

热输入对电弧增材制造超级双相不锈钢组织与性能的影响

李科^{1,2}, 牛犇¹, 潘琳琳¹, 易江龙¹, 邹晓东¹

(1. 广东省科学院中乌焊接研究所, 广东省现代焊接技术重点实验室, 广州, 510651;
2. 五邑大学, 智能制造学部, 江门, 529030)

摘要: 为了研究热输入对电弧增材制造超级双相不锈钢组织和性能的影响, 使用直径为 1.2 mm 的 ER2594 超级双相不锈钢焊丝, 在 Q345 低碳合金钢的基板上使用不同的热输入进行 MIG 电弧增材制造单墙体试验, 并对其微观组织和力学性能进行分析, 结果表明, 当热输入由 435.6 J/mm 增加至 517.3 J/mm 时, 由于热输入量增加和冷却速率较慢造成奥氏体含量升高, 其含量由 31% 增加至 43%。当热输入增加至 599.0 J/mm 时, 由于 N 元素烧损使奥氏体含量降低的程度大于提高热输入使其增加的程度, 奥氏体含量由 43% 减少至 41%。随着热输入的增大 (435.6 J/mm 增加至 599.0 J/mm) 显微硬度先降低后升高, 其原因在于显微硬度与铁素体含量呈正相关。热输入取中间值 (517.3 J/mm) 时的试样由于奥氏体含量较多使得其拉伸性能略优。

创新点: (1) 制备了 3 组不同热输入的电弧增材制造超级双相不锈钢墙体。
(2) 揭示了高热输入会导致 N 元素的烧损并降低组织中奥氏体含量的机理。
(3) 研究了双相比的平衡有益于提升拉伸性能, 而残余应力增加会降低拉伸性能的特点。

关键词: 超级双相不锈钢; 热输入; 电弧增材制造; N 元素; 奥氏体含量

中图分类号: TG 455 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20221214003

0 序言

ER2594 超级双相不锈钢因其奥氏体和铁素体拥有最佳比例, 具有了优异的强度、韧性和耐腐蚀性, 广泛应用于船舶、核工业和石油工业^[1-2]。热输入是双相不锈钢焊接过程中关键的因素, 对相的形成和相的稳定性有重要影响^[3]。一部分研究表明, 使用高的焊接热输入更有利于铁素体/奥氏体相平衡^[4-5]。Debroy 等人^[6]研究了增材制造金属的工艺、结构和性能, 结果表明, 电弧熔丝增材制造技术 (wire arc additive manufacturing, WAAM) 较大的热输入量和较慢的冷却速率会造成双相不锈钢中的奥氏体含量过高, 而激光熔化沉积 (laser melting deposition, LMD) 较低的热输入量和较快的冷却速

率会导致组织中存在较多的铁素体。Lervg 等人^[7]研究了热输入对使用超级双相不锈钢焊丝为填充原料开发的冷金属过渡-电弧熔丝增材制造 (CMT-WAAM) 产品的抗拉强度和延展性的影响, 结果表明, 高热输入降低了超级双相不锈钢增材件的抗拉强度, 提高了其延展性, 改善了铁素体/奥氏体的相平衡。但也有研究表明, 过高的热输入会导致焊道元素的烧损, 反而不利于焊道中奥氏体的形成^[8-9]。栗宏伟等人^[10]研究了热输入对 SAF2507 超级双相不锈钢焊接接头组织和硬度的影响, 结果表明, 随着热输入的增加会使焊缝中的 N 元素烧损, 最终导致奥氏体含量的减少。Varbai 等人^[9]研究了热输入和 N 元素对 2205 双相不锈钢焊缝相变的影响, 结果表明, 越高的电弧能量将导致更大的熔池尺寸, 从而导致更多的 N 元素损失。氮含量的减少将导致铁素体组织随电弧能量和冷却时间的增加而线性增加。

目前, 国内外在热输入对增材制造双相不锈钢中元素含量烧损、微观组织和综合力学性能方面的

收稿日期: 2022-12-14

基金项目: 广州市基础与应用基础研究资助项目 (20220111077); 广东省科学院建设国内一流研究机构行动专项资金资助项目 (2021GDASYL-20210103083); 广州市科技计划资助项目 (201604046026); 广东省省级科技计划资助项目 (2022A0505050052)。

影响研究较少。因此, 文中采用熔化极惰性气体保护焊接 (metal inert gas welding, MIG 焊) 工艺, 使用三种不同热输入对自制超级双相不锈钢药芯焊丝进行增材试验, 探究热输入对增材件的组织、双相比例和力学性能的影响, 为电弧增材制造超级双相不锈钢提供试验基础。

1 试验方法

采用直径为 1.2 mm 的 ER2594 超级双相不锈钢焊丝作为填充材料, 尺寸为 200 mm × 100 mm ×

15 mm 的 Q345 低碳合金钢作为基板。基板和 ER2594 超级双相不锈钢焊丝化学成分如表 1 所示。MIG 焊采用松下 YD-500GS 型电弧堆焊机进行增材试验, 保护气为 98%Ar + 2%CO₂, 层间高度为 2 mm, 具体 MIG 焊工艺参数如表 2 所示。使用松下机器堆焊工作站探究热输入对电弧增材制造双相不锈钢组织和力学性能的影响, 通过改变预设焊接电流大小的方式来达到控制热输入的目的, 分别使用三种不同的热输入采用往复堆积路径电弧增材制造 3 组 (3 组热输入依次递增, 试验编号简称 1, 2, 3 组) 长度为 150 mm、高度为 120 mm 的墙体。

