

## 奥氏体不锈钢 A-TIG 焊缝成形及接头力学性能

刘伟, 任泽良, 王刚, 修延飞, 李彦青, 豆存印, 贡丽妙

(山东核电设备制造有限公司, 烟台, 265118)

**摘要:** 采用自主研发的 C5 活性剂进行活性剂钨极惰性气体保护焊 (activating flux tungsten inert gas, A-TIG) 试验, 研究活性剂对 A-TIG 焊缝成形、电弧光谱和电弧形貌的影响。同时, 利用扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 观察黑色残留物的形貌, 并对 A-TIG 焊后的黑色残留物成分进行分析, 确定黑色残留物形成的原因。结果表明, 活性剂有助于提高电弧温度和穿透力, 促进电弧电离, 改变表面张力梯度和熔池流动方向, 从而增加焊接熔深。与焊缝基体相比, O 元素、Cr 元素和 Ti 元素在残留物中的分布更为密集, 其他元素弥散分布在残留物内部。在观察焊缝的组织 and 性能时发现, 焊缝中心都是以奥氏体和铁素体为主要组织的等轴晶, 而在接头熔合区都呈现为柱状晶。未去除残留物试样平均抗拉强度为 675.36 MPa, 与母材强度相比提高了 2%。焊缝和母材的硬度曲线交错, 是否去除残留物对接头的硬度影响不大。弯曲 180°后两组试样表面无任何裂纹。采用 A-TIG 工艺焊接的焊缝具有良好的延展性和韧性。此外, 未除去残留物试件焊缝表面存在凹陷现象, 但焊缝宽度均匀, 焊缝成形系数为 1.97, 采用该工艺可以获得较大范围的焊缝等轴晶和较为细小的焊缝组织, 较钨极氩弧焊 (tungsten inert gas, TIG) 拥有更小的变形。

**创新点:** (1) 提出一种有效的复合活性剂, 改善了焊缝力学性能。

(2) 提高电弧温度和促进电弧电离, 改变表面张力梯度和熔池流动方向。

(3) 大幅增加焊接熔深, 降低焊接成本, 提高焊接速度, 减少焊接缺陷。

**关键词:** 不锈钢; A-TIG; 电弧光谱; 显微组织; 力学性能

**中图分类号:** TG 444 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20240524001

## A-TIG weld shaping and joint mechanical properties of austenitic stainless steel

LIU Wei, REN Zeliang, WANG Gang, XIU Yanfei, LI Yanqing, DOU Cunyin, GONG Limiao

(Shandong Nuclear Power Equipment Manufacturing Co., Ltd, Yantai, 265118, China)

**Abstract:** Activating flux tungsten inert gas (A-TIG) tests were conducted using a self-developed C5 active agent to study the effects of the active agent on the A-TIG weld formation, arc spectrum and arc morphology. At the same time, scanning electron microscope (SEM) was used to observe the morphology of the black residue, and the composition of the black residue after A-TIG welding was analyzed to determine the reasons for the formation of the black residue. The results showed that the active agent helped to increase the arc temperature and penetrative capacity, promote arc ionization, and change the surface tension gradient and the direction of melt pool flow, thus increasing the welding depth. Compared with the weld matrix, oxygen, chromium and titanium elements were more densely distributed in the residue, while other elements were diffusely distributed inside the residue. When observing the microstructure and properties of the welds, it was found that the weld centers were all equiaxial crystals with austenite and ferrite as the main tissues, while the fusion zones of the joints all showed columnar crystals. The average tensile strength of the specimen without residue removal was 675.36 MPa. Compared with the strength of the base metal, the strength was increased by 2%. The hardness curves of the weld and the base metal were staggered, and whether or not the residue was removed had little effect on the hardness of the joint. There was no crack on the surface of the two groups of specimens after bending 180°. The welds

welded by A-TIG had good ductility and toughness. In addition, the weld surface of the specimen without residue removal had a concave phenomenon, but the weld width was uniform, and the weld shaping coefficient was 1.97, which could obtain a wide range of weld equiaxial crystals and relatively fine weld microstructure, and had smaller deformation than that of tungsten inert gas (TIG).

**Highlights:** (1) The presentation introduced an effective composite active agent enhancing weld mechanical properties.

(2) The arc temperature was increased and the arc ionization was promoted, while the surface tension gradient and molten pool flow direction were changed.

(3) The welding depth of fusion was significantly increased, welding costs were reduced, welding speed was improved, and welding defects were reduced

**Key words:** stainless steel; A-TIG; arc spectrum; microstructure; mechanical properties

## 0 序言

随着世界人口的快速增加和社会发展的加速,人们对航空、航天等领域的安全、效率、环保提出了更高的要求,轻量化、低成本和高效的航空零部件的研发与制造将成为发展的必然趋势.目前,航空构件按所选用材料,分为普通碳钢、不锈钢、高耐候结构钢、铝合金和钛合金构件等类别.不锈钢是一种含铬 10.5% 以上的钢材,具有耐腐蚀、强度高、环保等特点<sup>[1-4]</sup>.适合在潮湿、酸性或碱性环境等条件恶劣的情况下使用,由于不锈钢具有良好的耐腐蚀和高强度性能,在航天、化工和石油容器等行业应用广泛.

工业生产中奥氏体不锈钢焊接性良好,应用日益广泛,特别适用于 A-TIG 工艺.和常规 TIG 相比, A-TIG 具有增加焊缝熔深、净化焊缝和提高生产效率的优势<sup>[5-10]</sup>.目前,国内外的研究主要集中在活性剂增大焊接熔透性作用机理和新型活性剂的开发两个方面<sup>[11-17]</sup>.Dagur 等人<sup>[18]</sup>研究了 TIG 和 A-TIG 工艺对 SAF2507 双相不锈钢接头组织和力学性能的影响.试验采用不同的活性剂 (ZnO, CaO 和 SiO<sub>2</sub>) 在 SAF2507 双相不锈钢上进行 A-TIG.结果表明,相比于 TIG 工艺, A-TIG 能提高焊缝熔深,减小焊缝熔宽,有助于接头组织细化并提高接头硬度.Pydi 等人<sup>[19]</sup>采用 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 作为活性剂,开展 SS-316L 不锈钢 A-TIG 工艺试验.研究了不同焊接参数对 A-TIG 接头力学性能和化学成分的影响.结果表明,随着焊接电流的增加和焊接速度的减小,会导致接头微观组织不断恶化.当焊接速度为 12 cm/min、焊接电流为 100A 时,接头的硬度最高.Qin 等人<sup>[20]</sup>采用 TIG 和 A-TIG 工艺对异种镁合金 AZ61-AM60 进行了焊接试验和数值模拟分

