

FSS/ASS 厚壁异种钢“TIG 冷焊 + UNGW” 组合焊的接头组织与力学性能

郑韶先¹, 汪军平¹, 赵锡龙¹, 史伟²

(1. 兰州交通大学, 兰州, 730070; 2. 兰州兰石检测技术有限公司, 兰州, 730314)

摘要: 为了有效解决铁素体不锈钢的焊接热影响区晶粒易粗化问题, 以及奥氏体不锈钢焊接时在接头部分熔合区及其附近热影响区内因易形成蠕虫状 δ 铁素体而显著降低该区域耐腐蚀性的问题, 提出了“TIG 冷焊 + UNGW”的组合焊接工艺, 并进行了 1Cr17/1Cr18Ni9Ti 厚壁异种不锈钢的焊接, 同时对所得接头的显微组织、力学性能及耐腐蚀性进行了测试与分析. 结果表明, 组合焊接头的 1Cr17 母材热影响区晶粒未发生粗化, 并且 1Cr18Ni9Ti 母材部分熔合区及其附近热影响区内未形成蠕虫状 δ 铁素体; 组合焊接头的抗拉强度优于 1Cr17 母材, 并且 1Cr17 母材热影响区的冲击吸收能量与 1Cr17 母材相当; 组合焊接头的熔敷层、1Cr18Ni9Ti 母材、1Cr17 母材、UNGW 焊缝区及完整接头的耐腐蚀性呈依次下降的趋势.

创新点: (1) 提出了“TIG 冷焊 + UNGW”的组合焊接工艺.

(2) 将“TIG 冷焊 + UNGW”组合焊接工艺用于 1Cr17/1Cr18Ni9Ti 异种不锈钢焊接, 有效解决了铁素体不锈钢焊接热影响区晶粒易粗化, 以及奥氏体不锈钢接头部分熔合区及其附近热影响区耐腐蚀性差的问题.

关键词: “TIG 冷焊 + UNGW”组合焊; 异种不锈钢焊接; 显微组织; 耐腐蚀性

中图分类号: TG 457 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20210720001

0 序言

铁素体不锈钢 (ferritic stainless steel, FSS) 与奥氏体不锈钢 (austenitic stainless steel, ASS) 异种接头被广泛用于石化、核电站、船舶与汽车制造业、真空及低温设备等. 然而, FSS 对焊接热输入很敏感, 采用常规方法焊接时形成的热影响区 (heat affected zone, HAZ) 晶粒因极易粗化而显著降低接头的塑性与韧性^[1], 这是 FSS 存在的主要焊接性问题, 采用尽量小的焊接热输入是解决该问题的根本途径. ASS 焊接时因焊接过程中热输入过高, 使得 HAZ 及焊缝区易产生晶间贫 Cr, 以致在服役过程中易发生晶间腐蚀而加速工件失效. 同时文献 [2] 表明接头内残留的过多 δ 铁素体还会发生选择性腐蚀, 尤其是当部分熔合区及其附近 HAZ 内存在数量较多的蠕虫状 δ 铁素体时, 该区域将成为整个

接头中耐腐蚀性最差的区域^[3]. ASS 接头的焊缝区耐腐蚀性一般可通过选择合适的焊丝成分及较小的焊接热输入加以改善, 而接头 HAZ 的耐腐蚀性一般只能通过降低焊接热输入进行改善. 显然, FSS 与 ASS 异种不锈钢焊接时将同时面临上述焊接性问题.

文献 [4-5] 采用低热输入的焊剂带约束电弧超窄间隙焊 (ultra-narrow gap welding, UNGW) 及冷金属过渡 (cold metal transfer, CMT) 焊进行了 FSS 的焊接, 当 UNGW 接头的 HAZ 宽度为 0.63 mm 时其粗晶区宽度为 0.37 mm, 而当 CMT 接头的 HAZ 宽度为 1.6 mm 时其粗晶区宽度为 0.46 mm. 刘腊腊等人^[6] 采用激光束焊接 FSS 时所得接头的 HAZ 宽度仅为 0.1 ~ 0.2 mm, 并且 HAZ 内未形成明显的晶粒粗化区. Reddy 等人^[7] 采用电子束焊接 FSS/ASS 异种不锈钢时, 所得接头的 FSS 一侧 HAZ 宽度约为 0.2 mm, HAZ 内未形成晶粒粗化区且过热区内的晶粒与母材相当. 尽管能量密度较高的激光束和电子束在焊接 FSS/ASS 异种不锈钢时较常规电弧焊方法更具优势, 但却存在焊接成本较高的

问题.

钨极惰性气体保护 (tungsten inert gas, TIG) 冷焊, 因其具有焊接热输入极低、操作简便、易于实现自动焊、焊接的精度较高且成本较低等优点, 目前主要用于厚度在 0.4 ~ 3.0 mm 的薄板焊接. 郑韶先等人^[8]在研究中发现, 采用 TIG 冷焊将 $\phi 1.6$ mm 的 ER347L 焊丝熔敷到 1Cr17 表面或在 1Cr17 表面进行重熔时, 所形成的 HAZ 宽度约为 0.15 ~ 0.25 mm, HAZ 晶粒未见明显粗化. 基于 TIG 冷焊所具有的焊接优点和 UNGW 在厚壁工件焊接方面的优势^[9], 文中提出了 FSS/ASS 厚壁异种不锈钢的“TIG 冷焊 + UNGW”组合焊接工艺. 与常规弧焊工艺相比, 该组合焊接工艺可从根本上解决 FSS 焊接时 HAZ 晶粒易粗化的问题, 并能有效避免 ASS 的部分熔合区及其附近 HAZ 内蠕虫状 δ 铁素体的形成, 从而可显著提高 FSS/ASS 异种不锈钢接头的力学性能和耐腐蚀性.

文中采用“TIG 冷焊 + UNGW”组合焊接工艺进行 1Cr17/1Cr18Ni9Ti 异种不锈钢的焊接, 对所得接头的组织及性能进行了测试与分析. 该研究将为 FSS/ASS 异种不锈钢的焊接提供一种新的方法及思路.

