

引用格式: 丁航, 吴旭东, 黄婷, 等. 盐雾-高温交替环境下 NiCrAlY 涂层的腐蚀行为[J]. 航空材料学报, 2024, 44(6): 53-60.
DING Hang, WU Xudong, HUANG Ting, et al. Corrosion behavior of NiCrAlY coatings under alternating salt spray and high temperature environment[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(6): 53-60.

盐雾-高温交替环境下 NiCrAlY 涂层的腐蚀行为

丁 航¹, 吴旭东¹, 黄 婷², 辛丽坡², 付 勇², 谢 云^{1*}

(1. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063; 2. 中国航发贵州黎阳航空动力有限公司, 贵阳 550014)

摘要: 海洋环境服役的航空发动机在频繁启停过程中面临严重的常温盐雾-高温氧化交替引起的腐蚀问题。采用直流磁控溅射技术在 GH4169 高温合金表面制备一层均匀致密的 Ni25Cr5AlY 涂层, 通过设计 1000 °C 高温氧化、常温盐雾和常温盐雾-高温氧化交替的实验环境, 利用 X 射线衍射(XRD)和扫描电子显微镜(SEM)分析腐蚀产物的成分和结构, 对 NiCrAlY 高温防护涂层的腐蚀损伤行为开展研究。结果表明: 在进行 168 h 的高温氧化实验后, Ni25Cr5AlY 涂层表面生长了一层连续致密的 Al₂O₃ 膜, 抗氧化性能良好; 在进行 168 h 的常温盐雾实验后, 涂层表面因局部形成点蚀坑而变得粗糙不平; 在进行 168 h 的常温盐雾-高温氧化交替实验后, 涂层因氯的活性氧化腐蚀机制导致表面 Al₂O₃ 膜发生降解生长 Cr₂O₃ 膜, 氧化膜疏松多孔且局部开裂导致涂层腐蚀损伤加速, 涂层和基体发生内氧化; 没有涂层保护的 GH4169 合金在经历相同的交替实验后则发生严重的腐蚀损伤, 表面形成保护性较差的 NiO 膜, 合金发生严重的内氧化, 腐蚀产物大量剥落而显著减重。

关键词: NiCrAlY 涂层; 海洋环境; 盐雾腐蚀; 高温氧化; 常温盐雾-高温氧化交替

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000103

中图分类号: V259; TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2024)06-0053-08

Corrosion behavior of NiCrAlY coatings under alternating salt spray and high temperature environment

DING Hang¹, WU Xudong¹, HUANG Ting², XIN Lipo², FU Yong², XIE Yun^{1*}

(1. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China; 2. Liyang Aero Power Co., Ltd., AECC, Guiyang 550014, China)

Abstract: Corrosion problem resulting from alternating ambient salt spray and high temperature oxidation poses a great threat to the safe service of aircraft engine during frequent start-stop in marine environment. In the present study, Ni25Cr5AlY coating is prepared on top of GH4169 superalloy substrate by direct-current(DC) magnetron sputtering. Corrosion behavior of the Ni25Cr5AlY coating is systematically studied by designing three different test conditions: high temperature oxidation at 1000 °C, ambient salt spray, and alternating ambient salt spray and high temperature oxidation. The phase constitution and morphology of the corrosion products are analyzed by X-ray diffraction(XRD) and scanning electron microscopy(SEM). The results indicate that after 168 h oxidation at 1000 °C, the coating forms a dense and continuous Al₂O₃ scale which resists well against the oxidizing environment, while the coating suffers from pitting locally after 168 h salt spray test. After 168 h exposure to alternating ambient salt spray and high temperature oxidation test, the Al₂O₃ scale formed on the coating is damaged owing to the chlorine induced active oxidation mechanism, eventually resulting in Cr₂O₃ scale formation. In addition, the Cr₂O₃ scale is porous and cracks locally, which causes accelerated corrosion of the coating and internal oxidation of the coating and substrate. The corrosion degradation of the coating is accelerated under the synergistic effect of salt spray and high temperature oxidation. The GH4169 superalloy without the coating experiences severe scale spallation after 168 h exposure to the alternating test, featured by forming a poorly protective NiO scale with prevalent internal oxidation.

Key words: NiCrAlY coatings; marine environment; salt spray corrosion; high temperature oxidation; ambient salt spray-high temperature oxidation alternation

随着我国在“十三五”、“十四五”规划中提出建设海洋强国、发展海洋经济的战略,我国的飞机、直升机等航空装备的服役环境正逐步由内陆向沿海、驻岛和驻舰转变,而海洋大气环境高温、高盐、高湿的特点给航空发动机的高效、长寿命服役带来严峻的挑战^[1-2]。例如,涉海用飞机发动机经常面临频繁启停的工作模式,导致叶盘和叶片等热端部件不仅遭受高温氧化和热腐蚀,还存在固态热盐腐蚀和薄液膜电化学腐蚀,研究发现这种高低温交替作用引发的化学氧化-电化学腐蚀比单纯高温氧化腐蚀和常温电化学腐蚀要严重很多^[3]。

