

# 热处理工艺对 Ti-5Ta-5V-8Cr-1Al 合金耐沸腾硝酸腐蚀性能的影响

吴俊宇, 徐建平, 刘后龙, 李欢

(西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016)

**摘要:** 后处理工业所涉及的关键设备如溶解器、蒸发器等长期处于高浓度、高放射性的沸腾硝酸中, 保证设备安全可靠运行是首要目标。本工作采用全浸腐蚀和电化学腐蚀实验手段研究了热处理工艺对 Ti-5Ta-5V-8Cr-1Al (Ti5581) 合金在 6 mol/L 沸腾硝酸溶液中的腐蚀行为的影响。结果表明, 仅固溶和 460 °C 时效时 Ti5581 合金具有较低的腐蚀速率, 腐蚀 240 h 后腐蚀速率为 0.022 mm/a。进一步采用金相显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM)、透射电子显微镜 (TEM)、X 射线衍射 (XRD) 等方法分析了 Ti5581 合金腐蚀后表面钝化膜的结构和成分, 表明腐蚀后表层钝化膜平滑且致密, 表层钝化膜为 Ti 和 Ta 的混合氧化物。研究发现 Ti5581 合金表层钝化膜的形成与  $\alpha$  相的数量和形态相关: 与 550 °C 高温时效相比, 460 °C 低温时效时  $\alpha$  相尺寸较小且 Ta 元素质量分数较高, 腐蚀均匀性更好, 易于形成致密钝化膜且钝化膜更稳定。

**关键词:** Ti-Ta-V-Cr-Al 合金; 耐硝酸腐蚀; 热处理; 钝化膜;  $\alpha$  相

**中图分类号:** TG146.23; TL248

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2024)07-1992-07

随着国内核电装机容量的快速增加, 越来越多的核乏燃料从反应堆卸出, 目前各电站水池中的乏燃料存量趋于饱和, 亟待进行后处理。目前世界各国的乏燃料后处理广泛采用湿法工艺<sup>[1-2]</sup>, 湿法工艺提取和回收乏燃料中可裂变元素时需要采用沸腾或亚沸腾浓硝酸对乏燃料进行溶解<sup>[3-6]</sup>, 关键设备长期服役于含有放射性阳离子的高温硝酸环境中<sup>[7]</sup>, 这将对相关材料的耐蚀性能形成严峻考验, 保证设备安全可靠运行是首要目标<sup>[8]</sup>。为显著加强后处理能力, 我国计划引进并消化法国 800 t U/a 后处理大厂技术<sup>[9]</sup>, 预计总投资超过 1000 亿人民币<sup>[10]</sup>, 虽然该项目前期开展了大量工作, 但关键核心技术仍然依赖于自主研发。随着后处理厂规模的扩大, 相关装备将会向大型化发展, 这必然会对耐蚀材料的强度提出更高要求, 如何在保证材料耐蚀性能前提下实现更高的强度成为后处理工业关注的重点问题。

对于乏燃料后处理关键设备用耐蚀材料, 国内外学者进行了广泛研究<sup>[11-13]</sup>, 其中 Ti-Ta 系合金因其优异的耐高温硝酸腐蚀性能和抗辐照性能而备受关注<sup>[14-17]</sup>。与超低碳不锈钢相比, Ti-Ta 系合金

最大的优势在于其在具有氧化性金属阳离子的腐蚀环境中仍然具有优异的耐蚀性能<sup>[18-21]</sup>。虽然 Ti-Ta 系合金具有优异的耐蚀性能, 但目前我国后处理关键设备中成熟应用的 Ti-Ta 二元合金强度一般不超过 500 MPa, 很难应对后处理装备大型化后某些关键部件对耐蚀材料力学性能更高的要求, 因此保证材料耐蚀性能前提下实现更高强度成为后处理工业关注的重点问题。

本研究以 Ti-Ta 合金为基础, 通过添加常用钛合金强化元素调整 Mo 当量, 同时考虑到合金的耐硝酸腐蚀性能和抗辐照性能, 设计了名义成分为 Ti-5Ta-5V-8Cr-1Al 的亚稳  $\beta$  钛合金 (Ti5581 合金)。对于亚稳  $\beta$  钛合金, 需要通过热处理工艺对合金中相组成以及第二相分布进行调控, 以此显著提高合金力学性能, 而组织状态的变化将会对合金耐蚀性能产生影响。本研究探究了不同热处理工艺对 Ti5581 合金耐硝酸腐蚀性能的影响规律, 为核乏燃料后处理关键设备特殊部件的选材提供实验依据。