1 试验方法

采用手工 TIG 冷焊在工件表面进行 ER347L 焊丝的熔敷, 熔敷时钨极与工件之间形成电弧并快速加热熔化焊丝和母材, 在电弧熄灭后的焊接间隔时间内熔池以极快的凝固速度形成一个具有一定尺寸的圆形焊点. 如此周期性的进行焊接, 并将相邻焊点的中心间距控制在 0.5 mm, 同时相邻焊点的焊接间隔时间应控制为 1.5 s, 以尽量降低焊点的温度, 从而有效防止因该焊点与下一焊点的温度场相叠加而使下一焊点的 HAZ 发生显著的晶粒粗化. 熔敷完一焊道后再进行熔敷下一焊道, 并且将相邻熔敷焊道的中心间距控制为 2 mm. 表 1 为 TIG 冷焊所用焊接工艺参数. 表 1 中前 5 层采用 $\phi 0.8$ mm 的 ER347L 焊丝进行小电流熔敷, 有利于进一步防止母材 HAZ 晶粒发生粗化; 而其余层采用 $\phi 1.6$ mm 的 ER347L 焊丝以较大电流熔敷, 这将更有利于提高熔敷效率. 如此经多层熔敷后, 最终将熔敷层的总厚度控制为 7.5 mm. 并将带有熔敷

层的工件按图 1 所示进行装夹, I 形坡口宽度为 6 mm, 采用细颗粒焊剂约束的 UNGW 方法^[9]及 $\phi 1.6$ mm 的 ER347L 焊丝以每层单道焊进行焊接, 每焊一道需清渣一次, 直至将整个 I 形坡口填满, UNGW 参数如表 2 所示.

表 1 TIG 冷焊参数

Table 1 Parameters of TIG cold welding

熔敷层	焊丝直径 <i>d</i> /mm	氩气流量 <i>Q</i> /(L·min ⁻¹)	冷焊时间 <i>t</i> /ms	冷焊电流 <i>I</i> /A
前 5 层	0.8	8	160	170
其余层	1.6	10	200	250

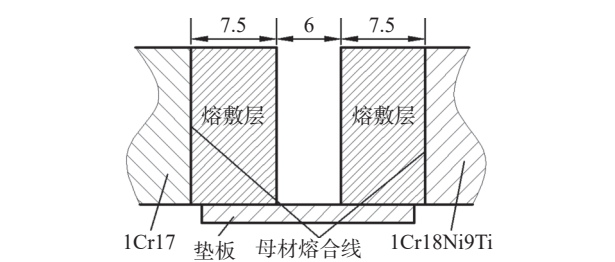


图 1 工件坡口示意图
Fig. 1 Diagram of the workpiece groove

表 2 UNGW 焊接参数

Table 2 Welding parameters of UNGW

电弧电压 <i>U</i> /V	焊接电流 <i>I</i> /A	焊接速度 <i>v</i> /(mm·s ⁻¹)	脉冲频率 <i>f</i> /Hz	焊丝伸出长度 <i>L_s</i> /mm
30	290	7.3	139	24

试验所用 FSS 为 1Cr17 不锈钢, 其尺寸为 120 mm × 80 mm × 10 mm; 所用 ASS 为 1Cr18Ni9Ti 不锈钢, 其尺寸为 120 mm × 80 mm × 16 mm, 1Cr17 与 1Cr18Ni9Ti 的显微组织如图 2 所示. 垫板材质为 1Cr18Ni9Ti 不锈钢, 其尺寸为 260 mm × 30 mm × 4 mm. 表 3 为 1Cr17, 1Cr18Ni9Ti 母材及 ER347L 焊丝的化学成分. 细颗粒焊剂为 SJ601, 颗粒度为 20 ~ 30 目. TIG 冷焊采用 WS-250G 型智能精密多功能冷焊机, UNGW 采用 YD-500AG 型脉冲电源.

板式拉伸试样尺寸如图 3 所示. 冲击试样 V 形缺口分别选择开在 UNGW 焊缝区中心、1Cr17 侧熔敷层中心、1Cr17 母材 HAZ 及 1Cr18Ni9Ti 和 1Cr17 母材上, 其余均符合 GB/T 2650—2008《焊接接头冲击试验方法》. 拉伸试验和冲击试验所用设备分别为 HUT605A 型电液伺服万能试验机 and ZBC2602N-3 型冲击试验机, 显微硬度试验采

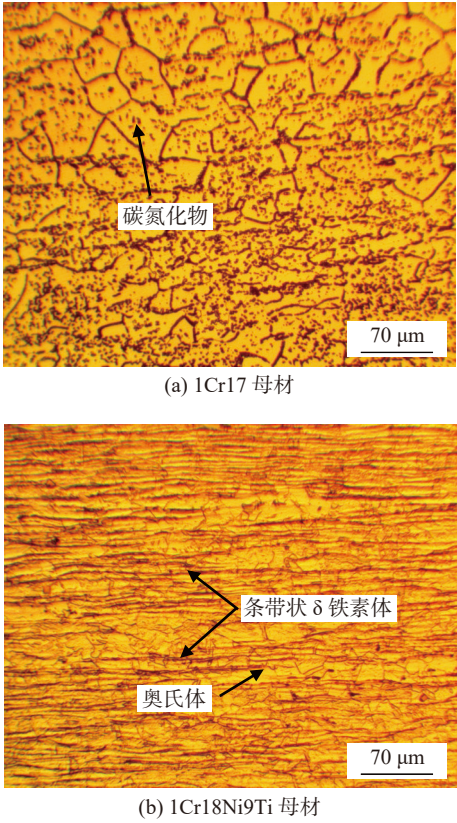


图 2 母材显微组织
Fig. 2 Microstructure of base metal. (a) 1Cr17 base metal; (b) 1Cr18Ni9Ti base metal

表 3 母材及 ER347L 焊丝化学成分 (质量分数, %)
Table 3 Chemical compositions of base metals and ER347L wire

材料	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	N	Nb	Ti	Fe
1Cr17	0.043	0.31	0.31	0.02	0.035	16.18	0.18	—	0.035	—	—	余量
1Cr18Ni9Ti	0.10	0.88	1.56	0.02	0.02	18.60	9.70	—	—	—	0.60	余量
ER347L	0.021	0.46	1.72	0.005	0.018	19.49	9.42	0.08	—	0.52	—	余量

