

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5157

高温盐雾腐蚀设备与 TiAl 合金的腐蚀行为研究

马 彪¹, 张晨愉¹, 卫贝贝¹, 唐 斌^{1,2}

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室 陕西 西安 710072 2. 西北工业大学重庆科创中心 重庆 401135)

摘 要: 作为新型轻质耐高温结构材料, TiAl 合金因具有低密度、高比强度、优异的高温抗蠕变性能等优点, 是钛合金使用温度上限和高温合金使用温度下限区间内(700~900 °C)的唯一候选材料。然而, 在 TiAl 合金的实际服役环境中, 燃油或海水中的 S、Cl 和碱金属元素的杂质会产生混合盐, 沉积在 TiAl 合金构件表面并与合金基体发生热腐蚀行为, 诱导合金构件失效。因此需要构建高温腐蚀环境, 研究 TiAl 合金的热腐蚀行为, 为推进 TiAl 合金的服役性能评估与优化提供理论参考。基于此, 在 850 °C 盐雾环境下对 TNM 合金的热腐蚀行为展开系统研究, 观察其表面形貌, 分析热腐蚀产物组成, 探讨热腐蚀行为机理。结果表明, 在 850 °C 下 TNM 合金表面热腐蚀产物由鳞片状 TiO₂ 和连续致密的 Al₂O₃ 组成, 且最外层以 TiO₂ 为主, 随热腐蚀时间延长, TiO₂ 形态由鳞片状向柱状转变, 分布形式趋于团簇分布。随热腐蚀时间延长或循环周次增加, 热腐蚀层在腐蚀介质侵蚀与热应力耦合作用下发生破碎脱落, 暴露出合金基体组织并进一步发生热腐蚀, 出现腐蚀层“形成-脱落”的循环过程。随热腐蚀时间延长, 合金表面的热腐蚀行为由热腐蚀层“形成-脱落”的循环过程转变为沿 α_2 相快速向合金内部侵蚀的相选择性腐蚀过程, 导致表面难以形成连续保护性氧化层, 严重破坏合金的抗腐蚀性能。

关键词: TiAl 合金; 高温盐雾腐蚀设备; 热腐蚀

中图分类号: TG146

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)02-0162-07

High-temperature Salt Spray Equipment and Study on Corrosion Behavior of TiAl Alloy

MA Biao¹, ZHANG Chenyu¹, WEI Beibei¹, TANG Bin^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Innovation Center NPU Chongqing, Chongqing 401135, China)

Abstract: As a new type of lightweight high-temperature resistant structural material, owing to its advantages of low density, high specific strength, and excellent high-temperature creep resistance, TiAl alloys stand as the sole candidate material within the temperature range between the upper service temperature limit of titanium alloys and the lower service temperature limit of superalloys (from 700 to 900 °C). However, in the actual service environment of TiAl alloys, impurities such as S, Cl, and alkali metal elements from fuel or seawater can form mixed salts. These salts deposit on the surface of the TiAl alloy components, inducing hot corrosion reactions with the alloy matrix, which leads to component failure. Thus, it is necessary to construct a high-temperature corrosion environment to investigate the hot corrosion behavior of TiAl alloys, which will provide theoretical references for advancing the evaluation and optimization of their service performance. Accordingly, a systematic study on the hot corrosion behavior of TNM alloys was conducted under 850 °C salt spray conditions. The surface morphology was observed, the composition of the hot corrosion products was analysed, and the mechanism of hot corrosion behavior was discussed. The results indicate that the hot corrosion products on the surface of TNM alloys are dominated by flake-like TiO₂ and a continuous dense Al₂O₃ layer at 850 °C, and the outermost layer is dominated by TiO₂. As hot corrosion continues, the morphology of TiO₂ transforms from flake-like to columnar, and its distribution tends to be clustered. With increasing hot corrosion time or an increase in the number of hot corrosion

收稿日期: 2025-07-22

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3702603)

作者简介: 马 彪, 2001 年生, 博士生. 研究方向为钛铝合金高温腐蚀行为. Email: mabiao@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 唐 斌, 1984 年生, 博士, 教授. 研究方向为航空航天用先进金属结构材料及其特种制造技术. Email: toby@nwpu.edu.cn

引用格式: 马彪, 张晨愉, 卫贝贝, 唐斌. 高温盐雾腐蚀设备与 TiAl 合金的腐蚀行为研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(2): 162-168.

MA B, ZHANG C Y, WEI B B, TANG B. High-temperature salt spray equipment and study on corrosion behavior of TiAl alloy[J]. Foundry Technology, 2026, 47(2): 162-168.

cycles, the hot corrosion layer fractures and spalls under the coupling effect of corrosive medium erosion and thermal stress, which exposes the alloy matrix and leads to further hot corrosion, resulting in a cyclic process of "formation to spallation" of the hot corrosion layer. As the hot corrosion time increases, the hot corrosion behavior on the alloy surface transitions from the cyclic process of "formation-spallation" of the corrosion layer to a phase-selective corrosion process that rapidly penetrates the alloy interior along the α_2 phase. This transition makes it difficult to form a continuous protective oxide layer on the surface, which severely deteriorates the corrosion resistance of the alloy.

