

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20161008002

镍基合金断弧脉冲氩弧焊堆焊层组织及腐蚀磨损性能

孟令东^{1,2}, 谭俊^{1,2}, 臧艳^{1,2}, 郑晓辉², 张庆²

(1. 装甲兵工程学院再制造技术重点实验室, 北京 100072; 2. 装甲兵工程学院表面工程重点实验室, 北京 100072)

摘要: 采用断弧脉冲氩弧焊技术, 在38CrSi钢表面堆焊ERNiCr-3镍基合金, 表征了堆焊层显微组织与相结构, 通过人工海水腐蚀环境下的腐蚀磨损试验, 测定了电位随时间变化曲线以及腐蚀磨损各分量数值, 探讨了涂层表面腐蚀磨损性能以及腐蚀与磨损间的交互作用。结果表明: 堆焊层表面呈细小的柱状晶奥氏体组织, 热影响区与熔合区的宽度分别约150和200 μm , 说明基于“一脉一弧”新型电弧特性的断弧脉冲氩弧焊技术, 能够实现较小热影响区的冶金结合。镍基合金堆焊层腐蚀与磨损之间, 磨损促进腐蚀量为腐蚀磨损交互作用失重的0.12%, 说明磨损对腐蚀的促进作用很小; 腐蚀促进磨损量占磨损分量的34.88%, 说明腐蚀对磨损的促进作用较大。镍基合金堆焊层腐蚀磨损试验的电位随时间呈上升趋势, 说明钝化膜破损后的再形成能力提高了其在人工海水中的耐腐蚀磨损性能。镍基合金堆焊层层金属脆性剥离区域有明显的Cl和O元素分布, 说明氯脆是导致堆焊层腐蚀磨损的重要原因之一。

关键词: 镍基合金; 断弧脉冲氩弧焊; 组织; 腐蚀磨损

中图分类号: TG455

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2017)02-0143-08

Microstructure and Corrosion Wear Properties of Ni-based Alloy Layer Prepared by Interrupted Pulsed Argon Arc Welding

MENG Ling-dong^{1,2}, TAN Jun^{1,2}, ZANG Yan^{1,2}, ZHENG Xiao-hui², ZHANG Qing²

(1. Science and Technology on Remanufacturing Laboratory, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072; 2. Key Laboratory for Surface Engineering, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072)

Abstract: ERNiCr-3 Ni-based alloy was prepared on 38CrSi steel by interrupted pulsed argon arc welding technology. Microstructure and phase structure of the welding layer was characterized. Based on the corrosion test in artificial seawater corrosion environment, curves of potential versus time and the corrosion wear value were measured, anti-corrosion wear property and interaction between corrosion and wear were also discussed. Results show that the austenitic with fine columnar crystal structure is formed on the surface of welding layer. The width of the heat affected zone and the fusion is about 150 and 200 μm respectively, which indicates that metallurgical combination with a smaller heat affected zone can be achieved based on “one pulse arc” disconnection pulsed argon arc welding technology. The weight of corrosion loss caused by wear behavior is 0.12% of the interaction total weight loss, indicating that the promoting effect of wear behavior on corrosion is very small. While the weight of wear loss caused by corrosion is 34.88% of total weight loss, corrosion has a larger promoting effect on wear behavior. Corrosion and wear potential of Ni based alloy welding layer increases with time, which indicates that the reformation of the passive film can improve the corrosion and wear resistance in in artificial sea water. Based on the result of distribution of chlorine and oxygen element on brittle zone of Ni based alloy welding layer, chlorine brittle of the alloy is one of the most important reasons leading to the corrosion and wear.

Keywords: Ni-based alloy; interrupted pulsed argon arc welding; microstructure; corrosion wear

收稿日期: 2016-10-08; 修回日期: 2017-03-17

网络出版日期: 2017-03-24 06:49; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20170324.0649.002.html>

通讯作者: 谭俊(1961—), 男(汉), 教授, 博士; 研究方向: 材料表面工程; E-mail: tanjuncn@sina.com

引文格式: 孟令东, 谭俊, 臧艳, 等. 镍基合金断弧脉冲氩弧焊堆焊层组织及腐蚀磨损性能[J]. 中国表面工程, 2017, 30(2): 143-150.

MENG L D, TAN J, ZANG Y, et al. Microstructure and corrosion wear properties of Ni-based alloy layer prepared by interrupted pulsed argon arc welding[J]. China Surface Engineering, 2017, 30(2): 143-150.

