

# Ti-6Al-4V 在溴化锂溶液中的初期空化腐蚀研究

赵晓斌, 林 翠, 杨 颖, 张翼飞

(南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063)

**摘 要:** 利用扫描电镜、粗糙度轮廓仪、三维视频显微镜和电化学测试技术研究了 Ti-6Al-4V 合金在溴化锂溶液中空化腐蚀的破坏过程及腐蚀和空化的协同作用。从粗糙度、平均空化腐蚀深度和微观形貌随时间的变化观察到 Ti-6Al-4V 合金空化腐蚀破坏的 3 个阶段: 线性增长的初始阶段; 增长速率降低的过渡阶段; 粗糙度基本不变的稳定阶段。Ti-6Al-4V 合金的低强度  $\alpha$  相吸收空泡溃灭产生的冲击能优先发生塑性变形, 材料表面变形不均匀, 在空化作用下  $\alpha$  相局部区域表面钝化膜破裂并暴露出钛合金基体, 由于  $\alpha$  相电位低于  $\beta$  相, 形成小阳极大阴极, 同时腐蚀物和腐蚀产物在空化的搅拌作用下能够及时扩散, 加速了腐蚀溶解, 产生的腐蚀坑又导致局部内应力更加集中而加强力学因素, 表面凹凸程度增加。空化力学和电化学腐蚀的共同作用使腐蚀坑继续发展并促进了新腐蚀坑的生成, 腐蚀坑周边的  $\beta$  相发生脱落, 从而导致表面凹凸程度降低。初期阶段, 电化学腐蚀促进了空化作用。

**关键词:** Ti-6Al-4V 合金; 溴化锂溶液; 空化; 电化学腐蚀; 协同作用

**中图分类号:** TG172.9; TG146.2<sup>+</sup>3

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)12-3935-06

发展海水淡化事业, 从海洋获取直接用水或淡水已成为世界的共同趋势<sup>[1]</sup>。溴化锂溶液对水蒸气的吸收过程是一个放热过程, 故溴化锂吸收式制冷机对外界排放大量热量, 因此将其所排放的热量作为多效蒸馏法海水淡化系统的驱动热源, 实现制冷机与海水淡化装置的有效联合运行是一种全新的构想<sup>[2,3]</sup>。但溴化锂溶液是一种较强的腐蚀性介质, 且在高流速和压强降低的液体中容易产生空化现象, 形成的空穴流动到高压区域时会破灭而产生高压脉冲, 最终导致溴化锂吸收式制冷机的金属部件发生空化腐蚀。钛合金因表面覆盖一层致密且稳定的氧化膜而具有良好的耐蚀性, 可作为不锈钢的替代材料而用于高浓度的溴化锂溶液中<sup>[4]</sup>, 但其耐磨性能较差, 在空泡冲击作用下钝化膜可能会被破坏, 从而会影响其耐蚀性能, 目前很少有文献报道钛及钛合金在强腐蚀流体介质中的空化腐蚀行为, 因此有必要探讨溴化锂水溶液中钛材空蚀发生与发展机理, 为海水淡化溴化锂制冷吸收系统钛材的选择、优化提供理论依据。

空蚀的产生与金属表面的组织和性能有关<sup>[5,6]</sup>。Hattori 等<sup>[7]</sup>研究了不同类型的钛合金在去离子水中的空化腐蚀行为, 发现材料的抗空化腐蚀性能呈  $\beta$  型、 $\alpha+\beta$  型、 $\alpha$  型依次递减。关昕等<sup>[8]</sup>探讨了 3.5%NaCl 溶液中 Ti-6Al-4V 合金经不同固溶时效工艺处理得到的

组织结构对其空化腐蚀的影响, 发现篮网组织的抗空化腐蚀性能优于双态组织和退火组织。对纯钛及 Ti-6Al-4V 合金在 3.5%NaCl 溶液中的空蚀行为研究表明, 硬度较高的 Ti-6Al-4V 合金比纯钛具有更好的耐空蚀性能<sup>[8,9]</sup>。空蚀过程中力学和电化学腐蚀因素的交互作用不可忽视<sup>[10-12]</sup>。Neville 等<sup>[13]</sup>对比分析了纯钛和 3 种钛合金 (Ti-6Al-4V ELI, Ti-6Al-4V ELI/Ru, Ti 5111) 在 18 °C 的 3.5% NaCl 溶液里磨损-腐蚀过程中腐蚀的作用, 发现在空化条件下只有纯钛在钝化膜破坏后的活性区域发生了腐蚀。Fernandez-Domene 等<sup>[14]</sup>使用电化学技术和激光扫描共聚焦显微镜探讨了高浓度溴化锂溶液中纯钛的空蚀行为, 空化造成了钛合金表面钝化膜的减薄, 使腐蚀电位负移, 腐蚀电流密度增大。但目前对空蚀与钛合金材料微观组织结构之间的联系以及腐蚀与力学协同作用的研究仍处于初期阶段, 无法准确明晰钛合金材料在强腐蚀溴化锂介质中的空化腐蚀特征, 因此有待进一步深入地探讨。

