

新型 1200 MPa 级 Ti-35421 合金应力腐蚀敏感性 原位电化学研究

曾强强, 渠佳慧, 淡振华, 常辉, 周廉

(南京工业大学 材料科学与工程学院&新材料研究院, 江苏 南京 211816)

摘要:以新型 1200 MPa 级 Ti-35421 合金 (Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe) 为研究对象, 采用慢应变速率拉伸实验结合原位电化学监测研究了不同应变速率和阴极保护电位对其应力腐蚀开裂行为的影响。结果表明: 当应变速率为 $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 时 Ti-35421 合金在 3.5% NaCl 溶液中应力腐蚀敏感性最高, 其塑性损失和应力腐蚀指数分别为 27.27% 和 0.273; 裂纹尖端钝化膜层在应力和腐蚀的共同作用下钝化保护弱于溶解, 导致了应力腐蚀加剧; 当外加阴极保护电位为 -600 mV 时 Ti-35421 合金在 3.5% NaCl 溶液中的应力腐蚀敏感性最低, 其最佳阴极保护电位范围为 -450~-600 mV, 降低了阳极共轭反应, 从而使其塑性损失和应力腐蚀指数分别降低到 1.01% 和 0.113。

关键词: Ti-35421 合金; 应力腐蚀敏感性; 慢应变速率拉伸实验; 原位电化学; 阴极保护

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)04-1321-07

高强钛合金^[1-3]具有耐蚀性好、比强度高、耐冲击性强等优异特性, 能有效改进船舶耐受性, 实现减重、增载以及增长服役寿命等目的。近 β 型 Ti-35421 合金 (Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe) 是在 Ti-B19 合金 (Ti-3Al-1Mo-5V-4Cr-2Zr) 的基础上研制的新型高强钛合金, 具有 1240 MPa 的屈服强度且强度与初塑性匹配度好等优点^[4-5]。

应力腐蚀开裂 (SCC) 是高强钛合金在海洋服役环境下面临的主要失效形式之一, 具有裂纹形成较慢、断裂较快的特点; 应力腐蚀扩展速度比均匀腐蚀快 10^6 倍, 使材料在没有预兆的情况下发生开裂, 导致灾难性的后果^[6]。高强钛合金的应力腐蚀受到应变速率及其微观组织的影响^[7]。Tiyyagura 等^[8]对 β 型 Ti-15-3 合金 (Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn) 在人工海水溶液中应力腐蚀敏感性研究表明, 随着应变速率从 10^{-5} s^{-1} 下降到 10^{-7} s^{-1} 下, 塑性损失从 6.98% 增加到 15.03%。Blackburn 等^[9]研究了近 β 型 Ti-13V-11Cr-3Al 合金在 0.6 mol/L KCl 溶液中的应力腐蚀行为, 发现在 $10^{-1} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 应变速率范围内, 合金在 10^{-2} s^{-1} 应变速率下存在最高的应力腐蚀敏感性。Fager 等^[10]研究了近 β 型 Ti-13V-11Cr-3Al 合金和其他几种钛合金的显微组织特征对 3.5% NaCl 溶液中应力腐蚀的影响, 结果表明 α 相为应力腐蚀敏感相, 但合金的应力腐蚀敏感性随着 β 相和马氏体相体积分数的增加而降低。阳极溶

解是钛合金应力腐蚀失效机制之一, 在裂纹尖端存在钝化膜修复和再溶解反应之间的竞争关系, 应力腐蚀过程中阳极极化会促进裂纹尖端溶解, 导致裂纹扩展速率增加及断裂时间缩短^[11]。施加阴极保护电位能减缓阳极溶解速率, 从而有效提高钛合金的耐应力腐蚀性能^[12]。Young 等^[13]研究了不同外加电位下固溶时效热处理后的近 β 型 Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn 和 Ti-13V-11Cr-3Al 合金在 3.5% NaCl 溶液中的应力腐蚀敏感性, 发现在 -600 mV 的开路电位和 -150 mV 的外加阳极电位下合金会出现应力腐蚀, 而在外加阴极保护电位为 -1000 mV 时其应力腐蚀敏感性降低。阴极保护可以改变合金所处的极化状态, 通过抑制阴极反应, 从而限制共轭阳极反应, 通过选择合适的阴极保护电位可以有效减缓 SCC 裂纹的扩展和材料的失效^[14-15]。