收稿日期: 2023-07-10

基金项目: 国防科技工业核材料技术创新中心资助 (ICNM-2022-ZH-18); 国家自然科学基金 (52203383, 12205242); 陕西省创新能力支持计划项目 (2023KJXX-095); 陕西省自然科学基金 (2022JQ-452); 陕西省秦创原项目 (QCYRCXM-2022-189)

作者简介: 吴俊宇, 男, 1989 年生, 博士, 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016, E-mail: 15242457067@163.com

## 1 实验

实验材料为 Ti5581 合金, 使用真空自耗电弧熔炼炉进行 3 次熔炼, 熔炼后铸锭化学成分见表 1。采用差热分析法得到合金相变温度为 745 °C。熔炼后进行三火锻造, 开始锻造温度分别为 1150、950 和 820 °C, 之后在 780 °C 热轧成合金棒材。

经过锻造获得的热轧棒材, 分别进行以下 4 种热处理工艺: (1) 780 °C 下进行 30 min 固溶; (2) 460 °C 下进行 6 h 时效; (3) 550 °C 下进行 6 h 时效; (4) 780 °C 下进行 30 min 固溶后, 在 550 °C 下进行 6 h 时效, 固溶和时效后均进行水淬处理。固溶温度选择 780 °C 主要是因为 780 °C 固溶时恰好可以获得  $\beta$  单相组织, 进一步提高固溶温度会导致晶粒大幅粗化。时效温度选择 460 和 550 °C 主要是为了变化第二相的尺寸, 当时效温度低于 460 °C 或高于 550 °C 时, 第二相体积分数会发生显著降低。针对以上 4 种工艺, 在棒材中心区域取尺寸为 10 mm×10 mm×5 mm 的金相试样, 使用 D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪 (XRD) 进行相组成分析。在不同工艺合金棒上各取  $\Phi$ 10 mm×30 mm 的棒状试样并将表面磨光, 与打磨抛光后的金相试样一起悬挂于 6 mol/L 硝酸水溶液中进行全浸腐蚀实验。腐蚀时溶液保持沸腾状态 (温度为 106±2 °C), 每腐蚀 48 h 为 1 个周期, 共计 5 个周期 (240 h), 每个周期完成后取出试样, 超声清洗、烘干、称重并更换硝酸溶液。

本实验采用失重法评价合金耐蚀性能, 使用感量为 0.1 mg 的电子天平称量, 腐蚀速率采用以下公式进行计算:

$$R=87600\Delta W/(ST\rho) \quad (1)$$

其中,  $R$  为年化腐蚀速率 (mm/a),  $\Delta W$  为腐蚀前后试样质量差值 (g),  $\rho$  为 Ti5581 合金的密度 (g/cm<sup>3</sup>),  $S$  为试样的表面积 (cm<sup>2</sup>),  $T$  为腐蚀时间 (h)。

将不同热处理工艺下合金切割为 10 mm×10 mm×10 mm 的立方体试样, 用环氧树脂涂封, 只裸露面积为 1 cm<sup>2</sup> 的一个表面。将裸露表面打磨至 2000# 砂纸, 使用乙醇清洗后, 在蒸馏水中煮沸并烘干。使用 6 mol/L 硝酸溶液作为电化学腐蚀介质。采用德国 ZAHNER 电化学工作站进行电化学腐蚀性能测试。工作电极为不同热处理工艺试样, 参比电极为 Ag/AgCl, 辅助电极为铂电极, 实验温度为 106±2 °C。采用电加热套对腐蚀溶液进行加热, 待开路电位稳定后开始进行极化曲线扫描。极化曲线扫描电压为 -0.5~3.5 V, 以 5 mV/s 的速度进行扫描。使用 CS Studio 软件进行极化曲线分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 合金显微组织

为了明确热处理工艺对合金显微组织的影响规律, 对热轧态 (R 态) 以及 4 种热处理工艺下合金金相组织进行观察, 结果如图 1 所示。由图可见, 热轧态合金为沿变形方向拉长的近等轴状组织, 晶粒尺寸不大于 20  $\mu$ m; R 态合金经 780 °C 固溶后转变为等轴状再结晶晶粒, 晶粒显著粗化, 晶粒尺寸为 80~120  $\mu$ m。R 态合金经 460 °C 时效时合金中大量亚微米级超细第二相析出, 随着时效温度升高至 550 °C, 合金中第二相析出主要集中在晶界处且第二相粗化。固溶后 550 °C 时效时, 第二相呈针状和团簇状分布于基体中, 第二相出现局部富集, 尺寸较 550 °C 时效时增大。为了进一步分析不同热处理工艺下合金中相组成变化, 进行 XRD 分析, 如图 2 所示。由图可见, 与仅固溶工艺相比, 固溶-时效后  $\beta$ -Ti 峰值降低,  $\alpha$ -Ti 峰值升高, 说明  $\beta$  相逐渐向  $\alpha$  相转变。随时效温度降低,  $\alpha$ -Ti 峰值进一步升高,  $\beta$ -Ti 峰角度偏移量增大, 说明  $\alpha$ -Ti 增多, 相变引起合金晶格畸变增大。