析.建立了焊接熔池的数学模型,并对焊接过程进行了数值模拟.模拟结果表明,在 AM60 侧的熔池流场中,熔池中金属的上表面从熔池中心向四周移动,然后沿熔池边界向下流动,最后在靠近焊缝中心线时流向熔池中心,揭示了焊接过程中温度场和熔池形状的变化规律.Busic 等人<sup>[21]</sup>研究了活性剂成分对 Cu-ETP 板 A-TIG 电离电位的影响.结果表明,在 Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, CaO 和 SiO<sub>2</sub> 等 3 种活性剂中, SiO<sub>2</sub> 对 Cu-ETP 板接头熔深增加效果最为明显.在保证焊透的前提下,使用 SiO<sub>2</sub> 活性剂对 Cu-ETP 板进行焊接,焊接热输入仅为 TIG 时的 70%.Sridhar 等人<sup>[22]</sup>采用 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MoO<sub>3</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub> 和 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 在 Incoloy 800 H 上进行 A-TIG.研究了不同活性剂对 Incoloy 800 H 合金焊缝熔深和力学性能的影响.结果表明,与 TIG 相比使用 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 和 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 作为活性剂时接头熔深增加 133%,熔深增加的原因可能是反向 Marangoni 对流所引起的.针对 Incoloy 800 H 合金的而言 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 作为活性剂时接头熔深和组织性能最佳.

针对船舶制造、航空航天、军工、天然气、石油化工、能源和交通等领域的厚度大于 3 mm 的管道结构的焊接,目前企业拥有的焊接自动化工艺装置,在焊接厚度、焊接效率等方面还存在较大的差距,采用 A-TIG 工艺可以在不改变原有焊接装备的基础上快速提升焊接范围、焊接效率和焊接质量,具有广泛的应用领域及市场前景,因此有必要开展 A-TIG 技术研究.文中探索了活性剂对熔深的影响机理,系统的研究了活性剂对奥氏体不锈钢焊缝成形和力学性能的影响,有助于推动不锈钢活性剂的开发和应用,拓展企业现有焊接装备的工程应用领域.对于保证工程质量、提高不锈钢接头性能及后续其他系列不锈钢的焊接具有重要的理论和工程应用意义.

## 1 试验方法

文中通过涂覆正交试验确定的 C5 活性剂 ( $B_2O_3-CuO-MnO-NiO-Cr_2O_3-TiO_2-SiO_2$ ) 来进行 A-TIG, 电源连接方式采用正极性 (DCEN) 以增加熔深, 试验所用焊接参数如表 1 所示. 试验共采用 3 组试板, 第 1 组和第 2 组试板分两层两道对接焊接, 两层均采用 C5 活性剂进行焊接, 不同的是在第 2 层焊接前, 第 1 组试板要事先打磨掉黑色残留物, 第 2 组保留原样, 待两组试板完全冷却, 继续采用表 1 参数完成第 2 层焊接, 第 3 组采用 TIG 进行单道平板堆焊, 焊后制备试样, 研究活性剂对 A-TIG 焊缝成形、电弧光谱和

电弧形貌的影响, 同时利用 SEM 观察黑色残留物的形貌, 并对 A-TIG 后的黑色残留物成分进行分析, 确定黑色残留物形成的原因, 为活性剂在 TIG 中的应用提供理论基础, 提高焊接的效率和质量.

采用 1Cr18Ni9Ti 奥氏体不锈钢作为焊接母材, 板材化学成分如表 2 所示, 母材显微组织如图 1 所示, 钢板尺寸为  $200\text{ mm} \times 50\text{ mm} \times 6\text{ mm}$ . 焊接前, 为了提高钢材的表面质量和表面光洁度便于焊接, 同时为了防止钢板表面铁锈等氧化物 (试验中单组元活性剂为氧化物) 对熔深增加效应的影响, 打磨和洗涤待焊接的板材, 清理待焊区两侧各 25 mm 范围内的油污、铁锈和水分等杂物, 直至露出金属光泽.

表 1 1Cr18Ni9 Ti 奥氏体不锈钢 TIG 参数  
Table 1 TIG parameters of 1Cr18Ni9 Ti austenitic stainless steel

| 组别 | 焊接层数 | 钨极直径<br>$D/\text{mm}$ | 保护气体流量<br>$Q/(\text{L} \cdot \text{min}^{-1})$ | 焊接电流<br>$I/\text{A}$ | 电弧电压<br>$U/\text{V}$ | 焊接速度<br>$v/(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$ |
|----|------|-----------------------|--|----------------------|----------------------|---|
| 1  | 2    | 3.2                   | 15   | 180                  | 14                   | 80  |
| 2  | 2    | 3.2                   | 15   | 180                  | 14                   | 80  |
| 3  | 1    | 3.2                   | 15   | 180                  | 14                   | 80  |

表 2 1Cr18Ni9 Ti 奥氏体不锈钢的化学成分 (质量分数, %)  
Table 2 Chemical composition of 1Cr18Ni9 Ti austenitic stainless steel

| C           | Si          | Mn          | S            | P            | Cr            | Ni           | Ti   | Fe |
|-------------|-------------|-------------|--------------|--------------|---------------|--------------|------|----|
| $\leq 0.12$ | $\leq 1.00$ | $\leq 2.00$ | $\leq 0.030$ | $\leq 0.035$ | 17.00 ~ 19.00 | 8.00 ~ 11.00 | 0.80 | 余量 |

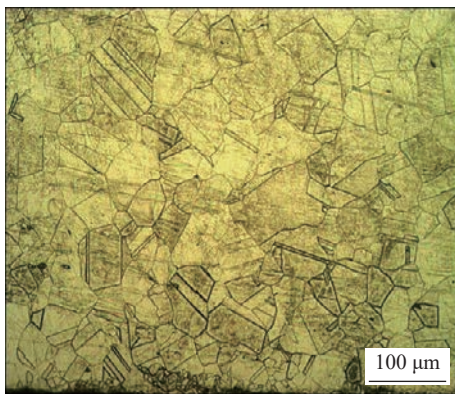


图 1 1Cr18Ni9 Ti 奥氏体不锈钢母材的显微组织  
Fig. 1 Microstructure of 1Cr18Ni9 Ti austenitic stainless steel parent material

利用工装夹具将试板固定, 调节好焊枪高度和移动轨迹, 保证对接焊试板间隙小于 1 mm, 将活性剂和有机溶剂充分混合搅拌 (按照每克活性剂添加 2.15L 酒精的比例进行配比, 然后将混合溶液调和

