

中性盐雾腐蚀对等离子喷涂 NiCr-Cr₃C₂ 涂层 摩擦磨损性能的影响

白 杨^{1,2}, 邢路阔¹, 李相波¹, 李 焰²

(1. 海洋腐蚀与防护重点实验室, 中船重工七二五所, 山东 青岛 266101)

(2. 中国石油大学(华东), 山东 青岛 266580)

摘 要: 利用超音速等离子喷涂 (SPS) 技术制备了陶瓷相增强的 NiCr-Cr₃C₂ 涂层, 采用线接触往复滑动方式进行摩擦磨损实验, 测定了 NiCr-Cr₃C₂ 涂层/Q235 碳钢摩擦副在盐雾腐蚀前后涂层的摩擦系数和磨损量, 此外, 还采用 SEM、EDS 等技术观察分析了涂层表面的形貌和微区元素分布, 探讨了盐雾腐蚀环境对涂层摩擦磨损性能的影响。结果表明: NiCr-Cr₃C₂ 涂层的磨损机制主要为磨粒磨损和氧化磨损, 而盐雾腐蚀后的磨损机制为粘着磨损、磨粒磨损和腐蚀磨损。盐雾腐蚀后涂层的摩擦系数比盐雾腐蚀前的摩擦系数降低了 1/5; 不过, 盐雾腐蚀后涂层的磨损失重量是盐雾腐蚀前磨损失重量的 5 倍左右, 说明盐雾腐蚀环境加速了其摩擦学性能的恶化, 涂层的耐蚀性有待进一步提高。

关键词: 盐雾腐蚀; SPS; 镍铬基; 摩擦磨损

中图分类号: TG174.442

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)05-1404-07

随着我国海洋事业向深远海域的迅猛发展, 海洋石油钻机、钻采平台等构筑物和装备的工作条件越来越苛刻。它们不仅受到海水和盐雾的电化学腐蚀, 而且还经常遭受因人员活动和机械作业引起的踩踏摩擦和碾压磨损, 由此造成的摩擦副失效问题非常突出, 严重的甚至会引发灾难性事故^[1,2]。在提高材料表面耐磨损及耐腐蚀性能的众多手段中, 表面处理技术是延长海洋油气装备使用寿命的重要措施之一^[2]。防滑涂层作为一种高摩擦性能新材料, 对于延缓和控制表面的腐蚀和磨损发挥了重要的作用。

目前, 常用的金属基防滑涂层主要是通过热喷涂、激光熔覆、堆焊等技术在材料和构件表面制备金属或陶瓷涂层。其中, 超音速等离子喷涂技术 (SPS) 由于不受空间限制、工艺稳定、效率高、成本低^[3], 不仅能制备出高质量的金属及合金涂层, 而且能制备出高性能的金属陶瓷复合涂层, 因而具有良好的工程应用前景^[4]; 而 NiCr-Cr₃C₂ 金属陶瓷涂层则以其优越的耐滑动磨损、耐高温氧化等性能^[5,6], 已被越来越广泛地应用于各类船舶和海洋平台。

但是, 对于金属陶瓷涂层而言, 研究人员通常更多地关注它的耐摩擦磨损性能, 较少考虑海洋腐蚀环境对涂层耐摩擦性能产生的影响^[7-9]。实际上, 对于金

属陶瓷涂层在海洋腐蚀环境中摩擦磨损过程的管控, 将直接关系到装备的长周期安全运行及人员的生命财产安全, 意义非常重大^[10]。因此, 本实验对比研究 SPS 工艺制备的 NiCr-Cr₃C₂ 涂层在中性盐雾腐蚀前后的摩擦磨损性能, 并初步探讨涂层的磨损失效机制。

1 实 验

1.1 涂层材料与制备工艺

试验用的基体材料为 Q235 碳素钢, 试样尺寸为 100 mm×50 mm×3.5 mm。喷涂原料为团聚烧结工艺制备的 NiCr-Cr₃C₂ 粉末 (先导等离子粉末有限公司提供), 形态呈球形, 粒径为 44~90 μm, 其中碳化铬颗粒粒径在 5 μm 左右。

采用 HEPJet 型超音速等离子喷涂系统制备了 NiCr-Cr₃C₂ 涂层, 基体试样在喷涂前进行丙酮超声清洗、喷砂粗化处理。超音速等离子喷涂优化工艺参数为: 工作电压 380 V, 工作电流 140 A, 主气流量 4.4 m³/h, 送粉率 65 g/min, 走枪速度 60 mm/s, 喷涂距离 115 mm。

1.2 涂层组织及机械性能测试

按照国家标准 GB/T 4340.1-1999 进行 NiCr-Cr₃C₂ 涂层表面硬度的测定。采用 HVS-1000 数字式显微硬度计, 加载砝码 300 g, 加载时间 15 s, 显微硬度值取