材料表面空化腐蚀区粗糙度值-时间曲线可以用来分析空化腐蚀破坏的发展过程<sup>[15,16]</sup>, 但该方法局限于材料表面空化腐蚀形貌的宏观测量, 可利用三维视频显微镜对微区表面的三维形貌进行观察和测量<sup>[17]</sup>。本研究通过表面二维和三维微观形貌观察、空化腐蚀破坏区域粗糙度和轮廓测量以及电化学测试研究

收稿日期: 2016-12-20

基金项目: 国家自然科学基金 (51361024); 江西省研究生创新专项资金 (YC2014-S380)

作者简介: 赵晓斌, 男, 1991 年生, 硕士生, 南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063, E-mail: zhaoxiaobin1991@126.com

Ti-6Al-4V 合金的空化腐蚀破坏过程, 得到空化腐蚀破坏规律; 分析空化腐蚀过程中电化学腐蚀因素与力学因素的交互作用。

## 1 实验

所用材料为退火状态的 TC4 钛合金 (Ti-6Al-4V) 棒材料, 其化学成分 (质量分数, %) 为: Al 6.4, V 4.1, Fe 0.04, C 0.01, 余量为 Ti。试样的尺寸规格为  $\Phi 20$  mm  $\times$  5 mm。试样进行试验前先用 SiC 水性砂纸逐级打磨至 1500#, 超声除油、纯水清洗并干燥。为了观察材料的微观组织结构, 采用 1 mL HF+6 mL HNO<sub>3</sub>+43 mL H<sub>2</sub>O 的侵蚀液腐蚀试样 50 s。Ti-6Al-4V 组织由 2 个基本的相组成, 即  $\alpha$  相和  $\beta$  相, 图中黑色区域为  $\beta$  相, 白色部分为  $\alpha$  相 (图 1)。

利用超声波气蚀试验机模拟材料在高浓度溴化锂水溶液中空化腐蚀的环境。模拟空化腐蚀系统主要由超声波发生器、转换器、变幅杆、恒温控制系统和隔音箱等组成。按照 ASTM G32-06<sup>[18]</sup> 标准对试样进行超声振动空蚀试验, 超声波空蚀试验机的功率为 500 W, 振动频率为 20 kHz, 峰峰振幅为 50  $\mu$ m, 探头直径为 (15.9 $\pm$ 0.5) mm, 探头浸入溶液深度为 (12 $\pm$ 4) mm, 调节探头到试样表面的距离约为 0.5 mm。实验介质为市售溴化锂 (纯度为 99%) 和纯水配制的 55% 溴化锂溶液, 介质温度控制在 (25 $\pm$ 2)  $^{\circ}$ C。

采用 JB-6CA 型粗糙度轮廓仪 (精度为 0.001  $\mu$ m) 测量试样表面空化腐蚀过程中表面形态变化, 触针半径为 2  $\mu$ m。测量试样表面空化腐蚀破坏区的粗糙度  $R_q$  值时, 测量长度为 4 mm, 采样方向垂直于原始试样的磨痕方向; 测量试样表面空化腐蚀破坏区的轮廓时, 测量长度为 18 mm, 采样轨迹经过空化腐蚀破坏区中心, 以确保每次所测得的轮廓曲线为最大轮廓, 通过轮廓曲线得到试样表面空化腐蚀破坏区域的平均空化腐蚀深度。