表 1 基板和焊丝的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of substrate and welding wire

材料	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Fe
Q345	0.14 ~ 0.20	≤ 1.70	≤ 0.50	≤ 0.035	≤ 0.05	—	—	—	—	—	余量
ER2594	0.022	1.95	0.54	0.011	0.023	24.17	8.09	2.55	0.03	0.21	余量

表 2 MIG 焊的工艺参数

Table 2 Process parameters of MIG welding

试验编号	气体流量 $Q/(L \cdot min^{-1})$	层间温度 $T/^\circ C$	焊接电流 I/A	电弧电压 U/V	焊接速度 $v/(mm \cdot s^{-1})$	热输入 $E/(J \cdot mm^{-1})$
1	15	150	160	22.6	8.3	435.6
2	15	150	190	22.6	8.3	517.3
3	15	150	220	22.6	8.3	599.0

电弧增材制造双相不锈钢完成后, 对试样进行线切割、研磨、机械抛光等处理, 并用 20% 的 NaOH 溶液进行电解抛光。用 Axio Imager M2m 型光学显微镜对组织进行观察; 使用 Talos F200X 型场发射扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 及其附带的电子背散射衍射仪 (electron backscattered diffraction, EBSD) 对增材墙体的中部组织进行分析, 步长为 0.8 μm ; 并用 Spectro M10 OES 型 ICP 光谱检测仪检测 3 组增材件中部氮含量; 使用 OIM 软件对 EBSD 数据进行处理后, 可得到铁素体/奥氏体比例分布图、反极图、平均取向角差 (kernel average misorientation, KAM)。显微硬度测定采用 WILSON VH1202 型维氏硬度计, 对 3 组增材件的顶部、中部、底部进行维氏硬度测定, 每个区域随机测量至少 20 个点, 硬度计的载荷为 2.94 N, 加载时间为 15 s, 加载速度为 20 $\mu m/s$, 并求取平均值。拉伸试验中, 3 组不同热输入的拉伸试样切取位置与尺寸如图 1 所示, 拉伸速率为 1 mm/min, 试验结束后分析其抗拉强度, 并使用

SEM 观察试样的断口形貌特征。

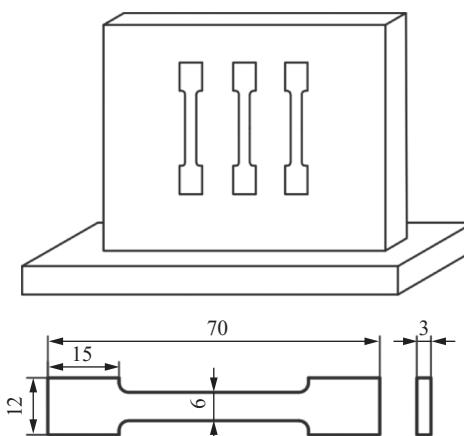


图 1 拉伸取样示意图 (mm)
Fig. 1 Schematic diagram of stretch sampling

2 试验结果与分析

2.1 增材件宏观形貌

图 2 为通过改变预设焊接电流大小来调整

热输入进行的 3 组增材墙体的宏观形貌。1, 2, 3 组墙体测量熔宽分别为 7.89, 9.54, 9.86 mm, 随着热输入的增大, 熔宽也随之变宽, 即熔宽的

变化趋势与热输入的变化趋势一致^[7], 1, 2, 3 组试样形貌良好, 未出现气孔、裂纹和未熔合等缺陷。

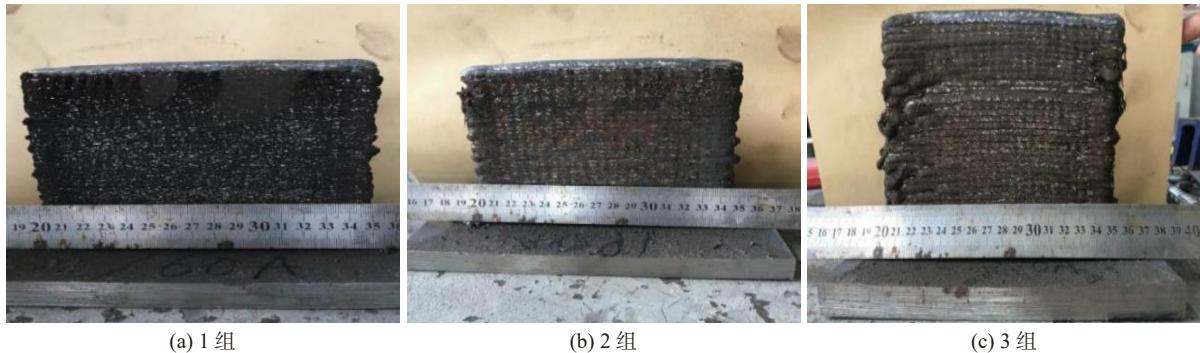


图 2 不同热输入下墙体的宏观形貌

Fig. 2 Macroscopic morphologies of the wall under the different heat inputs. (a) group 1; (b) group 2; (c) group 3

2.2 热输入对增材件微观组织的影响

图 3、图 4 和图 5 分别为三种不同热输入增材制造墙体中部的微观组织。奥氏体主要沿晶界生成, 呈现形式为晶内奥氏体 (IGA)、魏氏体 (WA)、

晶界奥氏体 (GBA) 和二次奥氏体 (γ_2)。三种热输入对应的柱状晶的生长方向几乎与热流方向 (垂直于焊缝方向) 一致^[7], 这种现象在电弧增材制造金属中是典型现象^[11]。晶界奥氏体和魏氏体的形态都类似