### 2.2 合金腐蚀行为

不同热处理工艺下 Ti5581 合金在 6 mol/L 沸腾硝酸溶液中的腐蚀速率如图 3 所示。由图可见, 随着腐蚀时间的增加, 4 种试样的腐蚀速率降低。仅固溶和 460 °C 仅时效时合金腐蚀速率最低, 腐蚀 240 h 后腐蚀速率降低至 0.022 mm/a。当时效温度提高至 550 °C 时, 合金腐蚀速率提高, 其中固溶后时效工艺下合金腐蚀速率略高于仅时效工艺, 240 h 时腐蚀速率为 0.035~0.038 mm/a。腐蚀后合金的表面宏观形貌如图 4 所示。由图可见, 仅固溶和 460 °C 仅时效工艺下腐蚀后试样表面光亮, 呈金黄色或蓝色, 说明合金表面形成了致密且稳定的钝化膜; 550 °C 仅时效以及固溶后时效工艺下腐蚀后试样表面呈深灰色, 粗糙度明显增大, 间接说明钝化膜致密度下降。

Ti5581 合金在沸腾硝酸中金属离子的溶解和表面钝化膜的形成本质上是一个电化学腐蚀过程, 因此, 采用电化学工作站来揭示 Ti5581 合金在沸腾硝酸中

表 1 Ti5581 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti5581 alloy (wt%)				
Ta	V	Cr	Al	Ti
5.03	5.05	8.11	1.05	Bal.

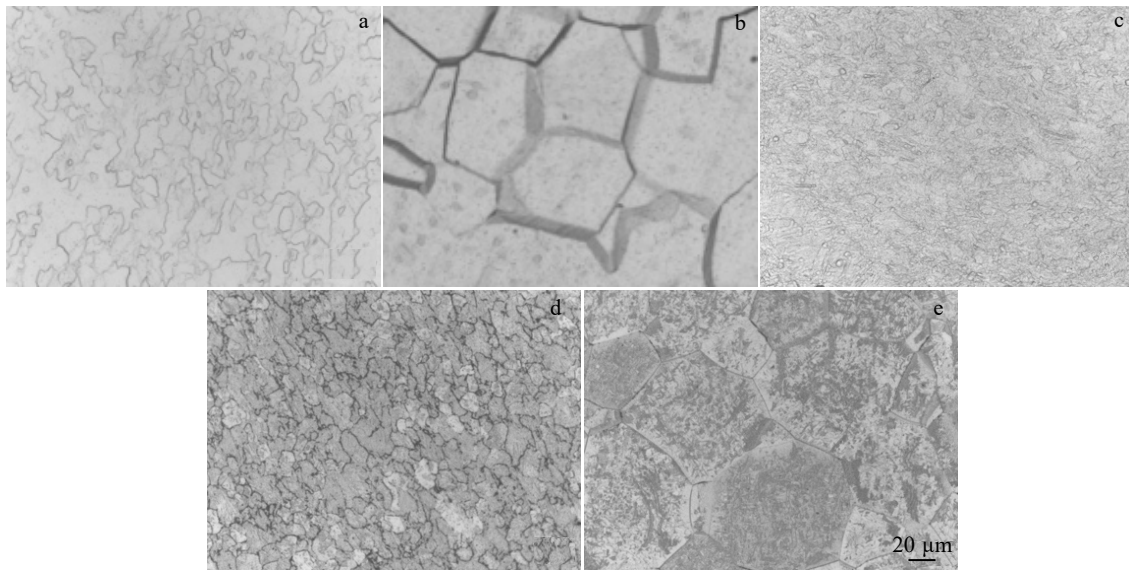


图 1 不同热处理工艺下 Ti5581 合金金相组织

Fig.1 Metallographic structures of Ti5581 alloy under different heat treatment processes: (a) hot rolling, (b) process 1, (c) process 2, (d) process 3, and (e) process 4