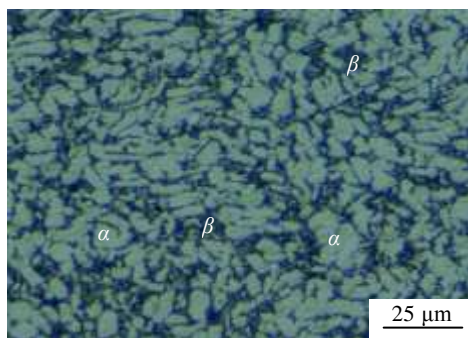


图 1 Ti-6Al-4V 合金的微观组织

Fig.1 Microstructure of Ti-6Al-4V alloy

利用 FEI Quanta 200 型 SEM 观察试样表面空化腐蚀区的微观形貌变化。同时采用 Hirox KH-7700 型三维视频显微镜获得试样表面空化腐蚀区域的三维形貌特征。

动电位极化曲线使用 RST 5200 型电化学工作站进行测试, 采用三电极体系, 其中参比电极为饱和甘汞电极, 辅助电极为铂电极, 扫描速率为 5 mV/s。静态 (无空化作用) 条件下, 极化曲线测试前先静置 2 min; 空化作用条件下, 极化曲线在空化作用 15 min 后进行测试。

## 2 实验结果

### 2.1 材料表面空化腐蚀微观形貌

Ti-6Al-4V 合金在溶液中空化腐蚀 60 min 后, 整个材料表面空化腐蚀区域出现不太明显的塑性变形 (图 2a), 局部有少量的空化腐蚀坑, 而这些小蚀坑边缘没有发现材料在高冲击压力存在情况下因塑性流动形成的坑唇 (图 2e), 表明材料在剪切应力作用下的脆性特征。当空化腐蚀达到 120 min 时, 表面塑性变形加剧, 但变形不均匀, 材料表面形成较大的空化腐蚀坑且数量增多 (图 2b)。空化腐蚀 180 min 后, 材料表面空化腐蚀坑不断增加, 局部区域发生明显脱落且出现空蚀裂纹 (图 2d)。

为了分析 Ti-6Al-4V 合金相组成对空化腐蚀的影响, 将侵蚀后的试样空化腐蚀不同时间, 使用扫描电镜观察高倍下表面形貌, 如图 3 所示。从图中可以看出,  $\alpha$  相优先被破坏, 空化腐蚀一段时间后部分  $\beta$  相出现脱落现象。Ti-6Al-4V 合金中  $\alpha$  相富含铝,  $\beta$  相富含钒,  $\beta$  相的强度高于  $\alpha$  相, 且晶界处存在较多缺陷, 因此在空化机械作用下晶界附近区域的低强度  $\alpha$  相表面钝化膜容易遭受破坏, 使  $\alpha$  相暴露于溴化锂溶液中, 此时产生电化学腐蚀。 $\beta$  相在腐蚀过程中作为阴极, 促进  $\alpha$  相腐蚀溶解, 形成空化腐蚀坑 (图 3b)。随着空化腐蚀过程的进行, 晶界附近区域的  $\alpha$  相上的原空化腐蚀坑继续加深扩大, 且产生新的空化腐蚀坑, 致使空化腐蚀坑周边的  $\beta$  相发生脱落 (图 3c)。当空化腐蚀达到 180 min 时, 材料表面晶界附近区域的  $\alpha$  相和  $\beta$  相产生严重脱落, 局部  $\alpha$  相上形成空蚀裂纹 (图 3d)。

### 2.2 材料空化腐蚀表面粗糙度和平均腐蚀深度

Ti-6Al-4V 合金在溴化锂溶液里空化腐蚀过程中表面粗糙度  $R_q$  值和平均空化腐蚀深度的变化如图 4 所示。材料空化腐蚀破坏过程中表面粗糙度  $R_q$  值的变化可分为 3 个阶段: 初始阶段 (第 1 阶段), 粗糙度呈线性增长, 空化腐蚀前表面粗糙度为 0.221  $\mu$ m, 空化腐蚀大约进行到 160 min, 表面粗糙度增加到 0.462  $\mu$ m, 平均空化腐蚀深度基本为零; 过渡阶段 (第 2 阶段),

