

超高强度不锈钢不同海域的海洋腐蚀规律研究

王晓辉¹, 刘振宝¹, 梁剑雄¹, 陈佳豪^{1,2}, 杨志勇¹, 赵文宇¹, 田帅¹

(1. 钢铁研究总院有限公司特殊钢研究院, 北京 100081;

2. 哈尔滨工程大学烟台研究院, 山东 烟台 264000)

摘要: **目的** 研究 Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在青岛和三亚 2 个海域大气和飞溅环境中的自然腐蚀规律。**方法** 采用腐蚀速率、点腐蚀深度、超景深三维显微分析及三维原子探针等方法, 对 Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在上述 2 个海域大气和飞溅区的腐蚀规律进行研究。**结果** Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在青岛和三亚 2 个海域的大气和飞溅环境暴露 1 a 后, 2 个钢种在青岛海域大气区和飞溅区的年平均腐蚀速率和平均点腐蚀深度均小于三亚海域。USS122G 钢在青岛和三亚 2 个海域的大气和飞溅环境中的年平均腐蚀速率和平均点腐蚀深度均小于 Ferrium S53 钢。**结论** 短期内, USS122G 钢在上述 2 个海域具有比 Ferrium S53 钢更好的耐腐蚀性能。Ferrium S53 钢与 USS122G 钢的主要强化体系不同, 前者为 M_2C 型碳化物, 后者为 Laves 金属间化合物, M_2C 型碳化物中的 Cr 元素富集更为严重, 析出相周围贫 Cr 区中的 Cr 元素含量更低, 导致 Ferrium S53 钢的耐腐蚀性能较差。

关键词: 超高强度不锈钢; 海洋腐蚀; 飞溅区; 大气环境; 点蚀; 强化相

中图分类号: TG172.5

文献标志码: A

文章编号: 1672-9242(2024)12-0103-09

DOI: 10.7643/issn.1672-9242.2024.12.013

Marine Corrosion Behavior of Ultra-high Strength Stainless Steel in Different Marine Regions

WANG Xiaohui¹, LIU Zhenbao¹, LIANG Jianxiong¹, CHEN Jiahao^{1,2}, YANG Zhiyong¹, ZHAO Wenyu¹, TIAN Shuai¹

(1. Special Steel Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, China;

2. Yantai Research Institute of Harbin Engineering University, Shandong Yantai 264000, China)

ABSTRACT: The work aims to study the natural corrosion behavior of Ferrium S53 steel and USS122G steel in the atmospheric and splash zone environments of Qingdao and Sanya marine regions. The corrosion behavior of Ferrium S53 steel and USS122G steel in the atmospheric and splash zone environments of the two marine regions was investigated by methods such as corrosion rate measurement, pitting depth analysis, three-dimensional optical microscopy, and three-dimensional atom probe analysis. After 1 year of exposure in the atmospheric and splash zone environments of Qingdao and Sanya, the annual average corrosion rate and average pitting depth of the both steels in atmospheric and splash zone environments of Qingdao were lower than those in Sanya. The annual average corrosion rate and average pitting depth of USS122G steel were lower than those of Ferrium S53 steel in both atmospheric and splash zone environments of Qingdao and Sanya. In the short term, USS122G steel demonstrates better corrosion resistance than Ferrium S53 steel in the above-mentioned marine regions. The main strengthening

收稿日期: 2024-08-02; 修订日期: 2024-09-26

Received: 2024-08-02; **Revised:** 2024-09-26

引文格式: 王晓辉, 刘振宝, 梁剑雄, 等. 超高强度不锈钢不同海域的海洋腐蚀规律研究[J]. 装备环境工程, 2024, 21(12): 103-111.

WANG Xiaohui, LIU Zhenbao, LIANG Jianxiong, et al. Marine Corrosion Behavior of Ultra-high Strength Stainless Steel in Different Marine Regions[J]. Equipment Environmental Engineering, 2024, 21(12): 103-111.

mechanisms of Ferrium S53 steel and USS122G steel differ and the former is based on M_2C carbides, while the latter is based on Laves phase intermetallic compounds. The Cr element is more heavily concentrated in the M_2C carbides, leading to lower Cr content in the depletion zones around the precipitates, resulting in poorer corrosion resistance for Ferrium S53 steel.

KEY WORDS: ultra-high strength stainless steel; marine corrosion; splash zone; atmospheric environment; pitting corrosion; strengthening phase

高强度不锈钢的发展已近半个多世纪,采用了低碳马氏体相变强化和第二相强化叠加的手段,以获得高强度和良好的综合力学性能,是强度与韧性匹配较好、耐腐蚀性能俱佳的金属结构材料之一,广泛应用于航天、航空、海洋、能源等科技领域。相较于传统的超高强度钢,此类钢种兼顾优良的强韧性和耐腐蚀性,大大提高了零部件在苛刻环境下的服役安全性和使用寿命,是未来众多海洋装备所采用的理想材料^[1-2]。这类钢中主要的合金成分为铬和镍,碳含量往往是超低碳或者低碳,经马氏体相变得到细小的板条马氏体组织,通过添加少量的强化元素,再经过时效处理析出合金碳化物(M_2C 、 MC)、元素富集相(ϵ -Cu相)及金属间化合物(β -NiAl、 Ni_3Ti)等,使钢的强度大幅度提高^[3-5]。按照强度级别,可以将目前典型的高强度不锈钢划分为3代,其中17-4PH钢、15-5PH钢为典型第一代超高强度不锈钢^[6-7],此类钢种采用 ϵ -Cu相强化,强度等级在1 000~1 400 MPa;第二代高强度不锈钢的典型钢种包括PH13-8Mo钢^[8-9]和Custom 465钢^[10-11],该类钢种采用NiAl和 Ni_3Ti 等金属间化合物强化,强度级别1 400~1 800 MPa;强度级别超过1 900 MPa的超高强度不锈钢为第三代高强度不锈钢,典型钢种包括美国的Ferrium S53钢^[12]以及国产USS122G钢^[13-14],此类钢种采用碳化物或金属间化合物复合强化。作为高强度不锈钢中的主要强化机制,强化相的种类不同,所产生的强化增量也不同,对其耐腐蚀性能的影响也不同。Ferrium S53钢是20世纪90年代末由美国QuesTek公司成功研制出的世界上第一个1 900 MPa级超高强度不锈钢,主