MCrAlY涂层($M=\text{Ni, Co}$ 或 Ni+Co)因具有优异的抗高温氧化、抗热腐蚀性能,以及成分可随使用环境和不同基体材料进行灵活调整等优点,用作抗高温氧化涂层或热障涂层系统的中间黏结层,广泛应用在航空发动机涡轮叶片等热端部件的高温防护领域^[4-7],具有十分重要的应用价值。近年来,国内外的研究人员开展MCrAlY涂层在高温^[8-11]和盐雾^[12-14]两种单一环境下的腐蚀行为研究,指出涂层因具有较高的Al、Cr含量(8%~15%Al, 15%~22%Cr, 质量分数),使其在高温或盐雾环境中能够生成保护性氧化膜(Al_2O_3 或 Cr_2O_3),因而具有良好的抗高温氧化腐蚀和常温盐雾腐蚀的性能。但是,目前针对MCrAlY涂层在发动机启停变化导致的盐雾-高温交替环境下的腐蚀损伤行为和性能退化机理却鲜有报道,需要开展深入研究。

综上,本工作面向涉海用飞机发动机的服役工况以及发动机热端部件在频繁启停工作状态下的腐蚀情况,利用高温氧化实验、常温盐雾实验和常温盐雾-高温氧化交替实验的评价方法,分析对比Ni25Cr5AlY涂层在不同实验条件下的腐蚀动力学规律、腐蚀产物形貌、成分以及结构,由此深入探究MCrAlY涂层在盐雾-高温交替环境下的腐蚀退化行为和机理,为涉海航空发动机高温防护涂层的性能调控奠定重要的理论基础。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本实验以镍基高温合金GH4169作为基体材料,其名义成分为: C 0.045, Cr 19.09, Mo 3.25, Al 0.88, Ti 0.83, Fe 18.0, Nb + Ta 5.08, B 0.05, Ni 余量

(质量分数/%)。采用线切割的方法将材料切割成尺寸为15 mm×10 mm×2 mm的矩形样品,分别利用180、320、600目和800目的SiC砂纸对样品表面进行打磨,并利用酒精进行超声波清洗以去除表面的杂质,干燥留存备用。采用直流磁控溅射工艺在GH4169基体上制备Ni25Cr5AlY涂层,样品装载后,将真空室抽真空至 5×10^{-3} Pa,之后通入氩气。溅射过程中试样匀速旋转以保证涂层厚度均匀(约15 μm)。溅射参数:氩气压力为0.4 Pa,基体温度为200 ℃,溅射功率为1200 W。

1.2 实验方法

本工作设置了3种实验条件:高温氧化(1000 ℃)、常温盐雾和常温盐雾-高温氧化交替,其中前2种实验对象都是Ni25Cr5AlY涂层,第3种实验对象包括Ni25Cr5AlY涂层和GH4169高温合金基体。高温氧化实验在箱式电阻炉中进行,升温速率设置为10 ℃/min,升温至1000 ℃后持续氧化168 h,期间每间隔一定时间取出试样自然冷却清洗干燥后记录其质量。常温盐雾实验在中性盐雾试验箱中进行168 h,盐雾箱中溶液为5.0%(质量分数)NaCl溶液,pH值控制在6.5~7.2之间,盐雾箱内温度设置为35 ℃,每24 h为一个周期取出试样清洗干燥后记录质量。盐雾-高温交替实验先在中性盐雾箱中腐蚀12 h,自然干燥后在箱式电阻炉内1000 ℃下氧化12 h,此24 h即为一个周期,随后取出试样冷却至室温,清洗干燥后记录其质量,共持续7个周期,保证所有试样的实验时间都是168 h。为避免残存盐引起的质量偏差,每次称量前用沸腾的去离子水将含盐的样品清洗30 min,使用精度为 10^{-4} g的电子天平测定所有样品的质量变化。具体实验设计方案如表1所示。

1.3 表征方法

通过Bruker D8 ADVANCEX 射线衍射仪(XRD)

表1 实验设计细节
Table 1 Details of test design

Sample	Material	Test condition
S1	Ni25Cr5AlY	High temperature oxidation for 168 h
S2	Ni25Cr5AlY	Salt spray test for 168 h
S3	Ni25Cr5AlY	Alternating salt spray and high temperature oxidation tests for 7 cycles
S4	GH4169	Alternating salt spray and high temperature oxidation tests for 7 cycles

表征不同试样在腐蚀后的表面物相组成, 辐射源为 Cu-K α , 扫描范围为 20°~80°。利用 Phenom ProX-扫描电子显微镜(SEM)表征实验样品表面和截面的微观组织形貌, 并通过其配备的能谱仪(EDS)来确定实验样品的局部元素组成和具体分布区域。

2 结果与分析

2.1 制备态涂层的形貌结构

图 1 为制备态 Ni25Cr5AlY 涂层的截面形貌和对应的 XRD 图谱。如图 1(a)所示, 涂层均匀致密, 表面平整且与 GH4169 合金基体结合良好, EDS 结果表明涂层的实际成分(质量分数/%)为: Ni 68.4, Cr 26.2, Al 5.4。Y 元素由于含量较低, 超出 EDS 的检测精度, 未列出。图 1(b)为制备态涂层的 XRD 图谱, 结合 EDS 结果, 可确认涂层的组成相为 γ/γ' 。

2.2 腐蚀动力学曲线分析

图 2 为各实验样品的腐蚀动力学曲线。样品 S1 在 1000 °C 高温环境下基本呈现稳定的质量增长趋势, 氧化动力学曲线大致符合抛物线规律, 氧化速率随时间的延长而逐渐降低, 在经过 168 h 氧