本工作从新型 1200 MPa 级 Ti-35421 合金的相成分及微观组织特征出发, 通过慢应变速率拉伸实验结合原位电化学监测, 研究 3 种应变速率对 Ti-35421 合金在室温空气和 3.5% NaCl 溶液中应力腐蚀敏感性的影响, 探讨其应力腐蚀开裂机理, 并判定阴极保护电位范围, 为合理地应用高强 Ti-35421 合金提供可用依据。

1 实验

本实验以轧制态高强 Ti-35421 合金为研究材料,

收稿日期: 2022-04-11

基金项目: 深海技术科学太湖实验室开放课题 (2022JBG01005); 江苏省重点研发计划 (BE2019119)

作者简介: 曾强强, 男, 1994 年生, 硕士生, 南京工业大学材料科学与工程学院&新材料研究院, 江苏 南京 211816, E-mail: 201961203116@njtech.edu.cn

其具体的合金设计元素和成分 (质量分数, %) 为: Al 3, Mo 5, Cr 4, Zr 2, Fe 1, Ti 余量。采用 X 射线衍射仪 (XRD) 分析合金的相组成。采用扫描电镜 (SEM) 观察合金的显微组织及试样断口的微观形貌。金相腐蚀液的 HF:HNO₃:H₂O 体积配比为 1:2:7。通过百若 YYF-50 慢应变速率拉伸试验机和辰华 CHI660D 型电化学工作站对试样在室温空气 (下文缩写为 air) 和质量分数 3.5% NaCl 溶液 (模拟海水, 下文缩写为 ss) 2 种介质中进行 3 种应变速率 (1.33×10^{-5} 、 1.67×10^{-5} 、 5×10^{-5} mm s⁻¹) 的慢应变速率拉伸实验 (SSRT)^[16]。按照 GB/T15970.7-2017《金属和合金的腐蚀-应力腐蚀试验第 7 部分: 慢应变速率实验》的要求制备慢应变速率拉伸实验试样, 并从轧制方向取样。选择应变速率为 1.67×10^{-5} mm s⁻¹ 进行阴极保护电位实验, 阴极保护电位分别设置为 -450、-600、-750、-900 和 -1050 mV, 实验开始前试样在 300 N 的预紧力作用下在溶液中静置 24 h 以保证电位稳定。电化学测试采用三电极体系测量, 其中参比电极 (RE) 为 Ag/AgCl 电极, 对电极 (CE) 为铂片。试样断裂后采用塑性损失 (PL) 和应力腐蚀指数 (I) 等指标来判定不同条件下 Ti-35421 合金的应力腐蚀敏感性大小。通过断后伸长率的变化差值计算塑性损失 (PL) 的公式为^[17]:

$$PL = \frac{E_{\text{air}} - E_{\text{ss}}}{E_{\text{air}}} \quad (1)$$

式中, E_{air} 表示试样在空气中的断后伸长率, E_{ss} 表示试样在 3.5% NaCl 溶液中的断后伸长率。通过抗拉强度和断后伸长率计算应力腐蚀指数 (I) 的公式为^[18]:

$$I = 1 - \frac{R_{\text{ss}}(1 + E_{\text{ss}})}{R_{\text{air}}(1 + E_{\text{air}})} \quad (2)$$

式中, R_{air} 为在空气中的抗拉强度, MPa; R_{ss} 为在 3.5% NaCl 溶液中溶液中的抗拉强度, MPa。基于不同应变速率下 SSRT 实验过程中的原位电化学开路电位实时变化曲线, 按照电位波动幅度分别提取电位波动次数进行时间归一化处理, 得到其裂纹生长敏感性。

2 结果与讨论

2.1 应变速率对 Ti-35421 合金应力腐蚀行为影响

Ti-35421 合金是近 β 钛合金, 其相变点为 803 °C, 通过在 780 °C 1 h/AC+540 °C 8 h/AC (固溶+时效) 热处理得到最优强塑性配比^[5]。XRD 图谱 (图 1a) 显示固溶时效后的 Ti-35421 合金由体心立方 β 相和密排六方 α 相组成。初始 SEM 微观组织 (图 1b) 中黑色为 α 相, 颜色较浅为 β 相; β 相基体中除了均匀无序分布的长条状 α 相, 还析出了大量弥散分布的细小针状 α' 相; β 相能在保证强度的前提下提高材料的塑性, α' 相可以阻碍裂纹扩展提高合金强度, 两相的存在能降