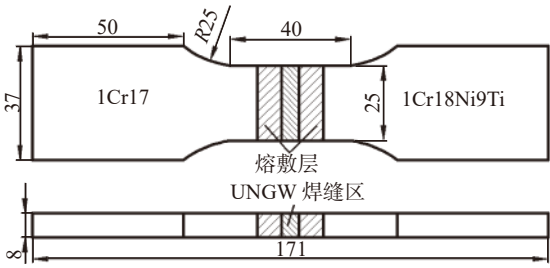


图 3 板式拉伸试样示意图 (mm)
Fig. 3 Diagram of the plate tensile sample

2 试验结果与分析

2.1 组合焊接头的横截面形貌及显微组织

图 4 为组合焊接头的横截面形貌, 其中 UNGW

用 FM-700 型显微硬度计. 晶间腐蚀试验设备选用 ICT-4 型晶间腐蚀仪, 试验用介质为 65% 的硝酸溶液且进行 3 个腐蚀周期, 每个周期 48 h, 其余均符合 GB/T 4334—2008《金属和合金的腐蚀不锈钢晶间腐蚀试验方法》. 电化学测试采用 CHI660D 型电化学分析仪及三电极系统, 测试试样为工作电极, Pt 片电极为辅助电极, 饱和甘汞电极 (SCE) 为参比电极. 试验前采用线切割切取 1Cr18Ni9Ti 母材、1Cr17 母材、熔敷层、UNGW 焊缝区及完整接头 (由两侧熔敷层、UNGW 焊缝区及很少量的 1Cr18Ni9Ti 和 1Cr17 母材组成) 作为电化学测试试样, 并且该试样经打磨和抛光处理. 测试时, 试样预留 1 cm² 的有效工作面积, 其余面均用环氧树脂封装且在测试试样背面接有导线, 扫描速率为 0.001 V/s, 电化学试验选用介质为质量分数 3.5% 的 NaCl 溶液, 电压扫描范围为 -0.4~0.1 V. 显微组织选用质量分数为 10% 的 CrO₃ 溶液电解腐蚀, 其电解电流及电解时间分别为 4 A 和 90 s; 采用 HAL100 型光学显微镜和 GeminiSEM 500 型扫描电镜进行显微组织、冲击断口形貌及晶间腐蚀形貌的观察与分析.

焊缝由打底焊缝和盖面焊缝组成, 盖面焊缝区的柱状组织及熔敷层的层状组织清晰可见. 因冷焊熔敷时的热输入很低, 肉眼不能直接观察到在母材上形成的 HAZ. 此外, 在熔敷层上的个别位置处可观察

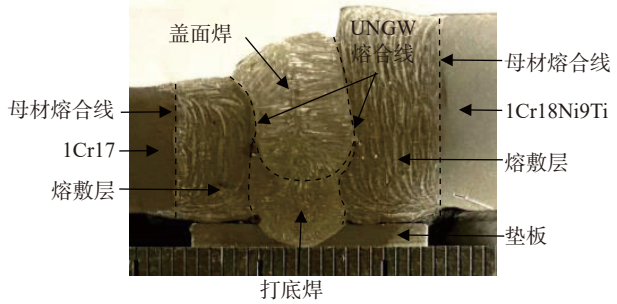


图 4 组合焊接头横截面形貌
Fig. 4 Cross section macromorphology of the combined welding joint

到有微小气孔形成,这是由冷焊熔敷时熔池冷却速度过快所导致。

图 5 为组合焊接头盖面焊不同区域的显微组织。从图 5a 可以看出,1Cr17 侧母材 HAZ 的宽度约为 210 μm ,晶粒未发生粗化,其组织主要由铁素体

等轴晶及晶界马氏体组成,并且在铁素体等轴晶内有少量 Cr 的碳、氮化物析出。不均匀混合区呈典型的柱状组织,其在熔合线处以 F 凝固模式外延生长,柱状组织为铁素体,而铁素体晶界及晶内分布有马氏体。