0 引言

中碳调质钢由于较好的强度和韧性等综合力学性能,常用于大型装备传动零部件的制造。在沿海地区高温高湿和高盐雾等海洋腐蚀环境中,会受到环境腐蚀和摩擦磨损的综合影响,导致发生严重的磨损腐蚀现象,目前多采用氩弧焊技术进行具有冶金结合的堆焊修复。

在堆焊技术的研究上,由于中碳调质钢本身的热敏感性很强,传统的氩弧焊技术热输入较高、热影响区较大,使得基体在堆焊过程中的过热现象严重,甚至会出现构件变形、裂纹等缺陷。因此氩弧焊技术对中碳调质钢表面失效修复的研究重点之一是较小热量输入的精密堆焊^[1]。断弧脉冲氩弧焊技术是一种新型的脉冲氩弧焊技术,其原理是基于钨极惰性气体保护电弧焊技术,采用断弧直流正极性低频脉冲电源高压起弧,基于“一脉一弧”的电弧特性,堆焊过程中没有维持电弧燃烧的基值电流的存在,通过钨电极与工件间产生稳定的瞬时脉冲电弧,快速熔化母材和填充焊丝形成熔池,从而达到较小热影响区的冶金结合。

在堆焊材料的选择上,在保证焊接性能与硬度的同时,堆焊层还需具有较好的耐腐蚀磨损性能,因为在海水腐蚀工况条件下、以及碱、盐等特殊介质中,摩擦副工件的腐蚀磨损导致材料流失,不是单一腐蚀与单一磨损的简单叠加,腐蚀与磨损之间存在着交互作用^[2-3]。国内外学者从不锈钢在不同的腐蚀液中表面钝化膜的破损、电位对腐蚀磨损的影响,以及腐蚀磨损交互作用等方面对不锈钢腐蚀磨损行为进行了研究,如Iwabuchi A等对SUS304不锈钢在Hanks溶液中的腐蚀和磨损研究认为,腐蚀与磨损的交互作用是不锈钢金属流失的重要原因^[4-5]。国内学者对合金钢的腐蚀磨损性能也进行了大量的研究,如郭亮、李先芬等通过对低碳高合金钢、高锰钢等的冲击腐蚀磨损特性研究表明,材料的流失是材料因素、电化学因素和力学因素交互促进作用的结果,低碳高合金钢失效形式为挤出硬化棱的沿根脆性剥落、浅层疲劳剥落和轻微的腐蚀磨损;高锰钢失效形式为多次塑性变形引起的剥落及严重的腐蚀磨损^[6-7]。

通过相关文献的分析可知,目前研究的材料主要是不锈钢、合金钢等,而对镍基合金在海水环境的腐蚀磨损研究较少。由于镍基合金比铁基合

金能够固溶更多的合金元素,通过合金元素的优化复配,具有优良的耐蚀性能和力学性能。因此,文中通过采用断弧脉冲氩弧焊技术,在38CrSi中碳调质钢表面堆焊ERNiCr-3镍基合金,研究堆焊层的组织性能及在人工海水腐蚀环境下的腐蚀磨损性能,以期为中碳调质钢的腐蚀磨损修复提供一种新的技术方法和试验基础。

1 材料与方法

1.1 基体与堆焊材料

试验所用基体材料为38CrSi中碳调质钢,化学成分见表1。合金元素Cr是弱碳化物形成元素,一部分溶于渗碳体中形成合金渗碳体,另一部分将溶于铁素体起到固溶强化的作用;合金元素Si是非碳化物形成元素,主要溶于铁素体起到固溶强化的作用,其质量分数仅为1%~1.3%,对冲击韧性的影响也较小。因此,38CrSi钢经调质处理后综合力学性能较好。

表1 38CrSi钢和镍基合金焊丝的化学成分

Table 1 Chemical composition of 38CrSi steel and Ni-based alloy welding stick					
Element	C	Si	Mn	Cu	Ni
38CrSi	0.35-0.43	1.0-1.3	0.3-0.6		
Ni-based alloy	0.10	0.5	2.5-3.5	0.5	≥67
Element	Cr	Ti	Nb	Fe	
38CrSi	1.3-1.6			Bal.	
Ni-based alloy	18-22	0.75	2-3	3	

堆焊材料为ERNiCr-3镍基合金焊丝,化学成分见表1。镍基合金固溶了大量的Mn、Cr等合金元素,用于提高镍基合金的强度、硬度与耐磨性能,合金元素Cr还能提高镍基合金的耐蚀性能;此外,为了抑制C元素的不利影响,镍基合金降低了C元素的含量,并加入了Ti、Nb等碳化物形成元素,以进一步提高镍基合金堆焊层的耐蚀性能。

1.2 堆焊层制备

堆焊所用设备为装甲兵工程学院自主研制的DHMC断弧脉冲氩弧焊设备,并结合三维操作台进行自动堆焊。

堆焊材料镍基合金焊丝的直径为1 mm;基体38CrSi钢的尺寸为10 mm×6 mm×3.5 mm;堆焊工艺参数为脉冲电流200 A,脉冲时间0.07 s,氩气

流量7 L/min, 焊接速度为0.5 mm/s。

图1为按以上焊接优化工艺得到的堆焊层宏观形貌, 可以看出, 断弧脉冲氩弧焊技术可实现连续、均匀的堆焊成型, 无明显可见的未熔合、表面不规则及咬边等堆焊缺欠。

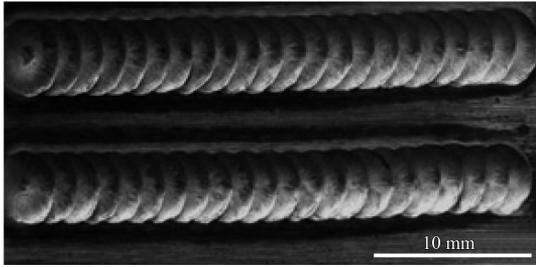


图1 镍基合金堆焊层宏观形貌

Fig.1 Macrograph of Ni-based alloy hardfacing layer

堆焊成型后分别制备组织结构表征试样及腐蚀磨损试样。组织结构表征试样为利用线切割机沿垂直焊缝方向截取的常用金相试样, 经粗磨、精磨和抛光后采用5%的硝酸酒精进行腐蚀; 腐蚀磨损试样尺寸为 $\Phi 25 \text{ mm} \times 2.5 \text{ mm}$, 堆焊层经磨床加工后厚度为400~500 μm 。试验前将试样放置于丙酮中, 超声清洗10 min后干燥待用。