低钛合金的应力腐蚀敏感性^[10,19-20]。

图 2 为 3 种应变速率下 Ti-35421 合金在空气和 3.5% NaCl 溶液中的应力-应变曲线。如图 2 所示, Ti-35421 合金在空气和 3.5% NaCl 溶液中进行慢应变速率拉伸时均没有明显的屈服阶段, 且 3 种应变速率下其在 3.5% NaCl 溶液中的应变均均低于在空气中的应变; 应变随着应变速率的增大呈现一个先增加后减小的趋势, 其变化最大时应变速率为 1.67×10^{-5} mm s⁻¹, 其变化最小时应变速率为 1.33×10^{-5} mm s⁻¹。Ti-35421 合金在 3.5% NaCl 溶液中的强度和塑性较空气中有所下降, 这是由于 3.5% NaCl 溶液中 Cl⁻ 的侵入弱化了钝化膜的保护能力加剧了应力腐蚀^[21-22]。

本工作采用材料的断后伸长率 (E)、抗拉强度 (R_m)、塑性损失 (PL) 以及应力腐蚀敏指数 (I) 等来综合评价材料的应力腐蚀敏感性。图 3 为 Ti-35421 合金的 3 种应变速率下慢应变速率拉伸实验数据曲线。图 3a 可以看出 Ti-35421 合金在空气中的断后伸长率、抗拉强度都比在 3.5% NaCl 溶液中的大, 表明 Ti-35421 合金在 3.5% NaCl 溶液中比在空气中具有更大应力腐蚀的倾向。图 3b 显示了根据公式(1)和(2)计算出的 3 种应变速率下 Ti-35421 合金的塑性损失和应力腐蚀指数, 这两者变化规律一致: 在 1.67×10^{-5} mm s⁻¹ 应变速率下 Ti-35421 合金的塑性损失和应力腐蚀指数最大, 在 1.33×10^{-5} mm s⁻¹ 应变速率下 Ti-35421 合金的塑性损失和应力腐蚀指数最小。如果 PL>35%, 金属在溶液中具有应力腐蚀敏感性, PL<25% 时无明显的应力腐蚀敏感性, 而 25%<PL<35% 为潜在危险区^[23]; I 从 0~1 表示应力腐蚀断裂敏感性增加^[18]。当应变速率为 1.67×10^{-5} mm s⁻¹ 时, Ti-35421 合金具有最大的塑性损失和应力腐蚀指数, 分别为 27.27% 和 0.273, 具有发生应力腐蚀的可能性。当应变速率过低, 材料被拉伸所产生的新鲜面会迅速氧化生成钝化膜, 微小滑移无法导致钝化膜破裂从而形成应力腐蚀裂纹; 当应变速率过高, 拉伸产生新鲜面的速率大于钝化膜生成效率, 机械拉伸占主导, 塑性形变使试样发生加速断裂^[24]。图 4 为 Ti-35421 合金在空气和 3.5% NaCl 溶液中 2 种不同应变速率 (1.33×10^{-5} 、 1.67×10^{-5} mm s⁻¹) 下慢应变速率拉伸实验的微观断口形貌。微观形貌中韧窝的出现说明 Ti-35421 合金具有一定的塑性, 韧窝越大越深说明塑性越好。Ti-35421 合金在空气中的断口表面 (图 4a 和图 4c) 的韧窝比在 3.5% NaCl 溶液中 (图 4b 和图 4d) 韧窝的深度更深, 为典型韧性断裂特征。Ti-35421 合金在 1.67×10^{-5} mm s⁻¹ 应变速率下不同环境中微观断口形貌对比更为明显, 在空气中的断口表面的韧窝较深且分布均匀, 在 3.5% NaCl 溶液中的断口