要目的是为了保证航空主承力部件的服役可靠性和安全性,淘汰有毒的金属镉镀层,节约因腐蚀而造成的经费开支,其力学性能不仅与传统的超高强度钢300 M相当,并且具有一定的耐蚀性能。USS122G钢是具有我国自主知识产权的原型钢种,填补了国内超高强度不锈钢在1 900 MPa级的技术空白,可以满足航空关键承力部件在苛刻服役环境下的结构减重需求。目前对上述2个钢种热变形工艺及热处理工艺优化的研究较多^[13-16],而对其海洋环境适应性的研究较少。基于此,本论文开展了Ferrium S53钢和USS122G钢在青岛和三亚海域耐海洋环境腐蚀性能研究,并阐述了显微组织对耐海洋环境腐蚀性的影响机制。

1 试验

1.1 材料

试验用钢采用真空感应熔炼+真空自耗重熔的双真空冶炼工艺制备,其化学成分见表1。铸锭经1 200 ℃的均匀化处理后,锻造成 $\phi 300$ mm的棒材。采用电火花线切割在棒材上取样,USS122G钢的样品首先在1 080 ℃固溶处理1 h,油冷至室温,随后在-73 ℃深冷处理8 h,最后在540 ℃时效处理4 h。Ferrium S53钢的样品首先在1 085 ℃固溶处理1 h,油冷至室温后,在-73 ℃深冷处理1 h,第一次时效在501 ℃保温3 h,油冷至室温后,在-73 ℃深冷处理1 h,最后在482 ℃时效处理3 h,空冷。样品打磨后制成海洋腐蚀挂片,腐蚀挂片尺寸为100 mm×200 mm×5 mm。

表1 Ferrium S53钢和USS122G钢的化学成分(质量分数,%)
Tab.1 Chemical composition of Ferrium S53 steel and USS122G steel (mass fraction, %)

Alloy	C	Cr	Ni	Co	Mo	W	V	Fe
Ferrium S53	0.18~0.23	9.5~10.5	5.0~6.0	13.0~14.0	1.8~2.2	0.8~1.2	0.2~0.5	Bal.
USS122G	0.08~0.12	12.0~13.0	2.5~3.5	11.5~13.0	4.5~5.5	0.5~1.5	0.2~0.5	Bal.

1.2 环境因素和气象特征

青岛海域属于暖温带亚湿润区海洋气候,年平均气温为12.3 ℃,海水平均温度为13.7 ℃,平均溶解氧质量浓度为8.4 mg/L,盐度约3.2%,pH为8.2左右,年平均相对湿度为70%,大气年平均 Cl^- 沉降速率为0.187 mg/(100 cm²·d)。三亚海域属于热带海洋气候,年平均气温为26.7 ℃,海水平均温度为27.2 ℃,

平均溶解氧质量浓度为6.2 mg/L,盐度约3.4%,pH为8.3左右,年平均相对湿度为79%,大气年平均 Cl^- 沉降速率为0.236 mg/(100 cm²·d)。

1.3 方法

按照GB/T 5776—2005《金属和合金的腐蚀金属和合金在表层海水中暴露和评定的导则》对试样进行除油、标记,试样在试验前用浸有甲苯的脱脂纱布擦

净,再用异丙醇擦,热风吹干,在干燥器(相对湿度小于 50%)中冷却,时间不少于 12 h。然后称量,精确度为 1 mg,测量试样尺寸,精度为 0.01 mm。按照 GB/T 14165—2008《金属和合金大气腐蚀试验现场试验的一般要求》,试样分别在青岛和三亚 2 个地点的大气区和飞溅区进行暴露腐蚀试验。试验 1 a 后,取下试样,进行腐蚀数据的测量分析,拍摄试验后试样的腐蚀形貌照片。按照 GB/T 16545—2015《金属和合金的腐蚀试样上腐蚀产物的清除》,去除试样腐蚀产物,进行称量,按照式(1)计算腐蚀速率。

$$R=[\Delta m/(STD)] \times 10 \quad (1)$$

式中: R 为腐蚀速率, mm/a; Δm 为试样质量损失, g; S 为试样总面积, cm^2 ; D 为材料密度, g/cm^3 ; T 为暴露时间, a。采用 OLYMPUS GX53 金相显微镜和其图像分析软件对试样腐蚀形貌进行观察和分析,利用超景深三维显微镜测量点蚀深度和缝隙腐蚀深度,采用透射电镜(TEM, FEI Tecnai G20)进行纳米析出相的观察和分析,试样首先机械打磨至 40 μm ,随后在 5%的 $\text{HClO}_4\text{-C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 溶液中进行双喷减薄,试验温度为 $-10\text{ }^\circ\text{C}$ 。三维原子探针(APT)试验采用高效率电压脉冲和激光脉冲双模式局部电极原子探

针(CAMECA LEAP 4000X Si),在采集数据过程中,分析室温度为 25 K,脉冲电压频率为 200 kHz,脉冲能量为 40 pJ,分析室真空度低于 10^{-10} Pa。采用标准的两步电抛光技术制备用于 APT 测量的针尖样品。