Key words: TiAl alloy; high-temperature salt spray corrosion equipment; hot corrosion

新型航空航天飞行器的快速发展对轻质耐高温材料的服役性能提出了更高的要求,结构复杂化、服役条件严苛化等方向是轻质耐高温材料的发展重点^[1-2]。作为新型轻质耐高温结构材料,TiAl 合金具有低密度、高比强度、优异的高温抗蠕变性能等优点,是钛合金使用温度上限和高温合金使用温度下限区间内(700~900 °C)的唯一候选材料^[1-4]。因此,TiAl 合金越来越广泛地应用在航空发动机的高压气机、低压涡轮叶片、发动机阀门和部分航空航天关键结构件^[5-8]。然而,TiAl 合金的服役环境相当恶劣,高温下,燃油或海面的雾气以及潮湿空气中含有 S、Cl 和碱金属元素的杂质会产生混合盐,沉积在 TiAl 合金构件表面并与合金基体发生化学反应促进 O 原子、N 原子向基体扩散,加速合金基体的氧化并形成疏松多孔的非保护性氧化层,诱导合金发生热腐蚀行为^[9-11]。酸碱熔融模型常用以解释合金的高温热腐蚀现象,该理论认为沉积在合金表面的混合盐在高温下处于熔融状态,合金在界面处主要与熔盐中存在的 O^{2-} 离子发生反应,并将阴离子与保护性氧化物的 O^{2-} 离子结合的反应称为碱性熔解,将帮助氧化物分解为阳离子和 O^{2-} 离子的反应称为酸性熔解^[12-14]。基于上述理论模型,Godlewska 等^[14]等深入分析了 Ti-46Al-8Ta 合金在 NaCl、Na₂SO₄、NaCl+Na₂SO₄ 3 种腐蚀介质下的热腐蚀行为,系统的总结出 S 元素和 Cl 元素在 TiAl 合金热腐蚀过程中的影响机理:S 元素主要促进合金发生“协同热腐蚀效应”,即在硫酸盐的作用下,TiO₂ 和 Al₂O₃ 的熔解反应彼此促进,使保护性氧化层在反复的熔融析出中失效,为阴阳离子的扩散提供通道^[13-14];Cl 元素主要与合金发生“自维持反应”,即 NaCl 在高温下与金属基体直接反应生成 Cl₂,Cl₂ 与金属反应生成挥发性氯化物,挥发性氯化物在外扩散过程中与 O₂ 发生反应形成稳定性更高的氧化物,并再次产生 Cl₂ 腐蚀金属,该反应的持续进行使腐蚀层疏松多孔,为阴阳离子的扩散提供通道,并且腐蚀层的脆性增大,容易发生脱落^[9,14]。S、Cl 元素协同作用,降低合金抗腐蚀性能,并在循环热腐蚀过程中不断破坏合金表面结构。最终,在高温与腐蚀条件的长时间耦合

作用下,合金出现明显的组织退化和性能损伤积累,从而引起构件失效。

针对 TiAl 合金构件实际服役的复杂环境,需在高温氧化实验基础上构建腐蚀性环境,通过热腐蚀实验模拟其在实际服役环境下的热腐蚀过程。由于热腐蚀介质和腐蚀机理的不同,可以将 TiAl 合金热腐蚀环境拆分为盐雾、油气和水氧 3 种。其中高温油气腐蚀耗时较长,一般直接选取服役过程中腐蚀失效的构件进行分析探究;高温水氧腐蚀则是向环境箱中吹送按一定比例混合的水氧气体搭建高温水氧腐蚀环境。高温盐雾腐蚀实验借助盐涂覆法或熔盐气体吹送法搭建腐蚀环境^[9,14-16]。盐涂覆法是在合金表面均匀沉积特定比重的混合盐并进行高温腐蚀实验,但不具备 TiAl 合金服役环境中高温气体的流动特性和腐蚀性介质持续沉积的特点^[14-15];熔盐气体吹送法则借助流动气体将熔盐上方的盐蒸气吹送到合金表面实现高温腐蚀,但只适用于温度高于混合盐熔点的高温腐蚀实验,难以定量分析盐沉积量对构件高温腐蚀行为的影响^[16]。因此,有必要开发新型热腐蚀实验方法,综合上述两种实验方法的优点,使热腐蚀实验条件更加接近合金的实际服役环境,为深入探究 TiAl 合金服役过程中的热腐蚀行为特征与影响机制提供实验基础。

本研究选取名义成分为 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo(原子分数,%)的 TiAl 合金作为研究对象,简称 TNM 合金,并通过锻造和热处理调控得到理想的组织状态。随后,基于团队自主设计的高温腐蚀设备,在 850 °C 盐雾环境下对 TNM 合金的热腐蚀行为展开系统研究,通过深入分析其表面微观组织演变、热腐蚀产物组成与特征,探讨总结得出 TNM 合金热腐蚀行为特征与机制,为 TiAl 合金的抗腐蚀性能评估与优化提供重要理论基础。