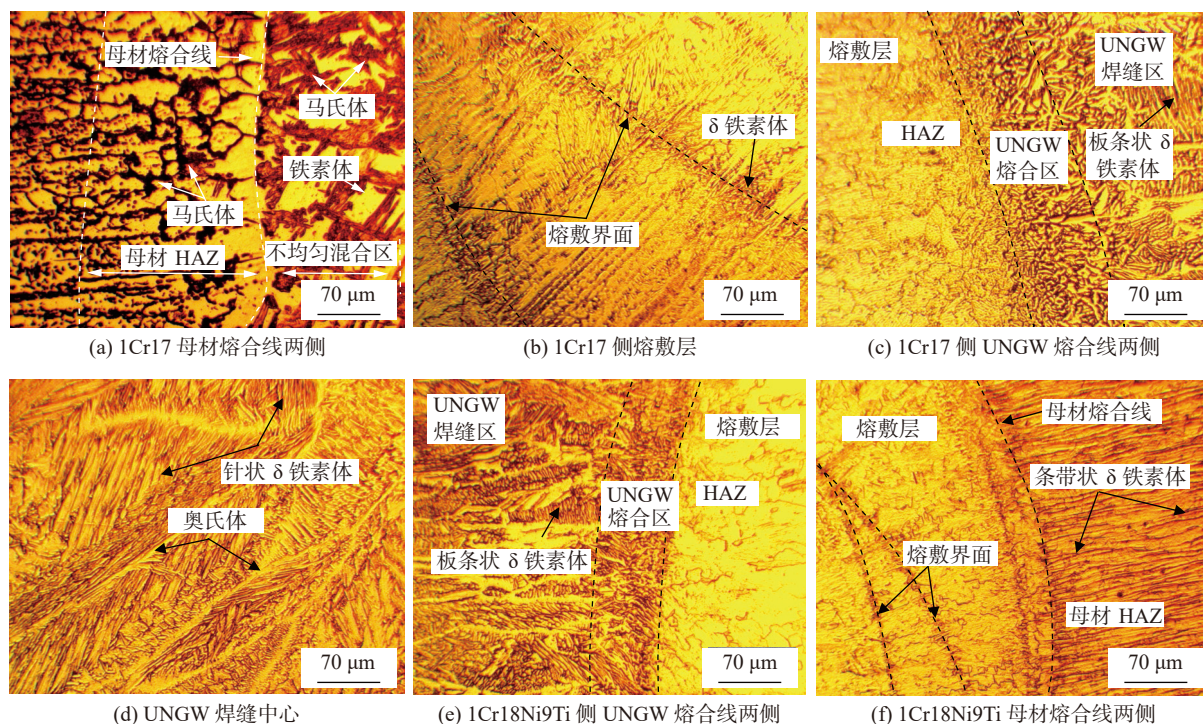


图 5 组合焊接头盖面焊不同区域的显微组织

Fig. 5 Microstructure of the covering weld of combined welding joint at the different zones. (a) both sides of fusion line of 1Cr17 base metal; (b) cladding layer on the 1Cr17 side; (c) both sides of fusion line of UNGW on the 1Cr17 side; (d) weld center of UNGW; (e) both sides of fusion line of UNGW on the 1Cr18Ni9Ti side; (f) both sides of fusion line of 1Cr18Ni9Ti base metal

如图 5b 所示,在距 1Cr17 母材熔合线较远的熔敷层处,其组织主要由以 A 凝固模式凝固的细小奥氏体胞状晶构成。导致该区域以 A 凝固模式进行凝固的原因在于 TIG 冷焊时热输入极低,以致点状熔池冷却速度极快,枝晶尖端产生的过冷度使奥氏体作为凝固初始析出相的稳定性超过了 δ 铁素体,因而点状熔池金属由正常凝固条件下的 FA 凝固模式转变为快速凝固条件下的 A 凝固模式^[2];同时在沿熔敷界面附近区域存在有少量 δ 铁素体,该 δ 铁素体的形成主要是由于熔敷的 ER347L 焊丝的 Cr_{eq}/Ni_{eq} 比值比 1Cr18Ni9Ti 高,并且前一焊点对后一焊点具有一定的预热作用,在受焊接热循环作用时的 $\gamma \rightarrow \delta$ 转变过程中所形成的 δ 铁素体比 1Cr18Ni9Ti 多,在随后的 $\delta \rightarrow \gamma$ 转变过程中,由于熔敷金属的冷却速度很快,仅有很少量的 δ 铁素体转变为 γ ,故当熔敷层金属冷却至室温时在沿熔敷界面附

近区域残留有少量 δ 铁素体。

UNGW 盖面焊缝中心组织如图 5d 所示,其主要由较粗大的奥氏体柱状晶构成,并且奥氏体基体上分布着针状 δ 铁素体,此为典型的 FA 凝固模式组织。UNGW 熔合线两侧组织分别如图 5c 和图 5e 所示,可以看出 UNGW 熔合区附近焊缝组织也呈较粗大的奥氏体柱状晶,并且其晶内分布的 δ 铁素体呈板条状;UNGW 熔合区内的组织较为杂乱,主要由 δ 铁素体和奥氏体组成,并且铁素体含量明显比焊缝其它区域的高;UNGW 时在熔敷层上形成的 HAZ 的组织与图 5b 所示熔敷层组织并无明显差别。

1Cr18Ni9Ti 母材熔合线两侧组织如图 5f 所示,图 5f 中部分熔合区及其附近 HAZ 内的 δ 铁素体与图 2b 中的条带状 δ 铁素体的形态及尺寸完全相同,这表明在 1Cr18Ni9Ti 母材上采用 TIG 冷焊

熔敷可有效防止 1Cr18Ni9Ti 母材部分熔合区及其附近 HAZ 内形成蠕虫状 δ 铁素体. 这是因为 TIG 冷焊因热输入极低而显著降低了母材部分熔合区及其附近 HAZ 的峰值温度与高温停留时间, 在受焊接热循环作用时的 $\gamma \rightarrow \delta$ 转变过程中, 母材部分熔合区及其附近 HAZ 内的 γ/δ 界面处所发生的 $\gamma \rightarrow \delta$ 的转变受到抑制, 加之 $\gamma \rightarrow \delta$ 的转变过程又进行得相对缓慢^[2], 因而在 $\gamma \rightarrow \delta$ 的转变过程中 γ 的转变量很少; 在随后的 $\delta \rightarrow \gamma$ 转变过程中, 由于熔敷

金属的冷却速度很快, 仅有很少量的 δ 铁素体转变为 γ , 总体而言熔敷前后母材部分熔合区及其附近 HAZ 内的 δ 铁素体变化量极少, 故在该区域未形成蠕虫状 δ 铁素体.

图 6 为组合焊接头打底焊不同区域的显微组织. UNGW 打底焊缝区组织为奥氏体等轴晶, 并且在奥氏体等轴晶内分布有较多的板条状 δ 铁素体, 此为典型的 FA 凝固模式组织; 打底焊其它区域的组织则与盖面焊所对应的相应区域的组织基本相同.

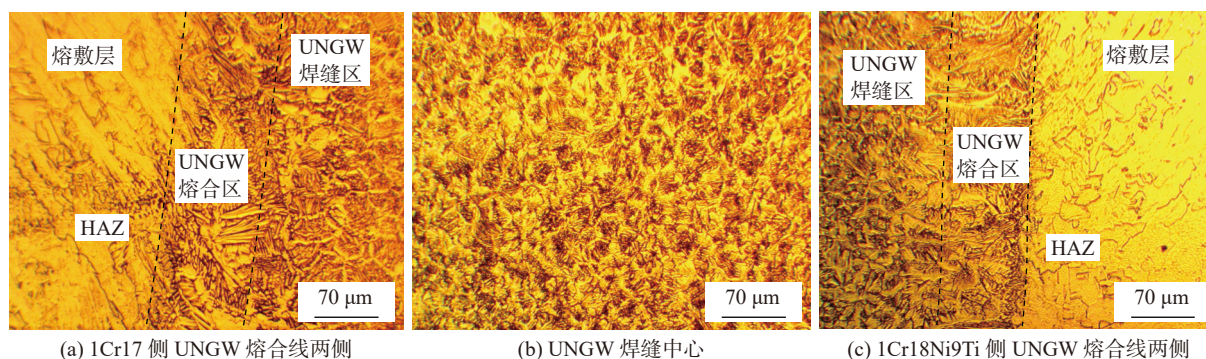


图 6 组合焊接头打底焊不同区域的显微组织

Fig. 6 Microstructure of the backing weld of combined welding joint in the different zones. (a) both sides of fusion line of UNGW on the 1Cr17 side; (b) weld center of UNGW; (c) both sides of fusion line of UNGW on the 1Cr18Ni9Ti side