2 结果分析与讨论

2.1 腐蚀形貌结分析

Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在青岛和三亚 2 个海域大气环境下挂片 1 a 后,回收试样除锈前后的宏观腐蚀形貌如图 1 所示。可以看出, Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在上述 2 个海域大气环境下均发生了腐蚀现象,样品表面整体呈现褐色,但仍然可见明显的金属光泽。其中, Ferrium S53 钢试样表面的腐蚀产物含量明显高于 USS122G 钢,2 个钢种在三亚海域的腐蚀产物含量高于青岛海域。对上述 2 个海域大气环境腐蚀试样除锈后,进行了显微形貌观察和分析,结果如图 2 所示。可以看出,在青岛和三亚 2 个海域的大气环境腐蚀样品均有发生明显的点蚀现象,其中 Ferrium S53 钢的在三亚和青岛的点蚀现象为更加明显。

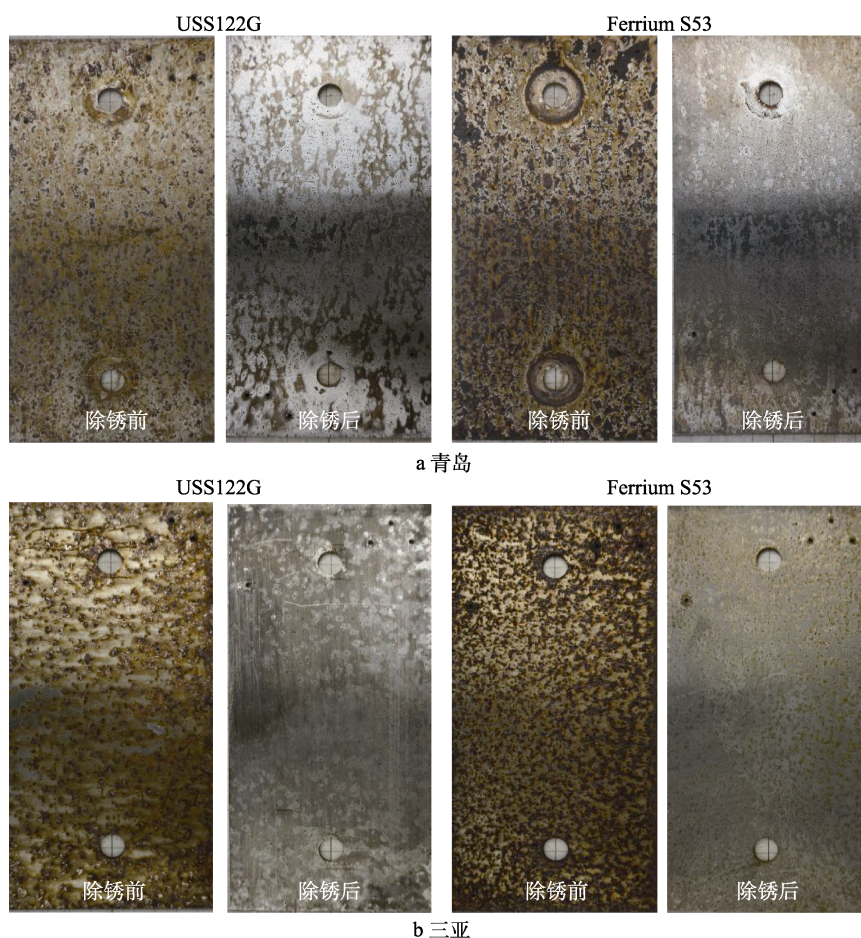


图 1 Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在不同海域大气区的宏观腐蚀形貌

Fig.1 Macroscopic corrosion morphologies of Ferrium S53 steel and USS122G steel in marine atmospheres: a) Qingdao; b) Sanya

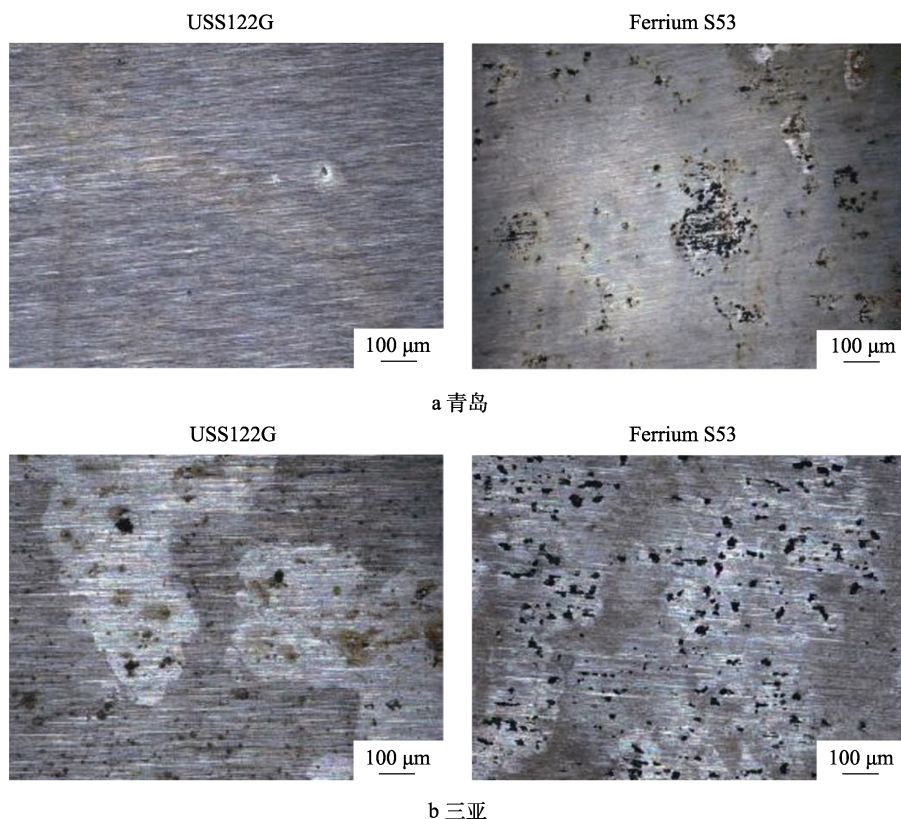


图2 Ferrium S53钢和USS122G钢在不同海域大气区的微观腐蚀形貌
Fig.2 Micro corrosion morphologies of Ferrium S53 steel and USS122G steel in marine atmospheres:
a) Qingdao; b) Sanya