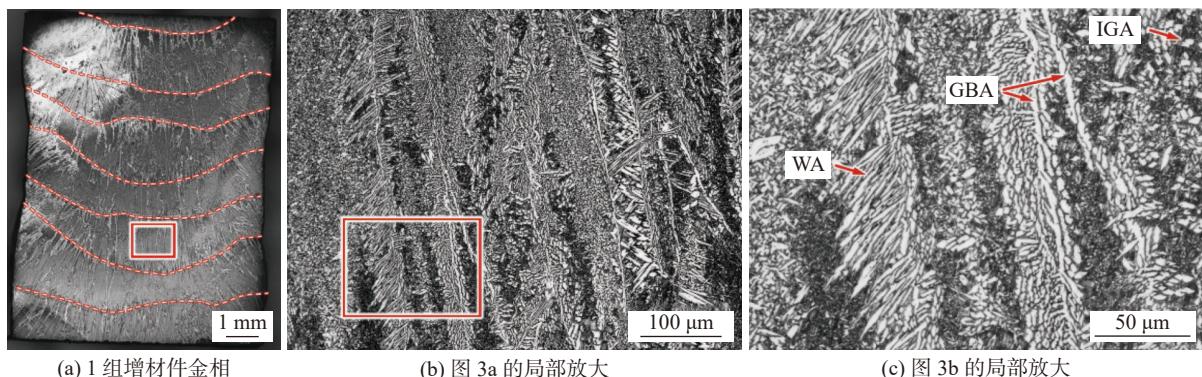


图 3 1 组增材件的组织

Fig. 3 Organization of group 1 additive specimen. (a) metallographic structure of group 1 additive specimen; (b) enlarged of Fig.3a; (c) enlarged of Fig.3b

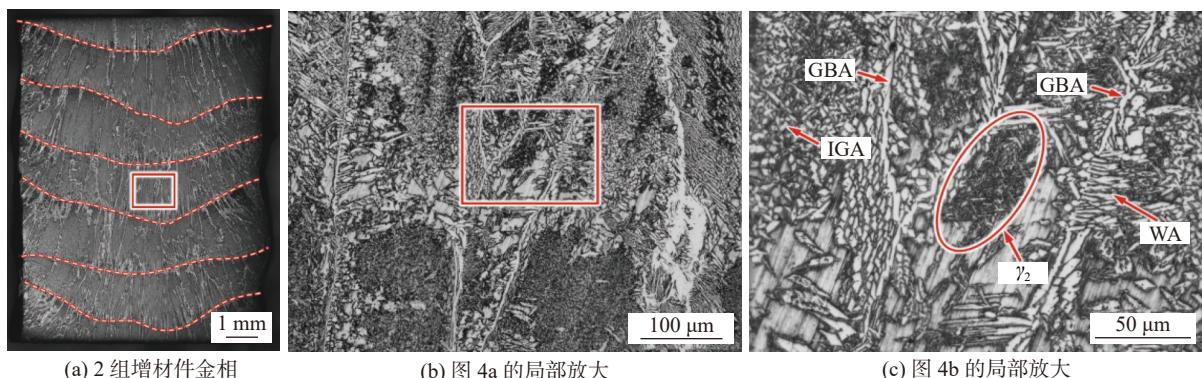


图 4 2 组增材件的组织

Fig. 4 Organization of group 2 additive specimen. (a) metallographic structure of group 2 additive specimen; (b) enlarged of Fig.4a; (c) enlarged of Fig.4b

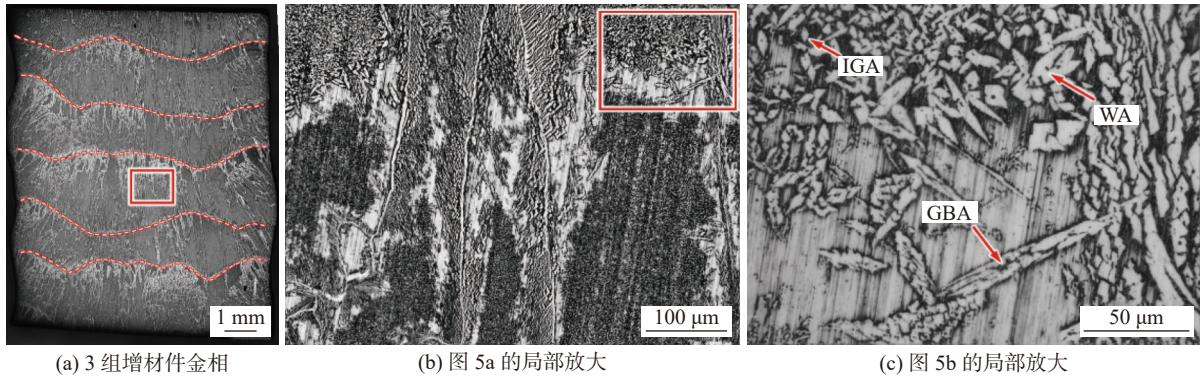


图 5 3 组增材件的组织

Fig. 5 Organization of group 3 additive specimen. (a) metallographic structure of group 3 additive specimen; (b) enlarged of Fig.5a; (c) enlarged of Fig.5b

于细长的针状体, 而魏氏体一般与晶界奥氏体紧密相邻具有侧板结构^[12]。此外, 3 组样品均观察到了少量二次奥氏体相, 这是因为复杂的热循环阻止了二次奥氏体生长至晶内奥氏体^[13]。