收稿日期: 2016-05-20

基金项目: 国家高技术研究发展计划 (“863” 计划) (2012AA09A203); 中央高校基本科研业务费专项资金资助 (15CX06061A)

作者简介: 白 杨, 女, 1990 年生, 博士生, 中国石油大学 (华东) 机电工程学院, 山东 青岛 266580, E-mail: 920226629@qq.com

5 次测量的平均值。

按照国家标准 GB/T 1031-2009 进行涂层表面粗糙度的测定。采用 HIROX KH-8700 三维视频显微镜进行观测, 粗糙度取 5 次测量的平均值。

采用灰度法近似测量涂层的孔隙率^[11]。将横截面抛光好的涂层样品, 用乙醇冲洗干净并用吹风机吹干, 在扫描电镜下观察并拍摄涂层的孔隙情况, 然后利用 Photoshop 软件进行涂层孔隙率的分析计算^[12]。

采用 Philips XL-30 扫描电镜观察涂层的原始形貌以及磨损和腐蚀后的表面及截面形貌, Oxford X-MAX 电制冷能谱仪进行涂层选定区域的成分分析。

采用 D8 Advance X 射线衍射仪分别对喷涂粉末和涂层进行物相分析, 辐射波长为 $\lambda_{Cu}=0.154\ 06\ \text{nm}$, 扫描角度范围为 $5^\circ\sim 90^\circ$, 扫描采样步长为 $0.02^\circ/\text{s}$, 扫描速度为 $3.8636^\circ/\text{min}$ 。

参照 GB/T 228-2002 进行涂层结合强度的测试。试验设备为 CMT 5305 恒载荷预裂纹应力腐蚀试验机, 圆形拉伸试样尺寸为: $\Phi 25\ \text{mm}\times 3\ \text{mm}$, 采用的粘胶剂是 E-7 胶, 经 $100\ ^\circ\text{C}$ 固化 3 h, 结合强度取 3 个平行试样的算术平均值。

1.3 涂层摩擦磨损性能测试

参考美军标 MIL-PRF- 24667C^[13] 中有机防滑涂层摩擦磨损试验方法, 利用 CETR UMT-3 型多功能摩擦磨损试验机, 自行设计了相应的测试夹具进行往复摩擦磨损实验。考虑到本试验中使用的 NiCr-Cr₃C₂ 涂层硬度要比 MIL-PRF- 24667C 中的树脂基防滑涂层硬度高, 在文献调研和预实验的基础上, 最后确定选用 $40\ \text{mm}\times 10\ \text{mm}\times 4\ \text{mm}$ 的氯丁橡胶条与试件表面相对运动引起的摩擦进行摩擦系数测试, 加载力为 15 N, 相对运动速度为 5 mm/s, 往返行程为 70 mm; 使用 $\Phi 3\ \text{mm}\times 60\ \text{mm}$ 的弹簧钢圆棒和试件表面间相对运动引起的质量损失进行磨损测试, 加载力为 45 N, 相对运动速度为 2 mm/s, 往返行程为 70 mm。在测试前以及磨损 50, 200, 350, 500 和 650 次后, 采用 JA5003 型电子分析天平测量试样质量, 感量为 0.0001g。

参照国家标准 GB/T 10125-1997 进行中性盐雾实验, 用于模拟海洋大气腐蚀。试验设备为 JK-FH90 盐雾试验机, 实验溶液为 3.5% 的 NaCl 溶液, 盐雾箱的工作温度为 $(35\pm 2)\ ^\circ\text{C}$, pH 值调整在 6.5~7.2, 采用连续喷雾方式工作, 试验总时间为 168 h。实验结束后, 试样在无水乙醇中进行超声波清洗并烘干, 随后进行摩擦磨损性能测试, 方法和过程同上。

2 结果和分析

2.1 涂层的显微组织及组成

图 1 是 NiCr-Cr₃C₂ 涂层表面喷涂态和截面抛光态的微观形貌。由图 1a 可以看出, 涂层表面较为平整, 由大量扁平粒子堆积而成, 其中绝大多数粉末颗粒已充分摊平, 只有少量的小粒径球形颗粒, 这是由于在喷涂过程中高熔点的碳化物颗粒无法完全熔化造成的^[14]。由图 1b 可以看出, 涂层的厚度约为 250 μm , 呈典型的热喷涂层状结构, 涂层组织较为致密, 图中浅色区 A 为 NiCr 粘结相 (多呈扁平层状), 深色区 B 为碳化物硬质相 (呈多角形), 且两相交错分布。除此之外, 涂层中还有少量氧化相 (黑色区 C) 的存在。

