

DOI: 10.11973/jxgccl202112008

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

郑韶先¹, 汪军平¹, 杨妹娟¹, 俄馨²

(1. 兰州交通大学材料科学与工程学院, 兰州 730070; 2. 兰州兰石检测技术有限公司, 兰州 730314)

摘要: 在 1Cr17 不锈钢表面进行钨极惰性气体保护(TIG)冷焊重熔及 ER347L 不锈钢焊丝熔敷工艺试验, 并研究了重熔层和熔敷层的显微组织、显微硬度以及在质量分数为 3.5% NaCl 溶液中的电化学腐蚀性能。结果表明: TIG 冷焊重熔时, 当冷焊时间分别在 200~150 ms、150~100 ms、100~50 ms 范围内时, 获得成形良好重熔层所需最小冷焊电流分别为 40, 70, 100 A; TIG 冷焊熔敷时, 当冷焊时间分别为 50, 100, 160, 200 ms 时, 获得成形良好熔敷层所需最小冷焊电流分别为 230, 190, 150, 120 A。TIG 冷焊重熔或熔敷形成的热影响区(HAZ)晶粒较 1Cr17 不锈钢母材未发生明显粗化, HAZ 宽度不超过 250 μm , 重熔层和熔敷层的组织较母材细小; 重熔层和熔敷层比母材具有更高的硬度和更好的耐腐蚀性能。

关键词: TIG 冷焊; 铁素体不锈钢; 重熔; 丝材熔敷; 显微组织; 耐腐蚀性能

中图分类号: TG179

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2021)12-0042-07

Remelting and Wire Cladding Process by TIG Cold Welding on Surface of 1Cr17 Stainless Steel and Microstructures and Properties of Modified Layers

ZHENG Shaoxian¹, WANG Junping¹, YANG Meijuan¹, E Xin²

(1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou Jiaotong University, Lanzhou 730070, China;

2. Lanzhou LS Test Technology Co., Ltd., Lanzhou 730314, China)

Abstract: Process tests for remelting and cladding of ER347L stainless steel wires by tungsten inert gas arc (TIG) cold welding were carried out on surface of 1Cr17 stainless steel. The microstructure, microhardness and electrochemical corrosion property in 3.5wt% NaCl solution of the remelting layer and cladding layer were studied. The results show that for the TIG cold welding remelting, when the cold welding time was in the range of 200—150 ms, 150—100 ms, 100—50 ms, the required minimum cold welding current for obtaining well-formed remelting layer was 40, 70, 100 A, respectively. For the TIG cold welding cladding, when the cold welding time was 50, 100, 160, 200 ms, the required minimum cold welding current for obtaining well-formed cladding layer was 230, 190, 150, 120 A, respectively. The grains of heat affected zone (HAZ) formed in TIG cold welding remelting or cladding were not coarsened comparing with those of 1Cr17 stainless steel base metal, and the HAZ width did not exceed 250 μm . The microstructures of the remelting layer and cladding layer were finer than that of the base metal. The microhardness and corrosion resistance of the remelting layer and cladding layer were higher than those of the base metal.

Key words: TIG cold welding; ferritic stainless steel; remelting; wire cladding; microstructure; corrosion resistance

收稿日期: 2020-09-29; 修订日期: 2021-11-23

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51765030); 甘肃省自然科学基金资助项目(20JR5RA416)

作者简介: 郑韶先(1978—), 男, 甘肃兰州人, 教授, 博士

0 引言

铁素体不锈钢因具有优良的耐点蚀、耐缝隙腐蚀及抗应力腐蚀开裂的能力, 广泛应用于汽车部件、汽轮机叶片以及化工生产中的吸收塔、换热器等方

面^[1-4]。然而,在服役过程中因承受摩擦和腐蚀作用,铁素体不锈钢工件表面破损严重,使用寿命显著缩短;对铁素体不锈钢工件表面进行重熔或丝材熔敷是解决该问题的有效途径。采用常规电弧焊方法对铁素体不锈钢工件表面进行重熔或丝材熔敷时,其热输入过高导致焊接热影响区(HAZ)晶粒严重粗化,使得塑性和韧性显著下降^[5-8],同时重熔层及熔敷层的耐腐蚀性能也达不到改性及修复要求。采用激光束和电子束方法时,尽管重熔层和熔敷层的耐腐蚀性能可以达到改性及修复要求,但存在成本过高的问题^[9-12]。因此,需要寻找一种适合铁素体不锈钢工件表面改性及修复的高性价比方法。