1 实验材料与方法

西北工业大学稀有金属材料与加工研究团队将盐涂覆法和熔盐气体吹送法的优点集中在一台设备上,设计出一种多条件腐蚀气氛下的高温腐蚀设备,如图 1a 和 b 所示,设备主要由箱体、实验腔体、加热

控温模块、腐蚀介质储存室、高精度蠕动泵(用于控制腐蚀介质泵入流速)、混合预热炉(用于对混合油气或特殊腐蚀性物质进行预热处理)、气体流量计(用于控制压缩空气流速)和智能控制系统等部件构成。设备实验腔体温度由加热控温模块控制温度,长期使用温度范围为室温-1 100℃,升温速率0~50℃/min,顶部配有安全阀和压力传感器,保障实验安全;腐蚀介质储存室具有3个独立的储存装置,可填充不同种类的腐蚀溶液,单个容量为15 L;配备三台高精度蠕动泵与腐蚀介质储存室连接,流量范围为0.17~290 mL/min,误差≤0.5%;混合预热炉最高温度可达600℃,可以实现快速预热;不同量程的气体流量计组合使用,可以实现压缩气体流量在20 mL/min-20 L/min内的高精度调控;智能控制系统全部采用智能PID控制,控制稳定,控制精度高,可实时显示气体流量、水蒸气流量、管道温度、预热炉温度、高温炉温度等参数。设备主要工作原理是借助压缩空气形成的高压气流将去离子水或混有腐蚀介质的液体雾化并均匀吹送进炉腔内,创建流速和腐蚀介质浓度均稳定可调的高温腐蚀环境。该设备的创新与优点是可以将盐雾环境、油气环境、水氧环境集中在一台设备上,共用一个环境箱,并通过智能控制系统进行操作,可以根据实验要求分别进行单种或两种混合腐蚀环境的高温腐蚀实验。

将按比例配置好的盐溶液装入盐雾腐蚀介质储存室中,待腐蚀样品摆放于实验腔体内部的横板上后旋紧密封阀门,如图1c所示,设备摆放试样的横板区域采用网格状底座,尽可能增大试样与腐蚀环境的接触面积。气体流量计连接空气压缩机,可以先通过控制装置打开气体流量计向实验腔体内吹送压缩空气,然后通过控制装置设定腐蚀温度、

升温速率、腐蚀时长、盐雾高精度蠕动泵流速和压缩空气流速等实验参数,待实验腔体到达预设温度,启动盐雾高精度蠕动泵经盐雾介质金属管道向实验腔体输送盐溶液,盐溶液在压缩气体和雾化喷嘴作用下均匀雾化并充入实验腔体中,从而在实验腔体内实现预设的稳定盐雾腐蚀环境,实验腔体后方连接尾气处理装置,可对高温尾气进行冷凝、洗气、干燥等无害化处理后排放。

选取TNM(Ti-43.5Al-4Nb-1Mo)合金作为研究对象,合金经在1170℃下经单向三道次锻造,锻坯总压下量74%,第三道次变形后在1170℃回炉保温2 h,保温结束后随炉冷却获得锻造TNM,再经过1280℃×1 h-炉冷后,获得用于进行热腐蚀实验的初始合金。其初始组织如图2a所示,以尺寸均匀的 $\alpha_2+\gamma$ 片层团和等轴 γ 相为主,少量 β_0 相分布于晶界边缘,其中等轴 γ 相主要分布于 $\alpha_2+\gamma$ 片层团边界处,如图2b所示。切取若干尺寸为10 mm×10 mm×7 mm的块状合金试样,试样在240#砂纸下打磨去除表面氧化层,用酒精清洗并干燥后用于进行热腐蚀试验。热腐蚀实验在图1所示的高温腐蚀设备中进行,热腐蚀实验温度为850℃,升温速率为20℃/min,选用腐蚀介质为5%(质量分数)混合盐(90%Na₂SO₄+10%NaCl)溶液,盐溶液泵入流速为1 mL/min,空气流速为15 L/min,单次热腐蚀时间为10 h,循环周次为5次,总热腐蚀时长为50 h。取热腐蚀时长为10、30和50 h的样品,利用场发射扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)及其搭载的能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)分析其表面热腐蚀组织特征,并与初始样品进行对比分析,以探究热腐蚀对合金表面微观组织的影响,分析TNM合金高温腐蚀行为机理,为改善TiAl合