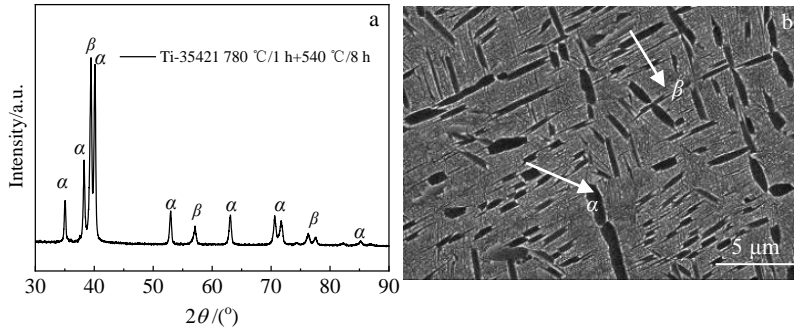


图 1 Ti-35421 合金 XRD 图谱和 SEM 组织

Fig.1 XRD pattern (a) and SEM microstructure (b) of Ti-35421 alloy

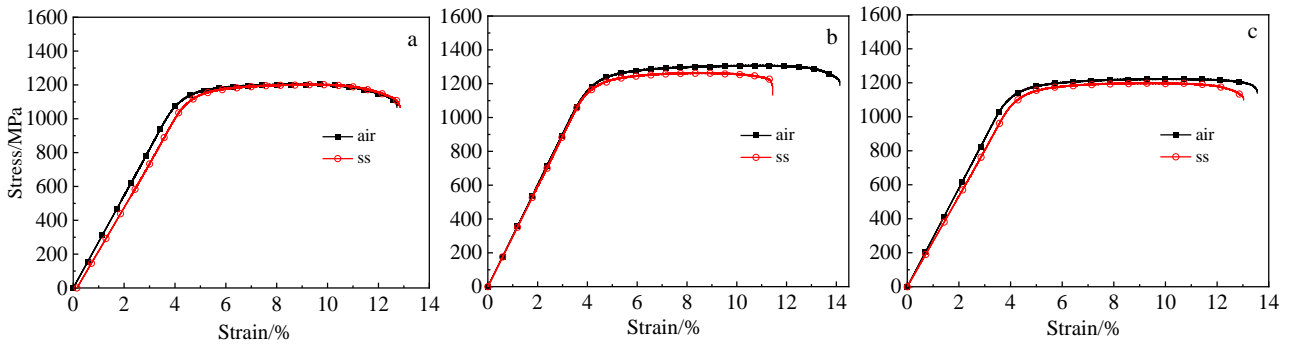


图 2 不同应变速率下 Ti-35421 合金在空气 (air) 和 3.5% NaCl 溶液 (ss) 中的应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves of Ti-35421 alloy in the air (air) and 3.5% NaCl solution (ss) at different strain rates: (a) $1.33 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$, (b) $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$, and (c) $5.00 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$

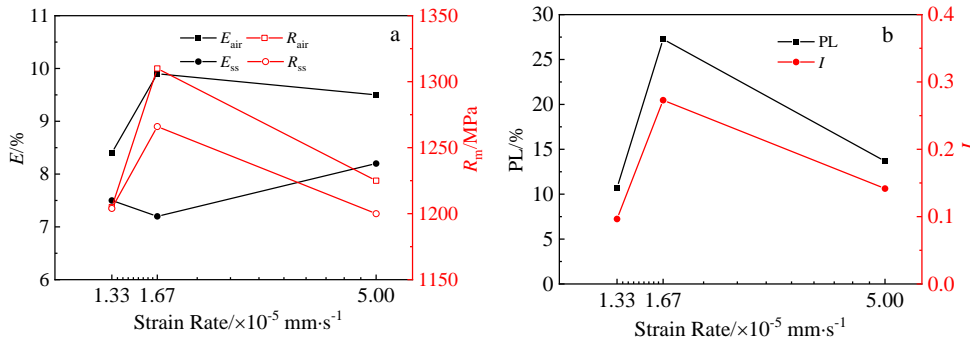


图 3 Ti-35421 合金的慢应变速率拉伸实验数据

Fig.3 SSRT data of Ti-35421 alloy: (a) elongation at break and tensile strength and (b) plastic loss and stress corrosion index

表面的韧窝深度较浅且大小分布不一，以及出现了属于准解理形貌的平台区域，呈脆断倾向，具有较明显应力腐蚀趋势^[25]，与应力-应变曲线及慢应变速率拉伸实验数据得出的结论一致。

2.2 慢应变速率拉伸过程原位电化学响应行为

慢应变速率拉伸过程中原位电化学开路电位的实时变化可以反映应力腐蚀发生频率及裂纹尖端钝化膜修复和再溶解的竞争的相对变化。图 5a 是高强 Ti-35421 合金在 3 种应变速率下进行慢应变速率拉伸实验期间开路电位的瞬时变化图。在 $1.33 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$

低应变速率下开路电位曲线出现多次小幅度电位波动，表明 Ti-35421 合金出现了钝化膜的破裂再修复过程且钝化膜的修复能力强于溶解过程，但由于恒定应变速率下塑性应变逐渐累积，微小裂纹增多，其塑性损失和应力腐蚀指数分别为 10.71% 和 0.097，主要是由于在较低的应变速率下，溶液中的溶解氧钝化新生裂纹，减缓了裂纹尖端扩展，有效地降低了应力腐蚀裂纹扩展^[22]。在 $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 应变速率下开路电位曲线出现多次大幅度电位波动，由于裂纹尖端钝化膜的溶解快于再钝化，促使裂纹两端钝化层变薄和尖