钨极惰性气体保护(TIG)冷焊因具有焊接热输入极低、设备和工艺简单、对母材的热影响很小等特点而得到较多应用^[13-16]。采用该工艺对铝合金、奥氏体不锈钢、碳素钢和低合金钢工件进行的表面修复或改性均获得了较好的效果,得到的修复层或改性层组织均匀致密,与基体结合良好,力学及耐腐蚀性能均得到明显改善^[17-20]。显然,若将 TIG 冷焊用于铁素体不锈钢的表面修复及改性,对于抑制铁素体不锈钢 HAZ 晶粒粗化并改善修复层或改性层的耐腐蚀性能具有重要意义。作者采用 TIG 冷焊技术

对 1Cr17 铁素体不锈钢表面进行重熔及 ER347L 不锈钢焊丝熔敷试验,通过分析冷焊电流与冷焊时间对点状熔池形状和熔敷焊道外观形貌的影响,确定了冷焊电流与冷焊时间的匹配关系,并研究了重熔层和熔敷层的显微组织、硬度分布和耐腐蚀性能。研究结果可为铁素体不锈钢表面 TIG 冷焊修复及改性提供试验依据。

1 试样制备与试验方法

母材为 10 mm 厚的 1Cr17 铁素体不锈钢,显微组织见图 1,由铁素体和沿轧制方向分布的碳化物组成。焊接材料为 ER347L 不锈钢焊丝,直径分别为 1.0、1.6 mm。母材和焊丝化学成分见表 1。

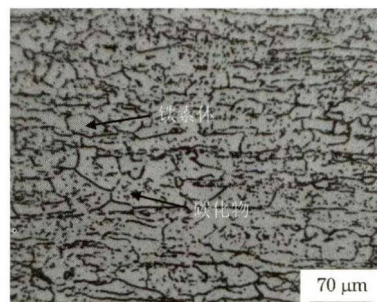


图 1 1Cr17 不锈钢的显微组织

Fig. 1 Microstructure of 1Cr17 stainless steel

表 1 1Cr17 不锈钢母材和 ER347L 不锈钢焊丝的化学成分

Table 1 Chemical composition of 1Cr17 stainless steel base metal and ER347L stainless steel wire

材料	原子分数									
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	N	Nb
母材	0.043	0.31	0.31	0.02	0.035	16.18	0.18	—	0.035	—
焊丝	0.021	0.46	1.72	0.005	0.018	19.49	9.42	0.08	—	0.40

采用 WS-250G 型智能精密多功能冷焊机在 1Cr17 不锈钢母材表面进行 TIG 冷焊重熔以及焊丝熔敷试验,重熔和熔敷时的氩气流量均为 8 L·min⁻¹,钨极尖部与母材表面的距离分别为 1.0、1.8 mm。先进行 TIG 冷焊单点重熔试验,重熔时冷焊电流在 10~250 A,冷焊时间在 50~200 ms。单点重熔结束后,观察熔池表面形貌,测量其尺寸,以确定与不同冷焊时间相匹配的最小冷焊电流。再进行一道次 TIG 冷焊熔敷试验,焊丝直径为 1.0 mm,冷焊电流在 80~250 A,冷焊时间在 50~200 ms,焊点搭接率约为 85%,焊接间隔时间控制为 1.5 s。熔敷试验结束后,观察焊道形貌,以确定不同冷焊时间下可获得成形良好焊道的最小冷焊电流。

在上述单点重熔和一道次填丝熔敷试验确定的冷焊电流和冷焊时间范围内,选择 3 组冷焊电流和冷焊时间进行一道次重熔,选择 1 组冷焊电流和冷

焊时间进行多层多道填丝熔敷。一道次重熔时相邻焊点的搭接率约为 85%,焊接间隔时间为 1.5 s。多层多道熔敷时所用焊丝直径为 1.6 mm,焊点搭接率约为 85%,焊接间隔时间为 1.5 s,相邻焊道中心间距约为 2 mm,共熔敷 6 层且厚度达 5 mm。

采用线切割法在 1/2 焊道长度处沿垂直于长度方向将一道次重熔试样和多层多道熔敷试样剖开,经磨抛后,用质量分数为 10% 的 CrO₃ 溶液进行电解腐蚀,腐蚀电流为 2~3 A,腐蚀时间为 15~30 s,采用 HAL-100 型光学显微镜观察显微组织。采用 FM-700 型维氏硬度计在剖面上进行显微硬度测试,载荷为 1.96 N,加载时间为 15 s。

采用 CHI660D 型电化学分析仪、应用恒电位法测定极化曲线,扫描速率为 0.001 V·s⁻¹,试验介质为质量分数 3.5% 的 NaCl 溶液,工作电极为试样,辅助电极为铂电极,参比电极为饱和甘汞电极

(SCE)。试样尺寸均为 2 mm×10 mm×40 mm,表面依次用 200#, 400#, 800#, 1200#, 1600#, 2000# 砂纸打磨,再分别用丙酮和质量分数为 10% 的稀硫酸溶液进行去污和除锈。重熔试样工作面为重熔层,熔敷试样工作面为熔敷层。母材试样、重熔试样、熔敷试样工作面尺寸均为 3 mm×10 mm,除工作面外其余部位均用环氧树脂封装,不参与电化学反应。