1.3 人工海水的配置

按照ASTM D1141-98标准配置人工海水, 将配置的人工海水用NaOH溶液调节溶液的pH值至8.2, 在滴加NaOH溶液时, 需逐滴滴加, 且不断搅拌, 防止生成沉淀, 之后加蒸馏水配成1 L溶液, 溶液保存于棕色试剂瓶中, 待用。

1.4 腐蚀磨损性能试验

为研究镍基合金堆焊层的腐蚀磨损性能以及腐蚀磨损交互作用的机理, 采用开路电位腐蚀磨损试验, 测定腐蚀磨损中各分量。

腐蚀磨损试验在MFT-EC4000型电化学腐蚀摩擦磨损试验机上完成, 原理如图2所示, 采用球-盘接触方式, 其中上试样为 $\Phi 6 \text{ mm}$ 的氧化铝陶瓷球, 精度为G5级, 下试样分别为ERNiCr-3镍基合金堆焊层和38CrSi钢基体。下试样的往复频率0.2 Hz, 载荷15 N, 行程6 mm, 时间45 min(前5 min静止, 不加载荷; 5 min后加载荷, 下试样开始往复运动)。

1.5 表征与分析

堆焊层显微组织分析分别在QUANTA200型扫

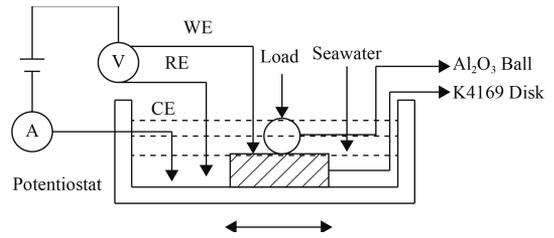


图2 腐蚀磨损试验原理图

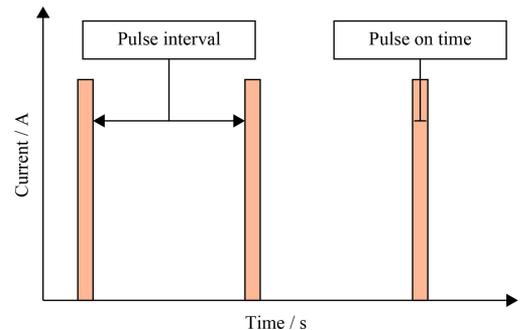
Fig.2 Schematic diagram of tribocorrosion tests

描电子显微镜和OLYMPUS-PMG3型金相显微镜上完成。采用QUANTA200型扫描电子显微镜分析显微组织的同时, 对腐蚀产物进行成分的能谱分析。

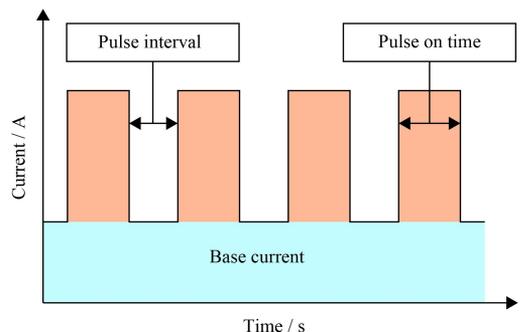
2 结果与分析

2.1 断弧脉冲氩弧焊电弧特性分析

如图3所示, 断弧脉冲氩弧焊的电弧特性与传统脉冲氩弧焊的电弧特性相比, 两个瞬时脉冲电弧之间不存在维持电弧燃烧的基值电流, 避免了堆焊过程中对基体的持续加热。将断弧脉冲周期调节为1 s, 此时, 脉冲电弧的作用时间可以控制在0.1 s以下, 两个脉冲电弧之间的脉冲间隔可达



(a) Interrupted pulsed argon arc welding



(b) Tradition pulsed argon arc welding

图3 断弧脉冲与传统脉冲氩弧焊电弧特性的对比

Fig.3 Properties contrast between interrupted pulsed and tradition pulsed argon arc welding

0.9 s以上, 占空比小于10%, 通过调节基于电源-电弧系统建立的数学模型及被控量, 可以控制能量输出、实现电弧稳定燃烧、完成较小表面损伤的精密修复。

所以说, 基于“一脉一弧”电弧特性的断弧脉冲氩弧焊技术, 两个脉冲之间的间隙时间远大于脉冲作用时间, 在堆焊过程中具有周期性脉冲梯度温度变化的特点, 能够有效避免堆焊层的过热现象; 脉冲能量集中, 可以有效避免脉冲电弧对堆焊层周围基体的影响, 实现较小热影响区的冶金结合; 脉冲电弧作用时间短, 可以促使熔池迅速凝固且温度快速下降, 起到细化晶粒的作用。