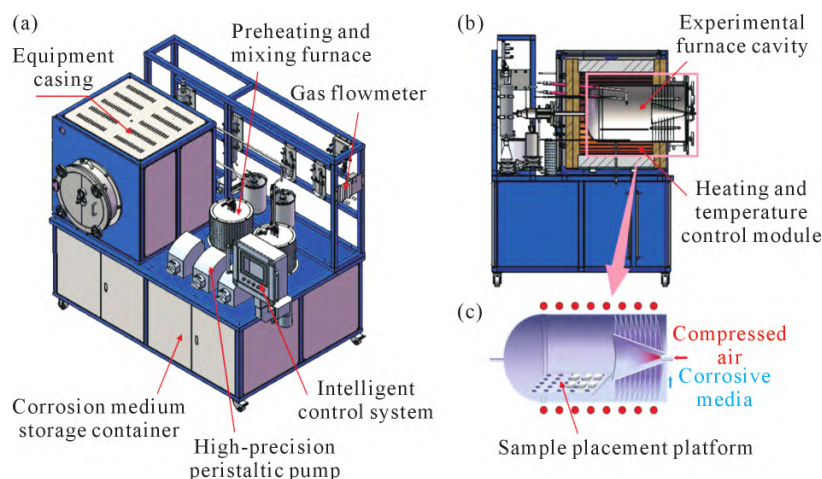


图1 高温腐蚀设备:(a, b) 设备设计图;(c) 高温盐雾腐蚀示意图

Fig.1 High-temperature corrosion equipment: (a, b) equipment design diagrams; (c) schematic diagram of high-temperature salt spray corrosion

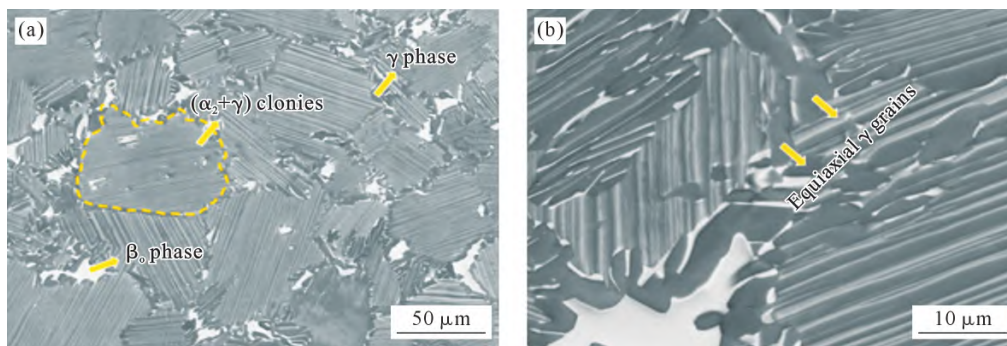


图 2 TNM 合金微观组织:(a) 初始组织;(b) 高倍放大图

Fig.2 Microstructure of the TNM alloy: (a) initial microstructure; (b) high magnification image

金苛刻环境下的服役性能提供理论支撑。

2 实验结果及讨论

2.1 热腐蚀形貌

选取初始样品及经过不同时长热腐蚀后的样品观察其表面微观组织形貌,获得的结果如图 3 所示。图 3a 为初始样品的表面形貌,表面经砂纸打磨后存在较多明显的划痕,划痕基本沿同一方向,且无明显氧化痕迹。经单次 10 h 热腐蚀后,可以看出合金表面出现了明显的腐蚀痕迹,如图 3b 所示,此时大部分区域的腐蚀产物分布较为均匀,在少数区域出现腐蚀产物的聚集现象,并且部分区域已经出现腐蚀层的剥落,裸露出合金基体,这是由于热腐蚀层与基体之间结合不紧密,且两者之间热膨胀系数差异较大,在热腐蚀过程中受较大热应力影响时便

会引起热腐蚀层的剥落^[17]。随着热腐蚀时间延长至 30 h,如图 3c,可明显看出合金表面团簇状腐蚀产物区域增多,且部分热腐蚀区域出现更为明显的剥落现象。图 3d 为经 50 h 热腐蚀后的合金表面,此时大部分区域的热腐蚀产物已经在室温-高温循环热腐蚀过程中的热应力影响下与基体剥离脱落,并且仔细观察可以发现,裸露的基体在高温及腐蚀介质影响下再次形成均匀的热腐蚀区域,部分与基体结合较为紧密的热腐蚀区域的腐蚀产物聚集形成丘陵状,进一步加大了合金表面的粗糙度。上述循环热腐蚀过程中热腐蚀产物的交替剥落-生成在不断侵蚀合金基体的同时,还会增大合金表面的粗糙度,这些现象的出现可能导致合金力学性能的进一步降低。