图 2 是 NiCr-Cr₃C₂ 粉末及涂层的 X 射线衍射图谱。可以看出, NiCr-Cr₃C₂ 涂层和粉末物相成分相似。都主要由粘结相 NiCr, 碳化物硬质相 Cr₃C₂、Cr₇C₃、Cr₂₃C₆ 以及氧化相 CrO₃ 组成。并且, 与粉末试样相比, 涂层试样在衍射角 $2\theta=50^\circ$ 附近的衍射峰出现宽化现象, 表明涂层存在一定非晶相, 这主要是由于沉积过程中, 碳化物大量溶解于 NiCr 固溶体中产生的^[15]。而涂层中碳化物硬质相 Cr₇C₃、Cr₂₃C₆、Cr₃C₂ 的存在可以有效地提高涂层的耐磨损性能^[16]。

2.2 涂层的机械性能

涂层硬度在一定程度上反映了涂层的耐磨性和抗冲蚀性, 它是涂层非常重要的力学性能指标。表 1 为 NiCr-Cr₃C₂ 涂层和 Q235 碳钢基体的显微硬度测量结果。其中, 涂层和基体的平均硬度分别为 7704 和 1419 MPa, 涂层硬度比基体硬度高 5 倍多。

涂层表面粗糙度是反映涂层表面微观几何形状的

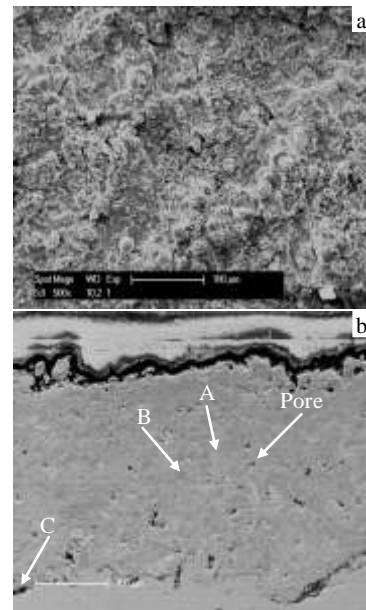


图 1 NiCr-Cr₃C₂ 涂层的表面和截面 SEM 形貌

Fig.1 Surface (a) and section (b) SEM morphologies of NiCr-Cr₃C₂ coatings

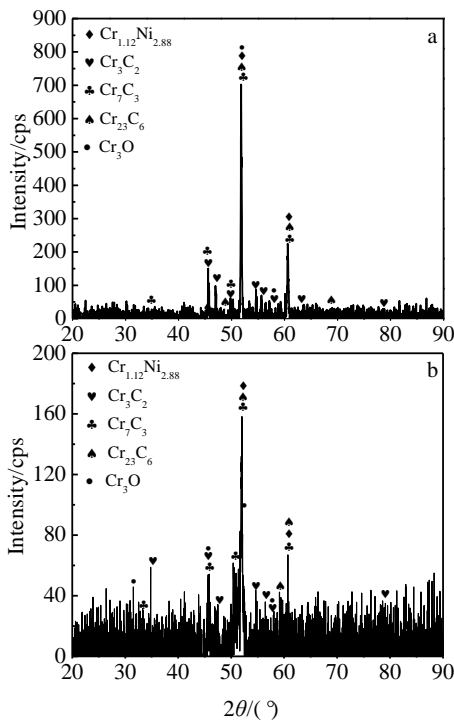


图 2 NiCr-Cr₃C₂ 粉末和涂层的 X 射线衍射图谱

Fig.2 XRD patterns of NiCr-Cr₃C₂ powder (a) and coating (b)

重要指标之一，在很大程度上影响着涂层的耐磨性。如表 2 所示，涂层表面粗糙度的平均值为 3.79 μm。

孔隙率表征涂层的致密度，对涂层的耐腐蚀性和耐磨性影响较大。如表 2 所示，采用灰度法测得的 NiCr-Cr₃C₂ 涂层孔隙率平均值为 2.71%，涂层内部没有出现某处孔隙较多的情况，这一点也可以从图 2b 得到验证。

涂层的结合强度反映了涂层间的结合情况或涂层与基体之间的附着力。由表 2 可知，涂层的结合强度平均为 29.26 MPa，并且测量过程中试样断裂均发生在涂层与基体结合处，这进一步说明涂层内部较为致

表 1 涂层和 Q235 钢的显微硬度值

Table 1 Microhardness of spraying coating and Q235 steel (MPa)

Material	Test values					Mean
Q235 steel	1367	1358	1485	1481	1405	1419
NiCr-Cr ₃ C ₂	7831	8080	6457	8064	8087	7704