2.2 显微组织结构

图4为镍基合金堆焊层XRD图谱, 可以看出, 镍基合金堆焊层以 γ (Ni, Cr, Fe固溶体)相为主, 分别在(111)、(200)、(220)及(311)面出现了衍射峰。

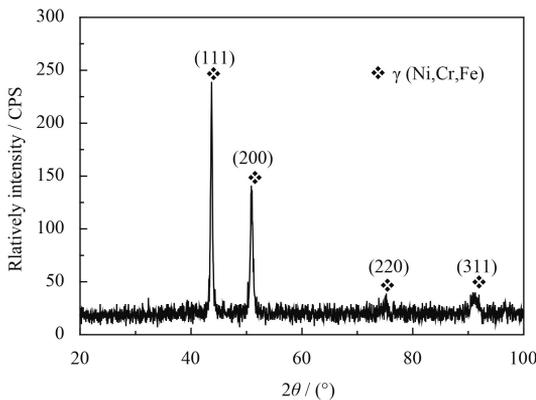
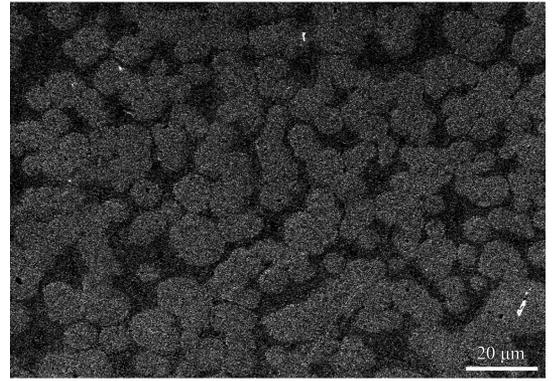


图4 镍基合金堆焊层XRD图谱

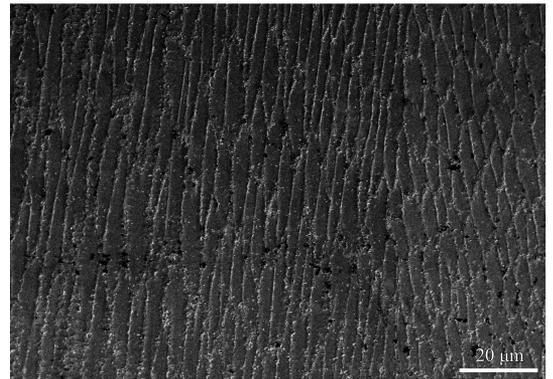
Fig.4 XRD patterns of Ni-based alloy hardfacing layer

图5为堆焊层表面和横截面的显微组织, 可以看出, 堆焊层呈典型的柱状晶, 柱状晶直径约3~5 μm 、长度约15~30 μm , 其形成过程主要与熔池结晶的散热方向性有关。同时显微组织中可见少量等轴非贯穿性的孔洞, 直径约2 μm , 这可能是断弧脉冲堆焊熔池时间短、热输入量较低等原因形成的。

研究发现, 采用传统氩弧焊技术得到的镍基合金接头晶粒的直径约6~20 μm 、长度约65 μm ^[8-9], 而采用断弧脉冲氩弧焊技术得到的镍基合金堆焊层柱状晶直径小于5 μm 、长度小于30 μm , 说明断弧脉冲氩弧焊技术对晶粒的细化作用明显, 这主要是由于堆焊过程中脉冲电弧作用的时间短、两个



(a) Surface



(b) Cross section

图5 镍基合金堆焊层显微组织

Fig.5 Morphologies of Ni-based alloy hardfacing layer

脉冲之间的脉冲间隔时间长, 促使熔池迅速凝固后温度快速下降, 有效提高了堆焊层凝固过程中的过冷度, 促使形核率增大, 抑制晶粒长大, 从而起到了细化晶粒的作用^[10]。

图6为镍基合金堆焊层热影响区形貌, 从下至上依次为基体、热影响区、熔合区和堆焊层, 从图中可以看出, 热影响区的宽度约150 μm , 熔合区的宽度约200 μm 。研究发现, 传统焊接技术热影响区和熔合区的宽度通常在1~9 mm^[11-12], 说明断弧脉冲氩弧焊技术较小的热量输入集中用于熔化焊丝, 且堆焊成型后冷却速度快, 既实现了焊丝与基体的冶金结合, 又减少了热影响区的宽度。

由图中可以看出, 图6中熔合区为堆焊层与基体热影响区之间的过渡区域, 其范围在一定程度上取决于镍基合金焊丝和38CrSi钢基体的化学成分差异, 由表1可知, 二者的化学成分相差较大, 所以熔合区的宽度相对热影响区较大^[13]。同时, 在断弧脉冲氩弧焊周期性脉冲温度梯度的作用下, 堆焊层冷却速度快, 晶粒来不及长大, 避免了粗晶区的形成。