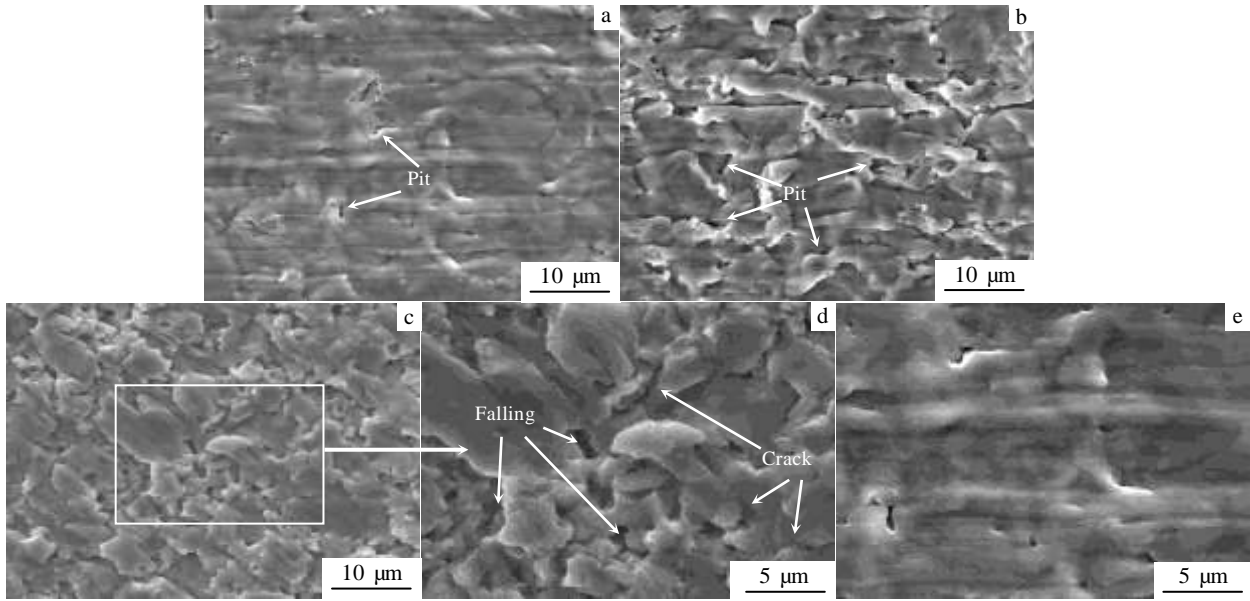


图 2 Ti-6Al-4V 合金空化腐蚀表面微观形貌

Fig.2 Morphologies of cavitation corrosion of Ti-6Al-4V alloy after different time: (a) 60 min, (b) 120 min, (c) 180 min; (d) the magnified image of the area indicated by the rectangle in Fig.2c, (e) the magnified image of the pit indicated by the arrow in Fig.2a

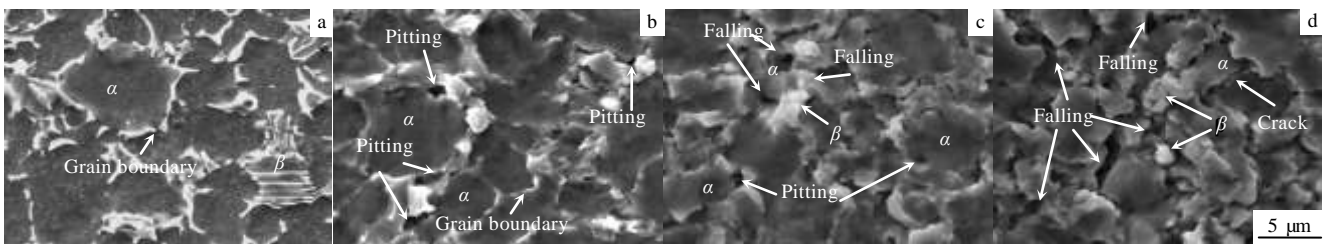


图 3 侵蚀后的 Ti-6Al-4V 合金空化腐蚀不同时间的形貌

Fig.3 Morphologies of cavitation corrosion of Ti-6Al-4V alloy for different time: (a) 0 min, (b) 60 min, (c) 120 min, and (d) 180 min

粗糙度值增长速率开始降低, 平均空化腐蚀深度则缓慢增大, 空化腐蚀约为 320 min 时, 表面粗糙度为 0.559  $\mu\text{m}$ , 平均空化腐蚀深度约为 0.088  $\mu\text{m}$ ; 稳定阶段 (第 3 阶段), 粗糙度没有非常大的波动, 总体来看基本趋于稳定, 而表面的平均空化腐蚀深度开始大幅度增大。