表 2 涂层的粗糙度、孔隙率和结合强度

Table 2 Roughness, porosity and bonding strength of spraying coating

Material	Test values					Mean
Roughness/μm	3.90	3.84	3.68	3.73	3.79	3.79
Porosity/%	2.95	2.74	2.54	3.01	2.31	2.71
Bonding strength/MPa	31.65	31.86	24.28	-	-	29.26

密，具有较高的内聚强度和力学性能^[17]。

2.3 涂层摩擦磨损性能

2.3.1 盐雾腐蚀前摩擦磨损性能

图 3 所示为经过不同磨损次数后 NiCr-Cr₃C₂ 涂层摩擦系数随着时间变化的关系曲线。可以看出，涂层与 Q235 碳钢棒对摩时的摩擦过程可划分为磨合、过渡以及磨损稳定 3 个阶段^[18]：第 1 阶段为起始阶段（0~0.4 s），表现为涂层的摩擦系数在起始阶段随着滑动时间的延长而迅速上升，属于磨合阶段^[19,20]；第 2 阶段为过渡阶段（0.4~2 s），涂层的摩擦系数随着滑动时间的延长呈先急剧降低后缓慢上升的趋势；之后在较长时间内摩擦系数趋于平稳，基本保持不变，属于稳定磨损阶段（2~12 s）。

与此同时，随着磨损次数的增加，涂层的摩擦系数呈先下降后回升的变化趋势，且基本稳定在 1.0 左右，超过了美军标 MIL-PRF-24667C 对防滑涂层磨损前后摩擦系数的要求（磨损前摩擦系数 COF ≥ 0.95，磨损后摩擦系数 COF ≥ 0.90），说明该涂层的耐磨损性能优异。

2.3.2 盐雾腐蚀后摩擦磨损性能

经历 168 h 的中性盐雾实验后，涂层试样的摩擦系数曲线如图 4 所示。涂层的摩擦过程在测试开始和邻近结束时也分别出现了起始阶段（0~0.4 s）、过渡阶段（0.4~2 s）和磨损稳定阶段（10~12 s），但值得注意的是，在 2~10 s 还存在着多个二次磨合和过渡阶段，摩擦系数呈现出先迅速上升、然后较快降低而后再缓慢上升的趋势。测试结束时，试样的摩擦系数大致稳定在 0.75~0.85，距离美军标 MIL-PRF-24667C 对防滑涂层磨损前后对摩擦系数的要求尚有一定差距，说明在中性盐雾腐蚀条件下的耐磨损性能需进一步提高。

与图 3 不同，随着磨损次数的增加，图 4 中经中性盐雾实验后涂层的摩擦系数呈上升趋势，不过磨损超过 350 次以后变化不大，测试结束时（磨损 650 次）

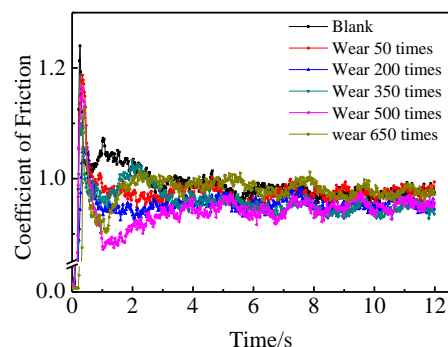


图 3 NiCr-Cr₃C₂ 涂层的摩擦系数变化曲线

Fig.3 Friction coefficient of NiCr-Cr₃C₂ coatings

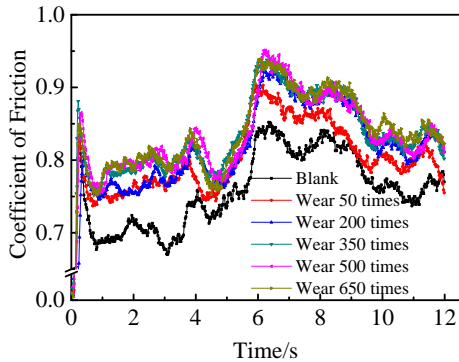


图 4 盐雾腐蚀后涂层的摩擦系数变化曲线

Fig.4 Friction coefficient of coatings after salt spray

的摩擦系数总体要比未磨损前的摩擦系数增加了 10%。

3 讨论

3.1 涂层的磨损机制

在磨损的初始阶段，在切向应力和法向压力的共同作用下，涂层和对磨件表面的局部微凸起部分发生相对运动，并伴有微量的弹性和塑性变形，且随着磨损时间的增加，在法向压力作用下，磨屑刺入涂层材料表面，在切向应力作用下，磨屑一边向前推挤涂层材料表面，一边对涂层表面进行切削，由于涂层硬度较高，磨屑在涂层表面发生轻微的划痕和少量较浅的犁沟变形现象，如图 5 所示。随着磨损时间的进一步延长，涂层表面附