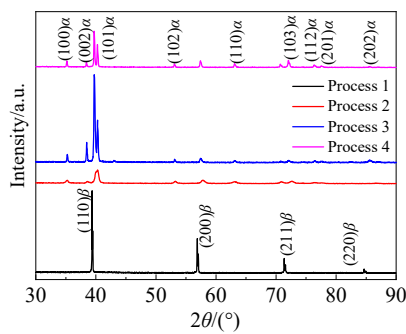


图 2 不同热处理工艺下 Ti5581 合金的 XRD 谱图

Fig.2 XRD patterns of Ti5581 alloy under different heat treatment processes

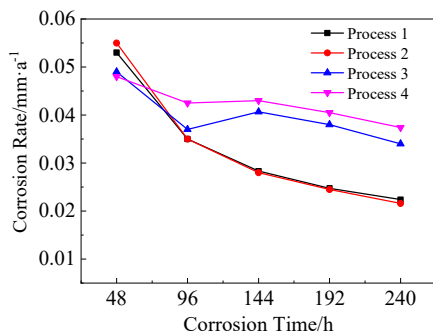


图 3 不同热处理工艺下 Ti5581 合金在 6 mol/L 沸腾硝酸中腐蚀速率

Fig.3 Corrosion rates of Ti5581 alloy under different heat treatment processes in 6 mol/L boiling nitric acid

的电化学腐蚀行为, 结果如图 5 所示。图中插表中  $E_C$  为自腐蚀电位,  $I_C$  为钝化电流密度,  $E$  为过钝化电压。由图可见, 固溶态合金自腐蚀电位较高, 说明其不易发生腐蚀, 这主要归因于固溶态合金晶界面积较小且合金元素分布均匀<sup>[22]</sup>, 活性元素不易发生快速扩散和溶解<sup>[23]</sup>。550 °C 时效后合金自腐蚀电位降低, 固溶后 550 °C 时效合金自腐蚀电位进一步降低, 460 °C 时效合金自腐蚀电位最低, 自腐蚀电位总体随着  $\alpha$  相体积分数增大而降低。自腐蚀电位降低主要由于时效后合金中相界面增多且元素分布均匀性降低, 化学性质不同的两相在腐蚀环境中易发生电偶腐蚀和晶间腐蚀等<sup>[24-25]</sup>, 使得合金更易开始发生腐蚀。对钝化电流密度和过钝化电压的分析表明, 固溶和 460 °C 时效工艺相比其他 2 个工艺, 钝化电流密度明显减小, 说明腐蚀过程中更易形成稳定钝化膜。460 °C 时效时钝化电压范围内电流密度基本不变, 而 550 °C 时效时电流密度呈明显上升趋势, 说明 460 °C 时效时腐蚀溶解速率更低。460 °C 时效时过钝化电压明显大于其他 3 个工艺, 说明其形成的钝化膜稳定性更好。另外, 由极化曲线还可以看出, 所有工艺下 Ti5581 合金均发生了二次钝化, 说明合金钝化能力较强。

### 2.3 钝化膜显微形貌

合金耐蚀性能的好坏与其表面生成的钝化膜特征密切相关, 因此, 对不同热处理工艺下腐蚀 240 h 后合金的钝化膜从表面和截面 2 个维度进行表征分析, 钝化膜表面的形貌表征结果如图 6 所示。由图可见,

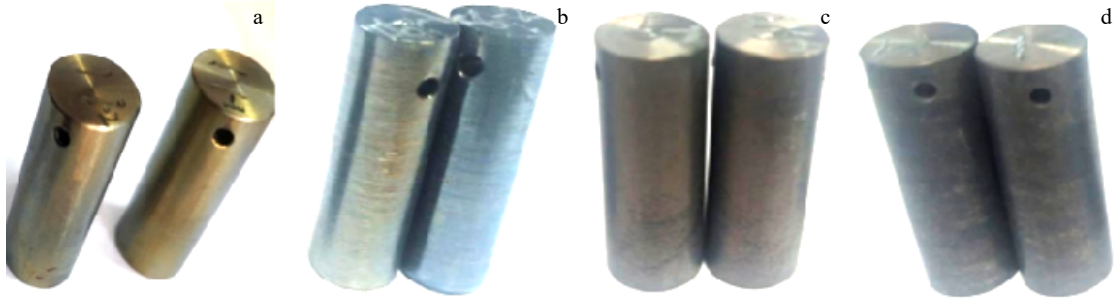


图 4 不同热处理工艺下 Ti5581 合金经过 240 h 腐蚀后宏观形貌

Fig.4 Macro-morphologies of Ti5581 alloy under different heat treatment processes after 240 h corrosion: (a) process 1, (b) process 2, (c) process 3, and (d) process 4

780 °C 固溶以及 460 °C 时效工艺下合金腐蚀后表层钝化膜致密且平整, 只有少量直径小于 1 μm 的细小点蚀坑, 所以腐蚀后试样表面宏观形貌较为光亮。550 °C 仅时效工艺下合金出现明显的晶界腐蚀, 基体中出现细小针状组织, 表面总体平整, 无明显凹坑; 固溶后时效工艺下合金不仅出现了晶界腐蚀, 而且基体中针状组织尺寸较大且出现明显凹坑, 这与腐蚀后试样表面宏观粗糙形貌一致。