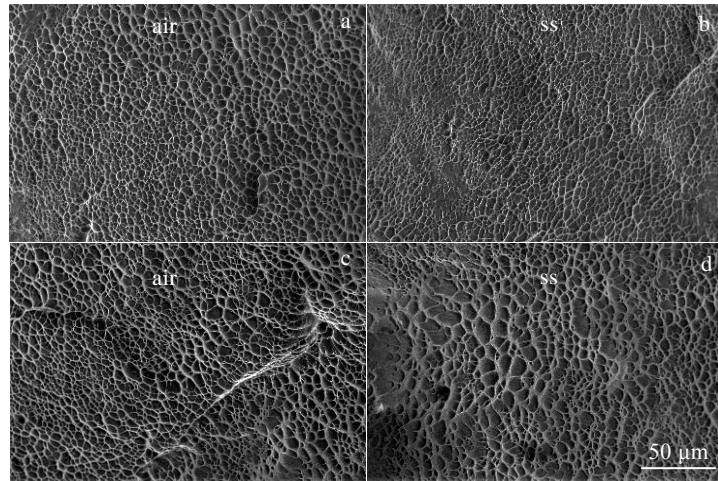


图 4 Ti-35421 合金在空气 (air) 和 3.5% NaCl 溶液 (ss) 中慢应变速率拉伸实验的微观断口形貌

Fig.4 Micro-fracture morphologies of Ti-35421 alloy under strain rates of $1.33 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ (a, b) and $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ (c, d) in air (air) (a, c) and 3.5% NaCl solution (ss) (b, d) during SSRT

端溶解，在拉力与腐蚀共同作用下，裂纹快速扩展，Ti-35421 合金的塑性损失和应力腐蚀指数分别增加到 27.27% 和 0.273，应力腐蚀敏感性显著变强。在 $5.00 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 高应变速率下开路电位曲线中电位呈现快速下降后稳定直至断裂，溶液中溶解氧无法及时钝化新生面，拉力是试样断裂的主要原因。图 5b 是对高强 Ti-35421 合金的钝化膜在慢应变速率拉伸过程中发生破坏-溶解-钝化过程的频率统计，可以得出 3 种应变速率的裂纹生长敏感性规律为：在 $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 应变速率下的试样的裂纹生长敏感性最大，在 $1.33 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 应变速率下的试样的裂纹生长敏感性最小；与图 3b 呈现的塑性损失和应力腐蚀指数规律一致。将图 5a 中 Ti-35421 合金在 $1.33 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 应变速率下的小幅度电位波动进行归一化处理，得到图 5b 中的空心矩形点，远大于其他速率的裂纹生长敏感性，因为钝化膜快速再修复抑制裂纹扩展长大，但微小裂纹随着应变量的增大而增多，反映到开路电路曲线即

为多次小幅度电位波动。钛合金在腐蚀介质中会形成一层钝化膜，应力使滑移面上的位错开动并滑出表面，从而产生滑移台阶，使钝化膜破裂，露出无钝化膜保护的新鲜金属^[26]；钝化膜破裂形成的裸金属部位相对有膜部位为阳极，会发生局部溶解，裸露出来的金属在溶液中迅速被再钝化^[14]；但已经溶解区域的裂纹尖端存在应力集中，该处的再钝化膜会通过位错运动产生破裂，又发生局部溶解；这种钝化膜破裂（通过滑移）、金属溶解、再钝化过程的反复出现，会导致应力腐蚀裂纹的形核与扩展，直至裂纹生长至临界值，发生断裂^[27]。结合上述 SSRT 结果、断口形貌、原位电化学数据，推定 Ti-35421 合金在 3.5% NaCl 溶液中的应力腐蚀开裂机理属于阳极溶解型滑移溶解机理^[27]。

2.3 阴极保护电位对 Ti-35421 合金应力腐蚀行为影响

通过阴极保护可以控制高强 Ti-35421 合金的极化状态，从而抑制应力腐蚀的裂纹萌生和快速扩展^[12,14-15]。图 6a 为高强 Ti-35421 合金极化曲线，可以得出 Ti-35421