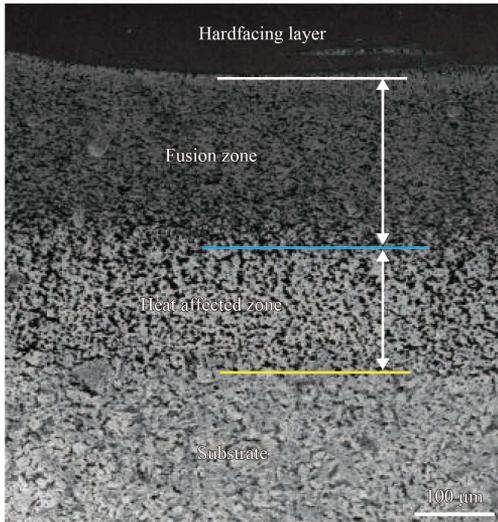


图6 镍基合金堆焊层热影响区形貌

Fig.6 Morphology of the heat affected zone of Ni-based alloy hardfacing layer

2.3 腐蚀磨损性能

图7为ERNiCr-3镍基合金堆焊层和38CrSi钢开路电位(OCP)腐蚀磨损试验的电位-时间曲线, 0~5 min不加磨损载荷, 属于静态腐蚀过程, 5 min后施加15 N磨损载荷, 属于腐蚀磨损过程。

如图7所示, 镍基合金堆焊层由于具有较高Cr和Ni等合金含量, 在空气中放置时与氧发生钝化反应, 表面会自发的形成一层钝化膜, 其刚放入人工海水中时腐蚀电位较高, 约为-0.38 V; 从0~5 min腐蚀电位的变化可以看出, 随着时间的增加, 堆焊层的腐蚀电位由下降至-0.385 V, 说明当试样放入人工海水后, 在空气中形成的钝化膜受海水中Cl⁻离子作用, 导致钝化膜破裂, 腐蚀电位出现下降; 从5~6 min腐蚀电位的变化可以看

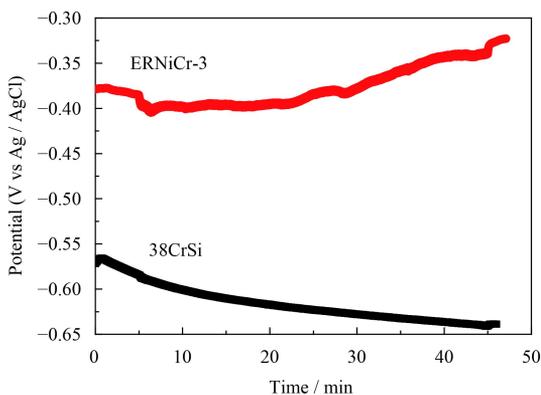


图7 开路腐蚀电位随时间变化

Fig.7 Changes between open circuit corrosion potential with time

出, 堆焊层摩擦开始后钝化膜在机械磨损作用下进一步被破坏, 电位进一步下降至-0.405 V; 从6~30 min腐蚀电位的变化可以看出, 腐蚀电位基本保持不变, 说明钝化膜的破损与再形成达到平衡状态; 30 min以后, 腐蚀电位逐渐上升, 这是由于在摩擦力的作用下, 钝化膜的形成速度大于破损速度; 45 min以后试验结束, 腐蚀电位还有所上升。

从以上腐蚀磨损过程中腐蚀电位的变化可以看出, 镍基合金堆焊层在大气中形成的钝化膜在人工海水的作用下会出现一定的破损; 腐蚀磨损初期会加速钝化膜的破损, 之后钝化膜的破损与再形成处于平衡, 当磨损量达到一定程度后, 随着磨痕面积的增加, 钝化膜的表面积也随之增大, 从而引起了腐蚀电位的进一步上升, 说明堆焊层在海水腐蚀磨损中存在去钝化与自钝化的过程, 镍基合金堆焊层的自钝化可提高其在人工海水中的耐腐蚀磨损性能。

如图7所示, 38CrSi钢放入人工海水中, 腐蚀电位在0~5 min的腐蚀阶段和6~45 min的腐蚀磨损阶段均呈线性下降的趋势, 表明在腐蚀磨损试验的全过程, Cl⁻离子对其在空气中形成的氧化膜进行破坏后, 由于没有新的钝化膜的形成, 腐蚀电位持续下降, 因此, 38CrSi钢在海水中的耐腐蚀磨损性能较差。

2.4 腐蚀磨损交互作用

试验结束后, 轮廓仪测出镍基合金堆焊层和38CrSi钢磨痕处的磨损体积分别为 0.885×10^{-3} 和 $1.272 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$, 说明在海水腐蚀工况条件下腐蚀磨损导致了材料的流失, 这种材料的流失既非单纯的磨损和腐蚀、也不是二者简单的叠加, 其包含着机械的磨损和电化学腐蚀的交互作用, 可加速材料的破坏与损失^[14-15]。

