度 $h=1.5 \text{ mm}$ 时, 3 种送丝速度下, 熔滴均出现飞溅现象。与 1.2 mm 丝材不同, 1.6 mm 丝材在相同高度下随送丝速度的提高, 飞溅现象越发的明显。在图 4(a) ~ 图 4(c) 中可以看出喷嘴外圈黏附了飞溅的熔滴, 研究表明, 飞溅的主要因素是高氮钢在熔化过程中会产生氮气, 熔滴膨胀爆破, 而离子气的存在会将膨胀爆破的熔滴飞溅吹向熔池之外, 在高速相机下可以明显观察到飞溅^[11]。随着送丝速度的加快, 单位时间内熔化的丝材逐渐增加, 熔滴生长变大, 内部氮气聚集越多, 从而产生较为严重的飞溅。而在低送丝速度下, 熔滴本身较小, 内部氮气孔没有充足的时间膨胀, 在离子气的作用下产生变形与熔池接触从而完成熔滴过渡。图 5 为直径 1.6 mm 焊丝在不同送丝高度与送丝速度下所对应的焊道, 由图 5(a) 可见部分焊道表面出现孔洞, 原因为启动焊接的瞬间, 焊丝直接穿过熔池触碰到基板, 造成焊接过程不稳定, 形成孔洞缺陷, 可通过滞

后送丝时间解决。

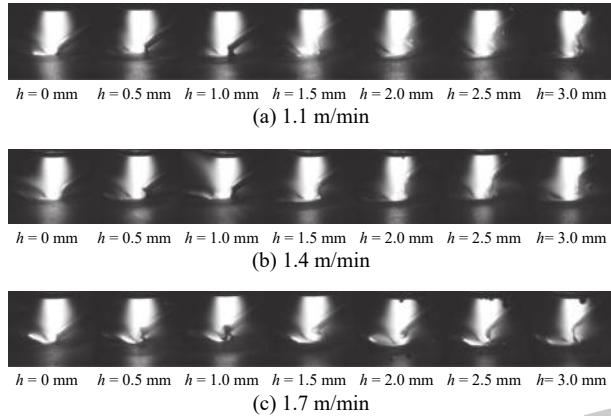


图 4 直径 1.6 mm 高氮钢丝在不同送丝高度与速度下的沉积过程

Fig. 4 Deposition process of the $\phi 1.6\text{ mm}$ wire under different wire feed heights and speeds. (a) 1.1 m/min; (b) 1.4 m/min; (c) 1.7 m/min

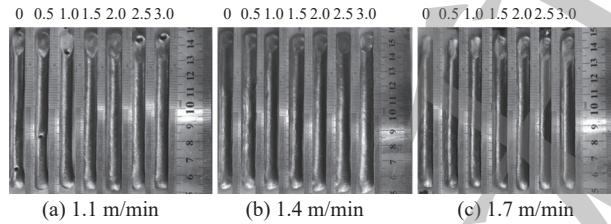


图 5 直径 1.6mm 高氮钢焊丝在不同送丝速度下的等离子弧焊道

Fig. 5 Plasma arc welding passes under different wire feed speeds with the $\phi 1.6\text{ mm}$ wire. (a) 1.1 m/min; (b) 1.4 m/min; (c) 1.7 m/min

图 6 为直径 2.0 mm 的丝材在 3 种送丝速度下, 不同送丝速度高度情况下的增材过程。2.0 mm 丝材的熔滴过渡与 1.6 mm 丝材的熔滴过渡相同, 在较高送丝速度下 (0.9, 1.1 m/min) 液桥过渡的送丝高度为 0, 液滴过渡模式的送丝高度为 1.0~3.0 mm。当送丝速度下降至 0.7 m/min 时, 在 0.5~3.0 mm 的送丝高度范围内, 熔滴过渡均为液滴过渡。在液滴过渡过程中, 0.7, 0.9, 1.1 m/min 的送丝速度下, 出现飞溅时所对应的送丝高度分别为 1.5, 2.0, 2.0 mm。在飞溅产生的高度范围内, 相同的送丝高度下, 随着送丝速度的增加飞溅更加严重。图 7 为不同送丝速度与送丝高度所对应的焊道实物图, 与直径 1.6 mm 丝材所获得的焊道相似, 由图 7(b), 7(c) 可以看出当送丝高度太低时, 有一定概率出现缺陷。