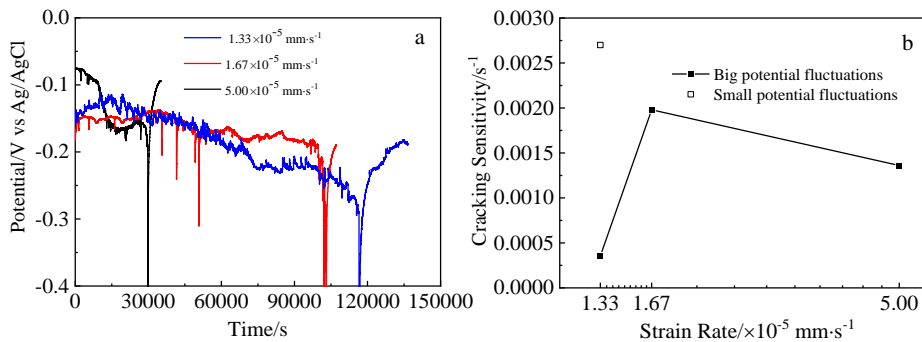


图 5 Ti-35421 合金在慢应变速率拉伸实验时开路电位的瞬时变化和裂纹生长敏感性趋势

Fig.5 Transient change curves (a) of open circuit potential and the cracking susceptibility curve (b) of Ti-35421 alloy during SSRT

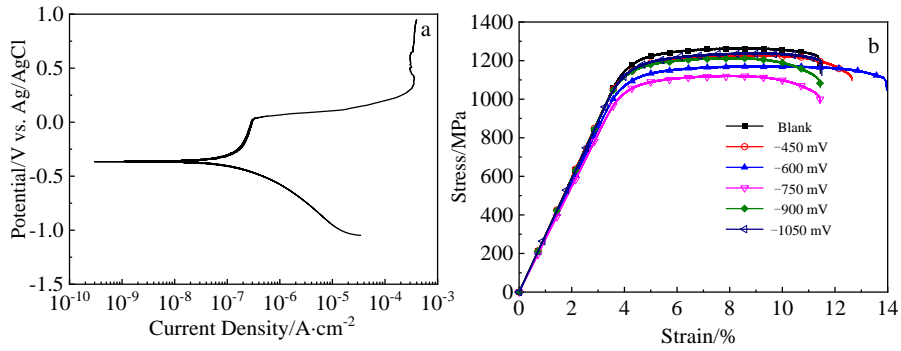


图 6 Ti-35421 合金在 3.5% NaCl 溶液中的极化曲线和在 $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 应变速率下不同阴极保护电位的 SSRT 应力-应变曲线
 Fig.6 Polarization curve (a) and SSRT stress-strain curves (b) of different cathodic protection potentials of Ti-35421 alloy at $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ in 3.5% NaCl solution

合金在 3.5% NaCl 溶液中的自腐蚀电流密度为 $6.27 \times 10^{-7} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$, 自腐蚀电位为 -0.37 V , 在 $-0.22 \sim -0.03 \text{ V}$ 之间出现明显钝化平台。图 6b 为应变速率为 $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 时不同阴极保护电位下高强 Ti-35421 合金的应力-应变曲线, 其中 OCP 是指开路电位下的慢应变速率拉伸实验结果。随着阴极保护电位变化, Ti-35421 的应变呈现先增大后减小的趋势, 表明 Ti-35421 的应力腐蚀敏感性先降低后增加。结合表 1 不同阴极保护电位下 Ti-35421 合金的慢应变速率拉伸实验数据, 从 OCP 到 -600 mV , Ti-35421 合金的断后延伸率从 7.2% 增加到 9.8%, 塑性损失从 27.23% 降低到 1.01%, 应力腐蚀指数从 0.273 下降到 0.113。当阴极电位为 -600 mV 时 Ti-35421 合金的塑性损失和应力腐蚀指数相比开路电位时分别下降了 26.26% 和 0.160。当阴极电位高于 -750 mV 时 Ti-35421 合金的塑性损失与开路电位状态相差不大, 但应力腐蚀指数均大于无阴极保

护时, 应力腐蚀敏感性增加。当电位为 -600 mV 时, Ti-35421 合金的应变量和断后伸长率最大且塑性损失和应力腐蚀指数最小, 为最佳阴极保护电位。由于应力腐蚀裂纹尖端阴阳极反应共轭作用^[12-15,28]使阴极电位