图 5 为 Ti-6Al-4V 合金在溴化锂溶液里空化腐蚀过程中不同时刻的表面空化腐蚀区域的 3D 轮廓图, 可以发现材料表面空化腐蚀区的凹凸程度的变化情况基本与粗糙度值  $R_q$ -时间曲线的 3 个不同阶段相对应。3D 轮廓图中的凹陷区域 (图 5 中蓝色区域) 为材料表面因塑性变形或表面材料脱落形成的低洼处。在空化腐蚀初期, 材料表面的凹陷区随空化腐蚀试验的进行而不断增多且加深, 即材料表面的凹凸程度增大。当空化腐蚀进行到一定程度后, 材料表面的凹凸程度随空化腐蚀时间的增加而变化不大, 趋于稳定。

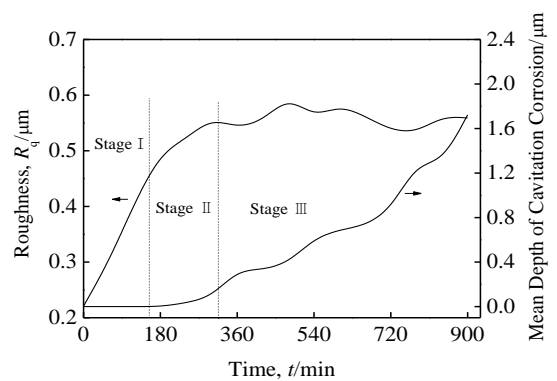


图 4 Ti-6Al-4V 合金空化腐蚀过程中表面粗糙度  $R_q$  和平均空化腐蚀深度的变化

Fig.4 Variation of surface roughness  $R_q$  and mean depth of cavitation corrosion for Ti-6Al-4V alloy

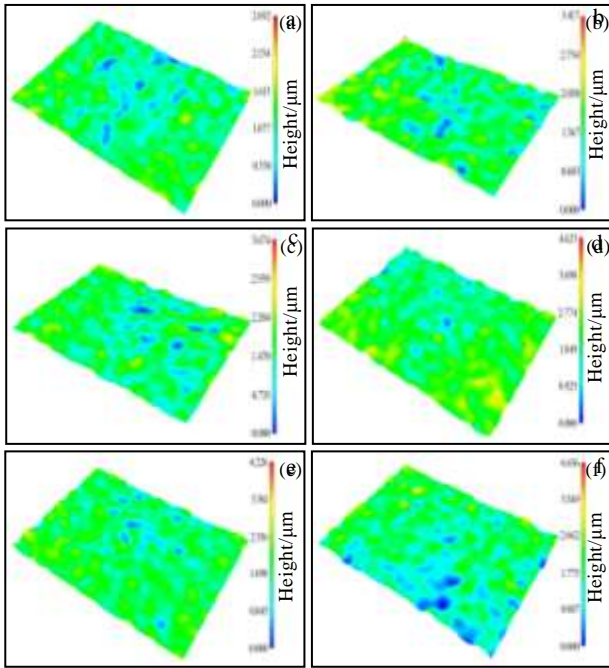


图 5 空化腐蚀过程中 Ti-6Al-4V 合金表面 3D 轮廓的变化  
Fig.5 3D contour graph of cavitation corrosion for Ti-6Al-4V alloy at different time: (a) 0 min, (b) 60 min, (c) 180 min, (d) 300 min, (e) 480 min, and (f) 720 min

### 2.3 动电位极化曲线

图 6 为 Ti-6Al-4V 合金在纯水和溴化锂溶液中静态和空化条件下的动电位极化曲线。通过塔菲尔外推法得到自腐蚀电位  $E_{corr}$ 、腐蚀电流  $i_{corr}$ ，以及维钝电流密度  $i_p$  和稳定钝化区的电位区间（过钝化电位  $E_{tp}$  与维钝电位  $E_p$  之差）等电化学参数，见表 1。

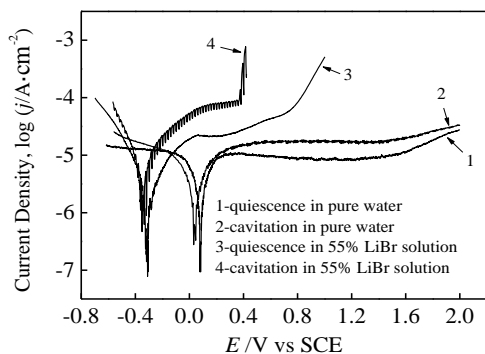
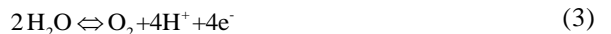


图 6 Ti-6Al-4V 合金在纯水和溴化锂溶液中的动电位极化曲线  
Fig.6 Potentiodynamic polarization curves for Ti-6Al-4V alloy in pure water and LiBr solution under static and cavitation conditions