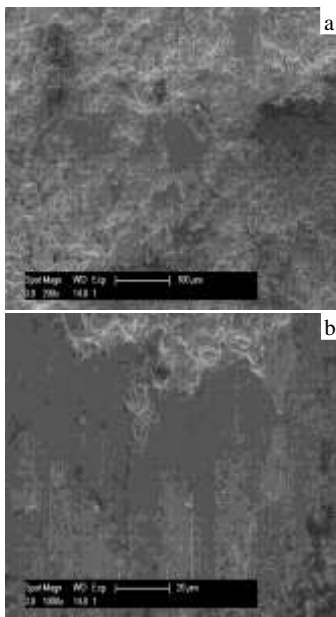


图 5 NiCr-Cr₃C₂ 涂层磨损表面的低倍和高倍 SEM 形貌

Fig.5 Low magnification (a) and high magnification (b) SEM

morphologies of NiCr-Cr₃C₂ coatings worn surface after dry sliding

着的磨屑相对减少，这时涂层与对磨件接触面发生相对磨削，磨损过程变得平稳，因此，涂层表面的磨痕形貌变得较为光滑。

NiCr-Cr₃C₂ 涂层与对磨件的干摩擦磨损过程可采用图 6^[21]所示的 3 个阶段来表达。(1) 初期磨损阶段：Q235 钢棒和防滑涂层表面之间产生了少量的磨屑，磨屑主要以层状方式粘附在 Q235 钢棒表面。(2) 面层的形成阶段：磨屑在 Q235 钢棒表面逐渐团聚成一个稳定的面层，而过程中产生的摩擦热导致了面层和其它表面的氧化。面层内部会滋生裂纹，形成的碎片要么重新附着在表面，要么被转移至远离接触面，这将引起磨粒磨损。(3) 稳态磨损阶段：面层和薄膜已在 Q235 对磨件表面生成，摩擦系数和磨损失重量较低，并保持稳定不变，发生了典型的氧化和薄层磨损。因此，NiCr-Cr₃C₂ 涂层的干摩擦磨损机制主要是磨损初期的磨粒磨损和磨损平稳阶段的氧化磨损。

3.2 盐雾腐蚀后涂层的磨损机制

图 7a 所示为盐雾腐蚀前后试样的平均摩擦系数随磨损次数变化的关系曲线。可以看出，盐雾腐蚀前涂层的摩擦系数随磨损次数呈先逐渐减小、而后逐渐增大的趋势。由于未磨损涂层表面比较粗糙，此时涂层的平均摩擦系数最大，在 1.0 左右；随着磨损次数的增加，表面渐渐变得光滑，摩擦阻力及摩擦系数均减小，磨损 350 次后，涂层平均摩擦系数最低，约为 0.95；随着磨损次数的进一步增加，摩擦副接触的面积增大，摩擦阻力增加，摩擦系数增大。历经 168 h 的中性盐雾腐蚀后，涂层的平均摩擦系数在 0.8 上下变化，比盐雾腐蚀前涂层的摩擦系数降低了 1/5 左右。并且，随着磨损次数的增加，涂层的平均摩擦系数先是从最小值 0.75 开始以较快速度逐步增大，在达到最大值 0.82 后，其变化规律与盐雾腐蚀之前相同，即先逐渐减小而后逐渐增大，但变化

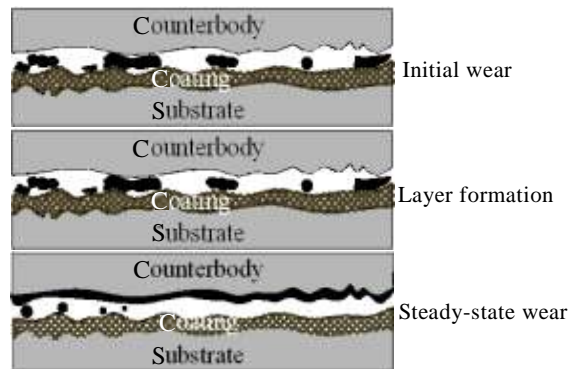


图 6 NiCr-Cr₃C₂ 涂层的干摩擦磨损过程示意图

Fig.6 Schematic diagram of the wear mechanism of NiCr-Cr₃C₂ coating after dry sliding^[21]

幅度稍小。作者认为,在磨损的初期,由于试样表面附着或滞留的腐蚀产物起到了类似润滑相的作用,使得涂层的平均摩擦系数相对较低;而随着磨损次数的增加和腐蚀产物的不断流失,试样表面粗糙度增大,摩擦阻力也增加,从而造成摩擦系数的提高,这与图 4 中出现多个二次磨合和过渡阶段的现象也是吻合的;随着大部分腐蚀产物的流失,涂层的磨损行为变得更加接近于盐雾腐蚀之前。