Ferrium S53钢和USS122G钢在青岛和三亚海域飞溅区挂片1a后,回收试样除锈前后的宏观腐蚀形貌如图3所示。相比于大气环境, Ferrium S53钢和USS122G钢在飞溅区的腐蚀现象加剧,飞溅区腐蚀加剧主要是由于海水液滴飞溅到试样表面造成的,飞溅区腐蚀环境较大气区严酷得多,在浪花飞溅的作用下,样品表面有更多的海盐粒子沉积,润湿时间长,并且存在干湿交替等对不锈钢钝化膜造成破坏的条件。相比USS122G钢, Ferrium S53钢在上述2个海域飞溅环境的腐蚀更加严重,表面可见明显的红褐色锈斑,且覆盖整个试样表面。Ferrium S53钢和USS122G钢试样在青岛和三亚海域表面均有明显的红褐色锈斑,单纯通过宏观形貌很难判断2个钢种在2个海域腐蚀速率的差别。因此,对上述2个海域腐蚀试样除锈后进行了显微形貌观察和分析,结果如图4所示。

从图4中可以看出, Ferrium S53钢和USS122G钢在青岛和三亚2个海域样品均有点蚀现象发生,大量点蚀坑连结,呈现溃疡状形貌,2个钢种在青岛海域的点蚀坑尺寸相对较小,在三亚海域的点蚀坑尺寸较大。与USS122G钢相比, Ferrium S53钢试样的在2个海域飞溅环境下的点蚀现象更加明显,点蚀坑的密度和尺寸更大。在飞溅区,钢受到干湿交替、海水冲刷、浪花飞溅的作用力和充足的氧气供

应等一系列外部因素的作用,使得钢的腐蚀速率较高。在干燥期,电解液的蒸发和变薄使得 Cl^- 浓度增加,电导率增加,加速了阳极反应。此外,电解液厚度的减小有利于氧扩散到腐蚀前沿,加速阴极去极化反应。青岛海域的年平均气温为 $12.3\text{ }^{\circ}\text{C}$,海水盐度为3.2%,而三亚海域的年平均气温为 $26.7\text{ }^{\circ}\text{C}$,盐度为3.4%。青岛位于中国东海岸,工业发达,环境中具有较高的 SO_2 污染物,年平均 SO_2 沉积量达到 $0.067\text{ mg}/(100\text{ cm}^2\cdot\text{d})$ 。三亚属于旅游城市,工业污染作用较小,其年平均 SO_2 沉积量($<0.01\text{ mg}/(100\text{ cm}^2\cdot\text{d})$)远低于青岛海域。相比于青岛海域,三亚海域高温、高盐度的环境可以促进锈层的 Cl^- 浓聚,严重的 Cl^- 浓聚对锈层有很强的破坏作用,导致锈层下发生更严重的金属溶解^[17]。青岛海域在 SO_2 的作用下,锈层较为致密, Cl^- 的破坏程度较小^[18]。对比 Ferrium S53钢和USS122G钢在青岛和三亚2个海域大气和飞溅环境下的显微腐蚀形貌不难发现, USS122G钢具有更好的抗点蚀性能。

2.2 腐蚀速率及点蚀深度

Ferrium S53钢和USS122G钢在青岛和三亚2个海域大气区和飞溅区挂片1a后的年平均腐蚀速率如图5所示。可以看出, Ferrium S53钢和USS122G钢在青岛海域和三亚海域飞溅区试样的年平均腐蚀速