Ti-6Al-4V 合金在 2 种溶液和 2 种条件下的极化曲线都呈现自钝化特征，这是因为钛合金表面有一层致密、稳定的氧化膜。静态条件下纯水溶液中 Ti-6Al-4V 合金的自腐蚀电位为 79.1 mV<sub>SCE</sub>，钝化区范围达到 1204.1 mV。当溶液中加入溴化锂后，Ti-6Al-4V 合金的自腐蚀电位向负方向移动，腐蚀电流密度增加，钝化区范围减小到 655.5 mV。溴化锂的腐蚀作用使钝化膜减薄或受到破坏。当电位达到 800 mV<sub>SCE</sub> 时，电流密度开始增大，此时溶液中的溴离子 (Br<sup>-</sup>) 在表面活性区域发生氧化反应生成 Br<sub>2</sub>，进而进一步反应形成 HBrO<sup>[14]</sup>：



据其他学者的研究发现，电位为 1300 mV<sub>SCE</sub>，将会氧气析出：



当施加空化作用时，纯水溶液中 Ti-6Al-4V 合金的极化曲线形状与静态条件下的基本相同，但与静态条件下纯水溶液中相比，其自腐蚀电位向负方向移动 42.5 mV，腐蚀电流密度增大，钝化区变窄，且维钝电流密度出现震荡现象，表明钝化膜处于不断溶解的亚稳态。空化的机械作用能够破坏钛合金表面的钝化膜或使钝化膜的厚度减少。在溴化锂溶液中空化条件下，Ti-6Al-4V 合金的自腐蚀电位明显负移，腐蚀电流密度和维钝电流密度显著增大，钝化区范围降低到 271.4 mV。相对于纯水介质，Ti-6Al-4V 合金在溴化锂溶液里的维钝电流密度较大且震荡幅度加剧，过钝化电位显著降低，电流密度在到达过钝化电位之后急剧增大，发生钛合金的活性溶解，而不是 Br<sup>-</sup> 的氧化。空化机械作用使表面局部钝化膜破坏而裸露出基体，形成小阳极大阴极，阳极区域新鲜的钛合金基体与溴化锂溶液接触，在其腐蚀作用下发生溶解，两者的协同作用加速了钛合金表面的腐蚀破坏。

### 3 讨论

表 1 Ti-6Al-4V 合金在纯水和溴化锂溶液中的电化学参数

Table 1 Electrochemical parameters for Ti-6Al-4V in pure water and LiBr solution under static and cavitation conditions

Solution	Condition	$E_{corr}/\text{mV}$	$i_{corr}/\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$	$i_p/\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$	Passive region, $(E_{tp} - E_p)/\text{mV}$
LiBr	Static	-320.5	2.922	22.338	655.5
	Cavitation	-352.4	5.322	78.363	271.4
Pure water	Static	79.1	2.735	10.599	1204.1
	Cavitation	36.6	3.302	17.449	1025.6



Ti-6Al-4V 合金空化腐蚀过程中的初始阶段,由于低强度相 ( $\alpha$  相) 吸收空泡溃灭产生的冲击能而优先发生塑性变形,减轻了高强度相 ( $\beta$  相) 的塑性变形程度,致使材料表面变形不均匀,这是因为双相材料的空化腐蚀破坏一般主要由低强度相决定<sup>[19]</sup>。Ti-6Al-4V 合金表面的  $\alpha$  相区域的内能急剧增大,稳定电位低于周围区域,导致表面电化学性能的不均匀性,且晶界处存在较多缺陷使晶界附近区域的  $\alpha$  相更易遭受空化作用破坏,表面局部钝化膜被空化作用破坏而裸露出基体,形成小阳极大阴极,溴化锂溶液腐蚀介质与基体直接接触,最终使表面  $\alpha$  相区域发生活性溶解,形成空化腐蚀坑(图 3b)。然而,材料表面在发生塑性变形时也产生了加工硬化,提高了其表面的抗塑性变形能力,即表面粗糙度  $R_q$  值在初始阶段末期的增长速率略有降低。随着空化腐蚀的进行,表面腐蚀坑增加了空化作用的破坏几率,表面腐蚀点的导波作用使局部内应力更加集中而加强力学因素<sup>[20]</sup>,同时空化的搅拌作用使空化腐蚀坑里的腐蚀产物及时扩散到溶液深处而溴化锂溶液腐蚀介质能够及时扩散到空化腐蚀坑里的基体表面,致使晶界附近区域的  $\alpha$  相上的原空化腐蚀坑的加深扩大和产生新的空化腐蚀坑,从而使腐蚀坑周边的  $\beta$  相产生脱落(图 3c)。所以,粗糙度  $R_q$  值继续增大且空化腐蚀深度开始缓慢增大,但表面原先凸体处  $\beta$  相的脱落(图 3d),导致表面粗糙度  $R_q$  值增长速率变缓慢。尽管 Ti-6Al-4V 合金表面不同区域的空化腐蚀深度因空化现象的随机性和材料组织结构等因素而发生变化,但是空化腐蚀区的破坏呈