为了研究镍基合金堆焊层在人工海水中腐蚀磨损过程的特点, 测定了其腐蚀磨损分量。材料腐蚀磨损总失重T可分为材料单纯磨损失重 W_0 、单纯腐蚀失重 C_0 和腐蚀磨损交互作用失重S, 也可分为腐蚀磨损条件下的腐蚀分量 C_w 和腐蚀磨损条件下的磨损分量 W_c ^[16]。如公式(1)或(2)所示:

$$T = W_0 + C_0 + S \quad (1)$$

$$T = C_w + W_c \quad (2)$$

交互作用失重 S 又可分为腐蚀促进磨损分量 ΔW_c 和磨损促进腐蚀分量 ΔC_w 。当 ΔW_c 或 ΔC_w 为负值时,说明腐蚀和磨损之间是相互抑制的;当 ΔW_c 或 ΔC_w 为正值时,说明两者之间是相互促进的。

$$S = \Delta C_w + \Delta W_c \quad (3)$$

腐蚀磨损条件下的腐蚀分量 C_w 可分单纯腐蚀失重 C_0 和磨损促进腐蚀分量 ΔC_w ;腐蚀磨损条件下的磨损分量 W_c 可分为单纯磨损失重 W_0 和腐蚀促进磨损分量 ΔW_c 。

$$C_w = C_0 + \Delta C_w \quad (4)$$

$$W_c = W_0 + \Delta W_c \quad (5)$$

腐蚀磨损各分量的测试方法如下:腐蚀磨损总失重 T 由轮廓仪测出划痕处的磨损体积(mm^3),再转化成损失速率($\text{mm}\cdot\text{a}^{-1}$);单纯磨损失重 W_0 由阴极保护(电位 -1V)下的恒电位磨损试验的损失量得出;单纯腐蚀失重 C_0 由人工海水腐蚀速率,利

于塔菲尔 tafel 外推法结合法拉第定律可求出腐蚀速率值;磨损分量 W_c 由腐蚀磨损条件下,Tafel外推法结合法拉第定律得出。

表2为38CrSi钢基体和镍镍基合金堆焊层腐蚀磨损各分量的数值,由表可得到如下几方面结论。

(1) 材料腐蚀磨损总失重 T

由公式(1)可知,材料腐蚀磨损总失重 T 包含单纯磨损失重 W_0 、单纯腐蚀失重 C_0 和腐蚀磨损交互作用失重 S 这三个因素。从表2中可以看出,在腐蚀磨损的交互作用中,镍基合金堆焊层和38CrSi钢单纯腐蚀失重 C_0 量最小,仅为腐蚀磨损总失重 T 的0.22%和0.016%,与其他两个因素相比可以忽略不计,所以说,材料腐蚀磨损总失重 T 主要是由单纯磨损失重 W_0 和腐蚀磨损交互作用失重 S 引起的;同时镍基合金堆焊层腐蚀失重 C_0 占腐蚀磨损总失重 T 的比例显著小于38CrSi钢,说明其在人工海水中的耐蚀性明显优于38CrSi钢。

表2 腐蚀磨损各分量数值

Table 2 Numerical of tribocorrosion components tests

Components	Material loss rate, mm/a										
	T	W_0	C_0	S	W_c	C_w	ΔC_w	ΔW_c	C_0/T	$\Delta C_w/S$	$\Delta W_c/W_c$
38CrSi	53.203	26.350	0.116	26.737	52.968	0.235	0.119	26.618	0.22%	0.45%	50.25%
Ni-based alloy	37.016	24.092	0.006	12.918	36.995	0.021	0.015	12.903	0.016%	0.12%	34.88%

(2) 腐蚀磨损交互作用失重 S

由公式(3)可知,腐蚀磨损交互作用失重 S 包含磨损促进腐蚀量 ΔC_w 和腐蚀促进磨损量 ΔW_c 两个因素,从表2中可以看出,在腐蚀磨损的交互作用中,镍基合金堆焊层和38CrSi钢磨损促进腐蚀量 ΔC_w 很少,仅为腐蚀磨损交互作用失重 S 的0.45%和0.12%,与腐蚀促进磨损量 ΔW_c 相比可以忽略不计,所以说腐蚀磨损交互作用失重 S 主要是由腐蚀促进磨损量 ΔW_c 引起的;同时,镍基合金堆焊层磨损促进腐蚀量 ΔC_w 占磨损交互作用失重 S 的比例小于38CrSi钢,说明其磨损对材料耐腐蚀性的影响较小。

(3) 腐蚀与磨损之间的相互促进作用

由公式(5)可知,腐蚀磨损条件下的磨损分量 W_c 包含单纯磨损失重 W_0 和腐蚀促进磨损量 ΔW_c 两个因素。由表2中可以看出,镍基合金堆焊层和38CrSi钢腐蚀促进磨损量 ΔW_c 占腐蚀磨损试验中磨损分量 W_c 的比值分别为50.25%和34.88%,说明腐

蚀对磨损的加速作用明显;同样,对于单纯腐蚀失重 C_0 与腐蚀磨损条件下的腐蚀分量 C_w ,从表2中可以看出,所有材料的腐蚀磨损条件下的腐蚀分量 C_w 均明显高于单纯腐蚀失重 C_0 ,说明磨损对腐蚀也有加速作用。

(4) 镍铬铁合金堆焊层和38CrSi钢基体腐蚀磨损性能评价

从表2中可以看出,镍基合金堆焊层各腐蚀分量均明显低于38CrSi钢,同时,通过腐蚀磨损分量中 (C_0/T) 和 $(\Delta C_w/S)$ 的比值对比可知,镍基合金堆焊层的耐蚀性要优于38CrSi钢。结合文中腐蚀磨损性能分析,其原因主要是镍基合金堆焊层钝化膜破损后具有自修复能力,显著提高了其耐磨损腐蚀性能。