2 试验结果与讨论

2.1 重熔和熔敷工艺参数

由图 2 可以看出:单点重熔时所形成的熔池为非常规则的圆形,随着冷焊电流的增大或冷焊时间的延长,热输入相应增大,熔池直径也呈增大的变化规律;在冷焊时间分别为 200,150,100,50 ms 下,能

形成成形良好点状熔池的最小冷焊电流分别为 40, 40,70,100 A。由此可见,当采用 TIG 冷焊工艺进行表面重熔时,若冷焊时间范围为 150~200 ms,则匹配的冷焊电流应不低于 40 A;若冷焊时间范围为 150~100 ms,则匹配的冷焊电流应不低于 70 A;若冷焊时间范围为 100~50 ms,则匹配的冷焊电流应不低于 100 A。

焊道的余高系数是指熔宽(B)与余高(h)之商(B/h);余高系数太小会造成焊趾处应力集中程度增大,而且在熔敷下一焊道时焊趾处不易熔化而易形成熔合不良的缺陷。由图 3 可以看出:当冷焊时间为 50 ms 时,冷焊电流不低于 230 A 所得焊道的成形良好,具有合适的余高系数;当冷焊时间分别为 100,160,200 ms 时,获得成形良好焊道的冷焊电流最小值分别为 190,150,120 A。

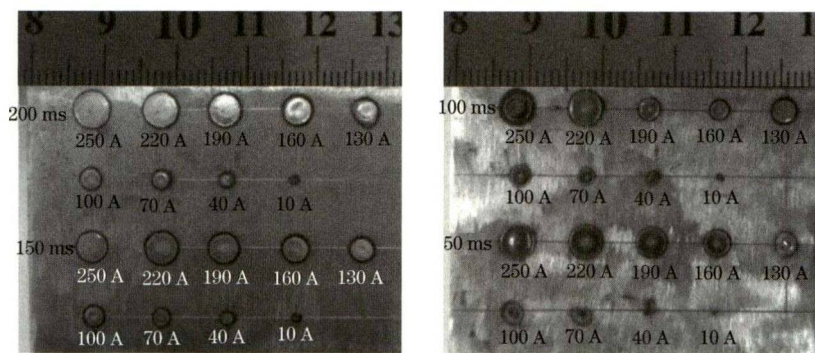


图 2 不同冷焊电流和时间下 TIG 冷焊单点重熔的熔池表面形貌

Fig. 2 Surface morphology of molten pools of single point remelting by TIG cold welding at different cold welding currents and times

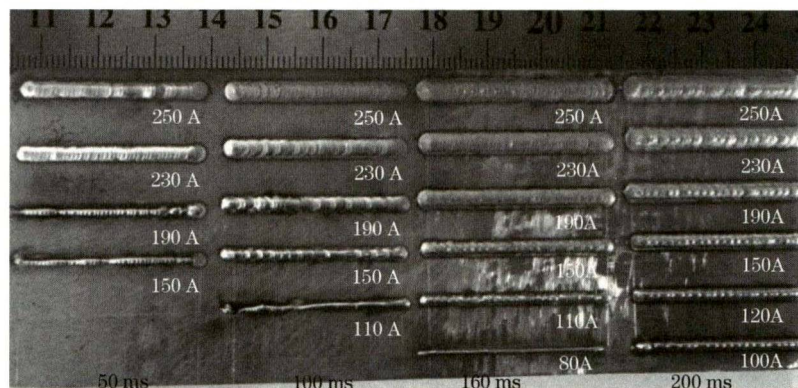


图 3 不同冷焊电流和时间下 TIG 冷焊熔敷焊道的表面形貌

Fig. 3 Surface morphology of cladding weld beads by TIG cold welding at different cold welding currents and times

在进行整个表面重熔或熔敷时只要满足上述冷焊电流与冷焊时间的匹配关系,即可获得成形良好的重熔层或熔敷层。通常为了提高重熔或熔敷效率,可在合适的冷焊电流与冷焊时间范围内取尽量大的数值。

2.2 显微组织

为了明确在匹配合理的冷焊电流和冷焊时间范

围内,不同的冷焊热输入对重熔层及其 HAZ 组织的影响,选择了 3 组参数(不同热输入)进行重熔,形成的 3 条重熔焊道外观形貌如图 4 所示,其对应的显微组织见图 5。由图 5 可以看出:在 3 组参数下重熔后,HAZ 的宽度不超过 250 μm,并且 HAZ 过热区晶粒均未出现明显粗化(对比图 1),当冷焊电流和冷焊时间分别增至 250 A 和 200 ms 时,HAZ 晶