成糊膏状备用). 在焊接前, 通过刷涂的方式将调制好的活性剂均匀地涂在待焊区, 涂覆宽度为 10 ~ 20 mm, 涂覆厚度尽量在 0.3 ~ 1.0 mm, 待活性剂干燥后开始焊接, A-TIG 焊接及活性剂的调配工艺如图 2 所示. 焊接完成后, 将试件进行切割和打磨处理, 腐蚀剂为  $FeCl_3 + 5\%HCl$  的水溶液, 将待腐蚀的材料浸泡在该溶液中 2 min 后, 即可完成腐蚀过程. 使用 WT-401 MVD 型数显维氏显微硬度计来测量接头的硬度分布, 在第 1 层和第 2 层焊缝中心各取 20 个点, 相邻两点之间距离为 0.5 mm, 试验载荷为 1.96 N, 保载时间为 10 ~ 15 s. 拉伸试样共分为 3 组, 每组取 3 个试样记为拉伸试样-1、拉伸试样-2 和拉伸试样-3, 按标准 GB/T 2652-1989 加工, 在同一参数下测定接头室温抗拉强度. 试验中采用相机和定制版多通道光纤光谱仪进行光谱采集, 镜头对准电弧中部, 光谱波段覆盖范围为 200 ~

1100 nm, 积分时间 1 ms, 时间间隔为 1 s, 在焊接过程中可实现相关波段的自动采集. 拍摄电弧过程中, 相机镜头垂直于焊接方向, 拍摄频率为 10000 帧/s, 曝光时间为 20 μs, 光圈值为 22(*f*/22).

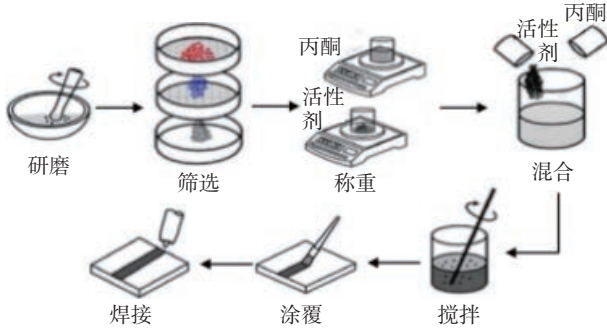


图2 A-TIG 焊接及调配过程示意图

Fig. 2 Schematic diagram of A-TIG welding and blending process

## 2 试验结果与分析

### 2.1 活性剂对焊缝形态的影响

焊接接头表面形貌如图 3 所示. 由图 3(a) 可以看出, 未除去残留物试件焊缝表面存在凹陷, 但焊道宽度均匀; 由图 3(b) 可以看出, 除去残留物试件焊缝表面平整, 仅有少量黑色残留物, 成形美观. 焊接接头横截面形貌如图 4 所示. 除去残留物前后熔宽分别为 11.8 mm(第 1 组) 和 11.6 mm(第 2 组), 此时能将 6 mm 板材焊透. 焊缝成形系数为

$$\varphi = \frac{B}{H} \quad (1)$$

式中: *B* 为焊缝熔宽; *H* 为焊缝熔深.

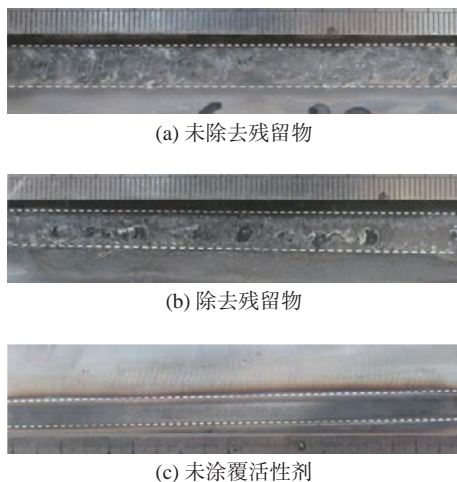
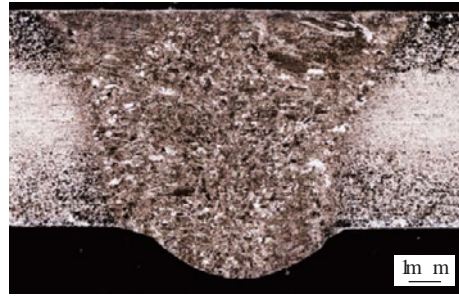
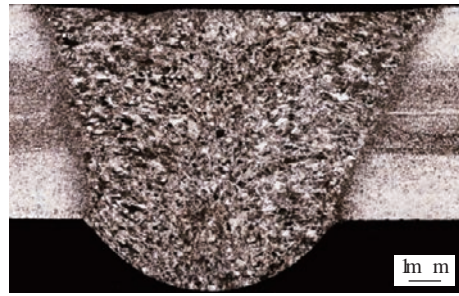


图3 焊接接头表面形貌

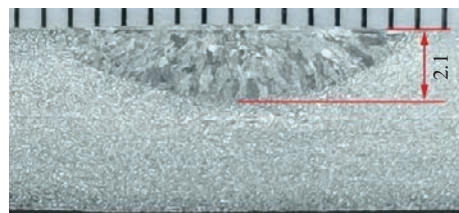
Fig. 3 Surface morphology of welded joints. (a) residues not removed; (b) residue removed; (c) not coated with active agent



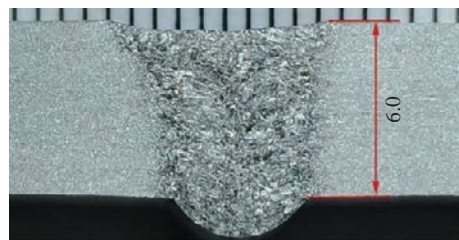
(a) 未除去残留物



(b) 除去残留物



(c) 未涂覆活性剂



(d) C5 活性剂

图4 焊接接头横截面形貌 (mm)

Fig. 4 Cross-sectional morphology of welded joints. (a) residues not removed; (b) residue removed; (c) not coated with active agent; (d) C5 active agent

两者的焊缝成形系数分别为 1.97 和 1.93, 采用该工艺可以获得较大范围的焊缝等轴晶和较为细小的焊缝组织, 相比传统氩弧焊拥有更小的变形, 熔深提高 2.86 倍.

### 2.2 活性剂对电弧形貌的影响

涂覆活性剂前后电弧形貌如图 5 所示. 活性剂的添加对电弧稳定燃烧没有影响. 对比活性剂涂覆前后的电弧形貌发现, 涂覆活性剂后电弧等离子体形态大体相似, 但电弧宽度明显减小, 活性剂对等离子体起到了压缩作用. 这是因为活性剂组元为多原子分子, 在电弧作用下首先分解发生热解离, 该

过程吸热, 根据最小电压理论, 电弧自动选择一较小直径, 使得其产热与散热平衡.