2.2 组合焊接头的显微硬度

图 7 为组合焊接头的硬度分布, 其试验加载力为 1.96 N, 加载时间为 15 s. 从图 7 可以看出, 熔敷层的显微硬度比 1Cr18Ni9Ti 母材和 UNGW 焊缝区的显微硬度都高; UNGW 时在熔敷层上形成的 HAZ 未出现软化; 冷焊熔敷时在 1Cr18Ni9Ti 母材上形成的 HAZ 的显微硬度与 1Cr18Ni9Ti 母材相当, 而在 1Cr17 母材上形成的 HAZ 的显微硬度则比 1Cr17 母材高; UNGW 打底焊缝区硬度比盖面焊缝区的显微硬度高.

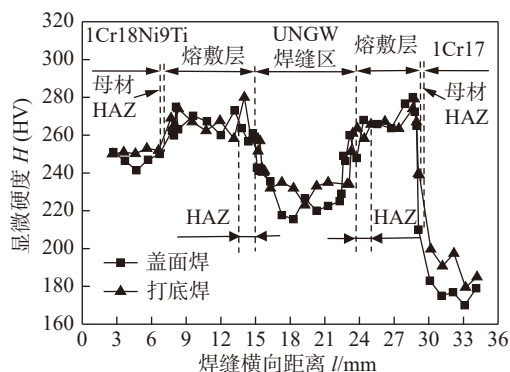


图 7 组合焊接头的硬度分布

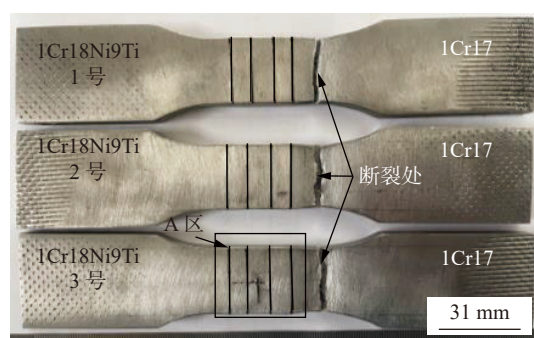
Fig. 7 Microhardness distribution of combined welding joint

TIG 冷焊熔敷时因热输入极低而造成液态金属冷却速度极快, 一方面形成了细小的奥氏体胞状晶而起到了细晶强化作用; 另一方面熔敷层含有的 Cr, Mo, Nb 等合金元素来不及向晶界扩散而固溶在晶内形成饱和固溶体, 起到了固溶强化的效果. UNGW 焊缝区和 1Cr18Ni9Ti 母材的组织均比熔敷层组织粗大, 是导致两者的显微硬度均比熔敷层低的主要原因. 熔敷层为奥氏体不锈钢, 在焊接热输入较低时的热循环作用下, 其 HAZ 晶粒本就不易发生粗化^[2], 由于 UNGW 时热输入较低, 仅约为 1.2 kJ/mm, 所以 UNGW 时焊接热循环未对其 HAZ 内的组织产生明显影响, 因而 UNGW 时在熔敷层上形成的 HAZ 未出现软化; 同理, TIG 冷焊时在 1Cr18Ni9Ti 母材上形成的 HAZ 显微硬度与 1Cr18Ni9Ti 母材相当, 也未出现软化. 在 1Cr17 母材上进行 TIG 冷焊时, 一方面因热输入很低, 在母材上所形成的 HAZ 内的晶粒尺寸与母材相当; 另一方面在 HAZ 内的晶界处不仅有马氏体形成, 而且晶粒内部还有 Cr 的碳、氮化物析出, 导致 1Cr17 母材上形成的 HAZ 显微硬度比 1Cr17 母材的高. 如图 5d 和图 6b 所示, UNGW 打底焊缝区的组织

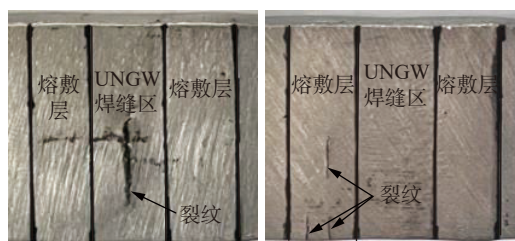
为较细小的等轴晶,而盖面焊缝区的组织则为较粗大的柱状晶,由于细晶强化的作用,使得 UNGW 打底焊缝区的显微硬度比盖面焊缝区的高。

2.3 组合焊接头的拉伸性能

图 8 为组合焊接头的拉伸试样宏观形貌。3 个拉伸试样经拉伸后均断裂于 1Cr17 母材,其中 1 号和 2 号试样的熔敷层及 UNGW 焊缝表面未观察到微裂纹。然而,在 3 号试样正面的 UNGW 焊缝中心区及试样背面的熔敷层表面出现了肉眼可观察到的微裂纹(图 8b 和图 8c)。试样背面的熔敷层表面所形成的微裂纹主要是由熔敷层内存在的微小气孔所导致的,而 UNGW 焊缝中心区形成的微裂纹主要与 UNGW 焊接时熔池两侧粗大的柱状晶向焊缝中心生长所导致的杂质和元素的偏析有关。总体而言,组合焊接头的抗拉强度优于 1Cr17 母材。



(a) 板式拉伸试样



(b) A 区正面裂纹

(c) A 区背面裂纹

图 8 组合焊接头的拉伸试样

Fig. 8 Tensile samples of the combined welding joint. (a) plate tensile sample; (b) front crack of A zone; (c) backface crack of A zone