为了进一步探究合金表层钝化膜和基体微观形貌和元素分布, 使用透射电镜对 FIB 切割的 460 °C 仅时效合金表层钝化膜剖面形貌以及元素面扫描进行分析, 结果如图 7 所示。由图可见, 合金表层形成了致密的钝化膜, 钝化膜与基体结合紧密, 结合界面弯曲, 钝化膜厚度为 130~200 nm。由元素分布图可见, 钝化膜富 Ta 和 O, Ti 元素质量分数相对较小, 基本无 Cr 和 V 元素。大量对 Ti-Ta 合金耐蚀机理的研究表明<sup>[26-29]</sup>, Ti-Ta 合金表面钝化膜具有较强的氧吸附层, 且金属具有 d 层的电子空位, 而溶液中的氧可以提供配位电子, 从而在表面形成氧化膜, 氧化膜主要由 TiO<sub>2</sub> 和 Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 构成, 钝化层能够阻碍合金表面与腐蚀介质发生反应, 改善氧化膜和过渡层在酸中的腐蚀稳定性, 使得 Ti-Ta 合金在沸腾硝酸中具有优异的耐蚀性能。结合本研究结果可见, 腐蚀过程中 Ti5581 合金表层钝化膜形成机理与 Ti-Ta 合金基本一致, Cr、V 和 Al 元素的加入并没有改变合金表层钝化行为, 所以 Ti5581 合金具有优异的耐硝酸腐蚀性能, 钝化膜为 Ti 和 Ta 的混合氧化物, 钝化膜中无 Cr 和 V 元素。

2.4 热处理工艺对腐蚀行为影响机理

由图 7 还可以看出, 460 °C 时效后合金基体中存在大量针状和颗粒状细小第二相析出, 针状第二相宽度和颗粒状第二相直径均不大于 100 nm, 由于第二相

过于细小, 在图 1c 的金相图片中很难辨别。由元素分布图可见, 第二相处基本无 Cr 元素, V 元素相对较少, Ta 元素在基体和第二相中质量分数变化不大, 由于 Cr 和 V 元素在 hcp 结构的 α 相中溶解度较低, 可以判断第二相为时效相变生成的 α 相。由前文可知, 腐蚀过程中易钝化元素 Ta 可以促进致密钝化膜的形成, 是保证合金耐蚀性能的关键元素。仅固溶工艺合金中各元素在基体中均匀分布且合金为 β 单相组织, 在沸腾硝酸中基体各微区腐蚀均匀性较好, 不易发生点蚀, 易形成具有良好连续性的稳定钝化膜, 所以极化曲线中开路电位较高且钝化电流密度较低, 表层形成致密且平整的钝化膜。460 °C 低温时效时 α 相体积分数较大, 较大的相界面面积导致合金易于发生腐蚀, 故极化曲线中自腐蚀电位较低。然而一方面由于低温时效时 Ta 元素扩散速度较慢, 在基体和第二相中分布较为均匀, 基体中各微区耐蚀性差别不大, 不易发生点蚀; 另一方面, 大量纳米级第二相显著增大合金中相界面面积, 相界面可作为钝性元素 (Ta 元素) 的快速扩散通道, 加速钝性元素的扩散溶解, 促进钝化膜的形成<sup>[23]</sup>, 所

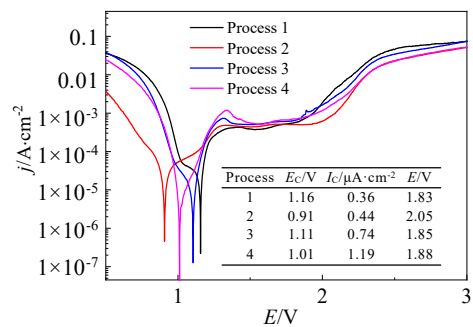


图 5 不同热处理工艺下 Ti5581 合金极化曲线

Fig.5 Anodic polarization curves of Ti5581 alloy under different heat treatment processes