为了进一步探究热输入对双相不锈钢增材件微观组织的影响机制, 使用 EBSD 对增材墙体进行表征及分析。图 6 为不同热输入试样的铁素体/奥氏

体分布情况, 其中深色区域为铁素体, 浅色区域为奥氏体。图 7 为不同热输入试样取向成像的 EBSD 形貌。图 8 为 3 组不同热输入试样铁素体/奥氏体含量变化统计结果。从图 8 可看出, 1 组的双相比 (铁素体: 奥氏体) 为 69:31, 2 组的双相比为 57:43, 3 组的双相比为 59:41, 奥氏体含量呈现先上升后下降的趋势。

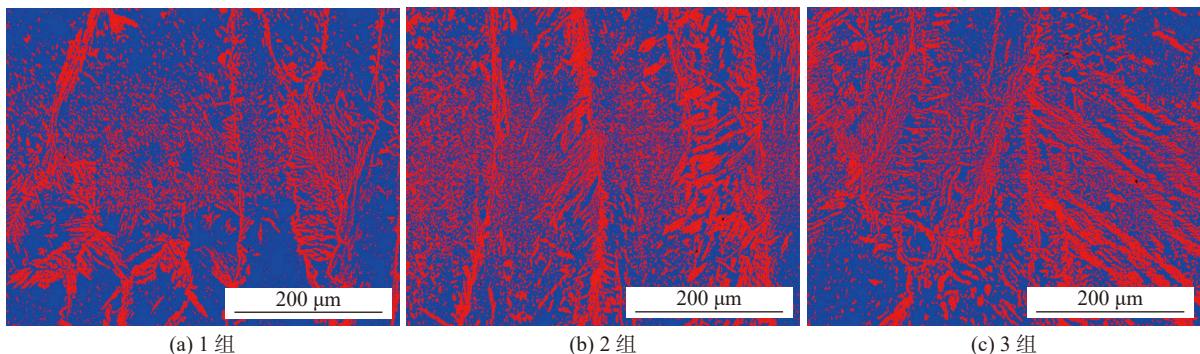


图 6 试样的铁素体/奥氏体分布

Fig. 6 Ferrite/austenite distribution of samples. (a) group 1; (b) group 2; (c) group 3

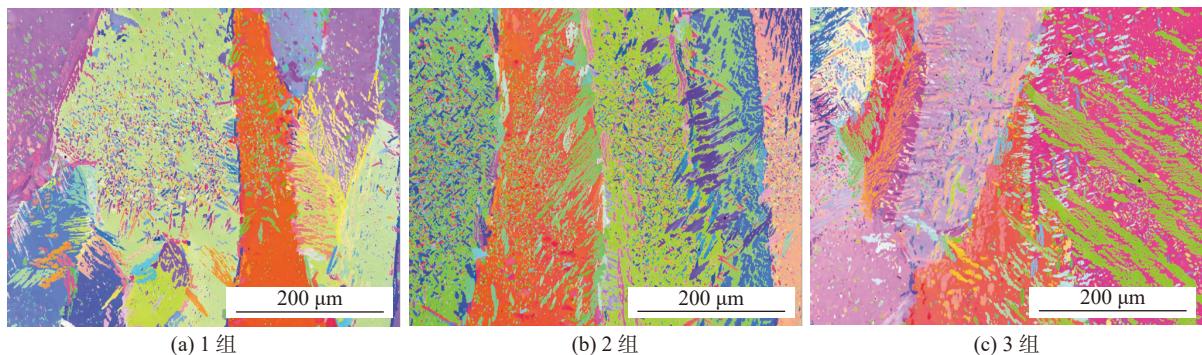


图 7 试样的反极图

Fig. 7 Inverse pole figures of samples. (a) group 1; (b) group 2; (c) group 3

电弧增材制造过程中较大的热输入量和较慢的冷却速率 ($10^2 \sim 10^3$ K/s) 会造成双相不锈钢微观

组织中奥氏体含量过高^[14]。为了获得理想的两相比 (接近 1:1), 尝试通过调控合金成分将增材件的

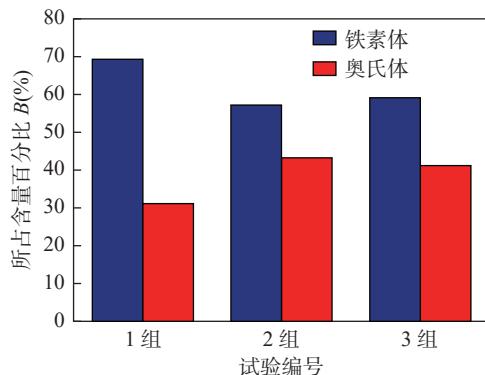


图 8 不同试样中铁素体/奥氏体含量对比

Fig. 8 Comparison of the volume fraction of austenite and ferrite of different specimens

$\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ 值控制在 $1.89 \sim 2.65$ 的理想范围内^[15]。铬当量 (Cr_{eq}) 方程和镍当量 (Ni_{eq}) 方程为

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = w_{\text{Cr}} + w_{\text{Mo}} + 0.7w_{\text{Nb}} \quad (1)$$

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = w_{\text{Ni}} + 35w_{\text{C}} + 20w_{\text{N}} + 0.25w_{\text{Cu}} \quad (2)$$