化后, 样品质量增加 12.41 mg/cm²; 相比之下, 样品 S2 在常温盐雾环境腐蚀后的质量变化不明显, 经过 168 h 后质量增加 0.19 mg/cm²; 样品 S3 在盐雾-高温交替环境前 2 次循环的初期质量缓慢增加, 而后质量逐渐减少, 7 次循环后质量减少 5.67 mg/cm²; 对比样品 S3, 样品 S4 在相同实验条件下仅在第 1 次循环后质量稍有增加, 而后质量迅速大幅度降低, 7 次循环后质量减少 44.38 mg/cm², 这表明在盐雾-高温交替环境下, Ni25Cr5AlY 涂层和 GH4169 合金均出现了腐蚀产物的生成和脱落, 且后者的腐蚀退化速度明显高于前者。

2.3 表面宏观形貌分析

图 3 为各实验样品的表面宏观形貌。高温氧化 168 h 的样品 S1 表面呈现出较浅的土黄色, 表明试样表面可能形成了一层连续的氧化膜; 常温盐雾 168 h 的样品 S2 表面仍呈现出较明亮的金属光泽, 看不到明显的腐蚀痕迹; 样品 S3 表面覆盖了一层黑色的连续腐蚀产物膜, 其完整性遭到一定破坏, 出现局部脱落; 样品 S4 表面被黑色的腐蚀产物覆盖, 但与样品 S3 不同, 该腐蚀产物表面凹凸不平, 并呈现一定的粉化状态, 剥落更加严重。上述实验结果表明, Ni25Cr5AlY 涂层在单一高温氧化和常

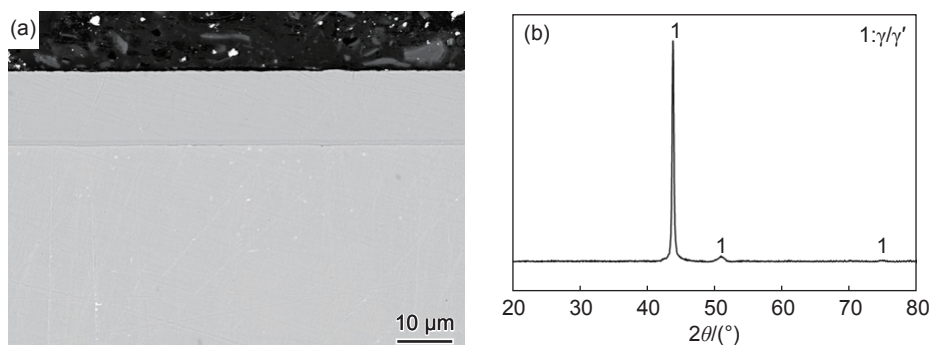


图 1 制备态涂层的截面形貌(a)和 XRD 谱(b)

Fig. 1 Cross-sectional morphology(a) and XRD pattern(b) of as-prepared coatings

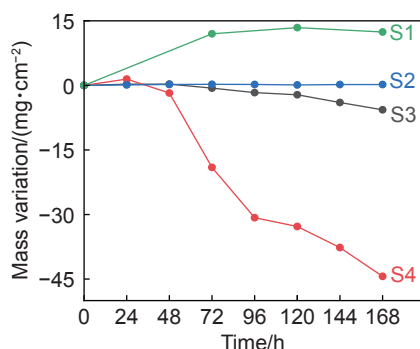


图 2 不同试样的腐蚀动力学曲线

Fig. 2 Corrosion kinetic curves of different test samples

温盐雾环境下能够表现出良好的耐蚀性, 但盐雾-高温的协同作用不仅促进了 Ni25Cr5AlY 涂层表面腐蚀产物膜的快速增长, 同时引发了腐蚀产物膜的剥落和失效, 保护作用降低, 导致样品表面出现较明显的腐蚀损伤。

2.4 XRD 物相组成分析

图 4 为各样品经不同实验条件腐蚀后的 XRD 谱。从图可见, 样品 S1 主要检测到了来自基体中的 γ/γ' 相, 而 Al_2O_3 相的强度较弱, 说明 Ni25Cr5AlY 涂层在高温环境暴露期间发生氧化反应, 且生成的 Al_2O_3 膜较薄; 样品 S2 仅检测到了基

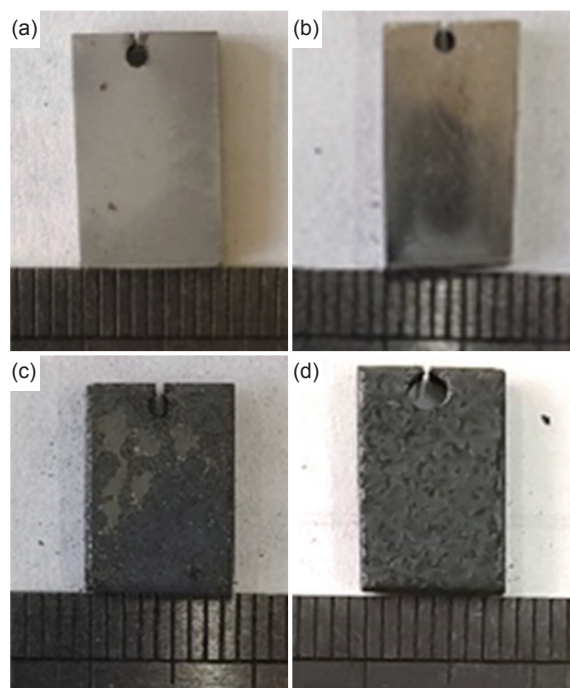


图3 试样的表面宏观形貌 (a)S1; (b)S2; (c)S3; (d)S4

Fig. 3 Surface macroscopic morphologies of samples (a)S1; (b)S2; (c)S3; (d)S4

体中的 γ/γ' 相, 并未检测到氧化物, 说明在盐雾环境中 Ni25Cr5AlY 涂层耐蚀性良好, 腐蚀较轻微, XRD 难以检测到氧化膜; 样品 S3 中检测到较多 Cr_2O_3 , 而 NiCr_2O_4 和 Al_2O_3 强度较弱, 这表明在盐雾-高温交替环境下, 涂层中 Al 元素快速消耗不能