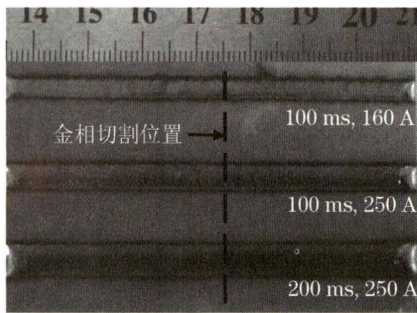


图4 不同冷焊时间和电流下的重熔焊道形貌

Fig. 4 Morphology of weld beads of remelting at different cold welding times and currents

粒内部析出较多铬的碳化物和氮化物;重熔层均由柱状铁素体组成,柱状铁素体内部出现极为细小的胞状晶;在熔合线及重熔界面处晶粒均以外延方式进行生长;在 HAZ 过热区和重熔层的铁素体晶粒边界分布有少量连续的马氏体。TIG 冷焊工艺的热输入极低,这一方面降低了 HAZ 的峰值温度和高温停留时间,从而有效抑制了晶粒粗化;另一方面提高了重熔层的冷却速率,导致重熔层内的温度梯度较大,使得凝固界面前沿液相一侧的成分过冷度很小,促进了胞状晶生长,因此柱状铁素体内部形成细小的胞状晶。

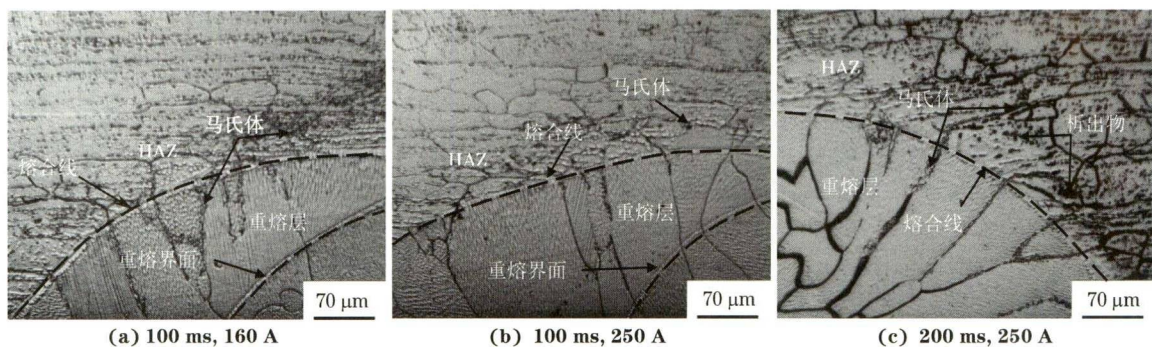


图5 不同冷焊时间和电流下 1Cr17 不锈钢表面重熔后熔合线附近的显微组织

Fig. 5 Microstructures near fusion line after remelting 1Cr17 stainless steel surface at different cold welding times and currents

由上述结果可知,在冷焊时间 200 ms、冷焊电流 250 A(即较大热输入)下进行重熔时,HAZ 晶粒不发生粗化。故为了提高熔敷效率,选择了该组冷焊参数进行多层多道熔敷试验,形成的熔敷层外观形貌见图 6,其对应的显微组织见图 7。由图 7 可以看出:在冷焊电流 250 A、冷焊时间 200 ms 下熔敷不锈钢焊丝后,HAZ 宽度不超过 250 μm ,并且 HAZ 过热区的晶粒未发生明显粗化,晶内分布有数量较多的铬的碳化物和氮化物, δ 铁素体晶界分布有少量马氏体。近熔合线的熔池由母材和焊丝融化形成,为不均匀混合区。不均匀混合区内的镍含量

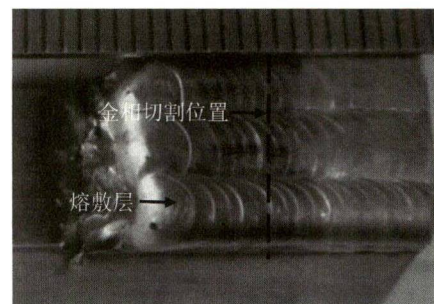


图6 在冷焊电流 250 A、时间 200 ms 下不锈钢焊丝熔敷试样的形貌

Fig. 6 Morphology of cladding sample with stainless steel wire at cold welding current of 250 A for 200 ms