经过计算文中的 $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ 在 $2.06 \sim 2.07$ 之间, 在电弧增材制造双相不锈钢中, 高 $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ 可以提高铁素体含量, 而低 $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ 可以促进奥氏体的形成^[15]。3 组试验中铁素体含量均略大于奥氏体含量, 这是由于铁素体固溶线温度下降, 铁素体向奥氏体转变温度下降, $\delta \rightarrow \gamma$ 转变不完全, 铁素体含量增大。并且由于 $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ 大于 2.0, 故双相不锈钢的相变过程凝固模式为 $\text{L} \rightarrow \text{L} + \delta \rightarrow \delta \rightarrow \delta + \gamma$ (L 液相, δ 铁素体, γ 奥氏体)。

Singh 等人^[16] 研究了不同热输入对双相不锈钢接头熔合区的影响, 得出了较高的热输入会导致 $t_{12/8}$ 时间显著增加, 有利于铁素体向奥氏体转变的理论。随着热输入的增加奥氏体会随之增多, 但文中的奥氏体含量随着热输入的增加先上升后略微降低。双相不锈钢焊缝中 Cr, Mo 和 Ni 元素在铁素体和奥氏体之间没有明显的偏聚, 而 N 元素偏聚明

显, 这说明 N 元素是控制熔敷层中奥氏体含量的最重要的元素^[17], 为了探索文中奥氏体含量的变化原因, 故需要研究热输入的提升对氮含量的影响, 3 组不同热输入下的超级双相不锈钢墙体氮含量如表 3 所示。其中, 奥氏体形成元素氮含量在热输入由 435.6 J/mm 上升至 517.3 J/mm 的过程中变化不大, 奥氏体含量是随着热输入的增大而增大的, 这与 Singh 等人^[16] 的理论相吻合, 但在热输入由 517.3 J/mm 上升至 599.0 J/mm 的过程中, 氮含量从 0.208% 降至 0.187%。经分析判断, 一方面是由热输入越高, 熔池冷却速度越小, 这会使熔池中反应式 $2[\text{N}] = \text{N}_2 \uparrow$ 向右进行, N_2 从熔池中逸出程度更剧烈, 即 N 元素烧损使奥氏体含量降低的程度大于提高热输入使奥氏体含量提高的程度, 所以热输入越高, 焊缝奥氏体含量越低^[10]; 另一方面是由于焊接电流由 190 A 提升至 220 A , 熔滴过渡形式由大滴过渡转变为射滴过渡 (直径为 1.2 mm 焊丝的射滴过渡临界电流为 $210 \sim 230 \text{ A}$), 熔滴过渡频率急剧增大, 熔滴变小, 氮含量逸出增加, 使焊缝中的氮含量减少, 奥氏体含量降低。

表 3 双相不锈钢增材墙体氮含量

Table 3 N element content in duplex stainless steel additive wall

试验编号	热输入 $E(\text{J} \cdot \text{mm}^{-1})$	氮含量 $w_{\text{N}}(\%)$
1	435.6	0.204
2	517.3	0.208
3	599.0	0.187

图 9 为不同热输入增材件的 KAM 分布, 1 组、2 组、3 组增材件的 KAM 值分别为 0.55° , 0.61° , 0.61° 。随着热输入的增加, 增材件的平均 KAM 值明显升高, 这是由于残余应力与热输入成正比, 而残余应力与 KAM 值也成正比, 并使用 OIM 软件

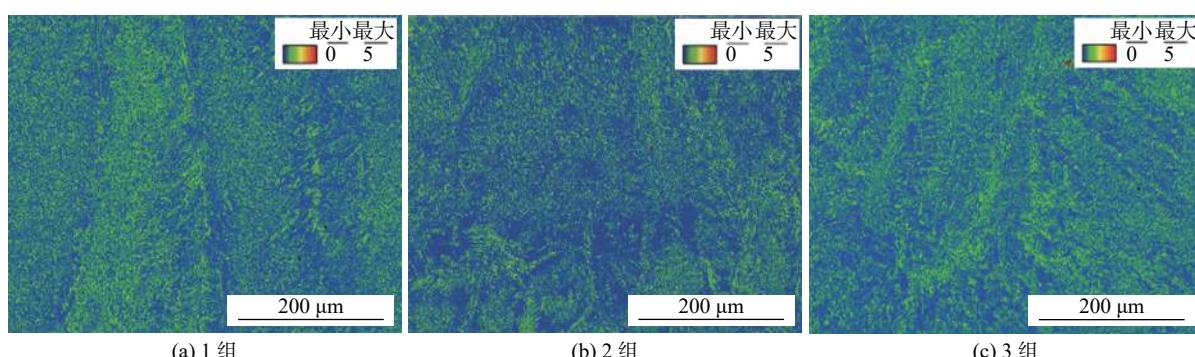


图 9 增材件的 KAM 图

Fig. 9 KAM diagram of additive parts. (a) group 1; (b) group 2; (c) group 3

对 EBSD 数据进行整理归纳, 具体数据结果如表 4 所示。

表 4 EBSD 数据
Table 4 EBSD data

试验编号	铁素体含量 $w_{\delta}(\%)$	奥氏体含量 $w_{\gamma}(\%)$	KAM 值 $\beta(^{\circ})$
1组	69	31	0.55
2组	57	43	0.61
3组	59	41	0.61