2.2 热腐蚀产物组成及形貌

为了进一步确定 TNM 合金热腐蚀产物的组成

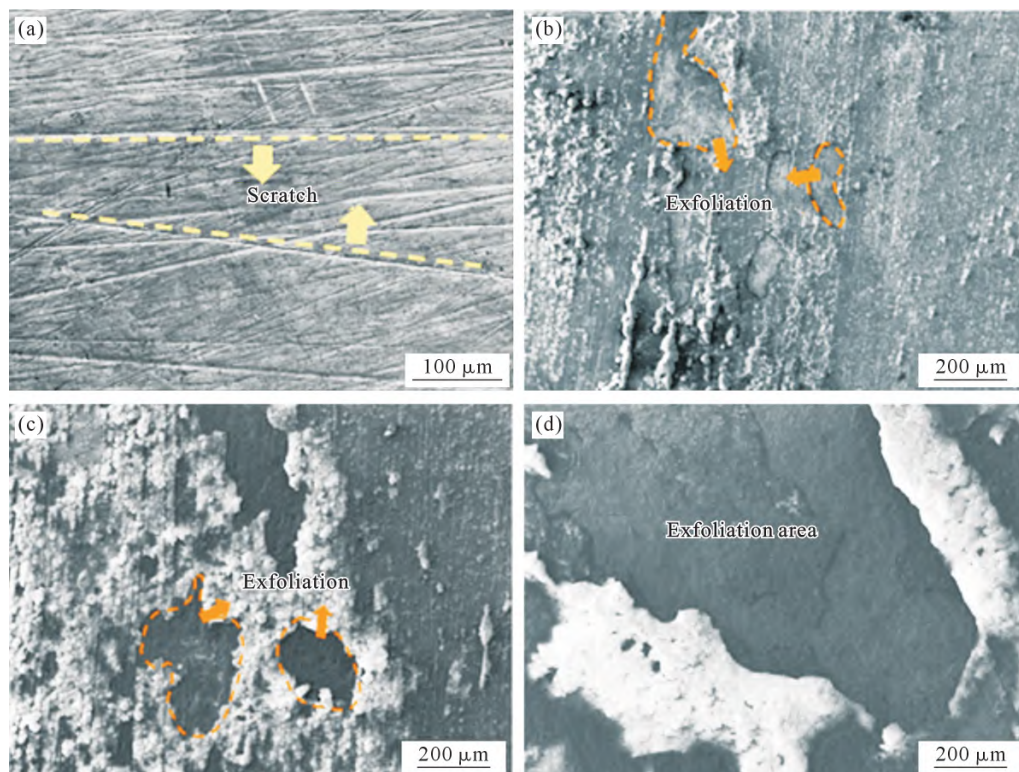


图 3 TNM 合金经过不同时长热腐蚀后的表面形貌:(a) 初始样品;(b) 10 h;(c) 30 h;(d) 50 h

Fig.3 Surface microstructure of the TNM alloy after hot corrosion for different durations: (a) initial sample; (b) 10 h; (c) 30 h; (d) 50 h

及形貌,在图 3b 对应区域中选择合适的区域进行观察分析。图 4 为 TNM 合金经 10 h 热腐蚀后的表面形貌及元素分布图,可以看出,左侧热腐蚀层未脱落区域富集 Ti、Al、O 3 种元素,右侧热腐蚀层脱落后裸露出合金基体组织,Nb、Mo 元素在该区域富集,但根据 O 元素分布情况可以看出,该区域同样发生一定程度热腐蚀。结合表 1 所示的面扫描元素比例进行分析,面扫描结果显示,合金表面热腐蚀层的元素以 Ti、Al、O 3 种元素为主,且元素比例接近 2:1:3,表明合金表面热腐蚀产物主要为 Ti 和 Al 元素的氧化物,常温下两种金属氧化物的稳定存在形式为 TiO_2 和 Al_2O_3 ,一般且 TiO_2 以针状或柱状形式存在,而 Al_2O_3 则连续分布或呈岛屿状存在^[18-19]。为进一步确定合金表面腐蚀产物的物相组成,在 X 射线衍射仪上对合金的初始试样及热腐蚀 50 h 后的样品表面进行测试,得到如图 5 所示的 XRD 衍射图。XRD 的测试结果显示,TNM 合金初始样品表面的相组成以 $\alpha\text{-Ti}_3\text{Al}$ 和 $\gamma\text{-TiAl}$ 为主,而在 850 °C 热腐蚀 50 h 后,对比初始样品表面的衍射曲线,可以看到新的衍射峰出现,对应 TiO_2 和 Al_2O_3 产物,并且此时 $\alpha\text{-Ti}_3\text{Al}$ 和 $\gamma\text{-TiAl}$ 对应的衍射峰强度减弱,证明合金表面的主要腐蚀产物为 TiO_2 和 Al_2O_3 氧化层,试样表面被生成的 TiO_2 和 Al_2O_3 氧化物覆

盖。因此认为 TNM 合金表面的热腐蚀产物以 TiO_2 和 Al_2O_3 为主,并且掺杂有少量 Na 元素的氧化物。面扫描结果中并未检测到 S、Cl 元素,这是因为在 850 °C 盐雾条件下,沉积在合金表面的混合盐以熔融形式存在,根据“酸碱熔融理论”,S、Cl 元素形成的离子在反应过程中均以中间物质形式存在,并不会沉积在最终的热腐蚀产物中。