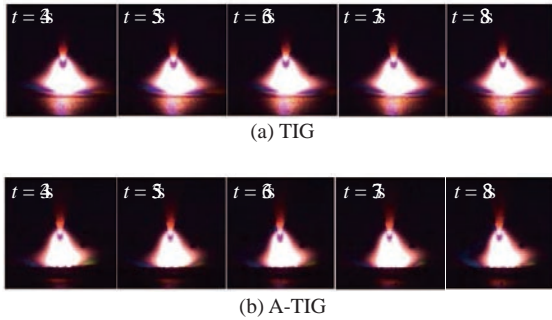


图 5 电弧形貌

Fig. 5 Arc morphology. (a) TIG; (b) A-TIG

### 2.3 活性剂对电弧光谱的影响

对比钨极氩弧焊和活性剂焊接下的电弧光谱数量和相对强度, 探究活性剂对电弧电离的影响.

400 ~ 600 nm 波段光谱频域分布如图 6 所示. 对比图 6(a) 和图 6(b) 发现, 母材涂覆活性剂前后, 电弧光谱主要以 Ar 谱线和 Fe 谱线 (Ar II, Fe I 及 Fe II) 为主, 但是谱线强度发生明显变化. 在 400 ~ 600 nm 之间, 涂覆活性剂后 Fe 谱线数量增多, 谱线强度远远大于无活性剂时, 并且检测到了 Ti 的原子谱线. 这是因为 C5 活性剂中所包含的  $TiO_2$  会与电弧中的气体发生化学反应, 从而产生更多的激发态原子, 导致 Fe 谱线数量增多. 同时, 由于 C5 活性剂的加入, 电弧的电离程度增加, 因此相对强度变大. 这说明 C5 活性剂有助于促进电弧电离, 从而影响谱线的强度和数量, 这与活性剂增加焊缝熔深一致. 此外, C5 活性剂中所包含的 Ti 等元素受电弧激发发生分解, 吸收热量, 形成  $Ti^{4+}$  阳离子, 使得弧柱中心温度和电弧力明显增加.

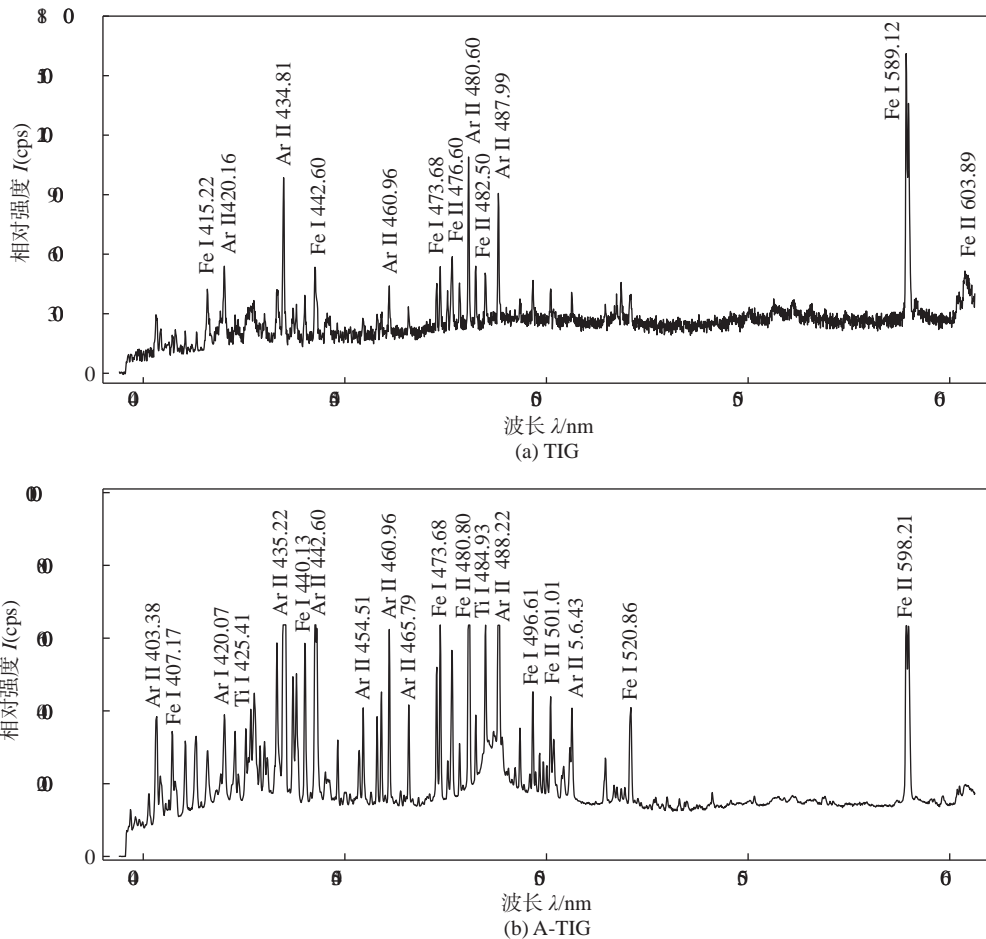


图 6 400 至 600 nm 波段光谱频域分布

Fig. 6 Spectral frequency domain distribution in the 400 to 600 nm band. (a) TIG; (b) A-TIG

### 2.4 黑色残留物对接头显微组织的影响

除去残留物和未除去残留物的焊缝中心组织, 如图 7 所示. 除去残留物和未除去残留物的两试样的焊缝组织都是铁素体和奥氏体, 其中奥氏体作为

基体, 而铁素体则在枝晶和晶界处呈枝晶状弥散分布, 对比两者发现, 除去残留物的试样焊缝区晶粒更细小, 更多晶界的出现阻止了位错在连续滑移面上的移动, 发挥了晶界强化的作用. 在分析焊缝的

形成过程中发现,铁素体在焊接过程中会越发不稳定,并通过扩散控制的反应转化为奥氏体,Cr元素等铁素体生成元素在相变过程中不断累积在残存的铁素体中,而奥氏体生成元素如Ni元素和C元素等则不断减少,直到这个过程使铁素体在一个扩散受到限制的较低温度下变成稳定时为止.此外,因为A-TIG能量集中,达到相同熔深时所需热输入更小,所以具有较快的冷却速率,在焊缝冷却过程中,散热失去方向性,晶核自由生长,最终在焊缝中心形成了等轴晶区.