2.2 送丝速度和送丝位置对焊缝氮含量的影响

由于 N 元素在高氮钢丝材内部的过饱和溶解,

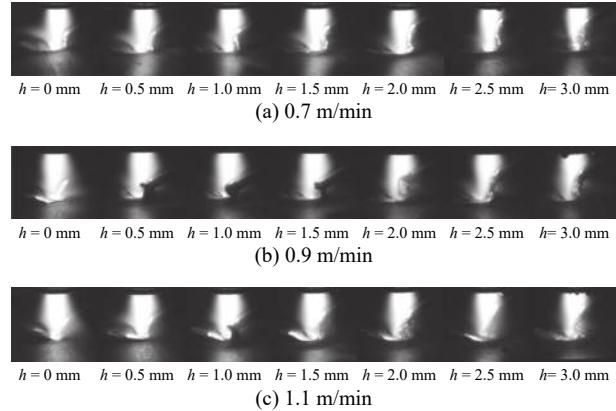


图 6 直径 2.0 mm 高氮钢丝在不同送丝高度与速度下的沉积过程

Fig. 6 Deposition process of the $\phi 2.0\text{ mm}$ wire under different wire feed heights and speeds. (a) 0.7 m/min; (b) 0.9 m/min; (c) 1.1 m/min

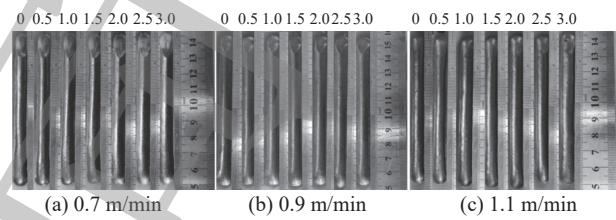


图 7 直径 2.0 mm 高氮钢焊丝等离子弧焊道

Fig. 7 Plasma arc welding passes under different wire feed speeds with the $\phi 2.0\text{ mm}$ wire. (a) 0.7 m/min; (b) 0.9 m/min; (c) 1.1 m/min

在增材过程中出现严重的飞溅现象, 高氮钢等离子弧增材过程中 N 元素的逸出会形成氮气泡, 引起熔滴的过度膨胀, 从而引发熔滴爆破, 产生严重的飞溅现象, 飞溅不仅会影响高氮钢的成形, 而且会造成不同程度的氮损失, 降低焊接以及增材件的力学性能。高氮钢在液桥过渡和中间过渡模式的增材过程不存在熔滴长大, 飞溅现象主要存在于自由过渡模式下, PTA 过程中飞溅产生的主要过程如图 8 所示, 首先产生近似球形的熔滴, 随后在不断的生长过程中, 在离子气流、电磁力与重力的共同作用下, 熔滴发生剧烈的形貌改变, 熔滴围绕未熔化的丝材根部旋转、摆动的现象, 在爆破的瞬间熔滴分裂出微小液滴飞溅到熔池之外, 形成可观察到的飞溅

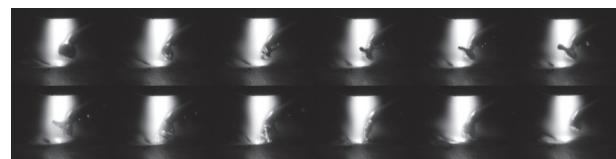


图 8 高氮钢增材过程中熔滴爆破和飞溅过程

Fig. 8 Melting droplet blasting and sputtering during the deposition process

现象。

PTA 过程中熔滴过渡模式的变化是产生飞溅的主要因素, 送丝速度、送丝高度为最直接的影响因素。丝材直径在一定程度上会引起熔滴直径的变化, 使得高氮钢熔滴过渡和飞溅过程发生变化。首先, 在保证其他试验因素不变的情况下, 送丝高度对熔滴过渡的模式变化影响更为明显, 如图 9 所示。相较而言, 增材效率(对应着送丝速度)的变化对增材过程中高氮钢的熔滴过渡模式影响有限, 在同一增材效率下不同直径丝材的过渡模式没有表现出明显的变化, 同样的, 焊丝直径相较于送丝高度对熔滴过渡模式的影响也较小。