2.5 腐蚀磨损产物

为进一步分析镍基合金堆焊层腐蚀磨损失效机理,对其腐蚀磨损后的表面形貌及成分进行了分析,结果如图8所示。

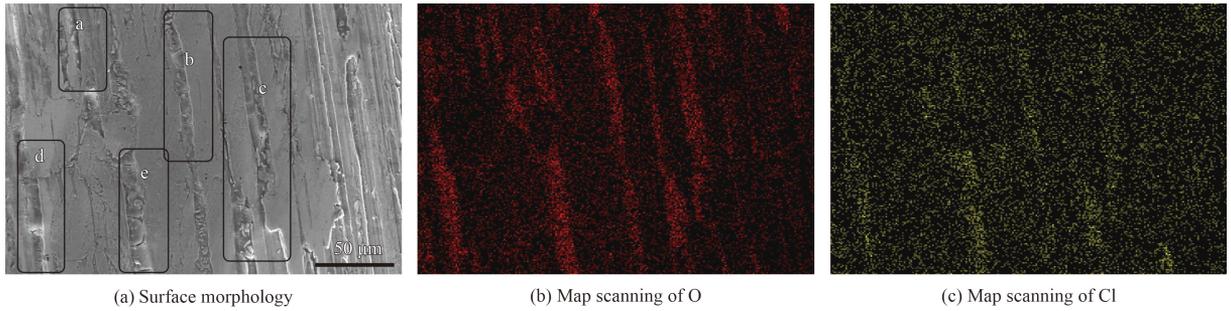


图8 镍基合金堆焊层腐蚀磨损试验后表面形貌及能谱

Fig.8 SEM and EDS of Ni-based alloy hardfacing layer after corrosion wear

从图8(a)腐蚀磨损部位表面形貌可以看出,在腐蚀磨损的磨痕区域,除了划痕沟槽外,还清晰可见垂直于基体表层的脆性断裂裂纹(图中方框区域),说明在摩擦剪切力的作用下,存在堆焊层材料的脆性裂纹的萌生与扩展;图8(b)和8(c)分别为与图8(a)相对应的O和Cl元素的面分布,对比可知,在图8(a)明显的脆性断裂裂纹处(图中方框区域),均有O元素的存在,说明腐蚀产生的 Fe_2O_3 疏松产物加速了表层材料的剥离;同时,也均有Cl元素的存在,说明Cl⁻离子引起的氯脆会导致堆焊层表面脆性剥落。因此,堆焊层腐蚀磨损是 Fe_2O_3 疏松产物的磨损剥离,以及氯脆导致堆焊层表面脆性剥落共同作用的结果。

腐蚀磨损过程中,在摩擦剪切力作用下,会导致镍基合金堆焊层表层钝化膜破损,发生化学或电化学反应,产生 Fe_2O_3 疏松腐蚀产物,增加堆焊层表层的面粗糙度,降低堆焊层表层疲劳强度,在摩擦剪切力的作用下出现微裂纹,从而Cl⁻离子会进入微裂纹内部,随着微裂纹的萌生,Cl⁻离子会逐步富集;Cl⁻离子的富集后,会加速裂纹尖端处钝化膜的破损,露出新鲜的活性金属表面从而形成腐蚀原电池的阳极,与钝化膜未破损处的阴极发生电化学反应,促进阳极的溶解并降低其疲劳强度,在摩擦剪切力的作用下,宏观上表现为裂纹尖端处向基体纵深扩展并可能产生新的裂纹,微观上表现为大量晶粒的脱落^[16]。

此过程宏观上多发生在焊道的融合处或堆焊层与基体的结合部位,微观上多发生在不同相之间的界面上,因为这些位置组织不均匀,位错密度高,在裂纹萌生时会发生晶格畸变,易产生应力集中,从而加速腐蚀与裂纹的扩展^[10]。

所以说,微裂纹与电化学反应的反复交互促进作用所产生的氯脆现象,加速了镍基合金堆焊

层腐蚀磨损裂纹的萌生与扩展,导致腐蚀磨损处表层材料的剥离。

3 结论

(1) 基于“一脉一弧”新型电弧控制特性的断弧脉冲氩弧焊技术,能够通过堆焊过程中能量输入的精确控制、以及周期性脉冲梯度温度的变化,实现了较小热影响区的冶金结合。

(2) 镍基合金堆焊层呈细小的柱状晶奥氏体组织,柱状晶直径约3-5 μm、长度约15~30 μm,晶粒细化明显;热影响区的宽度约150 μm,熔合区宽度约200 μm。

(3) 钝化膜耐海水中Cl⁻离子的能力及钝化膜破损后的自修复能力是影响合金耐腐蚀磨损性能的重要因素,镍基合金堆焊层由于形成的钝化膜稳定,且具有较强的自修复能力,使其具有优异的耐腐蚀磨损性能。

(4) 镍基合金堆焊层腐蚀与磨损之间均具有相互促进作用,磨损促进腐蚀量为腐蚀磨损交互作用失重的0.12%,说明磨损对腐蚀的促进作用很小,腐蚀促进磨损量占磨损分量 W_c 的34.88%,说明腐蚀对磨损的促进作用较大。

(5) 镍基合金堆焊层腐蚀磨损产物分析表明,在表层金属脆性剥离区域,含有明显的Cl元素和O元素,说明氯脆是导致堆焊层腐蚀磨损的重要原因之一。

参考文献

- [1] 徐辉丽,陈希章,徐桂芳,等.焊接快速成形技术的发展现状[J].材料导报A,2015,29(6):114-118.
XU H L, CHEN X Z, XU G F, et al. Development of welding-based rapid prototyping technology[J]. Materials Review A, 2015, 29(6): 114-118 (in Chinese).