图 7b 所示为不同磨损次数下盐雾腐蚀前后试样的磨损累积失质量曲线。可以看出,两者的磨损累积失质量皆随磨损次数的增加而增大,且变化斜率基本一致。对于盐雾腐蚀前的试样,磨损 650 次后的涂层累积失质量很低,仅为 0.020 g,比同等磨损测试条件下测得的超音速等离子喷涂 NiCr 涂层(0.047 g)和盐雾腐蚀后 NiCr-Cr₃C₂ 涂层的磨损累积失质量分别降低了 60%和 80%,表现出了较好的表面耐磨损性能。而对于盐雾腐蚀后的涂层样品,在磨损 650 次后的累积失质量为 0.103 g,是盐雾腐蚀前的 5 倍左右,不过,由于其累积失质量的增长速度与盐雾腐蚀之前相比没有明显变化,因此,磨损过程对失重的增加影响不大,而失重的主要贡献应归因于盐雾腐蚀,图 7b 中盐雾腐蚀样品较高的数据起点亦可证实此观点。

盐雾腐蚀后涂层的磨损表面及未磨损表面的能谱

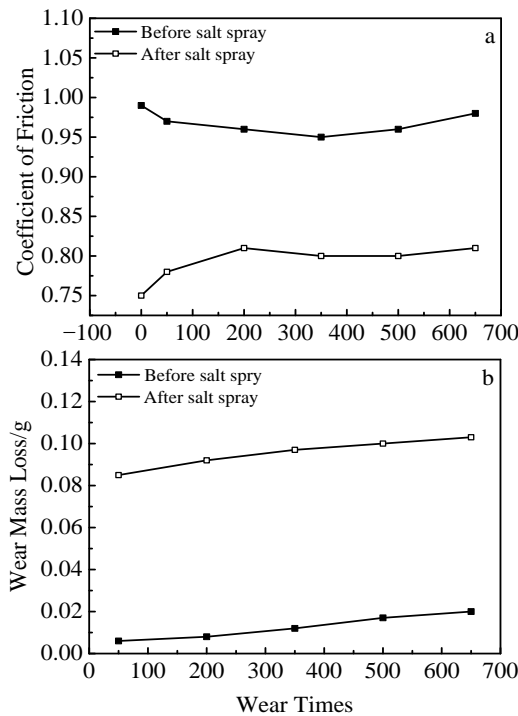


图 7 NiCr-Cr₃C₂ 涂层摩擦系数和磨损失重量随磨损次数变化情况

Fig.7 Curves of friction coefficient (a) and wear loss mass (b) of NiCr-Cr₃C₂ coatings vs wear times

分析结果如表 3 所示。可以发现,磨损后表面 C、Cr、Ni 含量明显比磨损前减少,这将导致涂层的磨损表面强度和硬度降低,进而导致涂层摩擦系数和磨损性能的下降,这与图 7 的结果是一致的。此外,盐雾腐蚀后涂层的结合强度下降至 9.33 MPa,仅为盐雾腐蚀前的 1/3,这也可能导致涂层耐磨性的降低^[22]。

盐雾腐蚀后涂层的磨损表面形貌如图 8 所示。与盐雾腐蚀前相比,涂层表面比较疏松、粗糙,孔隙较多,从而降低了涂层的表面硬度和与基底的结合强度,并且形成的腐蚀产物也易于磨损而加速材料流失。在磨损初始阶段,对磨件与腐蚀产物较多区域发生相对运动,接触表面存在裂痕和块状剥落,摩擦副表面也存有腐蚀粘着物,材料流失较为严重。随着磨损次数的增加,以及表面腐蚀产物的不断去除,未完全腐蚀的涂层表面裸露出来,碳钢棒与涂层产生相对的磨削作用,使磨损到的局部接触部位磨损形貌相对光滑,磨损量随磨损次数呈线性增长。

表 3 盐雾腐蚀后涂层的磨损表面及未磨损表面能谱分析
Table 3 EDS analysis of worn surface and non-worn surface of coatings after salt spray (wt%)

Elements	C	O	Cr	Fe	Ni	Total
Non-worn	1.36	18.20	38.76	18.18	23.50	100
Worn	1.25	26.66	30.26	23.12	18.70	100