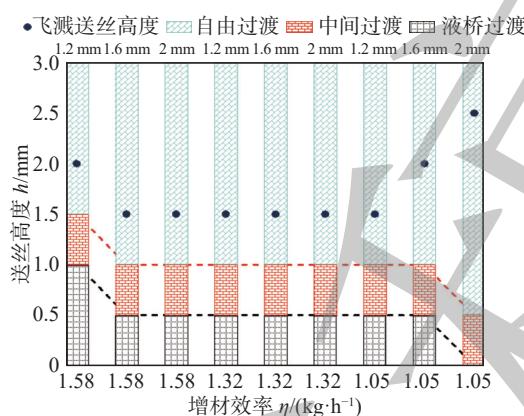


图 9 飞溅产生时的送丝高度

Fig. 9 Wire feed heights at the time of the spattering generation

此外, 低送丝速度下, 由于相应焊接电流的降低, 熔滴过渡的主导力由重力转变为电磁力, 相应地随着焊丝直径的增加, 原先在液滴过渡模式下才出现飞溅的情况转变为在液桥过渡或中间过渡模式下同样会产生飞溅。

高氮钢丝材熔焊过程中的飞溅是熔滴内部 N 元素逸出造成的, 该过程通常伴随着焊缝氮含量的下降。图 10 为 2.0 mm 丝径所得焊缝与送丝高度、送丝速度之间的关系, 随着送丝高度的增加, 高氮钢焊缝中 N 元素的含量呈现下降的趋势见图 10(a), 也表明熔滴过渡模式与焊缝氮含量的变化具有较强的对应关系。在液桥过渡时, 由于焊丝通过液桥与熔池相连, 基本没有飞溅产生, 并且熔池温度相较电弧内部而言温度较低, 过渡过程中的氮损失基本可以忽略, 主要为熔池内部的氮损失, 损失过程单一, 此时焊道中 N 元素含量最高。随着送丝高度的增加, 熔滴过渡模式转变为液滴过渡(偶尔中间过渡), 且熔滴距离电弧中心区域越来越近, 由于电

弧温度在距离弧柱中心区域越近的区域, 温度急剧攀升。在液滴过渡模式中, 接近弧柱中心区的熔滴过热程度越大, 氮逸出越发的剧烈, 从而引起飞溅的增加以及 N 元素损失的加剧, 因此, 在飞溅产生的送丝高度范围内, 高氮钢飞溅随送丝高度的提高而增加, 焊缝中的 N 含量则逐渐下降。

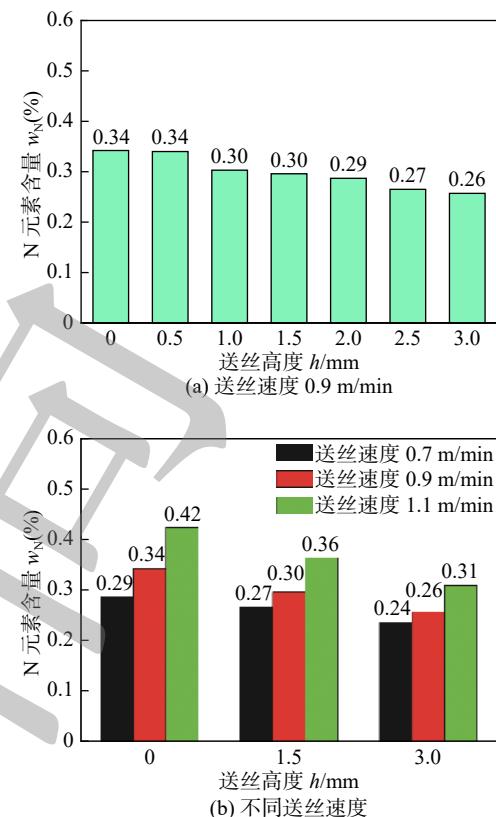


图 10 2.0 mm 丝径所得焊缝氮含量与送丝高度和送丝速度之间的关系

Fig. 10 Effects of the wire feeding position and speed on the nitrogen content with the $\phi 2.0$ mm wire.
(a) WFS = 0.9 m/min; (b) different wire feeding speeds

当固定送丝高度时, 焊道内部的氮含量随送丝速度的增加而增加, 如图 10(b) 所示。结合高速摄像, 送丝速度的增加使熔滴从自由过渡转变为中间过渡或液桥过渡, 直接压缩了熔滴过渡过长, 从而阻止了氮损失的发生以及飞溅的产生, 导致焊缝氮含量随着送丝速度的增加而增加。