2.4 室温下组合焊接头的冲击性能

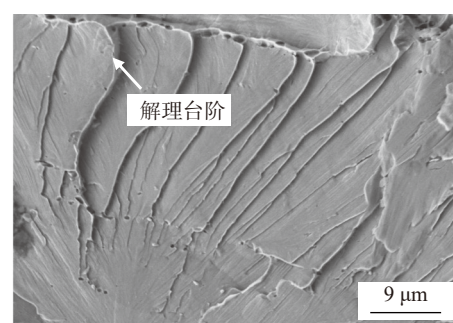
考虑到 1Cr17 母材 HAZ 的宽度约为 210 μm ,所以试验中为了尽量使 V 形缺口位于 HAZ 过热区,故将 V 形缺口开在 1Cr17 母材熔合线处;同时考虑到组合接头两侧的熔敷层的成分和组织均相同,故 V 形缺口选择开在 1Cr17 侧的熔敷层中心。表 4 为室温下母材和组合接头不同区域的冲击吸收能量。从表 4 可以看出,熔敷层和 UNGW 焊

缝中心的冲击吸收能量明显低于 1Cr18Ni9Ti 母材,而 1Cr17 母材 HAZ 的冲击吸收能量与 1Cr17 母材相当。组合接头不同区域的冲击断口形貌如图 9

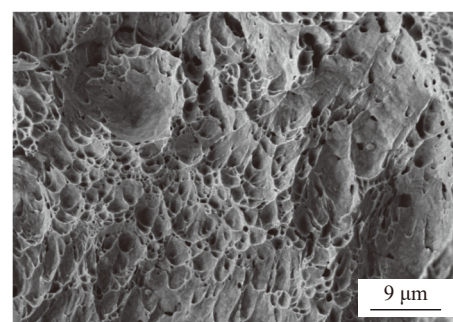
表 4 室温下母材及组合接头不同区域的冲击吸收能量 (J)

Table 4 Impact absorbed energy of base metals and the different zones of combined welding joint at the room temperature

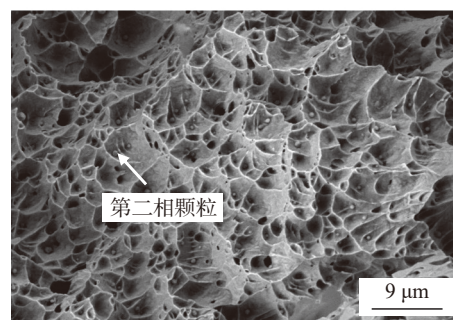
V形缺口位置	试样1	试样2	试样3	平均值
1Cr17母材	15.9	16.1	22.8	18.3
1Cr18Ni9Ti母材	217.4	244	242	234.5
1Cr17母材HAZ	19.1	18	30.1	22.4
熔敷层中心	137.4	105	166	136.1
UNGW焊缝中心	94.3	106.4	118.4	106.4



(a) 1Cr17 母材 HAZ



(b) 熔敷层中心



(c) UNGW 焊缝中心

图 9 组合接头不同区域的冲击断口形貌 (SEM)

Fig. 9 Impact fracture morphology of the different zones of the combined welding joint (SEM). (a) HAZ of 1Cr17 base metal; (b) center of cladding layer; (c) center of UNGW weld

所示,其中图 9a 所示 1Cr17 母材 HAZ 的断口上形成了解理台阶,此为典型的脆性断口形貌;图 9b 和图 9c 所示的断口形貌上形成数量较多的韧窝,此为典型的韧性断口形貌. 熔敷层的冲击吸收能量明显低于 1Cr18Ni9Ti 母材,这主要是由熔敷层内的微小气孔所导致;而 UNGW 时熔池两侧粗大的柱状晶向焊缝中心生长所导致的杂质和元素的偏析,以及盖面焊缝中心区域较粗大的奥氏体柱状晶及其内部数量较多的针状 δ 铁素体,导致 UNGW 焊缝中心冲击吸收能量明显低于 1Cr18Ni9Ti 母材. 1Cr17 母材熔合线附近 HAZ 的晶粒未出现明显粗化,导致 1Cr17 母材 HAZ 的冲击吸收能量与 1Cr17 母材相当.

2.5 组合焊接头的耐腐蚀性分析

图 10 为在 3.5% NaCl 溶液中组合接头不同区域的极化曲线,其自腐蚀电位和对应的自腐蚀电流密度如表 5 所示. 由自腐蚀电位的大小可知,1Cr17 母材、UNGW 焊缝区、完整接头、1Cr18Ni9Ti 母材和熔敷层发生腐蚀的倾向依次减小;而由自腐蚀电流密度的大小可知,熔敷层、1Cr18Ni9Ti

表 5 电化学测试结果

Table 5 Results of electrochemical test

测试试样	自腐蚀电位 E_{corr}/V	自腐蚀电流密度 $i_{\text{corr}}/(\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$
熔敷层	-0.264	0.6196
1Cr18Ni9Ti 母材	-0.289	0.9089
1Cr17 母材	-0.327	0.9695
UNGW 焊缝区	-0.305	1.108
完整接头	-0.301	1.190

母材、1Cr17 母材、UNGW 焊缝区及完整接头的腐蚀速率则依次增大. 显然,熔敷层、1Cr18Ni9Ti 母材、1Cr17 母材、UNGW 焊缝区及完整接头的耐腐蚀性呈依次下降的趋势.

导致熔敷层耐腐蚀性较好的主要原因是,一方面熔敷层是由熔化的 ER347L 焊丝所形成,因而熔敷层的 C 含量很低且含有稳定化元素 Nb,这将大大减小熔敷层晶界处 Cr_{23}C_6 的析出量;另一方面冷焊熔敷时熔池的冷却速度极快,不仅使熔敷层组织呈非常细小的奥氏体胞状晶,加大了钝化膜的形成机率^[10],而且还将显著减小熔池凝固后的高温停留时间,这将能进一步抑制晶界处 Cr_{23}C_6 的析出量. UNGW 焊缝区也是由熔化的 ER347L 焊丝所形成,但由于 UNGW 焊接热输入较低,约为 1.2 kJ/mm ,这使得 UNGW 焊缝区的冷却速度较快,抑制了作为先析出相的 δ 铁素体向奥氏体转变,以致室温下的 UNGW 焊缝区内残留有较多的 δ 铁素体,加之盖面焊缝区的组织呈粗大的奥氏体柱状晶,所以其耐腐蚀性较熔敷层差.