2.3 硬度试验结果

对 3 组增材件的顶部、中部、底部进行维氏硬度测定, 测定后的均值对比结果如图 10 所示。1 组所对应的底、中、顶部的平均维氏硬度值分别为 $287 \text{ HV0.3} \pm 7 \text{ HV0.3}$, $299 \text{ HV0.3} \pm 8 \text{ HV0.3}$, $290 \text{ HV0.3} \pm 6 \text{ HV0.3}$ 。2 组所对应的底、中、顶部的平均维氏硬度值分别为 $289 \text{ HV0.3} \pm 8 \text{ HV0.3}$, $286 \text{ HV0.3} \pm 10 \text{ HV0.3}$, $276 \text{ HV0.3} \pm 7 \text{ HV0.3}$ 。3 组所对应的底、中、顶部的平均维氏硬度值分别为 $288 \text{ HV0.3} \pm 7 \text{ HV0.3}$, $294 \text{ HV0.3} \pm 6 \text{ HV0.3}$, $283 \text{ HV0.3} \pm 6 \text{ HV0.3}$ 。

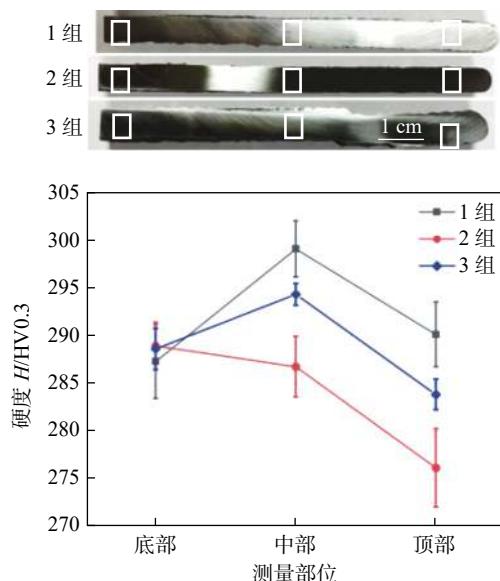


图 10 试样不同部位的硬度
Fig. 10 Hardness of different parts in samples

由图 10 可知, 3 组试验底部的硬度集中在 $285 \sim 290 \text{ HV}$ 之间, 这是由于增材初期的基体散热速度较快, 故热输入的改变对显微硬度的影响较小。然而在中部和顶部的增材过程中空气散热大于基体散热, 此时散热速度偏慢, 则热输入的改变可导致显微硬度的差异; 在中、顶部区域, 维氏硬度由大到小的排列顺序均是 1 组、3 组、2 组, 由于显微

硬度的变化与组织中奥氏体相 (IGA, GBA, WA 和 γ_2) 的增加和组织中铁素体相的减少有关^[18]。且由 2.2 节可知, 铁素体含量由大到小的排列顺序为 1 组、3 组、2 组, 硬度值对比结果可与 2.2 节的结论相互佐证; 中部区域到顶部区域维氏硬度值呈下降趋势, 证实了沿组织方向铁素体含量的降低和奥氏体含量的增加^[18]。

2.4 拉伸试验结果

分别测定 3 组增材试验的拉伸性能, 分别在各组的水平和垂直方向各取 3 个试样, 测量结果如图 11 所示。1 组、2 组和 3 组试样的平均抗拉强度分别为 770, 772, 768 MPa; 平均断后伸长率分别为 26.5%, 28.0%, 26.0%; 平均屈服强度分别为 618, 611, 614 MPa。3 组之间的抗拉强度、屈服强度的区别较小, 而第 2 组的断后伸长率优于其余两组。综上所述, 热输入取中间值的试样 (2 组) 拉伸性能略优于其它两组。分析可知, 1 组与 3 组比较, 由于平衡的铁素体/奥氏体 (δ/γ) 比例有助于提高屈服强度、抗拉强度约 80%^[19], 即 3 组的 δ/γ 相较于 1 组的更平衡, 如表 4 所示, 但可通过 Zhao 等人^[20] 提出的公式, 由 KAM 值计算其残余应力 ε , 即

$$\varepsilon = \frac{1}{2} G b \frac{\alpha \theta}{\mu} \quad (3)$$

$$\theta = \frac{\beta}{180} \pi \quad (4)$$

式中: G 为剪切模量; b 为 Burgers 矢量; α 为常数取决于边界几何形状, 该试验中 α 取 3; θ 为位错边界上的平均取向角; μ 为 EBSD 映射的步长; β 为 KAM 值。

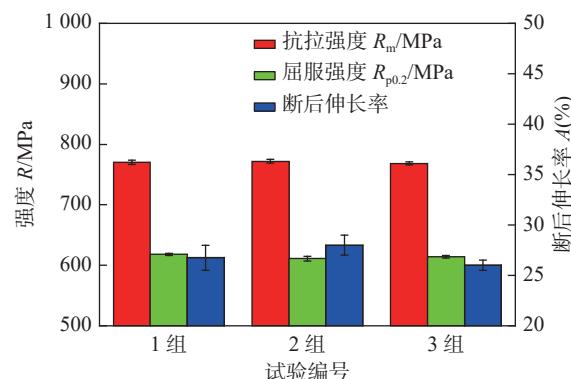


图 11 试样的拉伸性能
Fig. 11 Tensile properties of samples

残余应力 ε 与 KAM 值 β 成正比。而 3 组的 KAM 值大于 1 组, 即 $\varepsilon_3 > \varepsilon_1$ 。由于残余拉应力与外加拉应力的叠加会加速裂纹的产生^[21], 即残余应力