表 1 不同阴极保护电位下 Ti-35421 合金的慢应变速率拉伸实验数据总结

Table 1 Summary of SSRT data of Ti-35421 alloy under different cathodic protection potentials

Potential/ mV	E/%	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	PL/%	I
OCP	7.2	1235	1157	27.27	0.273
-450	8.3	1229	1108	16.16	0.200
-600	9.8	1173	1059	1.01	0.113
-750	7.2	1123	1024	27.27	0.355
-900	7.3	1216	1108	26.26	0.294
-1050	7.2	1240	1121	27.27	0.288

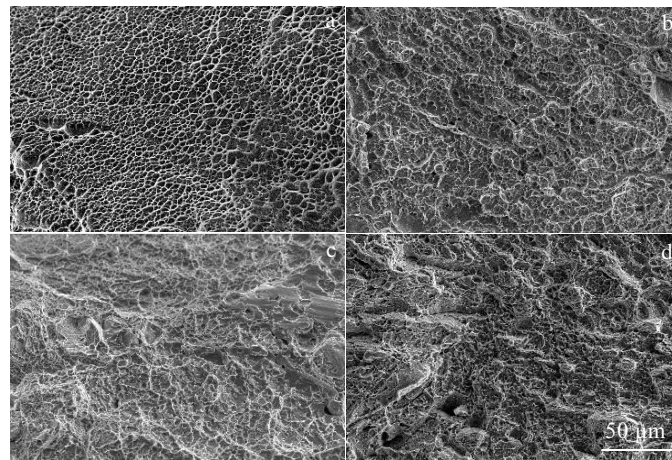


图 7 不同阴极保护电位下 Ti-35421 合金在 3.5% NaCl 溶液中慢应变速率拉伸实验的微观断口形貌

Fig.7 Micro-fracture morphologies of Ti-35421 alloy under different cathodic protection potentials in 3.5% NaCl solution during SSRT:
 (a) -450 mV , (b) -600 mV , (c) -750 mV , and (d) -1050 mV

保护下的阴极反应减缓,从而限制了钝化膜的阳极再溶解反应,降低了应力腐蚀敏感性。从微观断口形貌图 7 来看,随着阴极保护电位从-450 mV 到-600 mV,局部形貌由韧窝向微孔型断裂转变,保护作用表现为塑性增加和强度下降;而随着电位到-750 mV 时,微孔型微观形貌出现平台转变为准解理形貌^[23];当电位继续负移至-1050 mV 时,微观形貌没有向脆断转变,塑性损失基本与-750 mV 时持平。表明 Ti-35421 合金的最佳阴极保护电位范围为-450~-600 mV。

3 结 论

1) 在 $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 应变速率下裂纹尖端活性反应区内钝化膜的溶解反应快于钝化膜的形成,造成裂纹尖端的持续快速扩展,最大塑性损失和应力腐蚀指数分别为 27.27% 和 0.273。在低应变速率下钝化能力强于溶解,应力腐蚀敏感性低。

2) 在 $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$ 应变速率下, Ti-35421 合金在 3.5% NaCl 溶液中的应力腐蚀开裂机理属于阳极溶解型滑移溶解机理。

3) 当阴极保护电位为-600 mV 时 Ti-35421 合金在 3.5% NaCl 溶液中的应力腐蚀敏感性最低,其最佳阴极保护电位范围为-450~-600 mV,降低了阳极共轭反应,从而使其塑性损失和应力腐蚀指数降低到 1.01% 和 0.113。