导致完整接头耐腐蚀性最差的原因主要与接头内发生的选择性腐蚀有关. 如图 11 所示,为进行完晶间腐蚀试验后组合接头不同区域的 SEM 形

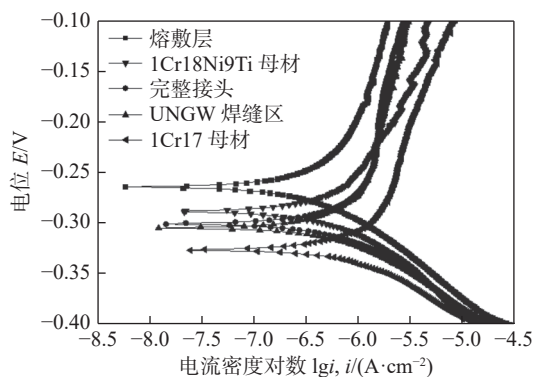


图 10 3.5% NaCl 溶液中组合焊接头的极化曲线

Fig. 10 Polarization curves of the combined welding joint in 3.5% NaCl solution

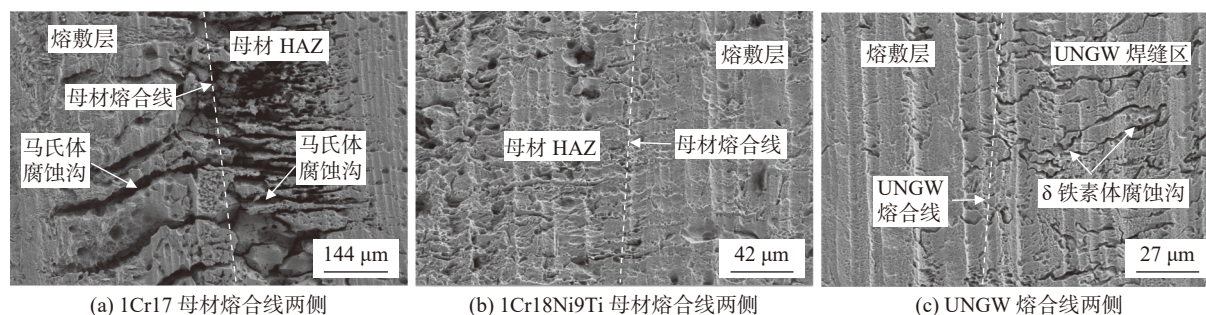


图 11 组合接头不同区域的晶间腐蚀形貌 (SEM)

Fig. 11 Intergranular corrosion morphology of the combined welding joint in the different zones (SEM). (a) both sides of fusion line of 1Cr17 base metal; (b) both sides of fusion line of 1Cr18Ni9Ti base metal; (c) both sides of fusion line of UNGW

貌,其中 1Cr17 母材熔合线附近区域是组合焊接头腐蚀最为严重的部位,该处有马氏体的区域被选择性腐蚀后形成了明显的马氏体腐蚀沟(图 11a); 1Cr18Ni9Ti 母材 HAZ 区域内的腐蚀沟和腐蚀孔的数量明显比熔敷层多,这表明熔敷层的耐腐蚀性要优于 1Cr18Ni9Ti 母材 HAZ(图 11b); UNGW 焊缝区内的 δ 铁素体被选择性腐蚀后所形成的腐蚀沟数量明显多于熔敷层,这表明熔敷层的耐腐蚀性也优于 UNGW 焊缝区(图 11c)。

3 结论

(1) “TIG 冷焊 + UNGW”组合焊接头的 1Cr17 母材 HAZ 晶粒未发生粗化,并且 1Cr18Ni9Ti 母材部分熔合区及其附近 HAZ 内未形成蠕虫状 δ 铁素体。

(2) “TIG 冷焊 + UNGW”组合焊接头的母材 HAZ 及 UNGW 时在熔敷层上形成的 HAZ 均未发生软化,抗拉强度优于 1Cr17 母材,1Cr17 母材 HAZ 的冲击吸收能量与 1Cr17 母材相当。