由图 10 可知, 其他工艺参数不变时, 随送丝速度的增加, 熔滴过渡模式逐渐由液滴过渡转变为液桥过渡, 焊缝 N 元素含量呈现增加趋势, 由于高氮钢力学性能与 N 含量呈正相关, 当考察增材最高效率时, 只需要探究所能允许的最大送丝速度即可。图 11 为在 200 A 电流下, 1.6 mm 直径丝材的两种不同送丝速度下的熔池, 当送丝速度达到 2.0

m/min 时,丝材完全熔化,焊接过程稳定见图 11(a),然而,当送丝速度增加到 2.2 m/min 时,焊丝无法完全熔化,熔池内出产生了剧烈地扰动见图 11(b)。当送丝速度过高时,对于给定的能量输入,由于单位时间内送丝量过高,当前热输入无法完全熔化焊丝,从而引起了熔池的不稳定。

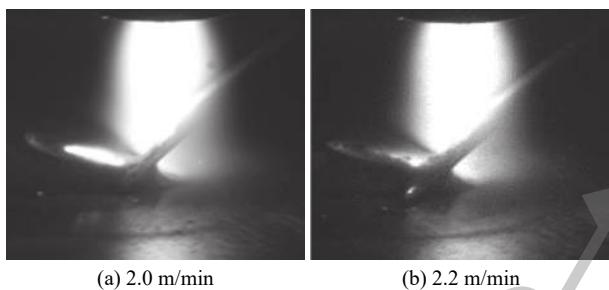


图 11 送丝速度 2.0, 2.2 m/min 时的沉积过程

Fig. 11 Deposition processes under different wire feed speeds. (a) 2.0 m/min; (b) 2.2 m/min

对所有剩余的焊丝重复相同的试验,获得不同直径丝材在不同电流下所对应的最大送丝速度,如图 12 所示,可以看出,对于每种直径的丝材,最大送丝速度随电流的增加而增加,但是随着丝材直径的增加而降低。

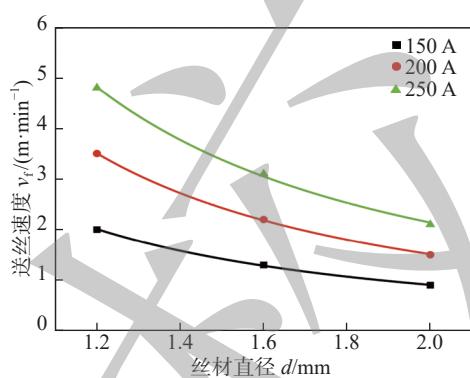


图 12 丝材直径和焊接电流对最大送丝速度的影响
Fig. 12 Effects of the wire diameter and welding current on the maximum wire feed speed

在相同电流下,最大送丝速度同样随丝材直径的增加而减小,沉积效率为

$$R = (\pi d^2 v_f \rho) / 4 \quad (1)$$

式中: d 为丝材直径; v_f 为送丝速度; ρ 为丝材密度。

根据式(1)和图 12 的数据,可以得到沉积效率与丝径之间的关系,如图 13 所示。对于特定的电流,沉积效率随丝材直径的增加呈现出线性增加的规律,意味着在相同的能量输入下,使用更粗的丝材可以获得更高的沉积速率,因为粗丝可以更大限

度地提高当前电流电压下的能量利用率,获得高的沉积效率,此外,相比丝材直径而言,焊接电流的增加对于提高增材沉积效率的影响更为明显,因此,为了获得较高的沉积效率可以综合考虑焊接电流与丝材直径的影响,当采用直径 2 mm 的丝材,电流 250 A 时,可以获得超 3 kg/h 的增材沉积效率。

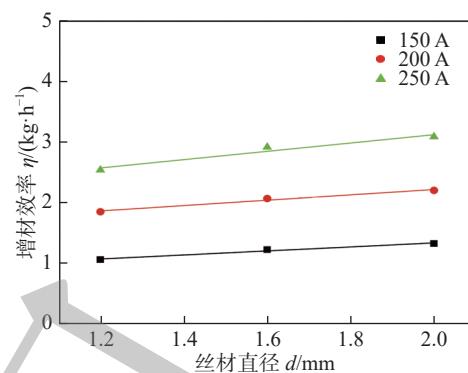


图 13 丝材直径和焊接电流对沉积速率的影响
Fig. 13 Effects of wire diameter and welding current on the deposition rate

3 结论

(1) 送丝速度的提高带来了熔滴过渡模式的转变,有利于阻止高氮钢飞溅的产生,在液滴过渡阶段,飞溅程度随送丝高度的提高而增加,直径较大的高氮钢焊丝具有较宽的液滴过渡和中间过渡区间。