参考文献 References

- [1] Song Dejun(宋德军), Niu Long(牛 龙), Yang Shengli(杨胜利). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 1100
- [2] Keist J S, Palmer T A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 693: 214
- [3] Wang D C. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*[J], 2010, 20(S1): 958
- [4] Chang Hui(常 辉), Zeng Weidong(曾卫东), Luo Yuanyuan(罗媛媛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(10): 1589
- [5] Zhou D Y, Gao H, Guo Y H et al. *Materials*[J], 2020, 13(16): 3623
- [6] Pirvu C, Demetrescu I, Drob P et al. *Materials and Corrosion*[J], 2015, 62(10): 948
- [7] Chu Hong(褚 洪). *Chinese Journal of Engineering*(工程科学学报)[J], 2002, 24(1): 47
- [8] Tiyyagura H R, Kumari S, Mohan M K et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 775(15): 518
- [9] Blackburn M J, Feeney J A, Beck T A. *Stress-Corrosion Cracking of Titanium Alloy*[M]. New York: Plenum Press, 1973: 67
- [10] Fager D N, Spurr W F. *The Science, Technology and Application of Titanium*[C]. Oxford: Pergamon Press, 1970: 259
- [11] Chu W Y, Qiao L J, Gao K W. *Chinese Science Bulletin*[J], 2001, 46: 717
- [12] Henthorne M. *Corrosion*[J], 2016, 72(12): 1488
- [13] Young L M, Young G A, Scully J R et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26: 1257
- [14] Zhang Baohong(张宝宏), Cong Wenbo(丛文博), Yang Ping(杨 萍). *Electrochemical Corrosion and Protection of Metals*(金属电化学腐蚀与防护)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2016: 149
- [15] Schutz R W. *Stress-Corrosion Cracking of Titanium Alloys* [M]. Materials Park: ASM International, 1992: 265
- [16] Xu H, Xia X M, Hua L et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2012, 19: 43
- [17] Reng Chengqiang(任呈强), Zhao Yuangxing(赵远兴), Liu Li(刘 丽). *Materials Review*(材料导报)[J], 2012, 26(12): 26
- [18] Liu Yuanyong(刘远勇), Zhang Xiaoyun(张晓云), Pei Hezhong(裴和中) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2010, 0(2): 33
- [19] Ehtemam-Haghighi S, Liu Y J, Cao G H et al. *Materials Science and Engineering C*[J], 2016, 60: 503
- [20] Liu Y, Tang S W, Liu G Y et al. *International Journal of Electrochemical Science*[J], 2016, 11(12): 10 561
- [21] Christ H J, Decker M, Zeitler S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31(6): 507
- [22] Cao S, Lim C V S, Hinton B et al. *Corrosion Science*[J], 2017, 116: 22
- [23] Wu Yinshun(吴荫顺). *Metal Corrosion Research Methods*(金属腐蚀研究方法)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1993: 156
- [24] Leng Wengbing(冷文兵), Yuan Gecheng(袁鸽成), Lu Haodong(路浩东). *Corrosion and Protection*(腐蚀与防护)[J], 2009, 11(30): 793
- [25] Long Dongping(龙东平), Xue Jianrong(薛建荣), Yan Zhixin(晏智鑫). *Surface Technology*(表面技术)[J], 2015, 44(6): 115
- [26] Cheng Yuan(程 远), Yu Hongying(俞宏英), Wang Ying(王莹) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2013, 0(3): 77
- [27] Woodtli J, Kieselbach R. *Engineering Failure Analysis*[J], 2020, 7(6): 427
- [28] Zartsyn D I, Shugurov A E, Marshakov I K. *Protection of Metals*[J], 2001, 37: 138

In-Situ Electrochemical Study on Susceptibility to Stress Corrosion Cracking of New-Developed 1200 MPa Ti-35421 Titanium Alloy

Zeng Qiangqiang, Qu Jiahui, Dan Zhenhua, Chang Hui, Zhou Lian

(College of Materials Science and Engineering & Tech Institute for Advanced Materials, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

Abstract: The effects of different strain rates and cathodic protection potential on the stress corrosion cracking (SCC) behavior of new-developed 1200 MPa Ti-35421 (Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe) alloy were investigated by using slow strain rate test combined with in-situ electrochemical monitoring. The results indicate that Ti-35421 alloy has the highest SCC susceptibility in 3.5% NaCl solution at the strain rate of $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$. The plastic loss and stress corrosion index of Ti-35421 alloy are confirmed to be 27.27% and 0.273, respectively. The passivating ability of the passivation films in the crack tips is considered to be weaker than active dissolution under the combined interaction of applied stress and corrosive media especially with strain rate of $1.67 \times 10^{-5} \text{ mm s}^{-1}$, which results in the intensification of SCC. When the cathodic protection potential is set at -600 mV , the SCC susceptibility of Ti-35421 alloy in 3.5% NaCl solution is the lowest. The range of the optimal cathodic protection potential is measured to be from -450 to -600 mV . The reduction of the plastic loss and stress corrosion index of Ti-35421 alloy down to 1.01% and 0.113 is ascribed to the slower conjugated anodic reaction kinetics under the cathodic protection.

Key words: Ti-35421 alloy; SCC susceptibility; slow strain rate test; in-situ electrochemical monitoring; cathodic protection

Corresponding author: Dan Zhenhua, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering & Tech Institute for Advanced Materials, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, Tel: 0086-25-83587270, E-mail: zhenhuadan@nitech.edu.cn