(3) “TIG 冷焊 + UNGW”组合焊接头的熔敷层、1Cr18Ni9Ti 母材、1Cr17 母材、UNGW 焊缝区及完整接头的耐腐蚀性呈依次下降的趋势。

参考文献

- [1] 郑淮北,叶晓宁,张雪峰,等. 12%Cr 铁素体不锈钢粗晶区组织转变和晶粒长大及析出相分析[J]. 焊接学报, 2011, 32(6): 37 – 40.
Zheng Huaibei, Ye Xiaoning, Zhang Xuefeng, *et al.* Microstructure transformation, grain growth and precipitated phase of 12%Cr ferritic stainless steel in coarse grain zone[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(6): 37 – 40.
- [2] Lippold J C, Kotecki D J. 不锈钢焊接冶金学及焊接性[M]. 陈剑虹,译. 北京:机械工业出版社, 2008.
Lippold J C, Kotecki D J. Welding metallurgy and weldability of stainless steel[M]. Chen Jianhong, trans. Beijing: China Machine Press, 2008.
- [3] 郑韶先,徐龙强,杜宝峰,等. 1Cr18Ni9Ti 不锈钢脉冲超窄间隙焊接头的组织及耐腐蚀性能[J]. 机械工程材料, 2021, 45(4): 13 – 18.
Zheng Shaoxian, Xu Longqiang, Du Baofeng, *et al.* Microstructures and corrosion resistance of 1Cr18Ni9Ti stainless steel pulsed ultra-narrow-gap welded joint[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2021, 45(4): 13 – 18.
- [4] 尚文娟. 430 铁素体不锈钢焊接接头脆化及低热输入焊接工艺研究[D]. 兰州:兰州理工大学, 2013.
Shang Wenjuan. Study on welded joint embrittlement and low heat input welding technology of 430 ferritic stainless steel[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2013.
- [5] 贺舒榕,王文先,张婷婷,等. 铁素体不锈钢 CMT 焊接接头 HAZ 组织性能研究[J]. 机械工程与自动化, 2014(5): 97 – 98.
He Shurong, Wang Wenxian, Zhang Tingting, *et al.* Microstructures and properties of ferritic stainless steel CMT welding HAZ[J]. Mechanical Engineering & Automation, 2014(5): 97 – 98.
- [6] 刘腊腊,胡绳荪,申俊琦,等. 激光焊接热输入对 26Cr-3.5Mo 铁素体不锈钢组织性能的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(2): 101 – 107.
Liu Lala, Hu Shengsun, Shen Junqi, *et al.* Effect of laser welding heat input on microstructure and properties of 26Cr-3.5Mo ferritic stainless steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(2): 101 – 107.
- [7] Reddy G M, Mohandas T, Rao A S, *et al.* Influence of welding processes on microstructure and mechanical properties of dissimilar austenitic-ferritic stainless steel welds[J]. Materials and Manufacturing Processes, 2007, 20(2): 147 – 173.
- [8] 郑韶先,汪军平,杨妹娟,等. 1Cr17 不锈钢表面 TIG 冷焊重熔和丝材熔敷工艺及改性层的组织和性能[J]. 机械工程材料, 2021, 45(12): 42 – 48.
Zheng Shaoxian, Wang Junping, Yang Meijuan, *et al.* Remelting and wire cladding process by TIG cold welding on surface of 1Cr17 stainless steel and microstructures and properties of modified layers[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2021, 45(12): 42 – 48.
- [9] 郑韶先,时哲,韩峰,等. 超细颗粒焊剂约束电弧超窄间隙焊接 1Cr18Ni9Ti 不锈钢的焊缝成形分析[J]. 焊接学报, 2015, 36(2): 67 – 70.
Zheng shaoxian, Shi Zhe, Han Feng, *et al.* Ultra-narrow-gap weld of 1Cr18Ni9Ti stainless steel with constricted arc by ultra-fine granular flux[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(2): 67 – 70.
- [10] 张勇,覃作祥,许鸿吉,等. 经济型铁素体不锈钢焊接接头组织与耐蚀性能[J]. 焊接学报, 2012, 33(12): 18 – 22.
Zhang Yong, Qin Zuoxiang, Xu Hongji, *et al.* Microstructure and corrosion resistance of welding joints of economic ferritic stainless steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(12): 18 – 22.

第一作者:郑韶先,博士,教授;主要从事焊接工艺及设备的科研和教学工作; Email:zhengsx2008@mail.lzjtu.cn.

(编辑: 温宇航)

timized based on the strength and plasticity of the joint.

(3) The law of plastic deformation on the surface of tensile and bending specimens was observed, and the weakened area of the joint was analyzed.

Key words: linear friction welding; post-weld aging treatment; titanium alloy; bending property

Advances in friction welding technology based on friction between workpiece and external consumable tool LIU

Xiaochao¹, NI Zhonghua¹, CUI Yuanchi², WU Chuansong³, SHI Lei³, Hidetoshi Fujii⁴(1. Southeast University, Nanjing, 211189, China; 2. Nanjing Mumuxili Scientific Instruments Co., Ltd., Nanjing, 211189, China; 3. Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials (MOE), Shandong University, Jinan, 250061, China; 4. Joining and Welding Research Institute, Osaka University, Osaka, 567-0047, Japan). pp 14-27

Abstract: Friction welding is a kind of solid-state welding technology that depends on the friction heat generation to realize materials joining. Owing to the advantages of high joint quality, low welding distortion, energy saving and environmental protection, etc., it is widely used in aerospace, transportation, mining machinery, marine equipment and other fields. In the last few decades, friction welding technology has developed rapidly, and some modified processes have been born. In this paper, the current friction welding methods were summarized according to the properties of mutual friction objects, and then the methods based on the friction between workpiece and consumable external tool were principally reviewed. The process principles and latest research progresses of radial friction welding, friction riveting, friction plug welding, friction surfacing and vortex- friction stir welding were mainly introduced, and the future development of the above welding methods is discussed, to provide reference for researchers in the related field.

Highlights: (1) According to the properties of mutual friction objects, the friction welding methods were classified. (2) The research and development status of friction welding technology based on the friction between workpiece and external consumable tool was reviewed.

Key words: friction welding; properties of friction objects; process principle; research progress

Microstructure and mechanical property of the thick-walled dissimilar steel joint of FSS/ASS with the combined

"TIG cold welding + UNGW" ZHENG Shaoxian¹, WANG Junping¹, ZHAO Xilong¹, SHI Wei²(1. Lanzhou Jiaotong University, Lanzhou, 730070, China; 2. Lanzhou LS Test Technology Co., Ltd., Lanzhou, 730314, China). pp 28-35

Abstract: A combined welding technology of "TIG cold welding + UNGW" in this paper was proposed, in order to effectively solve the problem of welding heat affected zone(HAZ) grain coarsening in ferritic stainless steel, and the problem of forming vermicular δ ferrite in the part of fusion zone of the welded joint and near welding HAZ for welding of austenitic stainless steel, which significantly reduces corrosion resistance in this areas. Welding between 1Cr17/1Cr18Ni9Ti thick wall dissimilar stainless steels was conducted, meanwhile the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of the welded joint were tested and analyzed. The result shows that the HAZ grains of 1Cr17 base metal of combined welded joint are not coarsened, moreover, there is no vermicular δ ferrite in the part of fusion zone and near heat affected zone of 1Cr18Ni9Ti base metal. The tensile strength of combined welded joint is better than that of 1Cr17 base metal, and the impact absorption energy of HAZ of 1Cr17 base metal is equivalent to that of the 1Cr17 base metal. It shows a downward trend of corrosion resistance from the cladding layer of combined welded joint, the 1Cr18Ni9Ti base metal, 1Cr17 base metal, UNGW weld zone to the welded joint.

Highlights: (1) A combined welding technology of "TIG cold welding + UNGW" is proposed.

(2) The combined welding technology of "TIG cold welding + UNGW" is applied to the welding of 1Cr17/1Cr18Ni9Ti dissimilar stainless steel, which effectively solves the problem of welding HAZ grain coarsening in ferritic stainless steel, and the problem that the poor corrosion resistance in the part of fusion zone and near heat affected zone in austenitic stainless steel.

Key words: "TIG cold welding + UNGW" combined welding; dissimilar stainless steel welding; microstructure; corrosion resistance