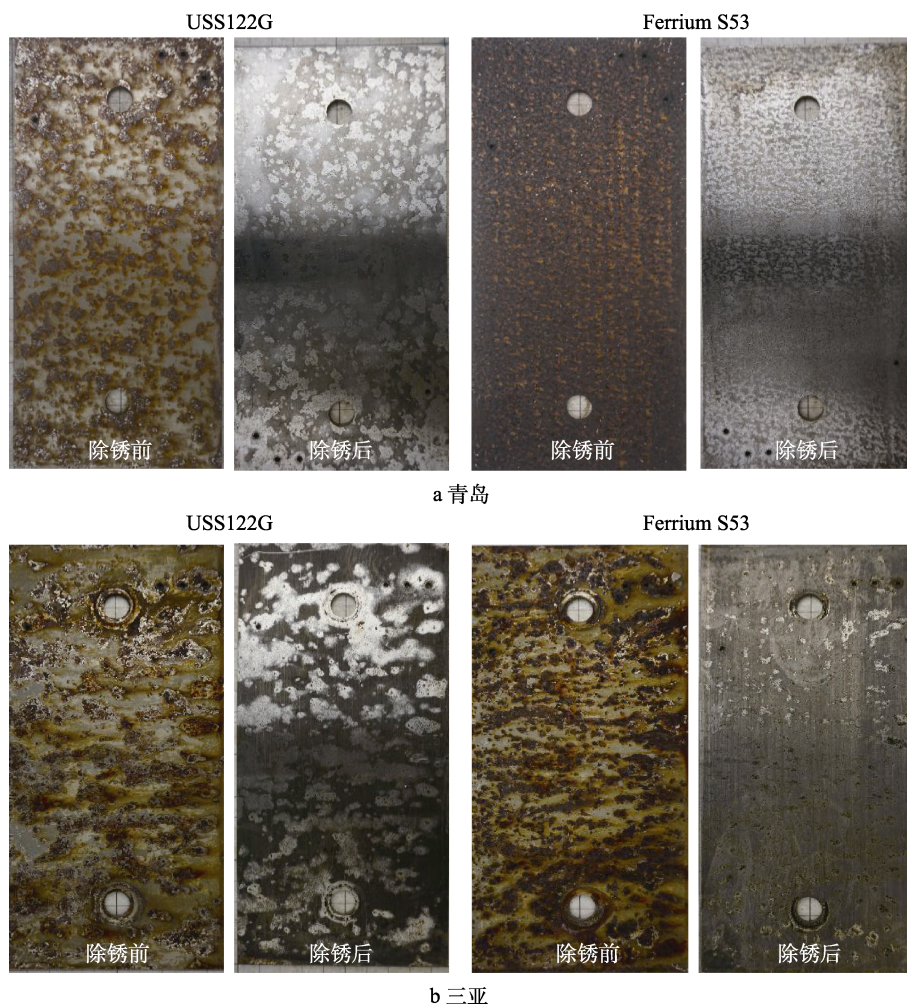


图 3 Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在不同海域飞溅区的宏观腐蚀形貌
Fig.3 Macroscopic corrosion morphologies of Ferrium S53 steel and USS122G steel in splash zones:
a) Qingdao; b) Sanya

率均大于大气区, 三亚海域大气区和飞溅区年平均腐蚀速率均大于青岛海域, Ferrium S53 钢在上述 2 个海域大气区和飞溅区的平均腐蚀速率均大于 USS122G 钢。其中, USS122G 钢在青岛海域大气区和飞溅区的年平均腐蚀速率最小, 分别为 0.000 3、0.001 2 mm/a; Ferrium S53 钢在三亚海域大气区和飞溅区的年平均腐蚀速率最大, 分别为 0.002 2、0.002 9 mm/a。通过对比可以发现, 在青岛大气和飞溅环境下, USS122G 钢的平均腐蚀速率与 321 (1Cr18Ni9Ti)、304L (00Cr19Ni10)、420 (2Cr13)、430 (00Cr17Ti) 奥氏体不锈钢和 000Cr18Mo2 铁素体不锈钢相当^[19]。

根据图 2 和图 4 可知, Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在青岛和三亚 2 个海域的大气区和飞溅均有点蚀现象发生。将 2 个钢种在上述 2 个海域大气区和飞溅区的试样进行除锈处理后, 统计不锈钢表面点蚀坑数据, 计算平均点蚀深度, 结果如图 6 所示。可以看出, Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在三亚海域大气区和飞溅区平均点蚀深度均大于青岛海域, Ferrium

S53 钢在上述 2 个海域大气区和飞溅区的平均点蚀深度均大于 USS122G 钢。USS122G 钢在青岛海域大气区和飞溅区的平均点蚀深度最小, 分别为 16、32 μm , Ferrium S53 钢在三亚海域大气区和飞溅区的平均点蚀深度最大, 分别为 30、50 μm 。

从 Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在上述 2 个海域大气区和飞溅区的腐蚀形貌的观察和腐蚀速率的测试结果中可以看出, USS122G 钢比 Ferrium S53 钢具有更好的耐海洋环境腐蚀性能, 这与 USS122G 钢合金体系和本征的强化体系密不可分。由表 1 可知, 相比 Ferrium S53 钢, USS122G 钢中的 C 含量较低, USS122G 钢中 C 元素的质量分数为 0.08%~0.12%, 而 Ferrium S53 钢中 C 元素的质量分数为 0.18%~0.23%。同时, USS122G 钢中 Cr 元素的质量分数更高, 为 12.0%~13.0%, 而 Ferrium S53 钢中 Cr 元素的质量分数为 9.5%~10.5%。Cr 元素是钝化膜的主要形成元素, Cr 元素含量的增加有利于增加钝化膜对基体的保护性能。

Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在上述 2 个海域的

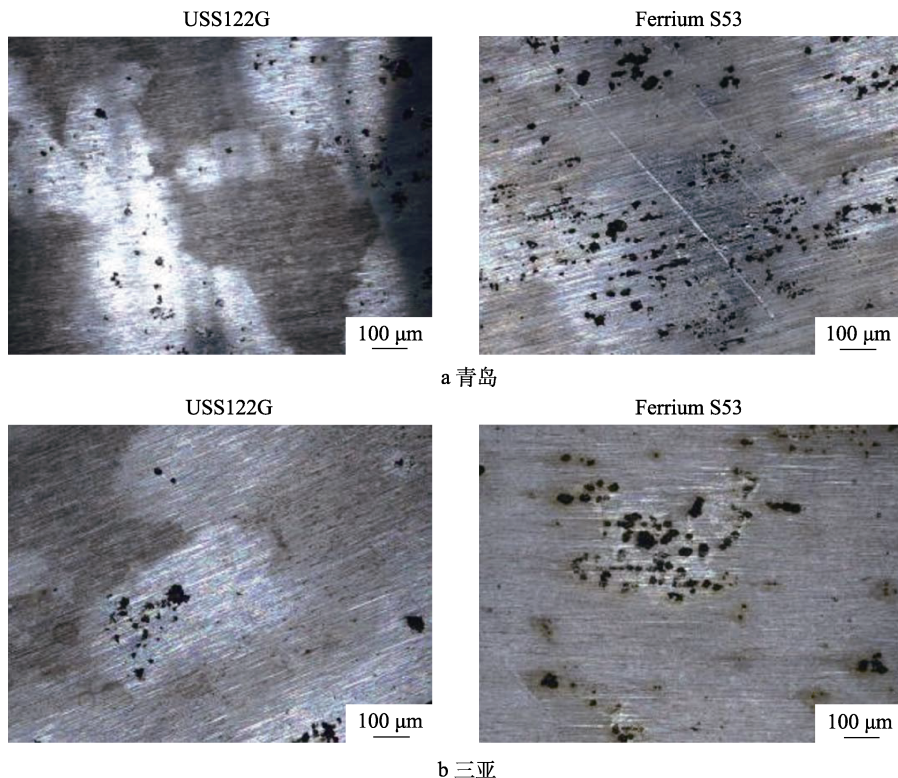


图 4 Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在不同海域飞溅区的点腐蚀形貌
Fig.4 Pitting corrosion micro morphologies of Ferrium S53 steel and USS122G steel in splash zones:
a) Qingdao; b) Sanya

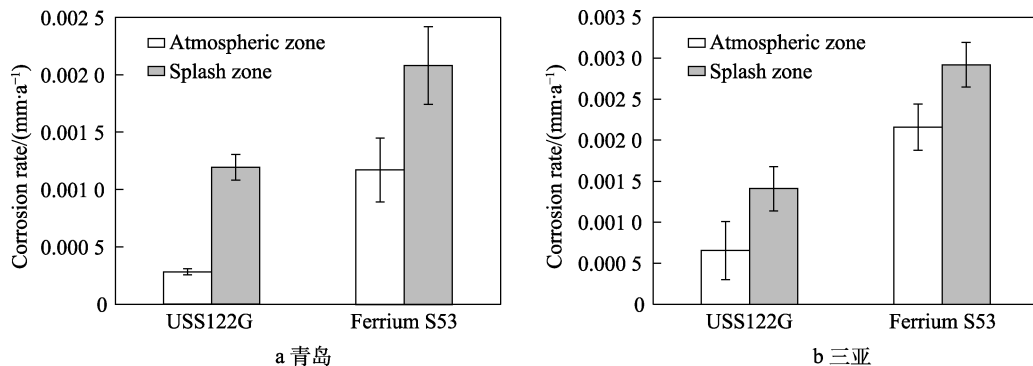


图 5 Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在不同海洋区带的腐蚀速率
Fig.5 Corrosion rate of Ferrium S53 steel and USS122G steel in different marine zones: a) Qingdao; b) Sanya

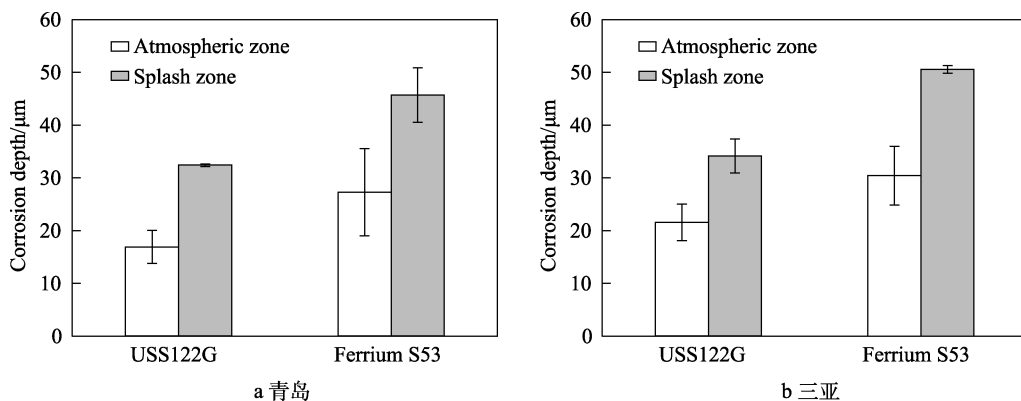


图 6 Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在不同海域飞溅区的平均点腐蚀深度
Fig.6 Average pitting corrosion depth of Ferrium S53 steel and USS122G steel in different splash zones of marine regions: a) Qingdao; b) Sanya

大气区和飞溅区均发生了点腐蚀现象, 普遍认为造成高强度不锈钢发生点腐蚀的因素通常与钢中的第二相相关^[20-23]。第二相的产生会在其周围产生贫 Cr 或者贫 Ni 区, 进而影响析出相周围钝化膜的稳定性, 导致钢的耐点腐蚀性能下降。研究发现^[24], 13%Cr 马氏体不锈钢中富 Cr 碳化物的析出, 导致碳化物周围贫 Cr 区的产生, 降低了钝化膜完整性及保护基体的能力, 导致局部腐蚀的发生。Custom 465 钢中 Ni₃Ti 相的析出导致析出相周围产生贫 Ni 区, Ni₃Ti/基体界面的伏特电位比析出相低约 30 mV, 降低了钝化膜的稳定性^[25]。对马氏体沉淀硬化不锈钢的研究发现^[26-27], 时效过程中, 观察到纳米级(Cu, Nb)C 碳化物形成, 这些碳化物周围的 Cr 含量降低会导致耐点蚀性降低。除此之外, 研究还发现处于固溶态的 Cu

元素参与钝化膜的形成, 产物主要为 CuO₂、CuO 和 Cu₂O。这层 Cu 氧化物的存在, 显著增加了钝化膜对基体的保护性能, 而时效过程中富 Cu 相的大量析出使钝化膜中的 Cu 逐渐消失, 导致钝化膜对机体的保护作用下降。