图 7 Ti-6Al-4V 合金空化腐蚀 900 min 后的表面轮廓

Fig.7 Surface profiles of material cavitation corrosion after 900 min

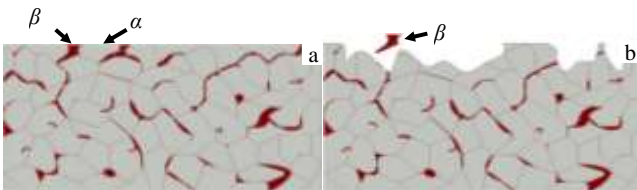


图 8 Ti-6Al-4V 合金空化腐蚀破坏过程示意图

Fig.8 Schematic diagrams of Ti-6Al-4V before (a) and after (b) cavitation corrosion for 180 min

纵向方向发展且不同区域的表面形状相类似(如图 7),其中灰色线为试样空化腐蚀前的表面轮廓曲线。当达到稳定阶段后,材料表面的空化腐蚀破坏继续进行并达到动态平衡,致使表面空化腐蚀区的平均空化腐蚀深度的增长速率明显增大,而表面形貌特征基本保持稳定(图 5),即材料空化腐蚀过程中表面粗糙度-时间曲线上的稳定阶段是一个自我调整的过程。

通过观察材料空化腐蚀过程中不同时刻的空化腐蚀区域的平均空化腐蚀深度和 3D 轮廓以及微观形貌变化,可得到 Ti-6Al-4V 空化腐蚀初期表面的破坏过程示意图(图 8),即材料的空化腐蚀破坏的演变规律。Ti-6Al-4V 合金的低强度相 ( $\alpha$  相) 优先发生空化腐蚀破坏,局部形成空化腐蚀坑,继而向高强度相 ( $\beta$  相) 扩展;在空化腐蚀过程中,产生新的空化腐蚀坑,且原先形成的空化腐蚀坑逐渐扩大并加深。空化力学和电化学腐蚀共同作用使空化腐蚀不断进行。但由于表面局部区域的脱落,表面凹凸程度降低。

## 4 结 论

1) Ti-6Al-4V 合金空化腐蚀过程按照表面粗糙度值  $R_q$ 、平均空化腐蚀深度和 3D 轮廓随时间的变化情况可分为 3 个阶段:初始阶段,粗糙度  $R_q$  值呈线性增长;过渡阶段,粗糙度  $R_q$  值增长速率降低而平均空化腐蚀深度开始增大;稳定阶段,粗糙度  $R_q$  值基本趋于稳定。

2) 在空化腐蚀初期, Ti-6Al-4V 合金的低强度相 ( $\alpha$  相) 优先发生空化腐蚀破坏,其破坏程度比高强度相 ( $\beta$  相) 严重,使材料表面变形不均匀,继而表面缺陷处更易受空化作用的破坏;同时表面缺陷处容易产生腐蚀点,其导波作用使局部内应力更加集中而加强力学因素,最终产生新的空化腐蚀坑和原空化腐蚀坑的扩大,材料表面局部产生脱落。

3) Ti-6Al-4V 合金在溴化锂溶液里的空化腐蚀行为是空化作用和电化学腐蚀因素协同作用的过程,空化作用破坏材料表面钝化膜的同时加速了腐蚀产物和腐蚀介质的扩散,促进电化学腐蚀过程的进行;电化学腐蚀因素使表面缺陷区域发生活性溶解,导致局部区域更容易受空化作用破坏,即电化学腐蚀因素加强了空化作用。

## 参考文献 References

- [1] He Jimin(何季民). *Power Station Auxiliary Equipment*(电站辅机)[J], 2002(2): 35
- [2] Shen Chao(沈超), Li Xihui(李希会), Wang Houqing(王厚庆) et al. *Petro-Chemical Equipment*(石油化工设备)[J], 2005, 34(5): 39