ε 越大则屈服强度、抗拉强度越低. 所以即使 3 组的 δ/γ 比例相较于 1 组的 δ/γ 更平衡, 但是 $\varepsilon_3 > \varepsilon_1$. 由于 δ/γ 比与残余应力一正一负的共同影响, 致使 1 组的屈服强度、抗拉强度与 3 组差别较小. 因此, 在热输入增大 (1 组 \rightarrow 3 组) 时 δ/γ 比例中的 δ 含量降低使得硬度降低的情况下 (由 2.3 节可知显微硬度与铁素体含量呈正相关) 拉伸性能保持几乎不变; 由于 2 组与 3 组的 δ/γ 比相差较小, KAM

值均为 0.61° , 即 $\varepsilon_2 = \varepsilon_3$, 故 2 组与 3 组的屈服强度、抗拉强度相差较小; 图 12 为 1 组、2 组和 3 组试样的拉伸断口形貌, 均为韧性断裂. 这 3 组断口形貌的变化是由于组织方向上奥氏体和铁素体比例的变化所致^[22-23]. 2 组的奥氏体最多, Kannan 等人^[18]的研究表明, 奥氏体含量越高断后伸长率越大. 并且 2 组的韧窝相较其它两组相对细小、密集, 故 2 组的断后伸长率大于 1 组和 3 组.

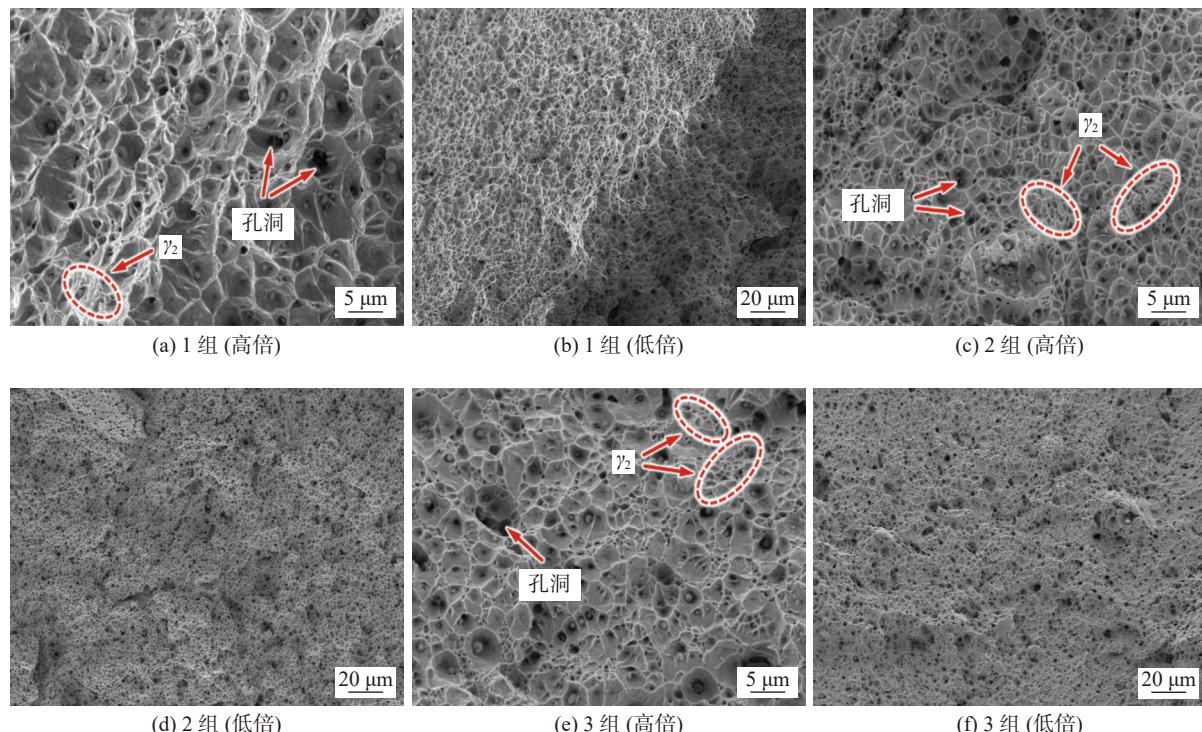


图 12 试样的拉伸断口形貌

Fig. 12 Tensile fracture morphologies of the specimens. (a) group 1 (high magnification); (b) group 1 (low magnification); (c) group 2 (high magnification); (d) group 2 (low magnification); (e) group 3 (high magnification); (f) group 3 (low magnification)

3 结论

(1) MIG 电弧增材制造 3 组不同热输入的超级双相不锈钢墙体宏观形貌良好, 无缺陷. 热输入由 435.6 J/mm 增加至 517.3 J/mm 时, 热输入量增加和冷却速率较慢造成奥氏体含量升高, 奥氏体含量由 31% 增加至 43%, 当热输入继续增加至 599.0 J/mm 时, 由于 N 元素的烧损和熔滴过渡形式的转变导致氮含量减少, 从而导致奥氏体含量由 43% 减少至 41%.

(2) 墙体底部试样硬度集中在 285 ~ 290 HV 之间, 这是由于增材制造初期的基体散热速度较快, 所以此时热输入的改变对组织硬度的影响较小; 然

而, 在中部和顶部的增材过程中空气散热大于基体散热, 此时散热速度偏慢. 热输入改变, 墙体中、顶部试样的硬度受到铁素体含量的影响, 即显微硬度与铁素体含量呈正相关, 3 组试样硬度由大到小的排列顺序为 1 组、3 组、2 组.