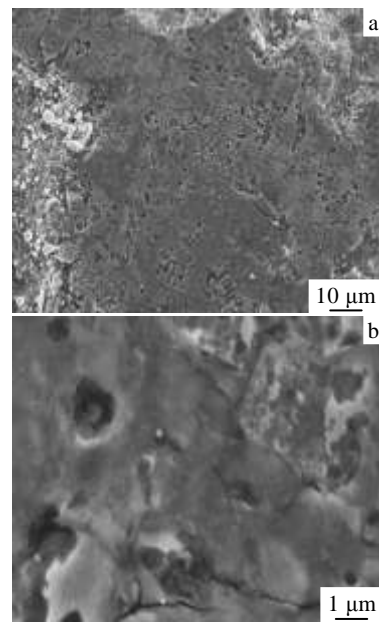


图 8 盐雾腐蚀后 NiCr-Cr₃C₂ 涂层磨损表面的低倍和高倍 SEM 形貌

Fig.8 Low magnification (a) and high magnification (b) worn

surface SEM morphologies of NiCr-Cr₃C₂ coatings after salt spray sliding

基于以上分析可知, 盐雾腐蚀加速了涂层摩擦学性能的恶化。盐雾腐蚀后, 金属基防滑涂层与对磨件的摩擦磨损过程如图 9^[21]所示。(1) 磨合阶段。涂层表面腐蚀产物较多区域与对磨件的少量接触磨损, 腐蚀产物粘着在对磨件表面, 这些腐蚀产物降低了摩擦界面的摩擦系数, 出现了所谓的腐蚀磨损。(2) 粘附层的破坏, 磨痕中粘附有大量的磨屑, 且这些磨屑受挤压变形较严重, 引起了粘着磨损。随着磨损的不断进行, 粘附层发生了断裂, 并产生了较大粒径的磨屑及腐蚀产物剥落块, 进而导致了三体磨粒磨损的发生。磨屑及腐蚀产物剥落块滚进或被卷进对磨件及防滑涂层表面之间, 导致了波动较多的高摩擦系数和高磨损量。因此, 盐雾腐蚀后涂层的磨损机制主要是粘着磨损、磨粒磨损和腐蚀磨损^[23]。

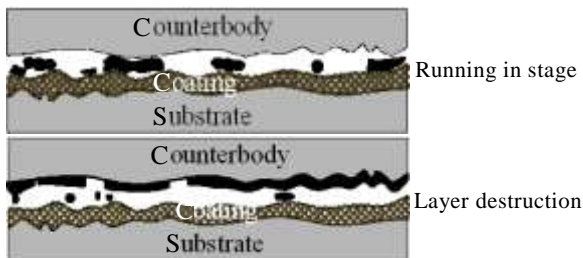


图9 盐雾腐蚀后 NiCr-Cr₃C₂ 涂层的磨损过程示意图

Fig.9 Schematic diagram of the wear mechanism of NiCr-Cr₃C₂ coating after salt spray sliding^[21]

4 结 论

1) 采用超音速等离子喷涂技术制备的 NiCr-Cr₃C₂ 复合涂层, 主要由粘结相 NiCr、碳化物硬质相 Cr₃C₂, Cr₇C₃, Cr₂₃C₆ 和氧化相 CrO₃ 组成, 其显微硬度可达 770.4 MPa, 抗拉强度为 29 MPa, 孔隙率为 2.7%, 表面粗糙度为 3.74 μm, 大大提高了碳钢基体的耐磨损性能。

2) 盐雾腐蚀前超音速等离子喷涂 NiCr-Cr₃C₂ 涂层磨损 650 次后的平均摩擦系数在 0.95 以上, 表现出了良好的摩擦磨损性能; 盐雾腐蚀会导致 NiCr-Cr₃C₂ 涂层摩擦学性能的恶化, 历经 168 h 中性盐雾腐蚀后涂层的摩擦系数降低了 1/5, 而磨损损失重量则是腐蚀之前的 5 倍左右。

3) 盐雾腐蚀前超音速等离子喷涂 NiCr-Cr₃C₂ 涂层的磨损机制主要为初期的磨粒磨损和磨损平稳阶段的氧化磨损; 盐雾腐蚀后 NiCr-Cr₃C₂ 涂层的磨损机制主要为粘着磨损、磨粒磨损和腐蚀磨损。改善涂层的耐蚀性, 将有助于提高涂层在海洋环境下的摩擦磨损性能。