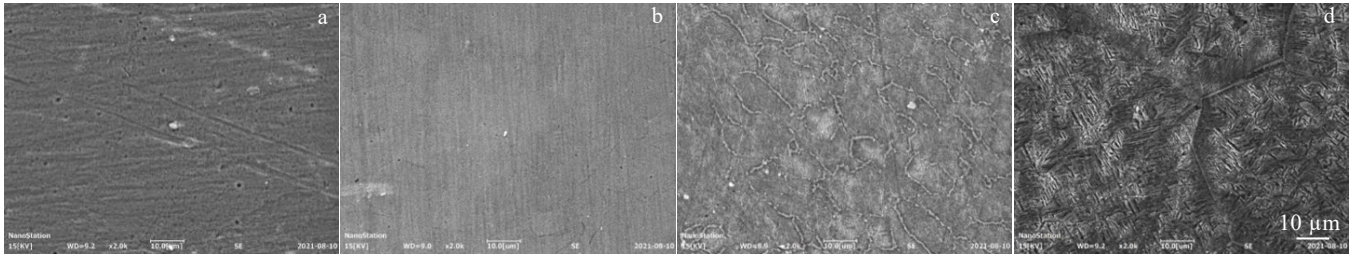


图 6 不同热处理下 Ti5581 合金经过 240 h 腐蚀后表面形貌

Fig.6 Surface morphologies of Ti5581 alloy under different heat treatment processes after 240 h corrosion: (a) process 1, (b) process 2, (c) process 3, and (d) process 4

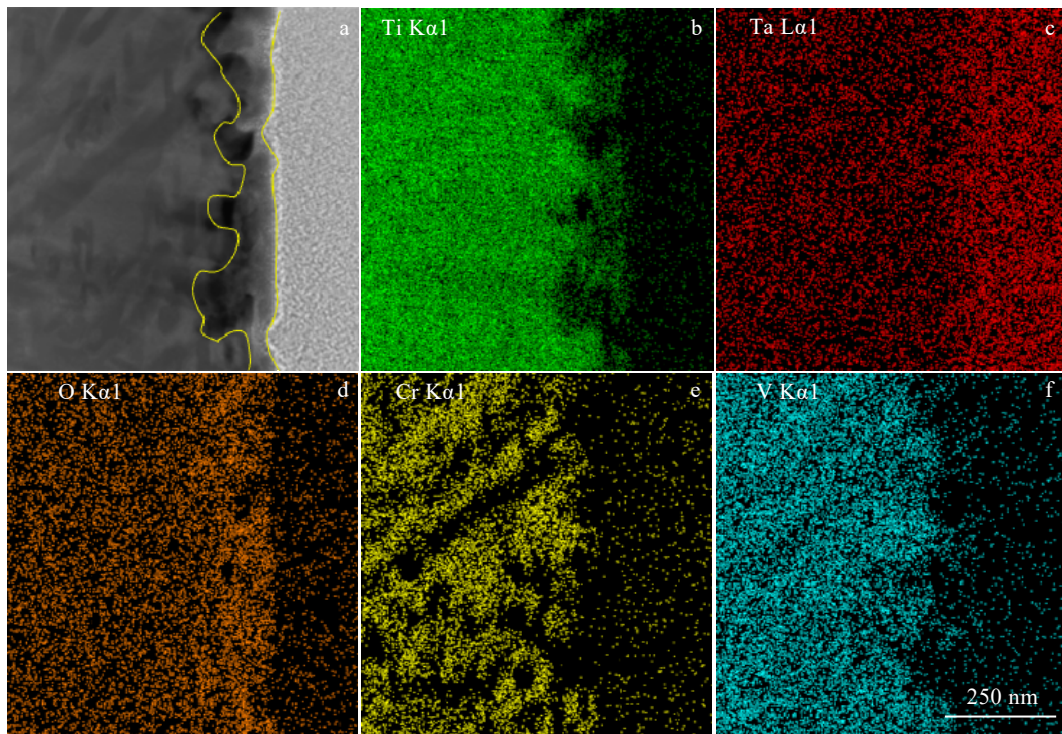


图 7 460 °C 时效时 Ti5581 合金钝化膜剖面形貌和元素分布图

Fig.7 Profile morphology (a) and element distributions of Ti (b), Ta (c), O (d), Cr (e) and V (f) of Ti5581 alloy passivation film after 460 °C aging

以合金表层可以形成均匀致密钝化膜，体现在极化曲线上为钝化电流密度较低。另外，由于纳米级第二相与基体 Cr 和 V 质量分数不同，所以合金中存在微区腐蚀溶解速率差异，由此导致最终钝化膜与基体界面不平整（图 7a），界面面积增大。界面面积增大提高了钝化膜与基体结合强度，进而在腐蚀过程中提高表层钝化膜稳定性，体现为极化曲线中过钝化电压明显增大，最终实现与纯固溶工艺相近的腐蚀速率。

为了深入探究高温时效下合金耐蚀性能下降的原因，使用透射电镜对 550 °C 仅时效合金第二相中 Ta

元素分布进行分析，结果如图 8 所示。由图可见，550 °C 时效后第二相尺寸较 460 °C 时效时显著增大，针状第二相宽度大于 300 nm，第二相中 Ta 元素质量分数较基体明显降低。Ti5581 合金表层钝化膜的形成与  $\alpha$  相的数量和形态相关。当时效温度为 550 °C 时，较高的温度下合金元素扩散速度加快，时效相变生成  $\alpha$  相后更多合金元素进入  $\beta$  相中，大尺寸  $\alpha$  相中易钝化元素 Ta 的质量分数明显减小，钝化能力降低，优先腐蚀形成条带状凹坑（图 6d），进而破坏合金表层钝化膜的连续性，导致极化曲线中电流密度持续升高<sup>[30]</sup>。另一方