(2) 熔覆焊道中 N 元素的含量随送丝高度增加而降低,随送丝速度增加而提高。当送丝速度为 1.1 m/min、送丝高度 0.0 mm 时,焊道中氮损失最低,N 元素的质量分数为 0.42%;当送丝速度为 0.7 m/min、送丝高度 3.0 mm 时,焊道中氮损失最高,N 元素的质量分数为 0.24%。

(3) 相同的热输入条件下,高氮钢丝材直径越大,增材效率越高。当前试验条件下,1.2 mm 直径的高氮钢丝材最大增材效率为 2.54 kg/h;1.6 mm 直径的为 2.94 kg/h;2.0 mm 直径的为 3.08 kg/h。

参考文献

- [1] Masumura T, Nakada N, Tsuchiyama T, et al. The difference in thermal and mechanical stabilities of austenite between carbon- and nitrogen-added metastable austenitic stainless steels[J]. Acta Materialia, 2015, 84: 330–338.

- [2] Zhang X, Zhou Q, Wang K, et al. Study on microstructure and tensile properties of high nitrogen Cr-Mn steel processed by CMT wire and arc additive manufacturing [J]. Materials & Design, 2019, 166: 107611.
- [3] Stein G, Hucklenbroich I. Manufacturing and applications of high nitrogen steels[J]. Materials and Manufacturing Processes, 2004, 19(1): 7 – 17.
- [4] Talha M, Behera C K, Sinha O P. A review on nickel-free nitrogen containing austenitic stainless steels for biomedical applications[J]. Materials Science & Engineering C, 2013, 33(7): 3563 – 3575.
- [5] 王星星, 田家豪, 李帅, 等. 高氮钢连接技术研究进展 [J]. 焊接学报, 2023, 44(9): 118 – 128.
Wang Xingxing, Tian Jiahao, Li Shuai, et al. Research progress on advanced joining technology of high-nitrogen steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2023, 44(9): 118 – 128.
- [6] Anil Kumar V, Gupta R K, Karthikeyan M K, et al. Development of high nitrogen stainless steel for cryogenic applications[J]. Materials Science Forum, 2015, 830: 23 – 26.
- [7] Li S, Zhang C, Lu J, et al. A review of progress on high nitrogen austenitic stainless-steel research[J]. Materials Express, 2021, 11 (12): 1901 – 1925.
- [8] Park W I, Jung S M, Sasaki Y. Fabrication of ultra high nitrogen austenitic stainless steel by NH₃ solution nitriding[J]. ISIJ International, 2010, 50(11): 1546 – 51.
- [9] Qi M, Ren S, Chen J, et al. Research progress on high nitrogen stainless steel prepared by powder metallurgy technology[J]. Powder Metallurgy Technology, 2017, 35(4): 299 – 303.
- [10] Astafurov S, Astafurova E, Reunova K, et al. Electron-beam additive manufacturing of high-nitrogen steel: Microstructure and tensile properties[J]. Materials Science & Engineering:A, 2021, 826: 141951.
- [11] Yang D, Huang Y, Fan J, et al. Effect of N₂ content in shielding gas on formation quality and microstructure of high nitrogen austenitic stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 61: 261 – 269.
- [12] Zhang X, Wang K, Zhou Q, et al. System study of the formability, nitrogen behaviour and microstructure features of the CMT wire and arc additively manufactured high nitrogen Cr-Mn stainless steel [J]. Materials Today Communications, 2021, 27: 102263.
- [13] Yang D, Fang H, Peng Y, et al. Investigation of spatters in cold metal transfer + pulse-based wire and arc additive manufacturing of high nitrogen austenitic stainless steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(9): 6881 – 6894.
- [14] Huang J, Yuan W, Yu S, et al. Droplet transfer behavior in bypass-coupled wire arc additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 49: 397 – 412.
- [15] Li Y, Su C, Zhou X, et al. A more precise unified model to describe comprehensive multiphysics and multiphase phenomena in plasma arc welding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 59: 668 – 78.
- [16] Rios S, Colegrove P A, Williams S W. Metal transfer modes in plasma wire + arc additive manufacture[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 264: 45 – 54.
- [17] Chu S C, Lian S S. Numerical analysis of temperature distribution of plasma arc with molten pool in plasma arc melting[J]. Computational Materials Science, 2004, 30(3-4): 441 – 447.

第一作者:程中光, 硕士, 主要研究方向为电弧增材工艺、性能、表征; Email: zgcheng0215@njjust.edu.cn。

通信作者:章晓勇, 博士, 副研究员; Email: xiaoyong.zhang@njjust.edu.cn。

(编辑: 周珍珍)