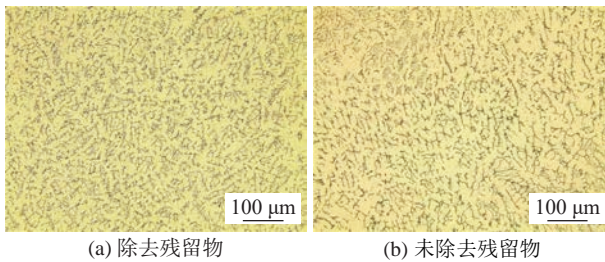


图 7 1Cr18Ni9Ti 奥氏体不锈钢 A-TIG 焊缝中心组织  
Fig. 7 A-TIG weld center microstructure of 1Cr18Ni9Ti austenitic stainless steel. (a) residue removed; (b) residues not removed

对涂覆活性剂前后的接头进行能谱分析.利用 SEM 对涂覆活性剂前后的接头区域进行观察,并使用能谱仪 (energy dispersive spectrometer, EDS) 对金相试样进行面扫描,获得金相试样焊缝的合金元素成分,如表 3 所示.由表 3 和图 8 可知,涂覆活性剂后 B 元素、Fe 元素和 O 元素含量变化较大,Ti 元素、Cr 元素、Si 元素、Mn 元素和 Ni 元素有微量提升.相比钨极氩弧焊,接头中 O 元素增多会改变表面张力梯度和熔池流动方向,提高电弧穿透力.此外,接头中出现了母材中没有的 B 元素和 O 元素,说明活性剂随焊接热循环进入到焊缝.

除去残留物和未除去残留物的焊缝和热影响区组织,如图 9 所示.两者都没有出现过热的征兆,在焊缝与热影响区交界处均由柱状晶组成.在除去残留物的接头中焊缝向热影响区过渡宽度增大,晶粒变得粗大.当待焊区表面涂覆 C5 活性剂后,活性剂中的  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  和  $\text{SiO}_2$  在冶金反应下进入焊缝,促使焊缝中的 Cr 元素和 Si 元素的含量增加,Cr 元素和 Si 元素可以提高  $w_{(\text{Cr})\text{eq}}/w_{(\text{Ni})\text{eq}}$  的值,通过胞晶-共晶反应形成奥氏体,在铁素体凝固边界处共存,从而推动 FA 凝固模式的发展.由于热影响区在焊接时达到奥氏体相变的温度,在焊缝冷却过程中  $\delta$  铁素体不断析出,但是接头中  $\delta$  铁素体不是越

表 3 涂覆活性剂前后接头的元素含量

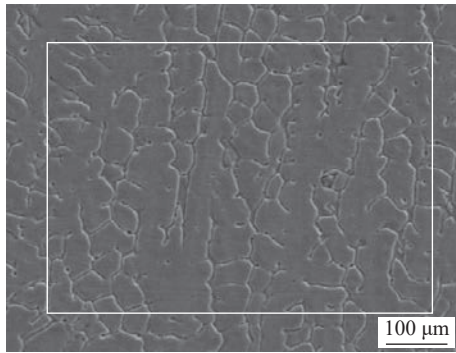
Table 3 Elemental content of joints before and after coating with active agent

| 元素   | 元素含量(质量分数, %) |        |
|------|---------------|--------|
|      | 涂覆活性剂前        | 涂覆活性剂后 |
| B K  | —             | 5.34   |
| C K  | 4.76          | 5.56   |
| Si K | 0.58          | 0.63   |
| O K  | —             | 1.21   |
| Ti K | —             | 0.20   |
| Cr K | 17.12         | 17.26  |
| Mn K | 1.28          | 1.44   |
| Fe K | 68.08         | 60.07  |
| Ni K | 8.18          | 8.29   |

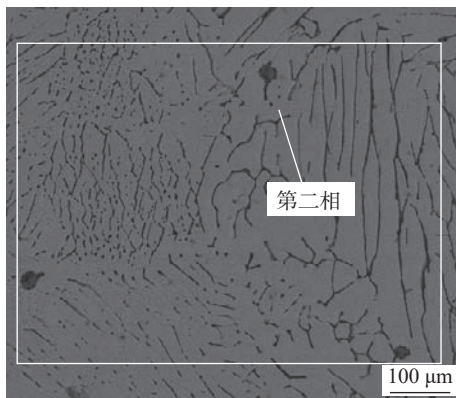
多越好,它存在一个范围,如果  $\delta$  铁素体过多会消耗大量的 Cr 元素造成接头脆化, $\delta$  铁素体含量一般控制在 3%~15%.活性剂焊接性试验中,母材、TIG 焊缝及 A-TIG 焊缝中的含量铁素体含量 (ferrite content, FN) 的测量采用磁性法,使用的铁素体含量测定仪,其测量范围为 0.1%~80%Fe.通过磁性法测得接头 FN 已由无活性剂时的 3.6% 增加到 9.8%,在规定的范围内,因此使用本活性剂进行焊接不会对接头产生负面影响.

## 2.5 黑色残留物成分分析

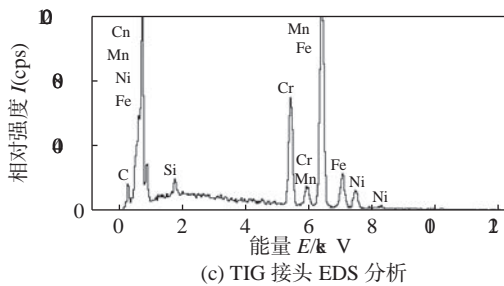
在观察焊缝组织的同时,在组织图 8(b) 中发现有黑色物质 (金属间化合物  $\text{Cr}_2\text{Ni}_3$  和  $\text{Fe}_3\text{Ni}_2$ ) 的分布,采用 SEM 对未除去残留物的接头进行拍摄,以便更清晰地观察黑色物质的形态.扫描电镜下观察到的黑色物质形态,如图 10 所示.分析其形成原因是在第 2 层焊接时,第 1 层焊缝表面留有大量黑色残留物,由于自身重力作用,再加上电弧力作用,会有一部分残留物进入到焊缝中形成金属间化合物.分别对该部分进行 EDS 分析得到图 11 和表 4.图 10(a) 中第 1 点金属间化合物元素含量如表 4 所示.由图 11 和表 4 可知,金属间化合物内包含 Cr 元素、O 元素、Fe 元素和 Ni 元素,其中 O 元素占金属间化合物总体质量分数的 23.75%.由于 C5 活性剂主要是以氧化物为原料,在电弧热作用下与表面残留物一起进入焊缝形成金属间化合物,导致焊缝 O 元素含量和金属间化合物增加,同时 O 元素含量的增加改变了熔池流动方向,间接增大了电弧穿透力.对于 Cr 元素、Fe 元素和 Ni 元素来说,母