维持表面 Al_2O_3 膜的连续性和致密性, 使其失去保护作用, 导致涂层中 Ni 和 Cr 元素被氧化^[15-17], 少量的 TiO_2 表明 GH4169 合金基体中的 Ti 元素通过扩散到达涂层表面而发生氧化; 样品 S4 表面的氧化膜主要由 NiO 、 TiO_2 、 NiCr_2O_4 和 Cr_2O_3 组成, 说明没有 Ni25Cr5AlY 涂层保护的 GH4169 合金发生了严重的腐蚀退化, 导致基体中 Ni、Cr 和 Ti 元素被大量氧化。

2.5 腐蚀产物膜形貌及成分分析

图5为各实验样品腐蚀后的截面形貌。从图5(a)可见, 经过高温氧化后样品 S1 表面较平直, 氧化膜很薄。经扫描电镜观察, S1 表面形成了一层厚度约 $0.8\ \mu\text{m}$ 的连续致密氧化膜, 能谱分析表明该氧化膜的成分为: O 50.9, Al 39.6, Cr 3.2, Ni 3.3, Y 2.7 (原子分数/%), 这说明涂层表面形成了一层 Al_2O_3 膜, 该结果与 XRD 分析结果一致(图4(a))。由于 Al_2O_3 具有较高热力学稳定性和较低生长速率, 可以提供优异的抗高温氧化性能^[18], 所以 S1 样品氧化 80 h 以后质量变化较小, 如图2所示。图5(b)显示经过常温中性盐雾腐蚀后的样品 S2 表面变得粗糙不平, 且局部位置还形成了点蚀坑。从图5(c)和(d)可以观察到, 经过盐雾-高温交替实验的样品 S3 和 S4 腐蚀损伤清晰可见, 两者均发生了明显的内氧化, 从试样表面测得氧化前沿的深度分别约为 $37\ \mu\text{m}$ 和 $88\ \mu\text{m}$, 且 S4 样品表面的

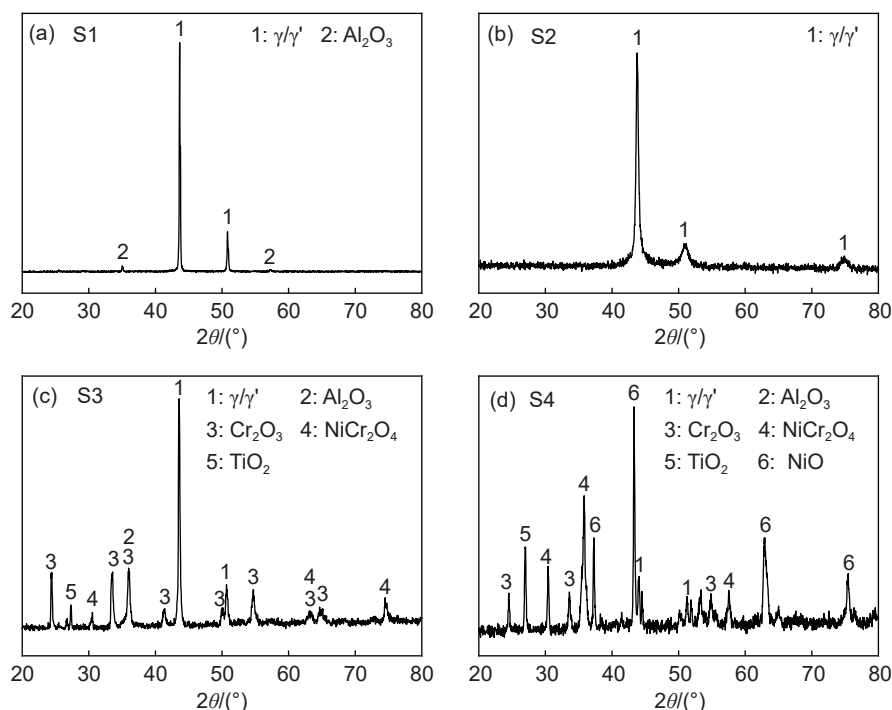


图4 不同试样腐蚀实验后的 XRD 谱 (a)S1; (b)S2; (c)S3; (d)S4

Fig. 4 XRD patterns of different samples after corrosion tests (a)S1; (b)S2; (c)S3; (d)S4