为了观察热腐蚀产物的分布形态,选取经过不同时长热腐蚀后合金表面的热腐蚀产物团簇区域进行放大观察。可以看到,在经过 10 h 热腐蚀后,如图 6a 所示,合金表面的 TiO_2 以细小的鳞片状存在于合金最外层,而 Al_2O_3 则难以观察到。由于腐蚀前期 TiO_2 和 Al_2O_3 的自由能和平衡氧分压相近, TiO_2 和 Al_2O_3 在合金表面几乎同时生成,但 TiO_2 具有更低的生长活化能,其生长速率远高于 Al_2O_3 , TiO_2 以鳞片状快速铺满合金外层,掩盖了 Al_2O_3 ^[18-21]。随着热腐蚀时长延长到 30 h,在图 6b 中可以看到合金表面以柱状 TiO_2 为主,由于热腐蚀过程中腐蚀性介质通过“酸碱熔融反应”不断侵蚀致密的 $\text{TiO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$ 氧化层,为两侧原子扩散提供通道,并且 TiO_2 生长速率远高于 Al_2O_3 ,因此,随着热腐蚀的进一步进行,合金表面逐渐被柱状 TiO_2 覆盖,与图 6a 相比,此时 TiO_2 尺寸明显较大,分布更加趋于团簇状。在热腐

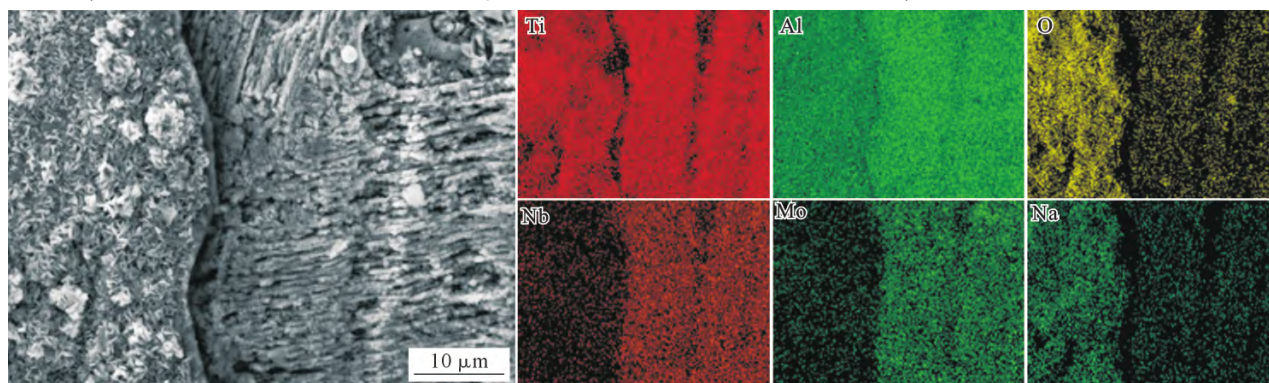


图 4 TNM 合金经 10 h 热腐蚀后的表面形貌及元素分布

Fig.4 Surface microstructure and element distribution of the TNM alloy after 10 h of hot corrosion

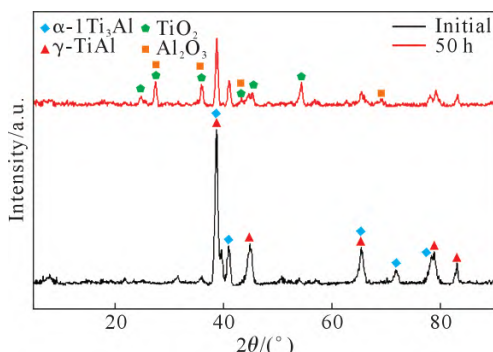


图 5 TNM 合金初始样品及热腐蚀 50 h 后样品表面的 XRD 衍射图

Fig.5 XRD patterns of the initial TNM alloy sample and the surface of the sample after 50 h of hot corrosion

表 1 图 4 对应区域的 EDS 面扫描检测结果
Tab.1 EDS mapping results of the corresponding region
in Fig. 4

(atomic fraction/%)							
Ti	Al	Nb	Mo	O	Na	S	Cl
28.49	15.06	1.84	0.46	52.26	1.89	-	-

蚀时长为 50 h 时,图 3d 显示此时合金表面大部分热腐蚀氧化层已经完全脱落,图 6c 为残余丘陵状热腐蚀区域的显微放大图,可以看出微观上合金表面的热腐蚀氧化物仍以柱状 TiO_2 为主,与 30 h 热腐蚀后合金表面形貌(图 6b)相比, TiO_2 形态和尺寸并未发生明显变化。