Ferrium S53 钢中的强化相为富 Cr 的 M₂C 型碳化物^[28-29], 碳化物中 Cr 的原子数分数高达 60.0%。USS122G 钢中主要的强化相为 Laves 相, 析出相的 APT 分析结果如图 7 所示。析出相中, Cr 元素的原子数分数仅为 25.0%, 与 USS122G 钢相比, Ferrium S53 钢强化相中的 Cr 元素富集更为严重, 析出相周围贫 Cr 区中的 Cr 元素含量更低, 耐腐蚀性能更差。因此, 在上述 2 个海域不同腐蚀区域, USS122G 钢的耐腐蚀性能均优于 Ferrium S53 钢。

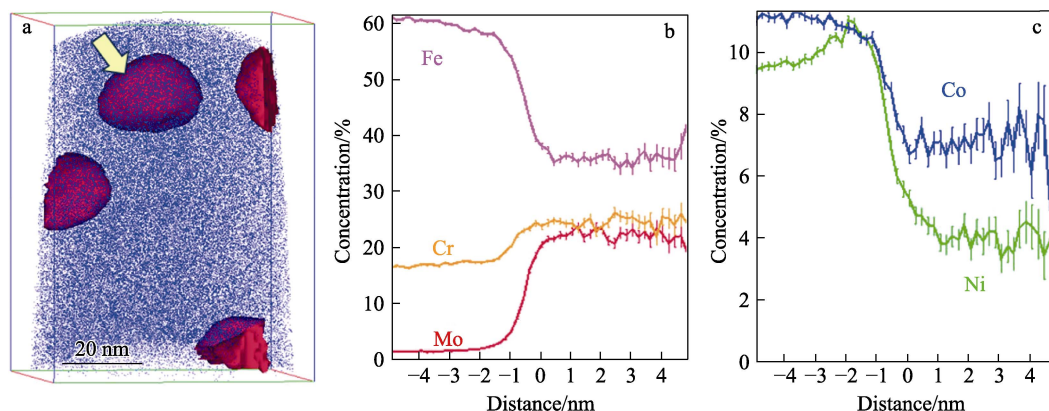


图 7 Laves 相与基体界面成分的 APT 分析结果

Fig.7 APT analysis results of Laves phase and matrix interface components

3 结论

1) Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在青岛和三亚 2 个海域的大气和飞溅环境暴露 1 a 后, 2 个钢种在青岛海域大气区和飞溅区试样的年平均腐蚀速率均小于三亚海域。USS122G 钢在青岛和三亚 2 个海域的大气和飞溅环境中的年平均腐蚀速率均小于 Ferrium S53 钢, 表明 USS122G 钢短期内在上述 2 个海域海洋具有比 Ferrium S53 钢更好的耐蚀性。

2) Ferrium S53 钢和 USS122G 钢在青岛和三亚 2 个海域的大气和飞溅环境均有发生点腐蚀现象。USS122G 钢在青岛和三亚 2 个海域的平均点腐蚀深度均小于 Ferrium S53 钢。Ferrium S53 钢的主要强化相为 M₂C 型碳化物, USS122G 钢的主要强化相为 Laves 金属间化合物, Ferrium S53 钢强化相中的 Cr 元素富集更为严重, 析出相周围贫 Cr 区中的 Cr 元素含量更低, 导致其耐点腐蚀性能更差。

参考文献:

[1] 刘振宝, 梁剑雄, 苏杰, 等. 高强度不锈钢的研究及发

展现状[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 549-557.

LIU Z B, LIANG J X, SU J, et al. Research and Application Progress in Ultra-High Strength Stainless Steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(4): 549-557.

[2] 王鹏博, 张永强, 蔡宁, 等. 马氏体含量对合金化热镀锌双相钢电阻点焊接头组织与性能的影响[J]. 精密成形工程, 2023, 15(10): 160-167.

WANG P B, ZHANG Y Q, CAI N, et al. Effect of Martensite Content on Microstructure and Properties of Resistance Spot Welded Joint of Alloyed Hot-Dip Galvanized Dual Phase Steel[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2023, 15(10): 160-167.

[3] 王晓辉, 罗海文. 飞机起落架用超高强度不锈钢的研究及应用进展[J]. 材料工程, 2019, 47(9): 1-12.

WANG X H, LUO H W. Research and Application Progress in Ultra-High Strength Stainless Steel for Aircraft Landing Gear[J]. Journal of Materials Engineering, 2019, 47(9): 1-12.

[4] 梁剑雄, 刘振宝, 杨志勇. 高强不锈钢的发展与应用技术[J]. 宇航材料工艺, 2013, 43(3): 1-11.

LIANG J X, LIU Z B, YANG Z Y. Development and Application of High Strength Stainless Steel[J]. Aerospace Materials & Technology, 2013, 43(3): 1-11.