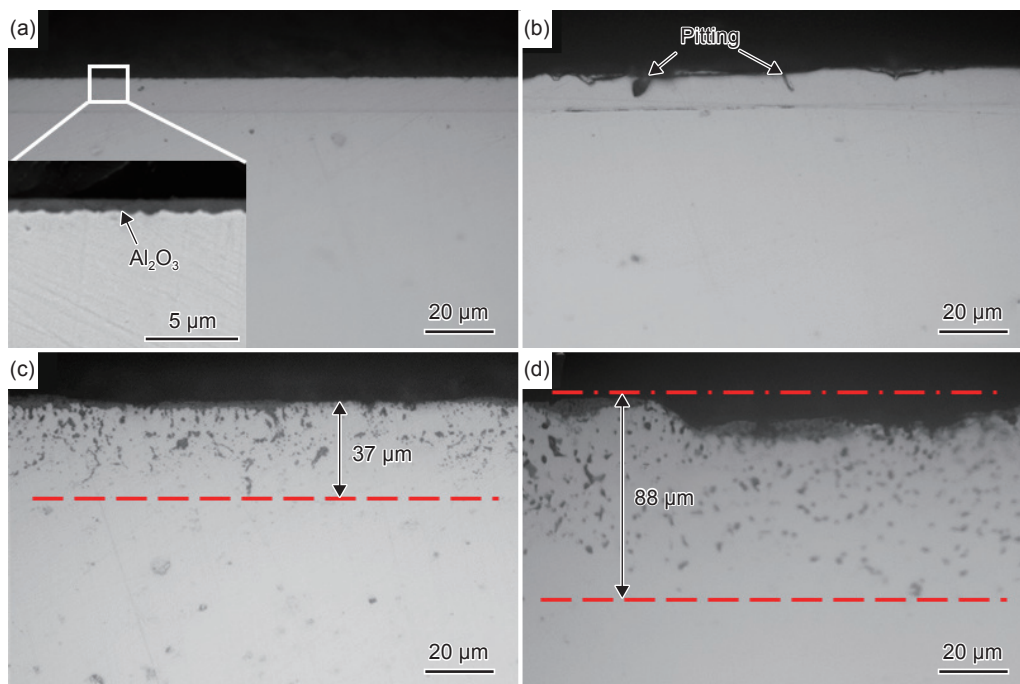


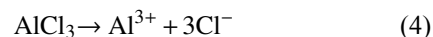
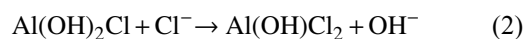
图5 不同试样腐蚀实验后的截面形貌 (a)S1; (b)S2; (c)S3; (d)S4

Fig. 5 Cross-sectional morphologies of different samples after corrosion tests (a)S1; (b)S2; (c)S3; (d)S4

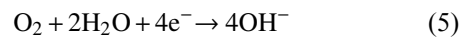
氧化膜剥落严重, 导致表面起伏明显。

图6为样品S3经过7次常温盐雾-高温氧化循环后的截面SEM形貌以及相应EDS谱。如图6(a)所示, 样品S3表面形成了一层基本连续的氧化膜。由图6(b)可知, 氧化膜中富集Cr、Al和Ti, 结合图4(c)中的XRD测试结果可知, 氧化膜的主要成分为 Cr_2O_3 , 在其上下两侧分别形成断续的 TiO_2 和 Al_2O_3 层。值得注意的是, 与S1样品在高温氧化环境中形成连续致密 Al_2O_3 膜不同, S3表面生长的氧化膜致密性较差且疏松多孔, 局部还存在微裂纹, 这导致其不能有效隔绝氧气向内扩散而使涂层和基体发生了较为严重的Al和Ti内氧化。显然, 该结果与常温盐雾-高温氧化交替实验环境所具有的特殊腐蚀机理密切相关。有研究^[12-13, 17]表明MCrAlY涂层表面生长的 Al_2O_3 钝化膜在盐

雾环境中容易遭受 Cl^- 的侵蚀而使氧化层中的金属阳离子转变为可溶性氯化物, 因此, Al_2O_3 膜遭到局部破坏, 并逐渐在涂层表面形成腐蚀坑, 相应电化学腐蚀中可能发生的阳极反应如下^[3, 14]:



阴极则是吸氧反应, 具体反应如下:



S3样品从盐雾箱中取出自然干燥后, 表面会形成一层固态NaCl盐膜。由于NaCl的熔点为

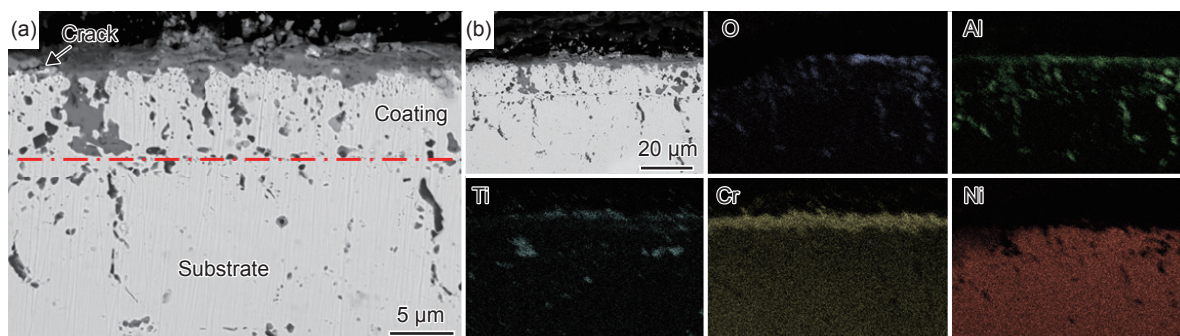
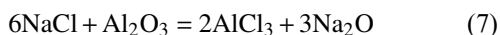
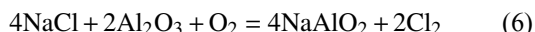


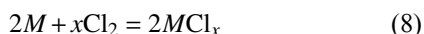
图6 样品S3经7次循环后的截面SEM形貌(a)和EDS面分布(b)