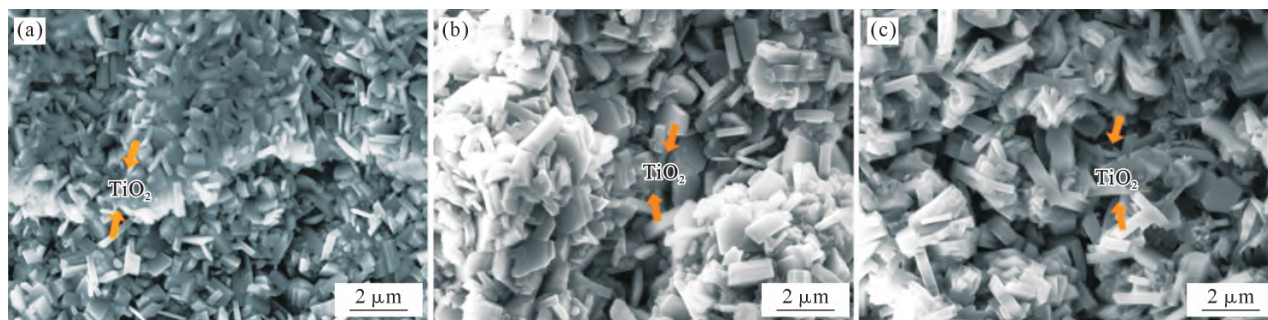


图 6 TNM 合金经过不同时长热腐蚀后热腐蚀产物的形貌:(a) 10 h; (b) 30 h; (c) 50 h

Fig.6 Morphology of hot corrosion products on TNM alloys after hot corrosion for different durations: (a) 10 h; (b) 30 h; (c) 50 h

2.3 热腐蚀行为

通过前文分析可知,TNM 合金在热腐蚀过程中,首先,合金表面在高温及腐蚀介质作用下形成一层由 TiO_2 和 Al_2O_3 组成的均匀致密的热腐蚀层;随后,致密的氧化层在 S 元素作用下反复熔融析出,在 Cl 元素作用下则会逐渐疏松多孔,两种腐蚀介质共同作用,破坏合金致密腐蚀层的完整性,为 Ti、Al 原子扩散到合金表面提供更多通道,在这个过程中,Ti 原子的扩散速率较快,且其氧化物的生长活化能更低^[20],因此合金表面逐渐形成大量柱状 TiO_2 ,并以团簇形式分布;在热腐蚀过程中,热腐蚀介质引起腐蚀层疏松多孔,在热膨胀系数差异、热应力等因素作用下,热腐蚀层逐渐破碎脱落,暴露出合金基体组织。值得注意的是,此时合金基体组织在高温和腐蚀介质作用下迅速发生氧化,其基体表面并非再次形成均匀致密的 $\text{TiO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$ 混合氧化层,而是出现明显的相选择性腐蚀,如图 4 显微组织图的右侧部分,这是由于 α_2 - Ti_3Al 相中 Ti 原子比例较高,而 γ -TiAl 相中 Ti 原子比例较低,且 Ti 原子的扩散速率比 Al 原子更快,因此 α_2 相会优先发生腐蚀,在片层中形成热蚀沟并向两侧和基体内部延伸,为两侧元素的互扩散行为提供通道,使合金表面难以形成连续致密的氧化层,加剧合金表面的腐蚀^[15-17]。

因此,在 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 条件下,一定周期内,随着热腐蚀周次和热腐蚀时间的延长,TNM 合金表面的热腐蚀行为会逐渐由渐进式的热腐蚀层形成-脱落的循环过程转变为沿 α_2 相快速向合金内部侵蚀的相选择性腐蚀过程,这种转变不仅会破坏合金的抗腐蚀性能,同样会导致合金表面粗糙度增大、裂纹和孔洞等缺陷增多,恶化合金的力学性能。值得注意的是,初始 TNM 合金由于表面经过砂纸打磨,在热腐蚀初期并未出现明显的相选择性腐蚀,而是形成了连续致密的混合型腐蚀层,因此可以考虑通过改变合金表面组织状态来提高合金的抗腐蚀性能。

3 结论

(1)在 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 下 TNM 合金表面热腐蚀产物由鳞片状 TiO_2 和连续致密的 Al_2O_3 组成,且最外层以 TiO_2 为主,随热腐蚀时间延长, TiO_2 形态由鳞片状向柱状转变,分布形式趋于团簇分布。

(2)随热腐蚀时间延长或循环周次增加,热腐蚀层在腐蚀介质侵蚀与热应力耦合作用下发生破碎脱落,暴露出合金基体组织并进一步发生热腐蚀,出现腐蚀层“形成-脱落”的循环过程。

(3)随热腐蚀时间延长,合金表面的热腐蚀行为由热腐蚀层“形成-脱落”的循环过程转变为沿 α_2 相快速向合金内部侵蚀的相选择性腐蚀过程,导致表面难以形成连续保护性氧化层,严重破坏合金的抗腐蚀性能。

参考文献:

- [1] 刘双喜,刘世俊,李勇,闫斌斌,闫杰. 国外高超声速飞行器及防御体系发展现状[J]. 空天防御,2023,6(3): 39-51.
LIU S X, LIU S J, LI Y, YAN B B, YAN J. Current developments in foreign hypersonic vehicles and defense systems[J]. Air & Space Defense, 2023, 6(3): 39-51.
- [2] 陈大薇,张永亮,段鹏飞,袁成. 高超声速飞行器数据链关键技术分析及展望[J]. 航空兵器,2023,30(4): 26-32.
CHEN D W, ZHANG Y L, DUAN P F, YUAN C. Analysis and prospect of key technologies for hypersonic vehicle data link [J]. Aero Weaponry, 2023, 30(4): 26-32.
- [3] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides[J]. Progress in Materials Science, 2016, 81: 55-124.
- [4] JANSCHKE P. Wrought TiAl blades[J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2(S1): S92-S97.
- [5] KIM Y W, KIM S L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: Successes, dilemmas, and future[J]. JOM, 2018, 70: 553-560.
- [6] WU X H. Review of alloy and process development of TiAl alloys [J]. Intermetallics, 2006, 14(10-11): 1114-1122.
- [7] DUAN B H, YANG Y C, HE S Y, FENG Q S, MAO L, ZHANG X X, JIAO L N, LU X G, CHEN G Y, LI C H. History and develop-

- ment of γ -TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 909: 164811.
- [8] 寇宏超,程亮,唐斌,宋霖,李金山. 高温 TiAl 合金热成形技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2016(21): 24-31.
- KOU H C, CHENG L, TANG B, SONG L, LI J S. Progress on hot-forming techniques of high temperature TiAl alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016(21): 24-31.
- [9] 李哲轩,程建根,伍廉奎. Ti48Al2Nb2Cr 合金的热腐蚀行为研究[J]. 材料保护, 2022, 55(7): 16-21.
- LI Z X, CHENG J G, WU L K. Study on hot corrosion behavior of Ti48Al2Nb2Cr alloy[J]. Materials Protection, 2022, 55(7): 16-21.
- [10] 李涌泉,耿桂宏,李宁,董福元,侯俊峰. TiAl 及 TiAl-9Nb 合金抗热腐蚀性能研究[J]. 稀有金属, 2019, 43(6): 571-576.
- LI Y Q, GENG G H, LI N, DONG F Y, HOU J F. Hot corrosion behavior of TiAl and TiAl-9Nb alloys in molten salt environment [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2019, 43(6): 571-576.
- [11] GOEBEL J A, PETTIT F S, GOWARD G W. Mechanisms for the hot corrosion of nickel-base alloys[J]. Metallurgical Transactions, 1973, 4: 261-278.
- [12] HU S S, FINKLEA H, LIU X B. A review on molten sulfate salts induced hot corrosion[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 90: 243-254.
- [13] RAPP R A. Hot corrosion of materials: A fluxing mechanism?[J]. Corrosion Science, 2002, 44(2): 209-221.
- [14] GODLEWSKA E, MITORAJ M, LESZCZYNSKA K. Hot corrosion of Ti-46Al-8Ta (at.%) intermetallic alloy[J]. Corrosion Science, 2014, 78: 63-70.
- [15] SUN Z P, WU W Q, CHEN Y N, YUAN Z W, ZHANG Y S, GUO X P. Microstructure characterization and hot corrosion mechanism of as-cast and heat treated high Nb containing TiAl alloy[J]. Corrosion Science, 2021, 185: 109399.
- [16] ZHAO W Y, XU B W, MA Y, GONG S K. Inter-phase selective corrosion of γ -TiAl alloy in molten salt environment at high temperature[J]. Progress in Natural Science Materials International, 2011, 21(4): 322-329.
- [17] MITORAJ-KRÓLIKOWSKA M, GODLEWSKA E. Hot corrosion behaviour of (γ + α 2)-Ti-46Al-8Nb (at.%) and α -Ti-6Al-1Mn (at.%) alloys[J]. Corrosion Science, 2017, 115: 18-29.
- [18] WU L K, WU J J, WU W Y, CAO F H, JIAN M Y. Sol-gel-based coatings for oxidation protection of TiAl alloys[J]. Journal of Materials Science, 2020, 55: 6330-6351.
- [19] XU C, ZHU M H, GAO C L, GUAN H H, WANG X P, JIN X Y, DU J C, XUE W B. Microstructural characterizations of γ -TiAl alloy after high-temperature steam oxidations at 900, 1000, 1100 and 1200 °C[J]. Materials Characterization, 2022, 189: 111979.
- [20] QU S J, TANG S Q, FANG A H, FENG A H, FENG C, SHEN J, CHEN D L. Microstructural evolution and high-temperature oxidation mechanisms of a titanium aluminide based alloy[J]. Acta Materialia, 2018, 148: 300-310.
- [21] 孟方实,程芳,何莲,余施梦,马晓,刘薇,孙阳,沈杭燕. 显微组织对高 Nb-TiAl 合金高温氧化行为的影响[J]. 中国计量大学学报, 2023, 34(2): 271-277, 310.
- MENG F S, CHENG F, HE L, YU S M, MA X, LIU W, SUN Y, SHEN H Y. Effect of microstructure on the high temperature oxidation behavior of high Nb-TiAl alloy[J]. Journal of China University of Metrology, 2023, 34(2): 271-277, 310.

(责任编辑:宫文婧)