参考文献 References

- [1] Zhu M H, Luo W L, Zhou Z R C. *Materials for Mechanical Engineering*[J], 2003, 27(4): 1
- [2] Xue Chunxia(薛春霞), Zhu Yunlong(朱云龙). *Bulletin of the Ceramic Society(硅酸盐通报)*[J], 2012, 31(4): 884
- [3] Xie Zhaoqian(谢兆钱), Wang Haijun(王海军), Guo Yongming(郭永明) *et al. Material & Heat Treatment(材料热处理技术)* [J], 2011, 40(14): 110
- [4] Le Youshu(乐有树), Liu Min(刘敏), Li Jianxiong(李建熊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2010, 39(S1): 448
- [5] Xie Zhaoqian, Wang Haijun, Fei Lu *et al. Procedia Earth and Planetary Science*[J], 2011(2): 122
- [6] Li Lixin(李立鑫), Liu Xuequan(柳学全), Ding Cunguang(丁存光) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2014, 24(2): 424
- [7] Zhou K S, Deng C M, Liu M *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2009, 38(4): 671
- [8] Shan Lei(单磊), Wang Yongxin(王永欣), Li Jinlong(李金龙) *et al. Tribology(摩擦学学报)*[J], 2014, 34(4): 468
- [9] Li J F, Huang J Q, Zhang Y F *et al. Wear*[J], 1998, 214: 202
- [10] Chen Jun(陈君), Yan Fengyuan(阎逢元), Wang Jianzhang(王建章). *Tribology(摩擦学学报)*[J], 2012, 32(1): 1
- [11] Li Xuqiang(李绪强), Wang Haijun(王海军), Guo Yongming(郭永明) *et al. Material & Heat treatment(材料热处理技术)*[J], 2012(6): 104
- [12] Cui Chong(崔崇), Ye Fuxing(叶福兴), Wei Haihong(王建章). *Thermal Spray Technology(热喷涂技术)*[J], 2010, 2(4): 14
- [13] USA: Naval Sea Systems Command, Department of the Navy. MIL-PRF-24667C[S]. 2008
- [14] Zhang Changjun(张长军), Ji Gangchang(纪刚昌). *Journal of Chang'an University (Natural Science Edition)(长安大学学报, 自然科学版)*[J], 2003, 23(3): 97
- [15] Staia M H, Suárez M, Chicot D *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2013, 220: 225
- [16] Li Hui(李惠), Cheng Xiaonong(程晓农), Xie Chunsheng(谢春生) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2014, 43(8): 2011
- [17] Wang Haidou(王海斗), Xu Binshi(徐滨士), Jiang Yi(姜祎) *et al. Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2011, 32(9): 1
- [18] Zhao Zhennan(赵振南), Lin Li(林莉), Li Ximeng(李喜孟) *et al. Materials Protection(材料保护)*[J], 2010, 43(7): 51

- [19] Fervel V, Normand B, Coddet C. *Wear*[J], 1999, 230(1): 70
- [20] Pantelis D I, Psyllaki P, Alexopoulos N. *Wear*[J], 2000, 237(2): 197
- [21] Holmberg K, Matthews A. *Coating Tribology: Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering (Tribology and Interface Engineering Series, V.56, 2nd Edition)*[M]. Amsterdam: Elsevier, 2009
- [22] Liu Yan(刘艳), Gou Guoqing(苟国庆), Tu Mingjing(涂铭旌). *Electric Welding Machine(电焊机)*[J], 2010, 40(4): 75
- [23] Zhou Jing(周靖), Shen Chengjin(沈承金), Zhang Hong(张宏) *et al. Tribology(摩擦学学报)*[J], 2013, 33(4): 413

Effect of Neutral Salt Spray Corrosion on Tribological Properties of SPSed NiCr-Cr₃C₂ Coatings

Bai Yang^{1,2}, Xing Lukuo¹, Li Xiangbo¹, Li Yan²

(1. State Key Laboratory for Marine Corrosion and Protection, Luoyang Ship Materials Research Institute, Qingdao 266101, China)

(2. University of China Petroleum (East China), Qingdao 266580, China)

Abstract: Ceramic phase strengthened NiCr-Cr₃C₂ coatings were prepared by HEPJet supersonic plasma spraying (SPS). The friction coefficients and wear loss for NiCr-Cr₃C₂ coating and Q235 steel pairs under dry and salt spray corrosion for one week were measured using the UMT-3 friction and wear tester by line-contact reciprocating sliding. The morphology and element distribution of worn surfaces were analyzed by SEM and EDS, respectively. The effects of salt spray corrosion environment on tribological properties of the coatings were discussed. The result shows that the wear mechanism of NiCr-Cr₃C₂ coatings is abrasive and oxidative wear, whereas under salt spray corrosion conditions, it becomes adhesive, abrasive and corrosion wear. The friction coefficient under salt spray corrosion conditions is significantly reduced by 1/5, but the wear losses under salt spray corrosion conditions are about 5 times more than that under dry friction conditions, which demonstrates that the salt spray corrosion environment accelerates the deterioration of coating's tribological properties and the corrosion resistance of the coating remains to be further improved.

Key words: salt spray corrosion; SPS; nickel-chromium-based; friction and wear behavior

Corresponding author: Li Yan, Ph. D., Professor, College of Mechanical and Electrical Engineering, University of China Petroleum (East China), Qingdao 266580, P. R. China, E-mail: yanlee@upc.edu.cn