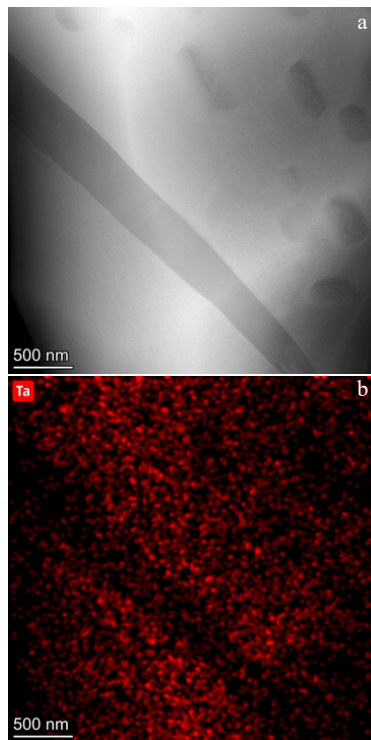


图8 550 °C时效后 Ti5581 合金基体 STEM 形貌和 Ta 元素分布图

Fig.8 STEM image (a) and Ta element distribution (b) of Ti5581 alloy after 550 °C aging

面, 较低 Ta 元素质量分数的 $\alpha$ 相自腐蚀电位较低, Ta 元素进入基体中导致基体 Ta 元素质量分数升高, 与 460 °C时效时相比, 第二相与基体间电位差显著增大, 加剧电偶腐蚀, 促进腐蚀凹坑的形成。另外, 大尺寸 $\alpha$ 相与基体间相界面处晶体缺陷较多, 界面能较高, 也会优先发生腐蚀, 形成条带状组织(图 6c)。合金不易形成致密钝化膜, 导致钝化电流密度升高, 过钝化电压降低, 多方面因素共同导致 550 °C时效时合金耐蚀性能较 460 °C时效时降低。

### 3 结 论

1) 固溶态和 460 °C低温时效工艺下 Ti5581 合金在 6 mol/L 沸腾硝酸中可以获得较低的腐蚀速率, 腐蚀 240 h 后腐蚀速率为 0.022 mm/a, 腐蚀后表层钝化膜平滑且致密。

2) Ti5581 合金在沸腾硝酸中腐蚀时, 钝化行为与 Ti-Ta 合金接近, 钝化膜为 Ti 和 Ta 的混合氧化物, 钝化膜中无 Cr 和 V 元素。

3) 460 °C时效时, 相变生成的纳米级 $\alpha$ 相中 Ta 元素质量分数与基体无明显差别, 腐蚀过程中表层易于形成致密钝化膜, 具有较小的钝化电流密度。微区腐

蚀速率差异会显著增大钝化膜与基体的界面面积, 使钝化膜稳定性增强, 过钝化电压较高。

4) 550 °C时效时相变生成的 $\alpha$ 相尺寸较大且 Ta 元素质量分数较基体明显降低, 导致局部腐蚀加剧, 形成腐蚀凹坑破坏钝化膜连续性, 不易形成致密钝化膜, 钝化电流密度高且过钝化电压低。

### 参考文献 References

- [1] Xu Jianping(徐建平), Su Hangbiao(苏航标), Guo Dizi(郭荻子) et al. *Rare Metal and Cemented Carbides*(稀有金属与硬质合金)[J], 2019, 47(3):36
- [2] Xu J P, Liu C Z, Wu J P et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 819: 141508
- [3] Li Jinying(李金英), Shi Lei(石磊), Hu Yantao(胡彦涛). *Journal of Nuclear and Radiochemistry*(核化学与放射化学)[J], 2011, 33(4): 204
- [4] Hu Xiaogang(胡小刚), Du Chengjie(杜成杰), Pan Xiaolong(潘晓龙) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(2): 151
- [5] Xu J P, Liu C Z, Li H et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2022, 568: 153873
- [6] Qi Boyi, Liu Chengze, Yang Qinghao et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(12): 4483
- [7] Yang Fan(杨帆), Wu Jinping(吴金平), Guo Dizi(郭荻子) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2018, 35(2): 22
- [8] Yang Fan(杨帆), Ju Jianhui(巨建辉), Mao Xiaonan(毛小南) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2014, 31(6): 17
- [9] Li Xiang(李想), Zhang Hongtao(张宏韬). *Southern Energy Construction*(南方能源建设)[J], 2017, 4(3): 35
- [10] Gu Zhongmao(顾忠茂). *Modern Electric Power*(现代电力)[J], 2006, 23(5):89
- [11] Raj B, Mudali U K. *Progress in Nuclear Energy*[J], 2006, 48(4): 283
- [12] Mudali U K, Ravishankar A, Ningshen S et al. *Energy Procedia*[J], 2011, 7(1): 468
- [13] Wu Junyu(吴俊宇), Xu Jianping(徐建平), Liu Houlong(刘后龙) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40(4): 13
- [14] Yamamoto T, Tsukui S, Okamoto S et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1996, 228(2): 162
- [15] Sano Y, Takeuchi M, Nakajima Y et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 432(1-3): 475
- [16] Ningshen S, Mudali U K, Mukherjee P et al. *Corrosion*