Fig. 6 Cross-sectional SEM morphologies (a) and corresponding EDS mappings (b) of sample S3 after tests with 7 cycles

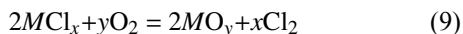
801 ℃, 当样品 S3 再次置于 1000 ℃ 的马弗炉中, 样品除了发生高温氧化反应外, 还因熔融 NaCl 的存在而发生严重的热腐蚀, 其可能的腐蚀反应为^[19-20]:



由于 AlCl_3 的沸点仅为 182.7 ℃, 因此在 1000 ℃ 高温下大量挥发, 导致氧化膜内部出现微孔洞, 大量孔洞的聚集而形成微裂纹, 破坏氧化膜的完整性。一方面, 反应式(6)产生的 Cl_2 能够通过孔洞或裂纹穿过氧化膜向内传输而进入涂层或合金基体, 与其中的金属元素 M ($M = \text{Cr}, \text{Ni}, \text{Al}, \text{Ti}$ 或 Fe) 反应^[2]:



生成各种具有较高挥发性的金属氯化物, 从而使涂层和合金内部形成孔洞。另一方面, 随着挥发性氯化物向外扩散, 以及 O_2 通过氧化膜中的孔洞或裂纹向内扩散, 这些金属氯化物将再次与 O_2 发生氧化反应形成对应的疏松氧化物并释放 Cl_2 ^[21-22], 反应如下:



反应释放的 Cl_2 将再次向内扩散与金属元素

M 反应, 如此往复使反应式(8)和(9)循环进行, 而 Cl_2 在此过程中起到催化剂作用, 通过氯化/氧化循环反应建立氯的活性氧化腐蚀机制^[23], 导致涂层中的 Al 元素被快速消耗, 无法生成连续致密的 Al_2O_3 膜。虽然 Ni25Cr5AlY 涂层中 Cr 元素也会因氯腐蚀而被消耗, 但由于涂层中 Cr 含量较高, 所以涂层表面能维持一层基本连续的 Cr_2O_3 膜。因为 Cr_2O_3 膜的生长速率大于 Al_2O_3 膜^[24], 所以样品 S3 表面的氧化膜厚度大于样品 S1(图 5(a))。随着常温盐雾-高温氧化不断交替进行, 氧化膜不断增厚, 盐雾腐蚀产生的腐蚀坑处应力集中, 从而加速氧化膜在低高温循环过程中发生破裂和剥落。

图 7 为样品 S4 经过 7 次常温盐雾-高温氧化循环后截面 SEM 形貌。如图 7(a) 所示, 该样品表面的腐蚀产物膜连续性和均匀性较差, 且高低起伏明显。能谱分析表明外层较厚的浅灰色腐蚀产物为富 Ni 和 Cr 的氧化物(A 点: O 33.3、Cr 9.1、Fe 6.3、Ni 47.6、Nb 3.7, 原子分数/%, 下同), 结合 XRD 谱可知其为 NiO 和少量 NiCr_2O_4 , 内层较薄的深灰色腐蚀产物(B 点: O 65.6、Cr 25.8、Ni 5.2、Nb 3.4)主要为 Cr_2O_3 。此外, 外层氧化膜中遍布微孔, 而合金基体内部发生沿晶界的内氧化(图 7(b)), 沿晶界形成了许多孔洞。

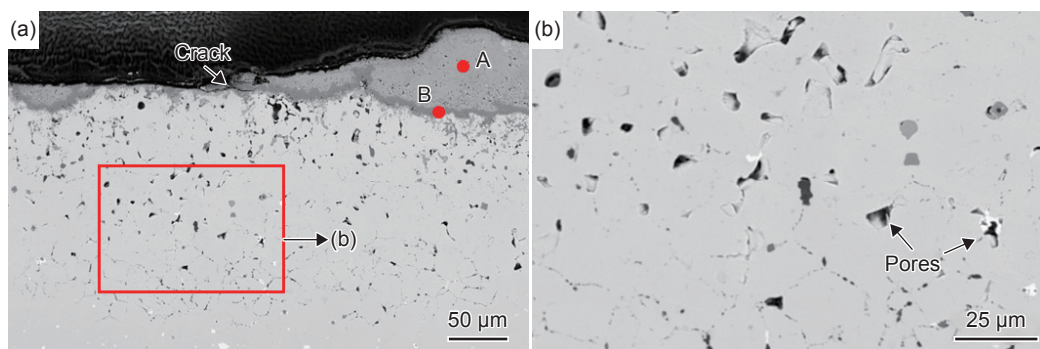
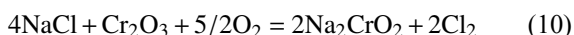


图 7 样品 S4 经 7 次循环后的截面 SEM 形貌(a)和方框区域的高倍形貌(b)

Fig. 7 Cross-sectional SEM morphologies (a) and magnified morphologies of the square area (b) after tests with 7 cycles of sample S4

由于 GH4169 合金中 Cr 含量较高(19.09%), 而 Al 含量较低(0.88%), 因此在合金表面通过 Cr 的选择性氧化形成连续的 Cr_2O_3 膜^[25]。一方面, Cr_2O_3 会与盐雾腐蚀后沉积于合金表面的 NaCl 在高温下反应使 Cr_2O_3 膜溶解并释放 Cl_2 , 反应如下^[2]:



随后 Cl_2 通过反应式(8)和(9)的氯化/氧化循环产生氯的活性氧化腐蚀, 导致合金内部产生大量孔洞和 Al、Ti 的严重内氧化; 另一方面, Cr_2O_3 在 1000 ℃ 高温下逐渐转变为挥发性的 CrO_3 ^[25], 导致合金抗腐蚀性能进一步下降。所以, 合金基体的 Ni 元素被大量氧化而形成保护性较差且疏松多孔的 NiO。并且, 因为 NiO 比 Cr_2O_3 在氯化物熔盐的中性环境中更稳定^[2, 26], 所以它能够在合金表面大

量存在。此外,合金内部晶界可作为 O 和 Cl 的快速扩散通道,从而导致样品 S4 的内氧化深度明显大于有 Ni25Cr5AlY 涂层保护的样品 S3(图 6(a))。

3 结论

(1) 在 1000 °C 高温环境下, Ni25Cr5AlY 涂层表面能生长一层连续致密的 Al_2O_3 膜,没有出现开裂和剥落,呈现良好的抗高温氧化性能。

(2) 在常温盐雾环境下,盐雾中的 Cl⁻能破坏 Ni25Cr5AlY 涂层表面生长的 Al_2O_3 膜,导致表面局部形成点蚀坑,涂层表面粗糙不平。

(3) 在常温盐雾-高温氧化交替环境下,盐雾中沉积在 Ni25Cr5AlY 涂层表面的 NaCl 在 1000 °C 高温下形成熔融盐,引发氯的活性氧化腐蚀,产生挥发性气态氯化物,导致涂层表面 Al_2O_3 膜发生降解而生长 Cr_2O_3 膜,且氧化膜局部发生开裂和剥落,涂层和基体内部产生内氧化,表明 NiCrAlY 高温防护涂层基本不具备在常温盐雾-高温氧化交替环境下长期稳定服役的能力。

(4) 在常温盐雾-高温氧化交替环境下,没有 Ni25Cr5AlY 涂层保护的 GH4169 合金基体表面的 Cr_2O_3 膜因 NaCl 熔融盐引发氯的活性氧化腐蚀而遭受严重的腐蚀破坏,氧化膜出现严重的开裂和剥落,合金表面生长大量保护性较差且疏松多孔的 NiO,合金内部产生严重的内氧化和大量孔洞。

参考文献:

- [1] 骆晨,孙志华,杨丽媛,等.海洋环境服役发动机腐蚀损伤分析及防护能力提升建议[J].装备环境工程,2024,21(5):50-56.
LUO C, SUN Z H, YANG L Y, et al. Analysis on corrosion damage of aero engine servicing in marine environment and suggestions for protection improvement[J]. Equipment Environmental Engineering, 2024, 21(5): 50-56.
- [2] 张伟东,崔宇,刘莉,等.600 °C NaCl 盐雾环境下 GH4169 合金的腐蚀行为[J].金属学报,2023,59(11):1475-1486.
ZHANG W D, CUI Y, LIU L, et al. Corrosion behavior of GH4169 alloy in NaCl solution spray environment at 600 °C[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(11): 1475-1486.
- [3] 陈伟,胡素影,向林,等.高低温交替海洋环境 Ti6Al4V 合金的腐蚀损伤机理[J].表面技术,2023,52(8):237-246.
CHEN W, HU S Y, XIANG L, et al. Corrosion damage mechanism of Ti6Al4V alloy in alternating high and low temperature marine environment[J]. Surface Technology, 2023, 52(8): 237-246.
- [4] 刘佳琪,王超会,林蔚,等.MCrAlY 金属黏结层高温失效行为研究进展[J].材料工程,2024,52(3):22-32.
LIU J Q, WANG C H, LIN W, et al. Research progress in high-temperature failure behavior of MCrAlY metal bond-coat[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(3): 22-32.
- [5] 李佳琳,杨杰,穆春辉,等.一种无机盐铝涂层涂覆镍基粉末高温合金的高温氧化组织分析[J].航空材料学报,2023,43(5):67-75.
LI J L, YANG J, MU C H, et al. High temperature oxidation microstructure analysis of Ni-based P/M superalloy coated with an inorganic aluminum coating[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2023, 43(5): 67-75.
- [6] 陈卫杰,宋鹏,高栋,等.航空发动机和工业燃气轮机热喷涂热障涂层用金属黏结层:回顾与展望[J].航空材料学报,2022,42(1):15-24.
CHEN W J, SONG P, GAO D, et al. Metallic bond coats for thermally-sprayed thermal barrier coatings applied to aero-engines and industrial gas turbines: review and prospect[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2022, 42(1): 15-24.
- [7] XIE Y, TIAN L, YOU L, et al. Development and high-temperature corrosion performance of MCrAl(Y) coatings prepared by electrochemical deposition: a brief review[J]. High Temperature Corrosion of Materials, 2023, 100(5): 475-489.
- [8] KANE K A, PILLAI R R, LANCE M J, et al. Long term oxidation of NiCoCrAlY coated Ni-based superalloys: a comparison of observed and simulated interdiffusion[J]. Corrosion Science, 2023, 219: 111213.
- [9] WANG J, CHEN M, CHENG Y, et al. Hot corrosion of arc ion plating NiCrAlY and sputtered nanocrystalline coatings on a nickel-based single-crystal superalloy[J]. Corrosion Science, 2017, 123: 27-39.
- [10] XU M M, LI Y Y, ZHANG C Y, et al. Synergistic effect of Re-base diffusion barrier and Pt modification on the oxidation behavior of NiCrAlY coatings[J]. Corrosion Science, 2022, 194: 109919.
- [11] BAI H, SU C, XIE Y, et al. High temperature corrosion of laser additively manufactured CoNiCrAlY[J]. Corrosion Communications, 2022, 7: 35-42.
- [12] 李淑青,王纯,李其连,等.激光-等离子复合热源喷涂 NiCrAlY 涂层的抗盐雾腐蚀性能[J].材料保护,2010,43(10):1-3.
LI S Q, WANG C, LI Q L, et al. Corrosion resistance to salt spray of laser-plasma hybrid thermally sprayed NiCrAlY coating[J]. Journal of Materials Protection,