- [5] 王晓辉, 刘振宝, 梁剑雄, 等. 不同海域 Custom450 高强度不锈钢的腐蚀规律研究[J]. 装备环境工程, 2024, 21(3): 97-104.
WANG X H, LIU Z B, LIANG J X, et al. Corrosion Law of Custom450 High Strength Stainless Steel in Different Sea Areas[J]. Equipment Environmental Engineering, 2024, 21(3): 97-104.
- [6] 刘振宝, 梁剑雄, 杨志勇, 等. 碳含量对 15-5PH 沉淀硬化不锈钢板材的组织与性能的影响[J]. 航空材料学报, 2011, 31(1): 7-12.
LIU Z B, LIANG J X, YANG Z Y, et al. Effect of Carbon Content on Microstructure and Mechanical Properties of Type 15-5PH Precipitation Hardened Stainless Steel[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011, 31(1): 7-12.
- [7] XIAO Y J, XIONG X Y, SUN G Y, et al. Atom Probe Characterization of Cu-Rich Precipitates in Different Phases of 15-5 PH Stainless Steel in Over-Aged Condition[J]. Materials Characterization, 2022, 191: 112184.
- [8] LI X F, ZHANG J, AKIYAMA E, et al. Effect of Heat Treatment on Hydrogen-Assisted Fracture Behavior of PH13-8Mo Steel[J]. Corrosion Science, 2017, 128: 198-212.
- [9] SEETHARAMAN V, SUNDARARAMAN M, KRISHNAN R. Precipitation Hardening in a pH 13-8 Mo Stainless Steel[J]. Materials Science and Engineering, 1981, 47(1): 1-11.
- [10] CHEN C Y, CHIU P H, LIU W S, et al. Interaction between H-Ni₃Ti and Reversed Austenite within Custom 465 Stainless Steel: Experimental Evidence and Related Patents Investigation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 839: 142852.
- [11] IFERGANE S, PINKAS M, BARKAY Z, et al. The Relation between Aging Temperature, Microstructure Evolution and Hardening of Custom 465® Stainless Steel[J]. Materials Characterization, 2017, 127: 129-136.
- [12] OLSON G B, KUEHMANN C J. Materials Genomics: From CALPHAD to Flight[J]. Scripta Materialia, 2014, 70: 25-30.
- [13] WANG X H, LIU Z B, LUO H W. Hot Deformation Characterization of Ultrahigh Strength Stainless Steel through Processing Maps Generated Using Different Instability Criteria[J]. Materials Characterization, 2017, 131: 480-491.
- [14] LUO H W, WANG X H, LIU Z B, et al. Influence of Refined Hierarchical Martensitic Microstructures on Yield Strength and Impact Toughness of Ultra-High Strength Stainless Steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 51: 130-136.
- [15] ZHANG Y P, ZHAN D P, QI X W, et al. Effect of Solid-Solution Temperature on the Microstructure and Properties of Ultra-High-Strength Ferritic S53® Steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 730: 41-49.
- [16] ZHANG Y P, ZHAN D P, QI X W, et al. The Role of Twins during the Aging Process of Secondary Hardening Ultrahigh-Strength Steel[J]. Materials Letters, 2019, 244: 83-87.
- [17] HUANG H L, DONG Z H, CHEN Z Y, et al. The Effects of Cl⁻ Ion Concentration and Relative Humidity on Atmospheric Corrosion Behaviour of PCB-Cu under Adsorbed Thin Electrolyte Layer[J]. Corrosion Science, 2011, 53(4): 1230-1236.
- [18] 陈闽东. 海洋工程用 E690 钢浪花飞溅区腐蚀行为及演变[D]. 北京: 北京科技大学, 2018.
CHEN M D. Corrosion Behavior and Evolution of Spray Splash Zone of E690 Steel for Marine Engineering[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2018.
- [19] 黄桂桥. 不锈钢在海水飞溅区的腐蚀行为[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2002, 22(4): 20-25.
HUANG G Q. Corrosion of Stainless Steels in Seawater Splash Zone[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2002, 22(4): 20-25.
- [20] 余强. 高强度不锈钢中纳米析出相演变规律及其对腐蚀的影响[D]. 北京: 北京科技大学, 2017.
YU Q. Evolution Law of Nano-Precipitated Phase in High Strength Stainless Steel and Its Influence On Corrosion[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2017.
- [21] LEI X W, FENG Y R, ZHANG J X, et al. Impact of Reversed Austenite on the Pitting Corrosion Behavior of Super 13Cr Martensitic Stainless Steel[J]. Electrochimica Acta, 2016, 191: 640-650.
- [22] ZOU D N, HAN Y, ZHANG W, et al. Phase Transformation and Its Effects on Mechanical Properties and Pitting Corrosion Resistance of 2205 Duplex Stainless Steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2010, 17(11): 67-72.
- [23] 王晓辉, 刘振宝, 梁剑雄, 等. 不同海域 Custom450 高强度不锈钢的腐蚀规律研究[J]. 装备环境工程, 2024, 21(3): 97-104.
WANG X H, LIU Z B, LIANG J X, et al. Corrosion Law of Custom450 High Strength Stainless Steel in Different Sea Areas[J]. Equipment Environmental Engineering, 2024, 21(3): 97-104.
- [24] LU S Y, YAO K F, CHEN Y B, et al. The Effect of Tempering Temperature on the Microstructure and Electrochemical Properties of a 13wt.% Cr-Type Martensitic Stainless Steel[J]. Electrochimica Acta, 2015, 165: 45-55.
- [25] WANG L, DONG C F, YAO J Z, et al. The Effect of η -Ni₃Ti Precipitates and Reversed Austenite on the Passive Film Stability of Nickel-Rich Custom 465 Steel[J]. Corrosion Science, 2019, 154: 178-190.
- [26] LUO H, YU Q, DONG C F, et al. Influence of the Aging Time on the Microstructure and Electrochemical Behav-

- ior of a 15-5PH Ultra-High Strength Stainless Steel[J]. Corrosion Science, 2018, 139: 185-196.
- [27] PEDRAM O, MOLLAPOUR Y, SHAYANI-JAM H, et al. Pitting Corrosion Behavior of CUSTOM 450 Stainless Steel Using Electrochemical Characterization[J]. Metals and Materials International, 2021, 27(11): 4346-4356.
- [28] ZHANG Y P, ZHAN D P, QI X W, et al. Austenite and Precipitation in Secondary-Hardening Ultra-High-Strength Stainless Steel[J]. Materials Characterization, 2018, 144: 393-399.
- [29] XIAO C J, ZHANG Y P, ZHAN D P, et al. Effect of Cu Addition on the Precipitation Behavior of M₂C Carbides in Maraging Steel[J]. Materials Characterization, 2024, 210: 113846.