(3) 在 δ/γ 比与残余应力一正一负的共同影响下, 3 组试样的抗拉强度、屈服强度差别较小; 而第 2 组试样相较于其它两组试样的奥氏体含量较多, 使得其拉伸性能略优.

参考文献

- [1] 高站起, 荆洪阳, 徐连勇, 等. 超级双相不锈钢多层多道焊接接头组织及腐蚀性能 [J]. 焊接学报, 2019, 40(7): 143 ~ 148.

- Gao Zhanqi, Jing Hongyang, Xu Lianyong, *et al.* Research on microstructure and corrosion behavior of multi-pass welded joints of hyper duplex stainless steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(7): 143–148.
- [2] 黄瀚川, 徐连勇, 荆洪阳, 等. SAF2507 超级双相不锈钢 CMT + P 熔滴过渡特性 [J]. *焊接学报*, 2019, 40(10): 127–136.
- Huang Hanchuan, Xu Lianyong, Jing Hongyang, *et al.* Study on droplet transfer of CMT + P welding process in SAF2507 super duplex stainless steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(10): 127–136.
- [3] Ramkumar K D, Nikam P P, Duraisamy A, *et al.* Microstructure characterization and tensile properties of CMT-based wire plus arc additive manufactured ER2594[J]. *Materials Characterization*, 2020, 169: 110671.
- [4] Cui S, Shi Y, Cui Y, *et al.* The impact toughness of novel key-hole TIG welded duplex stainless steel joints[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2018, 94: 226–231.
- [5] 谭华. 双相不锈钢焊缝组织演变与腐蚀行为研究 [D]. 上海: 复旦大学, 2012.
- Tan Hua. Study on microstructure evolution and corrosion behavior of duplex stainless steel welds [D]. Shanghai: Fudan University, 2012.
- [6] Debroy T, Wei H L, Zuback J S, *et al.* Additive manufacturing of metallic components –Process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112–224.
- [7] Lervg M, Srensen C, Robertstad A, *et al.* Additive manufacturing with superduplex stainless steel wire by CMT process[J]. *Metals – Open Access Metallurgy Journal*, 2020, 10(2): 272.
- [8] Hosseini V A, Wessman S, Hurtig K. Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel[J]. *Materials & Design*, 2016, 98: 88–97.
- [9] Varbai B, Pickle T, Májlinger K. Effect of heat input and role of nitrogen on the phase evolution of 2205 duplex stainless steel weldment[J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2019, 176: 103952.
- [10] 粟宏伟, 赵志毅, 薛润东. 热输入对 SAF2507 超级双相不锈钢焊接接头显微组织及硬度的影响 [J]. *焊接学报*, 2022, 43(2): 20–26.
- Li Hongwei, Zhao Zhiyi, Xue Rundong. Effect of heat input on the microstructure and hardness of SAF2507 super duplex stainless steel welded joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2022, 43(2): 20–26.
- [11] 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.
- [12] Davidson K P, Singamneni S. Magnetic characterization of selective laser-melted SAF 2507 duplex stainless steel[J]. *JOM*, 2017, 69(3): 569–574.
- [13] Zhang X, Wang K, Zhou Q, *et al.* Microstructure and mechanical properties of TOP-TIG-wire and arc additive manufactured super duplex stainless steel (ER2594)[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2019, 762: 138097.
- [14] Zhang D, Liu A, Yin B, *et al.* Effect of heat sources on microstructure and properties of duplex stainless steels fabricated by additive manufacturing[C]//Society of Photo-Optical Instrumentation Engineers Conference Series. SPIE, Nantong, China, 2021.
- [15] Zhang Y. A specially-designed super duplex stainless steel with balanced ferrite: austenite ratio fabricated via flux-cored wire arc additive manufacturing: microstructure evolution, mechanical properties and corrosion resistance[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2022, 854: 143809.
- [16] Singh J, Shahi A S. Metallurgical, impact and fatigue performance of electron beam welded duplex stainless steel joints[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 272: 137–148.
- [17] Ogawa T, Koseki T. Effect of composition profiles on metallurgy and corrosion behavior of duplex stainless steel weld metals[J]. *Welding Research Supplement*, 1989(5): 181–191.
- [18] Kannan A R, Shanmugam N S, Ramkumar K D. Studies on super duplex stainless steel manufactured by wire arc additive manufacturing[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2021, 74(7): 1673–1681.
- [19] Hejripour F, Binesh F, Hebel M, *et al.* Thermal modeling and characterization of wire arc additive manufactured duplex stainless steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 272: 58–71.
- [20] Zhao Y, You J, Qin J, *et al.* Stationary shoulder friction stir welding of Al–Cu dissimilar materials and its mechanism for improving the microstructures and mechanical properties of joint[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2022, 837: 142754.
- [21] Yang L, Lu W, Liu Z, *et al.* Location-dependent microstructure and properties for plasma arc additively manufactured duplex stainless steel ER2209 wire[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(9): 6788–6800.
- [22] Corradi M, Dischino A, Borri A, *et al.* A review of the use of stainless steel for masonry repair and reinforcement[J]. *Construction and Building Materials*, 2018, 181: 335–346.
- [23] Le V T, Mai D S. Microstructural and mechanical characteristics of 308L stainless steel manufactured by gas metal arc welding-based additive manufacturing[J]. *Materials Letters*, 2020, 271: 127791.

第一作者: 李科, 硕士研究生; 主要从事电弧增材制造方面的科研工作; Email: 2459934024@qq.com.

通信作者: 潘琳琳, 博士; Email: panll@gwi.gd.cn.