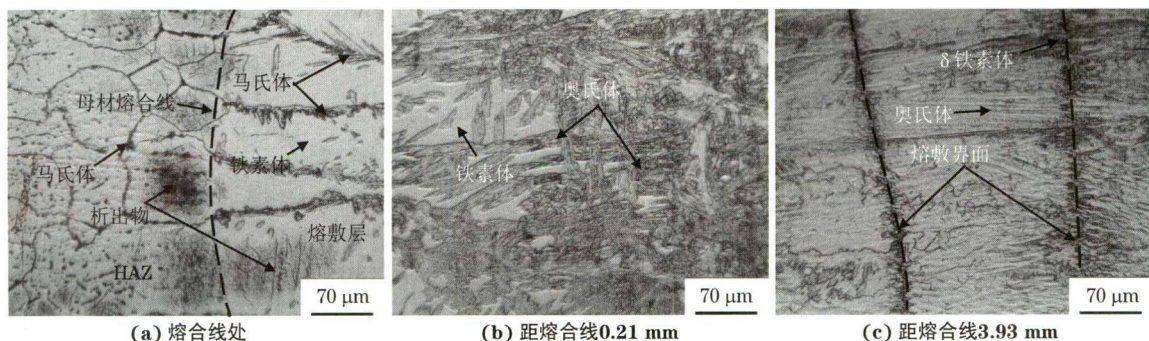


图7 在冷焊电流 250 A、时间 200 ms 下不锈钢焊丝熔敷层的显微组织

Fig. 7 Microstructures of cladding layer with stainless steel wire at cold welding current of 250 A for 200 ms: (a) at fusion line; (b) at 0.21 mm from fusion line and (c) at 3.93 mm from fusion line

远低于由焊丝形成的熔池镍含量,与熔池中心相比,近熔合线处熔池中的铬镍当量比值较大,液态金属以铁素体(F)凝固模式在熔合线处进行外延生长,并在凝固后的相变过程中在铁素体晶界及晶内形成少量的奥氏体;该奥氏体由于镍元素含量少而不稳定,在冷却至室温的过程中转变成马氏体。因此,近熔合线处熔敷层的显微组织由柱状铁素体和晶界及晶内马氏体组成。在距熔合线为 0.21 mm 的熔池内,因铬镍当量比值依然相对较大而仍以 F 模式进行凝固,但是该处镍含量更高,更有利于奥氏体稳定,故形成了类似于双相不锈钢的显微组织,即铁素体+奥氏体组织。在距熔合线 3.93 mm 处,由于该处成分与焊丝相当且冷却速率极快,其凝固模式为奥氏体(A)模式,因此熔敷层组织为细小的奥氏体胞状晶。在熔敷界面处均出现了少量的 δ 铁素体,这是由于在 TIG 冷焊熔敷过程中,前一焊点受后一焊点熔敷时的热影响,其界面处奥氏体向 δ 铁素体转变,并且在冷却过程中因冷却速率较快,抑制

了 δ 铁素体向奥氏体的转变,因此熔敷界面附近出现很少量的 δ 铁素体。

2.3 显微硬度

由图 8 可以看出,重熔和熔敷试样 HAZ 的硬度均比 1Cr17 不锈钢母材高,重熔层和熔敷层的硬度也均比 1Cr17 不锈钢母材高,未出现软化区。重熔和焊丝熔敷后,HAZ 晶粒均未发生明显粗化,并且 HAZ 过热区晶粒内析出了比 1Cr17 不锈钢母材中更多的铬、氮化物,起到了析出强化的作用,因此 HAZ 硬度高于母材。重熔层组织虽然为铁素体柱状晶,但由于柱状晶内存在极细小的铁素体胞状晶,起到了细晶强化的作用,因此其硬度高于母材。熔敷层近熔合线处区域的铁素体柱状晶内既析出了较多的铬的碳化物和氮化物,又形成了少量马氏体,同时晶界也存在连续分布的马氏体,均起到了一定的强化作用,因此该区域的硬度明显高于母材;而距熔合线较远的区域,由于奥氏体含量较高,加之其晶粒极为细小,细晶强化效果也显著,故硬度也高于母材。

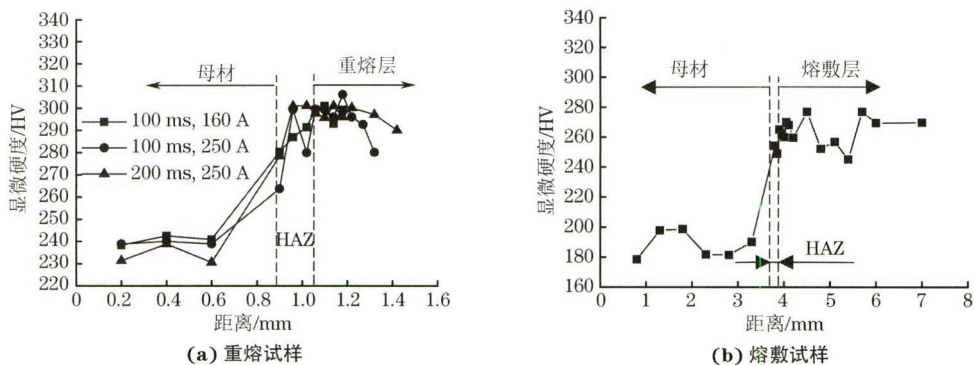


图 8 重熔试样和不锈钢焊丝熔敷试样的显微硬度分布

Fig. 8 Microhardness distribution of remelting samples (a) and cladding sample with stainless steel wire (b)