- 2010, 43(10): 1-3.
- [13] 刘英坤, 陈和兴, 余志明, 等. NiCoCrAlY 涂层的抗中性盐雾腐蚀性能 [J]. 机械工程材料, 2008, 32(10): 52-59.
- LIU Y K, CHEN H X, YU Z M, et al. Salt spray corrosion performance of NiCoCrAlY coating[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2008, 32(10): 52-59.
- [14] 项民, 张琦, 骆军华. 盐雾腐蚀对 NiCoCrAlY 涂层性能的影响 [J]. 北京航空航天大学学报, 2004, 30(10): 1017-1020.
- XIANG M, ZHANG Q, LUO J H. Influence of salt spray corrosion on the performance of NiCoCrAlY coatings[J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2004, 30(10): 1017-1020.
- [15] 张鹏飞, 李建平, 蔡妍, 等. DZ125 合金真空电弧镀沉积复合涂层技术 [J]. 航空材料学报, 2020, 40(2): 22-27.
- ZAHNG P F, LI J P, CAI Y, et al. AIP multi-layer coating on DZ125 superalloy substrate[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(2): 22-27.
- [16] LI F, XIE Y, YANG L, et al. Study on cyclic thermal corrosion behavior of APS-7YSZ thermal barrier coating at room- and high temperature[J]. Ceramics International, 2021, 47(20): 29490-29498.
- [17] 朱荣涛, 张亮, 汪永宏, 等. 高低温交替海洋环境下 NiCoCrAlY/AlSiY 复合涂层的腐蚀失效机理 [J]. 材料保护, 2024, 57(4): 1-10.
- ZHU R T, ZHANG L, WANG Y H, et al. Corrosion failure mechanism of NiCoCrAlY/AlSiY composite coatings in alternating high and low temperature marine environments[J]. Journal of Materials Protection, 2024, 57(4): 1-10.
- [18] XIE Y, SU C, HUANG Z, et al. Improvement of oxidation resistance and alumina regrowth ability of Ni-30Cr-5Al alloy without and with Y: nanocrystallization effect[J]. Corrosion Science, 2023, 223: 111472.
- [19] LIU D, YANG W, CHEN Y, et al. Hot corrosion behavior of a powder metallurgy superalloy under gas containing chloride salts[J]. Oxidation of Metals, 2022, 98(3): 325-339.
- [20] KALAKHAN O S. Kinetic regularities of the electrochemical processes of corrosion fatigue in titanium alloys[J]. Materials Science, 2003, 39(5): 615-628.
- [21] ZHANG M, FENG Y, WANG Y, et al. Corrosion behaviors of nitride coatings on titanium alloy in NaCl-induced hot corrosion[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34(10): 1434-1446.
- [22] WANG W, CUI Y, LIU R, et al. Revealing internal corrosion of GH4169 with stress coupled solid NaCl deposited in a humid environment of 600 °C[J]. Corrosion Science, 2022, 195: 110004.
- [23] GRABKE H J, REESE E, SPIEGEL M. The effects of chlorides, hydrogen chloride, and sulfur dioxide in the oxidation of steels below deposits[J]. Corrosion Science, 1995, 37(7): 1023-1043.
- [24] PENG X, ZHEN H, TIAN L, et al. A novel strategy to apply metallic nanoparticles to manufacture NiCrAl composite coatings smartly growing chromia and alumina[J]. Composites Part B, 2022, 234: 109721.
- [25] 胡琪, 耿树江, 王金龙, 等. Inconel 718 及其渗铝涂层在 Na₂SO₄+5%NaCl 混合盐膜下的热腐蚀行为 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2023, 44(3): 623-634.
- HU Q, GENG S J, WANG J L, et al. Hot corrosion behavior of Inconel 718 without and with aluminide coating in air beneath a thin film of salt mixture of Na₂SO₄ + 5%NaCl[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2023, 44(3): 623-634.
- [26] 陈思雨, 张弦, 李腾, 等. 多元氯化物熔盐中表面改性 Inconel 625 的腐蚀行为 [J]. 中国表面工程, 2024, 37(1): 87-99.
- CHEN S Y, ZAHNG X, LI T, et al. Corrosion behavior of surface modified alloy Inconel 625 in chloride molten salts[J]. China Surface Engineering, 2024, 37(1): 87-99.

收稿日期: 2024-07-01; 修订日期: 2024-07-17

基金项目: 江西省重点研发计划项目(20232BBE50007); 江西省自然科学基金项目(20224BAB214018)

通讯作者: 谢云(1988—), 男, 博士, 副教授, 主要从事金属材料腐蚀与防护相关研究, 联系地址: 南昌市丰和南大道696号(330063), E-mail: yun.xie@nchu.edu.cn

(本文责编: 陈 卉)