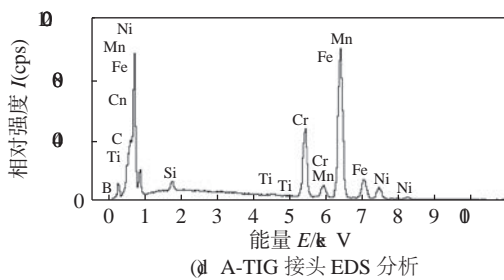
(a) TIG 接头 SEM



(b) A-TIG 接头 SEM



(c) TIG 接头 EDS 分析

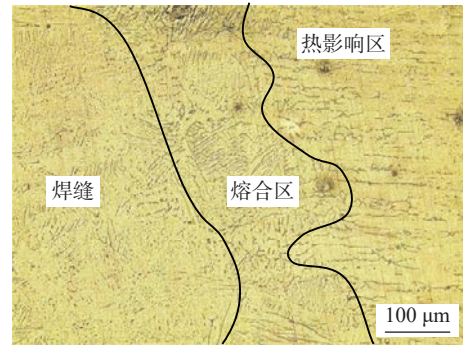


(d) A-TIG 接头 EDS 分析

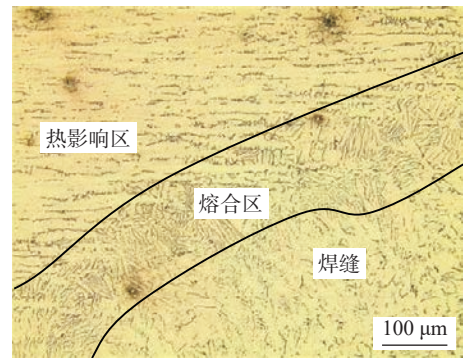
图 8 涂覆活性剂前后接头 SEM 和 EDS 分析

Fig. 8 SEM and EDS analysis of joints before and after coating with active agents. (a) TIG joint SEM; (b) A-TIG joint SEM; (c) TIG joint EDS analysis; (d) A-TIG joints EDS analysis

材中 Cr 元素和 Ni 元素的质量分数分别在 17.00%~19.00% 和 8.00%~11.00% 之间, 而金属间化合物中 Cr 元素和 Ni 元素的质量分数分别为 21.13% 和 14.30%. Cr 元素和 Ni 元素在金属间化合物中的含量比在母材和焊缝中的含量要高得多, 表明活性剂中的 Cr 元素和 Ni 元素在焊接过程中一部分



(a) 除去残留物



(b) 未除去残留物

图 9 1Cr18Ni9Ti 奥氏体不锈钢 A-TIG 组织

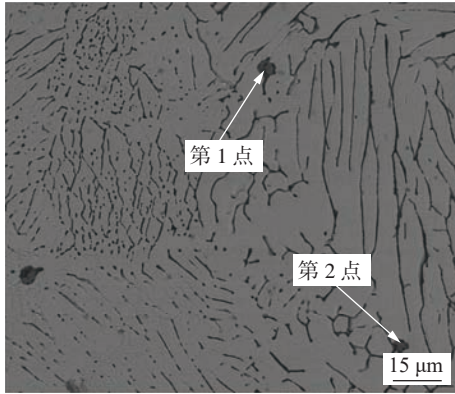
Fig. 9 A-TIG microstructure of 1Cr18Ni9Ti austenitic stainless steel. (a) residue removed; (b) residues not removed

燃烧浮于焊缝表面是构成黑色残留物的主要成分, 另一部分 Cr 元素和 Ni 元素进入到焊缝, 而 C5 活性剂中的其余元素一部分用于形成铁素体, 另一部分受电弧激发发生分解, 形成阳离子. 综上所述, 表面黑色残留物是 C5 活性剂燃烧后的产物, 其主要成分是 C5 活性剂中各元素, 在焊接时进入焊缝形成了金属间化合物 ( $\text{Cr}_2\text{Ni}_3$  和  $\text{Fe}_3\text{Ni}_2$ ).

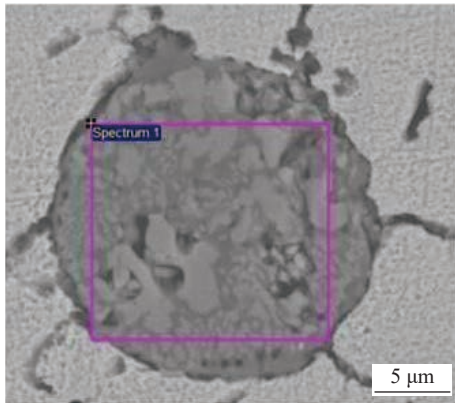
金属间化合物 ( $\text{Cr}_2\text{Ni}_3$  和  $\text{Fe}_3\text{Ni}_2$ ) 中各元素分布, 如图 12 所示, O 元素、Cr 元素和 Fe 元素在金属间化合物内分布的比较匀称, 以焊缝作为基体, 对比发现金属间化合物中具有更高含量的 O 元素、Cr 元素和 Ni 元素, 较低的 Fe 元素. 由于金属间化合物主要由活性剂元素组成, 而活性剂不包含 Fe, 金属间化合物中的 Fe 元素主要来自母材, 少量 Fe 元素在表面残留物受热溶解时进入到金属间化合物. 总之, 金属间化合物主要由活性剂元素组成且 O 元素、Cr 元素和 Fe 元素均匀分布.

## 2.6 黑色残留物对接头力学性能的影响

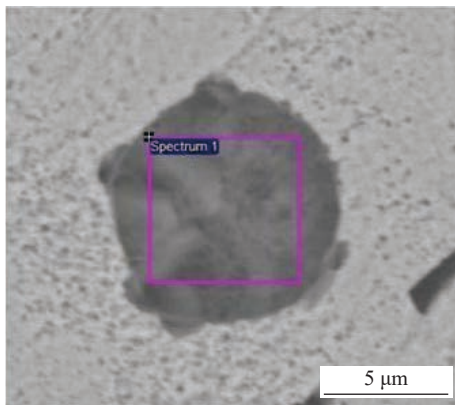
除去残留物和未除去残留物的接头室温抗拉强度, 如图 13 所示. 对比发现, 除去残留物的接头平均抗拉强度为 690.29 MPa, 未去除残留物试样平



(a) A-TIG 接头 SEM



(b) 第1点



(c) 第2点

图 10 黑色物质形貌

Fig. 10 Black substance morphology. (a) A-TIG joint SEM; (b) first point; (c) second point