2.4 电化学性能

由图 9 可见:3 种参数下重熔层的自腐蚀电位均显著高于母材,并且随着热输入的增加,自腐蚀电位减小。这是因为重熔层的晶粒较母材发生显著细

化,而晶粒的细化意味着原子能量较高的晶界数量的增加,亦即活性原子数量的增多;活性原子数量的增加使得腐蚀反应中钝化膜(Cr_2O_3)的形成能力提高^[21-22],同时钝化膜的稳定性也得到增强,从而有

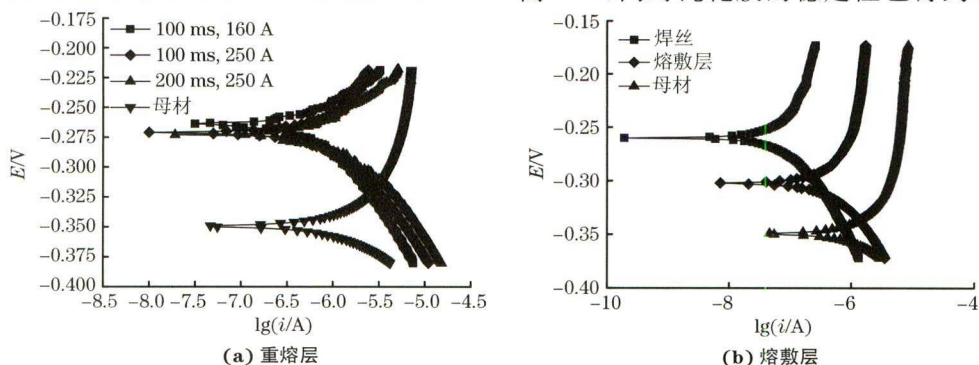


图 9 重熔层和不锈钢焊丝熔敷层的极化曲线

Fig. 9 Polarization curves of remelting layers (a) and cladding layer with stainless steel wire (b)

效防止腐蚀性离子(如 Cl^-)的穿透,耐腐蚀性能得到提高。此外,母材虽然碳含量较高,但因其重熔层形成时的冷却速率极快而限制了碳原子扩散,从而抑制了 Cr_{23}C_6 等碳化物的沿晶析出,提高了耐晶间腐蚀性能^[23-25]。

ER347L 不锈钢焊丝、焊丝熔敷层、1Cr17 不锈钢母材的自腐蚀电位依次减小。熔敷层主要是由 ER347L 不锈钢焊丝熔化后形成的,含有比 1Cr17 不锈钢母材更少的碳及更多的稳定化元素铌,从而抑制了晶界 Cr_{23}C_6 的析出,提高了熔敷层的耐晶间腐蚀性能;同时,熔敷层中的奥氏体胞状晶比 1Cr17 不锈钢母材中的晶粒细小,晶粒的细化提高了钝化膜的形成能力;此外,熔敷层组织主要由奥氏体构成,而奥氏体的自腐蚀电位通常比铁素体高。因此,熔敷层的耐腐蚀性能优于母材。焊丝材料是经稳定化处理奥氏体不锈钢,耐晶间腐蚀性能优良,加之其未受焊接热循环的影响,故焊丝的耐腐蚀性能优于其熔化后所形成的熔敷层。

3 结 论

(1) 采用 TIG 冷焊对 1Cr17 不锈钢表面进行重熔时,若冷焊时间范围分别为 200~150 ms、150~100 ms、100~50 ms,则匹配的最小冷焊电流分别为 40,70,100 A。采用直径 1.0 mm 的 ER347L 不锈钢焊丝在 1Cr17 不锈钢表面进行 TIG 冷焊熔敷时,若采用的冷焊时间分别为 50,100,160,200 ms 时,则匹配的最小冷焊电流分别为 230,190,150,120 A。

(2) 采用 TIG 冷焊在 1Cr17 不锈钢表面进行重熔以及进行 ER347L 不锈钢焊丝熔敷,可解决传统方法焊接时 1Cr17 不锈钢热影响区晶粒易粗化的问题,所得重熔层和熔敷层组织均比 1Cr17 不锈钢母材的组织细小,并且形成的热影响区宽度均不超过 250 μm 。

(3) 1Cr17 不锈钢表面 TIG 冷焊重熔层和焊丝熔敷层比母材具有更优异的耐腐蚀性能和更高的显微硬度,且均未出现硬度软化区。

参考文献:

- [1] MOUSTAFA I M, MOUSTAFA M A, NOFAL A A. Carbide formation mechanism during solidification and annealing of 17% Cr-ferritic steel[J]. Materials Letters, 2000, 42(6): 371-379.
- [2] 毛辉. 00Cr12 型铁素体不锈钢焊接热影响区组织与性能研究[D]. 北京:机械科学研究总院, 2009.
MAO H. Study on the microstructures and properties of HAZ in 00Cr12 ferrite stainless steel [D]. Beijing: Academy of Machinery Science and Technology, 2009.
- [3] 尚成嘉,张伟,王学林. 汽车排气系统用铁素体不锈钢的研究进展[N]. 世界金属导报, 2018-08-28(B08).
SHANG C J, ZHANG W, WANG X L. Research progress on ferritic stainless steel for automobile exhaust system [N]. World Metal Herald, 2018-08-28(B08).
- [4] 余存焯,胡懋本. 超铁素体不锈钢的进展与展望[J]. 石油化工腐蚀与防护, 2008, 25(4): 5-7.
YU C Y, HU Q B. Development of ultra-ferrite stainless steels [J]. Corrosion & Protection in Petrochemical Industry, 2008, 25(4): 5-7.
- [5] 张永兰,李亚江,于衍志. 铁素体不锈钢焊接区域的组织特征[J]. 机械工程材料, 1994, 18(6): 14-16.
ZHANG Y L, LI Y J, YU Y Z. Characteristics of microstructure in welding zone of the ferritic stainless steel [J]. Materials for Mechanical Engineering, 1994, 18(6): 14-16.
- [6] 赵贞贞,郭永环,赵建业,等. 热输入和退火保温时间对 409L 铁素体不锈钢 TIG 焊接接头过热区晶粒尺寸的影响[J]. 机械工程材料, 2020, 44(1): 29-32.
ZHAO Z Z, GUO Y H, ZHAO J Y, et al. Effect of heat input and annealing holding time on grain size of overheating area in 409L ferritic stainless steel TIG welded joint [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2020, 44(1): 29-32.
- [7] 张其枢,堵耀庭. 不锈钢焊接[M]. 北京:机械工业出版社, 2004.
ZHANG Q S, DU Y T. Stainless steel welding [M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 2003.
- [8] 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 W J. Study on welded joint embrittlement and low heat input welding technology of 430 Ferritic stainless steel [D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2013.
- [9] 张国栋,杨辉,王麒麟,等. 铁素体不锈钢激光熔覆层组织和性能研究[J]. 机械工程学报, 2016, 52(12): 37-45.
ZHANG G D, YANG H, WANG Q Y, et al. Microstructure and properties of laser cladding layer on ferritic stainless steel [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52(12): 37-45.
- [10] BALASUBRAMANIAN V, LAKSHMINARAYANAN A K, MALARVIZHI S. Effect of welding processes on fatigue behaviour of AISI 409M grade ferritic stainless steel joints [J]. Advanced Materials Research, 2013, 794: 391-412.
- [11] LAKSHMINARAYANAN A K, BALASUBRAMANIAN V, MADHUSUDHAN REDDY G. Microstructure and mechanical properties of electron beam-welded AISI 409M-grade ferritic stainless steel [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011, 55 (1/2/3/4): 153-162.
- [12] 曾维华,刘洪喜,蒋业华,等. SUH409L 铁素体不锈钢表面激光熔覆层的组织与性能[J]. 金属热处理, 2011, 36(7): 10-16.
ZENG W H, LIU H X, JIANG Y H, et al. Microstructure and properties of laser cladding coating on SUH409L ferritic stainless

- steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2011, 36(7): 10-16.
- [13] 李晓延, 武传松, 李午申. 中国焊接制造领域学科发展研究[J]. 机械工程学报, 2012, 48(6): 19-31.
LI X Y, WU C S, LI W S. Study on the progress of welding science and technology in China[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2012, 48(6): 19-31.
- [14] 周漪清, 林放, 薛家祥. 低热输入焊接技术的应用前景[J]. 电焊机, 2011, 41(7): 38-42.
ZHOU Y Q, LIN F, XUE J X. Application prospect of low heat input welding technology[J]. Electric Welding Machine, 2011, 41(7): 38-42.
- [15] 谭俊, 陈建敏, 刘敏, 等. 面向绿色制造与再制造的表面工程[J]. 机械工程学报, 2011, 47(20): 95-103.
TAN J, CHEN J M, LIU M, et al. Surface engineering towards green manufacturing and remanufacturing [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2011, 47(20): 95-103.
- [16] 徐庆钟, 李方义, 秦顺顺, 等. 冷焊工艺参数对 HT250 表面修复层性能的影响[J]. 机械工程学报, 2013, 49(7): 101-105.
XU Q Z, LI F Y, QIN S S, et al. Effect of cold-welding parameters on properties of HT250 surface repaired layer[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2013, 49(7): 101-105.
- [17] 王维, 张永泽, 杨光, 等. 冷焊与冷焊激光复合修复 ZL114A 铝合金组织和力学性能研究[J]. 稀有金属, 2020, 44(1): 18-25.
WANG W, ZHANG Y Z, YANG G, et al. Microstructure and mechanical properties of cold-welding repaired and cold-welding+laser deposition repaired ZL114A aluminium alloy [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2020, 44(1): 18-25.
- [18] 关锰, 贾永锋, 张春华, 等. 高能脉冲冷焊 Fe 基合金改性层的组织及性能[J]. 沈阳工业大学学报, 2016, 38(6): 628-633.
GUAN M, JIA Y F, ZHANG C H, et al. Microstructure and properties of Fe-based alloy modified layer prepared with high-energy pulse cold welding [J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2016, 38(6): 628-633.
- [19] 张庆, 孟令东, 杨军伟, 等. 高能脉冲精密冷补技术用于修复零件表面局部缺损[J]. 中国表面工程, 2011, 24(1): 79-83.
ZHANG Q, MENG L D, YANG J W, et al. High energy pulse precision cold-welding technology for repairing local surface defect of metal parts[J]. China Surface Engineering, 2011, 24(1): 79-83.
- [20] 郭强, 陈长风, 李世瀚, 等. 冷焊修复层在 H₂S 环境下的开裂行为研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2018, 38(2): 167-173.
GUO Q, CHEN C F, LI S H, et al. Cracking behavior of cold-welding layer on A350 LF2 steel in H₂S environment [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2018, 38(2): 167-173.
- [21] WANG S G, MA Q H, LI Y. Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR[J]. Materials & Design, 2011, 32(2): 831-837.
- [22] 罗检, 张勇, 钟庆东, 等. 晶粒度对一些常用金属耐腐蚀性能的影响[J]. 腐蚀与防护, 2012, 33(4): 349-352.
LUO J, ZHANG Y, ZHONG Q D, et al. Influence of grain size on corrosion resistant of commonly used metals [J]. Corrosion & Protection, 2012, 33(4): 349-352.
- [23] 周丽丹, 张婷婷, 王志斌, 等. 443 铁素体不锈钢电阻缝焊接头的组织与性能[J]. 机械工程材料, 2013, 37(3): 42-45.
ZHOU L D, ZHANG T T, WANG Z B, et al. Microstructure and properties of joint of 443 ferritic stainless steel welded by resistance seam welding [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2013, 37(3): 42-45.
- [24] 龚利华, 戚霞. 焊接及热处理工艺对 0Cr18Ni9Ti 不锈钢耐腐蚀性的影响[J]. 金属热处理, 2009, 34(6): 90-93.
GONG L H, QI X. Influence of welding and heat treatment processes on corrosion resistance of 0Cr18Ni9Ti stainless steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2009, 34(6): 90-93.
- [25] 罗伟. 奥氏体不锈钢钨极氩弧焊焊接头的耐蚀性及电弧重熔[J]. 材料科学与工程, 2000, 18(2): 94-99.
LUO W. Effect of arcsurface remelting on the corrosion resistance of austenitic stainless steel tig welding joint [J]. Materials Science and Engineering, 2000, 18(2): 94-99.

2022 年“金属材料表面处理”专题征稿启事

现代工业的迅猛发展对机械零部件的性能提出了更高的要求, 要求其在高温、高压、高速、腐蚀等恶劣工况下长期稳定运行, 这就必然对材料表面的耐磨、耐蚀等性能提出更高的要求。金属表面处理技术采用物理、化学、机械或复合方法, 使得材料表面具有与基体不同的组织结构、化学成分和物理状态, 从而拥有不同于基体的一些特殊性能, 如优异的耐磨性、耐蚀性、耐热性等; 该技术可以在不增加或不增加太多成本的情况下使材料表面得到强化, 从而提高零部件的使用寿命和可靠性, 改善机械设备的性能和质量。因此, 金属表面处理技术在机械制造、航空航天、交通、能源、电子和石油化工等工业部门得到了越来越广泛的应用。

为此, 《机械工程材料》杂志将在 2022 年第 6 期推出“金属材料表面处理”专题报道, 主要报道内容主要为表面处理

对金属材料组织和性能的影响, 包括但不限于表面形变强化(包括喷丸、滚压、内挤压等)、激光表面处理、表面淬火处理、等离子表面处理、电镀堆焊、热喷涂等。欢迎踊跃投稿!

综述性文章要求能总结上述领域的研究现状并提出前瞻性的发展方向; 研究性文章要求能反映上述领域的最新研究成果, 数据详实、方法新颖、结果可靠; 模拟类文章要求有相应的试验验证; 应用性文章要求具有实际推广价值, 研究要有系统性, 有理论分析。

择优录用, 优先发表。

投稿网址: <http://www.mat-test.com/Submission>

联系电话: 021-65541496; 021-65556775-368

E-mail: mem@mat-test.com; matmem@mat-test.com

《机械工程材料》编辑部