- [2] STOTF F H, BREAKELL J E. The influence of corrosion on the wear of cast iron in sulfuric acid solution[J]. *Wear*, 1989, 135(1): 119-134.
- [3] 杨院生, 曲敬信, 邵荷生. 两种金属材料腐蚀磨损的交互作用[J]. *摩擦学学报*, 1996, 16(1): 47-53.
YANG Y S, QU J X, SHAO H S. The interaction of corrosive wear of two metallic materials[J]. *Tribology*, 1996, 16(1): 47-53 (in Chinese).
- [4] IWABUCHI A, SONODA T, YASHIRO H. Application of potential pulse method to the corrosion behavior of the fresh surface formed by scratching and sliding in corrosive wear [J]. *Wear*, 1999, 225-229(98): 181-189.
- [5] IWABUCHI A, LEE J W, UCHIDATE M. Synergistic effect of fretting wear and sliding wear of Co-alloy and Ti-alloy in Hanks' solution[J]. *Wear*, 2007, 263(1-6): 492-500.
- [6] 郭亮, 丁厚福, 杜晓东, 等. 低碳高合金钢和高锰钢冲击腐蚀磨损特性研究[J]. *兵器材料科学与工程*, 2005, 28(2): 12-15.
GUO L, DING H F, DU X D, et al. Comparison of corrosive impact abrasion behavior between low carbon high alloy steel and high manganese steel[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2005, 28(2): 12-15 (in Chinese).
- [7] 李先芬, 苏勇, 陈翌庆, 等. 两种钢冲击腐蚀磨损性能的实验研究[J]. *兵器材料科学与工程*, 2003, 26(3): 18-20.
LI X F, SU Y, CHEN Y Q, et al. Investigation on impact-corrosion-wear property of two kind of steels[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2003, 26(3): 18-20 (in Chinese).
- [8] 赵霞, 查向东, 刘扬, 等. 一种新型镍基耐蚀合金与625合金异种金属焊接接头的组织和力学性能[J]. *金属学报*, 2015, 51(2): 249-256.
ZHAO X, CHA X D, LIU Y, et al. Microstructure and mechanical properties of a new corrosion-resisting nickel-based alloy and 625 alloy dissimilar metal welding joint[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 249-256 (in Chinese).
- [9] 李新和, 严岳胜, 刘燕平, 等. 镍基合金薄板焊缝组织与性能[J]. *塑性工程学报*, 2011, 18(6): 91-96.
LI X H, YAN Y S, LIU Y P, et al. Study on microstructure and properties of welded joint of extra thin Ni-based alloy plate[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2011, 18(6): 91-96 (in Chinese).
- [10] 高聿为, 邱平善, 崔占全, 等. 机械工程材料教程[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学出版社, 2013.
GAO Y W, QIU P S, CUI Z Q, et al. *Mechanical engineering materials*[M]. Harbin: Harbin Engineering University Press, 2013 (in Chinese).
- [11] 蒋庆梅, 陈礼清, 许云波, 等. 低碳高强贝氏体钢焊接粗晶热影响区的组织和性能[J]. *中国科技论文在线*, 2011, 6(8): 596-601.
JIANG Q M, CHEN L Q, XU Y B, et al. Microstructures and mechanical properties of coarse-grained heat-affected zone in a low-carbon high strength bainitic steel[J]. *Sciencepaper Online*, 2011, 6(8): 596-601 (in Chinese).
- [12] 匡艳军, 黄腾飞, 邱振生, 等. 核电厂用低合金钢表面耐蚀层堆焊方法组合对热影响区组织的影响[J]. *焊接*, 2014 (9): 68-72.
KUANG Y J, HUANG T F, QIU Z S, et al. Effects of combination of hardfacing methods on HAZ microstructures of low alloyed steel of nuclear power plant[J]. *Welding & Joining*, 2014 (9): 68-72 (in Chinese).
- [13] 李亚江. 焊接冶金原理[M]. 北京: 化学工业出版社, 2014.
LI Y J. *Principles of welding metallurgy*[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2014(in Chinese).
- [14] LU X C, LI S Z, JIANG X X. Effects of phase in stainless steels on corrosive wear behavior in sulfuric acid [J]. *Wear*, 2001, 251: 1234-1238.
- [15] CHENJE T W, SIMBI D J, NAVARA E. Wear performance and cost effectiveness: a criterion for the selection of grinding media for wet milling in mineral processing operations [J]. *Minerals Engineering*, 2003, 16(2): 1387-1390.
- [16] 姜晓霞. 金属的腐蚀磨损[M]. 北京: 化学工业出版社, 2002.
JIANG X X. *Corrosion ware of metals*[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2002(in Chinese).

(责任编辑: 陈茜)