- [3] Mandani F, Ettouney H, El-Dessouky H. *Desalination*[J], 2000, 128(2): 161
- [4] Blasco-Tamarit E, Igual-Muñoz A, Antón J G *et al. Corrosion Science*[J], 2007, 49(3): 1000
- [5] Espitia L A, Toro A. *Tribology International*[J], 2010, 43(11): 2037
- [6] Meng F M. *Optics & Laser Technology*[J], 2013, 48: 422
- [7] Hattori S, Maekawa N, Kawai Y. *Trans JSME 66-648A*[C]. Japanese: JSME, 2000: 187
- [8] Guan Xin(关昕). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Tianjin: Tianjin University, 2010
- [9] Mochizuki H, Yokota M, Hattori S. *Wear*[J], 2007, 262(5-6): 522
- [10] Jiang Xiaoxia(姜晓霞), Li Shizhuo(李诗卓), Li Shu(李曙). *Corrosive Wear of Metals*(金属的腐蚀磨损)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2003: 196
- [11] Chen Darong(陈大融). *China Basic Science*(中国基础科学)[J], 2010, 12(6): 3
- [12] Zhang Xiuli(张秀丽), Sun Dongbai(孙冬柏), Yu Hongying(俞宏英) *et al. Corros Sci Prot Technol*(腐蚀科学与防护技术)[J], 2001, 13(3): 162
- [13] Neville A, McDougall B A B. *Wear*[J], 2001, 250(1-12): 726
- [14] Fernández-Domene R M, Blasco-Tamarit E, García-García D M *et al. Electrochimica Acta*[J], 2011, 58: 264
- [15] Noishiki K, Yabuki A, Komori K *et al. Zairyo-to-Kankyo*[J], 2000, 49(8): 483
- [16] Chiu K Y, Cheng F T, Man H C. *Ultrasonics*[J], 2005, 43(9): 713
- [17] Du Nan(杜楠), Tian Wenming(田文明), Zhao Qing(赵晴) *et al. Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 2012, 48(7): 807
- [18] *Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus ASTM G32-06*[S]. Philadelphia: Annual Book of ASTM Standard, 2006
- [19] Liu Shihan(刘诗汉), Chen Darong(陈大融). *Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 2009, 45(5): 519
- [20] Bai Xia(白霞), Sun Dongbai(孙冬柏), Yu Hongying(俞宏英) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2001, 11(2): 285

## Initial Cavitation Corrosion of Ti-6Al-4V Alloy in LiBr Solution

Zhao Xiaobin, Lin Cui, Yang Ying, Zhang Yifei

(National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology Institute,  
Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

**Abstract:** The evolution of cavitation corrosion of Ti-6Al-4V alloy in LiBr solution was discussed by SEM, roughness profiler, three-dimensional video microscope and electrochemical measurement. The results of the variation of surface roughness value ( $R_q$ ), mean cavitation corrosion depth and morphological features indicate that there are three stages of cavitation corrosion process of Ti-6Al-4V alloy. At the initial stage, the value of  $R_q$  increases linearly with time; at the transition stage, the growth rate of  $R_q$  decreases; at the steady-state stage, the value of  $R_q$  tends to stabilize. Plastic deformation of the low intensive  $\alpha$  phase of Ti-6Al-4V alloy occurs preferentially due to absorption of impact energy generated by bubble collapse, causing uneven deformation of material surface. Passive film on the surface of  $\alpha$  phase in local area is easily attacked and fresh titanium alloy substrate is exposed. Small anode and large cathode form due to relatively low electric potential of  $\alpha$  phase in comparison with  $\beta$  phase; meanwhile corrosives and corrosion products diffuse fast with the aid of agitation of cavitation, leading to the acceleration of the corrosion dissolution. The growth of pits causes the concentration of local internal stress, which strengthens the mechanical factor, accordingly increases the degree of surface concave and convex. The synergetic effect of mechanics and electrochemical corrosion results in the development of the existing pits and emergence of new pits. Eventually  $\beta$  phase distributed at the boundary of pits falls off and the degree of surface concave and convex becomes small. At the initial stage, electrochemical corrosion promotes mechanical effect of cavitation.

**Key words:** Ti-6Al-4V alloy; lithium bromide solution; cavitation; electrochemical corrosion; synergetic effect

Corresponding author: Lin Cui, Ph. D., Professor, Material Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: linewi@sohu.com