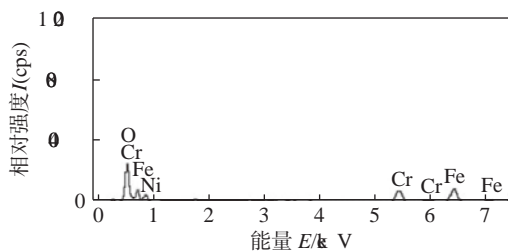


图 11 金属间化合物区域 EDS 分析

Fig. 11 EDS analysis of the intermetallic compounds region

表 4 未除去残留物焊缝中金属间化合物元素含量  
Table 4 Elemental content of intermetallic compounds in welds with residues not removal

| 元素   | 质量分数w(%) | 原子分数a(%) |
|------|----------|----------|
| O K  | 23.75    | 51.81    |
| Cr K | 21.13    | 14.18    |
| Fe K | 40.82    | 25.51    |
| Ni K | 14.30    | 8.50     |

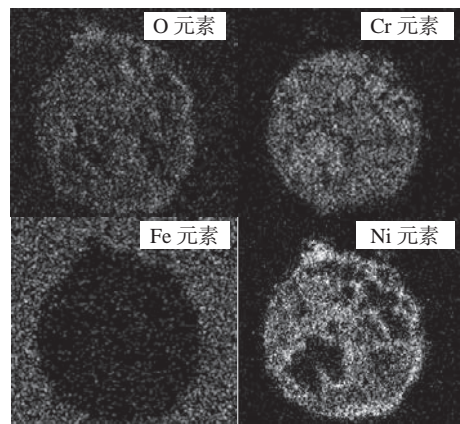


图 12 金属间化合物中各元素分布

Fig. 12 Distribution of elements in intermetallic compounds

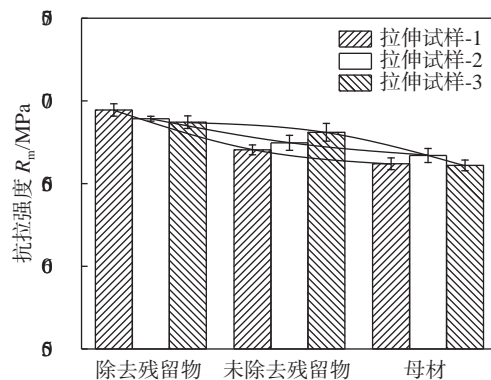


图 13 室温条件下焊接接头的抗拉强度

Fig. 13 Room temperature tensile strength of welded joints

均抗拉强度为 675.36 MPa, 两者拉伸试件均断裂在母材. 未除去残留物的接头抗拉强度降低了 2.16%, 一方面是由于金属间化合物的出现导致相体积的变化, 从而引起应力集中, 对接头的承载性能产生一定的负面影响; 另一方面, 金属间化合物的厚度对抗拉强度的影响存在一定的容限值, 一旦超出这个容限值, 则裂纹易于萌生和扩展, 使接头承载性能降低, 因为在接头微观组织中未出现过多的金属间化合物, 所以抗拉强度只减少了 2.16%.

此外,奥氏体不锈钢在冷却过程中,晶界处可能会生成碳化物  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,这种碳化物的生成会降低晶界的塑性和韧性,而活性剂中 Cr 元素的加入弥补了晶界处碳化物  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  生成所消耗的 Cr 元素,同时也促进了铁素体的析出,更多铁素体的析出也有助于接头抗拉强度的提高。

对除去残留物和未除去残留物接头相同层数的焊缝硬度进行了比较,如图 14 所示.除去残留物和未除去残留物的焊缝硬度与母材硬度相接近,从焊缝中心到左右热影响区,硬度存在 1 个起伏区,在 170~200 HV 之间波动.此外,由于焊缝经过两次加热,在第 2 次加热过程中消耗了焊缝中的残余奥氏体,促使奥氏体进一步向铁素体转化,有利于铁素体的形成,进一步增强焊缝硬度.综上所述,两者的硬度曲线交错,差异很小,是否除去残留物对接头的硬度影响不大.弯曲后的试样形貌如图 15 所示.弯曲试样的四边倒 2.4 mm 圆角,表面打磨光滑,接头弯曲试验均能够达到弯曲角度  $180^\circ$ ,都具有良好的弯曲性能.两组试样弯曲  $180^\circ$  后弯曲部位外表面均未产生裂纹。

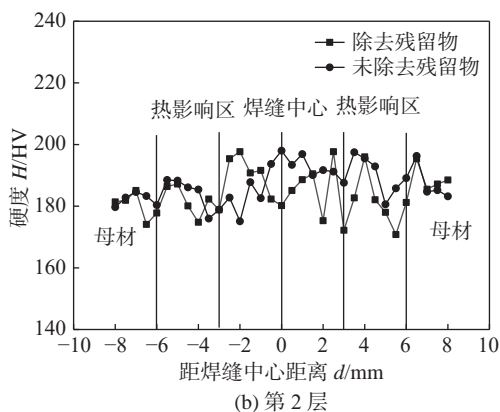
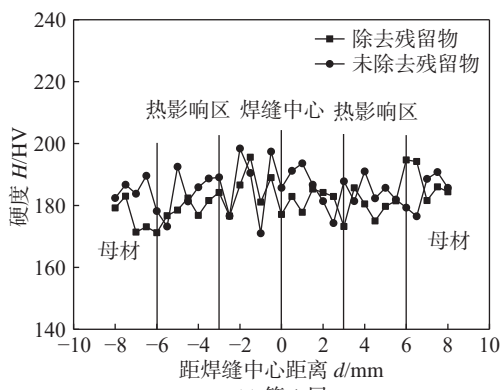


图 14 焊接接头硬度对比

Fig. 14 Comparison of hardness of welded joints. (a) the first layer; (b) the second layer



图 15 弯曲后的试样样貌

Fig. 15 Specimen appearance after bending

### 3 结论

(1) 涂覆活性剂后电弧发生明显收缩, Fe 谱线和 Ar 谱线数量明显增多且强度增大, 活性剂有助于提高电弧温度和穿透力, 促进电弧电离, 改变表面张力梯度和熔池流动方向, 较钨极氩弧焊, 活性剂焊接熔深提高 2.86 倍。

(2) 焊缝中心都是以奥氏体和铁素体为主要组织的等轴晶, 而在接头熔合区都呈现为柱状晶. 两者对比发现, 除去残留物后接头焊缝区晶粒变得细小, 但焊缝向热影响区过渡宽度增大。