- Science*[J], 2008, 50(8): 2124
- [17] Xu J P, Liu C Z, Wu J P *et al. Corrosion Science*[J], 2022, 206: 110491
- [18] Balbaud F, Sanchez G, Fauvet P *et al. Corrosion Science*[J], 2000, 42(10): 1685
- [19] Yang Yingli(杨英丽), Zhao Bin(赵彬), Lin Qiao(林桥) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2004, 21(6): 22
- [20] Mudali U K, Dayal R K, Gnanamoorthy J B. *Journal of Materials Engineering and Performance* [J], 1995, 4(6): 756
- [21] Xu Xiaoxiao(徐潇潇), Cui Lan(崔岚), Qiu Shaoyu(邱绍宇) *et al. Nuclear Power Engineering*(核动力工程)[J], 2005, 26(4): 406
- [22] Pinto E M, Ramos A S, Vieira M T *et al. Corrosion Science*[J], 2010, 52(12): 3891
- [23] Fan Xinyue(范馨月), Yu Jiarui(于佳蕊), Cui Tianlu(崔田路) *et al. Modern Chemical Industry*(现代化工)[J], 2022, 42(5): 138
- [24] Andreatta F, Terryn H, De Wit J H W. *Electrochimica Acta*[J], 2004, 49(17-18): 2851
- [25] Birbilis N, Cavanaugh M K, Buchheit R G. *Corrosion Science* [J], 2006, 48(12): 4202
- [26] Guo Dizi(郭荻子), Yang Yingli(杨英丽), Zhao Bin(赵彬) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 881
- [27] Guo D, Yang Y, Wu J *et al. Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena*[J], 2013, 189: 122
- [28] Guo Dizi(郭荻子), Yang Yingli(杨英丽), Zhao Bin(赵彬) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2015, 32(1): 38
- [29] Yu Cunye(余存焯). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2003, 20(1): 12
- [30] Pang J J, Liu F C, Liu J *et al. Corrosion Science*[J], 2016, 106: 217

## Effect of Heat Treatment Process on Nitric Acid Corrosion Resistance of Ti-5Ta-5V-8Cr-1Al Alloy

Wu Junyu, Xu Jianping, Liu Houlong, Li Huan

(XI'AN Rare Metal Materials Institute Co., Ltd, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** The key equipments in the reprocessing industry, such as dissolvers and evaporators, have continually serviced in boiling nitric acid with high concentration and high radioactivity. It is the primary goal to ensure the safe and reliable operation of the equipment. This research investigated the effect of heat treatment process on the corrosion behavior of Ti-5Ta-5V-8Cr-1Al alloy (Ti5581) in 6 mol/L boiling nitric acid solution using full immersion corrosion and electrochemical corrosion experimental methods. The results indicate that Ti5581 alloy has a lower corrosion rate under only solid solution process and 460 °C aging process, and the corrosion rate is 0.022 mm/a after 240 h corrosion. Metallographic microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), X-ray diffraction (XRD) and other analytical methods were used to further analyze the structure and composition of the passivation film in the surface layer of Ti5581 alloy after corrosion. After corrosion, the surface passivation film is smooth and dense, which is composed of a mixed oxide of Ti and Ta. Formation of passivation film in the surface layer of Ti5581 alloy is related to quantity and morphology of  $\alpha$  phase. Compared with the case of 550 °C aging process, the size of  $\alpha$  phase is smaller and the mass fraction of Ta is higher in 460 °C aging process resulting in better corrosion uniformity and passivation film stability.

**Key words:** Ti-Ta-V-Cr-Al alloy; resistance to nitric acid corrosion; heat treatment; passivation film;  $\alpha$  phase

Corresponding author: Xu Jianping, Ph. D., XI'AN Rare Metal Materials Institute Co., Ltd, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86278407, E-mail: xujp201208@163.com