(3) 表面残留物是活性剂燃烧后的产物, 其主要成分是由活性剂中 O 元素、Cr 元素、Fe 元素和 Ni 元素组成, 在焊接时进入焊缝形成了金属间化合物  $\text{Cr}_2\text{Ni}_3$  和  $\text{Fe}_3\text{Ni}_2$ 。

(4) 除去残留物试样平均抗拉强度为 690.29 MPa, 比母材强度提高 4%; 未去除残留物试样平均抗拉强度为 675.36 MPa. 两者均在母材处断裂。

(5) 焊缝和母材的硬度曲线交错, 是否除去残留物对接头的硬度影响不大. 弯曲  $180^\circ$  后两组试样表面无任何裂纹。

### 参考文献

- [1] Bhanu V, Gupta A, Pandey C. Role of A-TIG process in joining of martensitic and austenitic steels for ultra-supercritical power plants - a state of the art review[J]. Nuclear Engineering and Technology, 2022, 54(8): 2755 - 2770.
- [2] Deep A, Singh V, Ashutosh S, et al. Welding investigation on penetration and mechanical property of AISI 201 during A-TIG welding[J]. Engineering Research Express, 2022, 4(3): 035031.
- [3] Sunny K T, Korra N N, Vasudevan M, et al. Parameter optimization and experimental validation of A-TIG welding of super austenitic stainless steel AISI 904L using response surface methodology[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 2022, 236(6): 2608 - 2617.

- [4] Patel D, Jani S, Singh V, *et al.* Develop a sustainable welding procedure for chromium manganese austenitic stainless steel using the ATIG process[J]. *Engineering Research Express*, 2021, 3(4): 045032.
- [5] Pandya D, Badgajar A, Ghetiya N. A novel perception toward welding of stainless steel by activated TIG welding: a review[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2020, 36(8): 877 – 903.
- [6] Kumaresan A, Sundar A, Annamalai A, *et al.* Effect of welding current on properties of activated gas tungsten arc super duplex stainless steel welds[J]. *Materialpruefung*, 2022, 64(8): 1242 – 1253.
- [7] 高辉, 周灿丰, 胡晓慧, 等. 316L 不锈钢掺杂 SiC 环状同轴送粉 TIG 熔覆层组织结构与性能 [J]. *焊接学报*, 2024, 45(4): 49 – 56.
- Gao Hui, Zhou Canfeng, Hu Xiaohui, *et al.* Microstructure and properties of annular coaxial powder feeding TIG cladding layer doped with SiC for 316L stainless steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2024, 45(4): 49 – 56.
- [8] 杜军, 王谦元, 何冀森, 等. TIG 电弧辅助熔滴沉积增材制造中熔滴偏距对熔池形貌的影响机制研究 [J]. *机械工程学报*, 2024, 60(5): 219 – 230.
- Du Jun, Wang Qianyuan, He Jimiao, *et al.* Influence of the offset distance between droplet and molten pool on the molten pool morphology in TIG-assisted droplet reposition manufacturing[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2024, 60(5): 219 – 230.
- [9] Touileb K, Hedhibi A C, Djoudjou R, *et al.* Mechanical, microstructure, and corrosion characterization of dissimilar austenitic 316L and duplex 2205 stainless-steel aTIG welded joints[J]. *Materials*, 2022, 15(7): 2470 – 2490.
- [10] Liu X T, Su Y H, Zhang G Q, *et al.* Effect of longitudinal magnetic field on the microstructure and properties of A-TIG welding with different TiO<sub>2</sub> coating amounts[J]. *Crystals*, 2022, 13(1): 66 – 76.
- [11] Sivateja P, Vidyarthi R S. Influence of activating fluxes on weld bead geometry, microstructures and mechanical properties of IRSM 41 A-TIG weldments[J]. *Manufacturing Technology Today*, 2023, 22(1): 7 – 12.
- [12] Baskoro A S, Amat M A, Widyanto A, *et al.* Investigation of weld geometry, mechanical properties, and metallurgical observations of activated flux tungsten inert gas (A-TIG) welding on 304 austenitic stainless steel[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2024, 77(3): 897 – 906.
- [13] Patil H S, Patel D C. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and TiO<sub>2</sub> flux enabling activated tungsten inert gas welding of 304 austenitic stainless steel plates[J]. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 2022, 16(61): 59 – 68.
- [14] Huang Y D, Wang B Y, Guo J, *et al.* Investigation of the mechanism of powder pool coupled activating TIG welding[J]. *Metals*, 2023, 13(5): 830 – 849.
- [15] Sancheti V, Patel D, Ghetiya N. Study the effect of fluxes on weld penetration during activated TIG welding of SS304[J]. *Key Engineering Materials*, 2023, 965: 21 – 28.
- [16] Touileb K, Djoudjou R, Ouis A, *et al.* Particle swarm method for optimization of ATIG welding process to joint mild steel to 316L stainless steel[J]. *Crystals*, 2023, 13(9): 1377 – 1397.
- [17] Touileb K, Djoudjou R, Hedhibi A C, *et al.* Comparative microstructural, mechanical and corrosion study between dissimilar ATIG and conventional TIG weldments of 316L stainless steel and mild steel[J]. *Metals*, 2022, 12(4): 635 – 656.
- [18] Dagur H, Kumar R, Singh V, *et al.* Effect of TIG and activated flux TIG welding processes on weld bead geometry, microstructure, and hardness of SAF 2507 grade super duplex stainless steel joints[J]. *Engineering Research Express*, 2023, 5(3): 035010.
- [19] Pydi H P, Pasupulla A P, Vijayakumar S, *et al.* Study on microstructure, behavior and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> content flux A-TIG weldment of SS-316L steel[J]. *Materials Today*, 2022, 51(1): 728 – 734.
- [20] Qin B, Qu R, Xie Y F, *et al.* Numerical simulation and experimental study on the TIG (A-TIG) welding of dissimilar magnesium alloys[J]. *Materials*, 2022, 15(14): 4922 – 4943.
- [21] Basic M, Solic S, Tropša V, *et al.* Influence of flux agent composition on the ionization potential in A-TIG welding of the electrolytic tough pitch copper (Cu-ETP) sheets[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 1253 – 1261.
- [22] Sridhar S P, Kumar S A, Sathiyap P. A study on the effect of different activating flux on A-TIG welding process of Incoloy 800H[J]. *Advances in Materials Science*, 2016, 16(3): 26 – 37.

第一作者: 刘伟, 硕士, 高级工程师; 主要研究方向为金属材料焊接性; Email: liuwei@mail.snpemc.com.

通信作者: 任泽良, 硕士, 工程师; Email: 1691713013@qq.com.

(编辑: 汤明日)