

在 3.5%NaCl 溶液中压力变化对 Ti80 合金应力腐蚀行为的影响

贾梦瑶¹ 张伟强¹ 王媛² 谭季波² 邱建科² 郝延天¹ 吴欣强²

1 沈阳理工大学 材料科学与工程学院 沈阳 110159

2 中国科学院金属研究所 沈阳 110016

摘要: 采用楔形张开加载 (WOL) 试样,系统研究了 0.1~15MPa 压力下 Ti80 合金在 3.5%NaCl 溶液中的应力腐蚀 (SCC) 行为,重点分析了压力对 SCC 开裂门槛值 (K_{ISCC}) 及断裂机理的影响。结果表明,在 0.1~10MPa 压力范围内, Ti80 合金在 3.5% NaCl 溶液中的 K_{ISCC} 值介于 50.36~53.51 MPa·m^{1/2} 之间;当压力升至 15 MPa 时, K_{ISCC} 平均值下降至 47.79 MPa·m^{1/2}, SCC 敏感性增强。断口主要由疲劳裂纹预制区、SCC 开裂区和撕裂区组成,其中 SCC 开裂区呈现粗糙多孔形貌,表现为准解理开裂与局部溶解特征,且随压力升高脆性增强。EBSD 分析进一步表明,裂纹扩展以穿晶断裂为主,伴随局部晶间腐蚀与分枝现象;高压下裂纹尖端塑性区缩小,局部应变集中加剧,表明了氢增强局部塑性 (HELP) 机制的活化。综上, Ti80 合金在 3.5% NaCl 溶液中的 SCC 属于“阳极溶解”与“氢致开裂”的复合机制,静水压力通过促进 Cl⁻ 渗透及氢在局部富集,提高了材料的 SCC 敏感性。

关键词: Ti80 合金; 静水压力; 应力腐蚀开裂; 腐蚀机理

中图分类号: TG174.3

文献标识码: A

资助项目: 中国科学院青年创新促进会项目 (2022188), 辽宁省优秀青年基金(2024JH3/10200020)

Effect of Pressure Variation on Stress Corrosion Behavior of Ti80 Alloy in 3.5% NaCl Solution

Jia Mengyao¹ Zhang Weiqiang¹ Wang Yuan² Tan Jibo² Qiu Jianke² Hao Yantian¹ Wu Qinqiang

¹ School of School of Materials Science and Engineering, Shenyang Ligong University, Shenyang, 1101592

² Institute of Metals, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, 110016

Correspondent: Tan Jibo, Tel: 15840468197; E-mail: jbtan10s@imr.ac.cn

Manuscript received: 2025-11-4, in revised form: 2025-11-25

Abstract: The stress corrosion cracking (SCC) behavior of Ti80 alloy in a 3.5% NaCl solution under pressures ranging from 0.1 to 15 MPa was systematically investigated using wedge-opening loading (WOL) specimens, with emphasis on analyzing the influence of pressure on the SCC threshold (K_{ISCC}) and fracture mechanism. The results indicate that within the pressure range of 0.1 - 10 MPa, the K_{ISCC} values of Ti80 alloy in the 3.5% NaCl solution ranged between 50.36 and 53.51 MPa·m^{1/2}. When the pressure increased to 15 MPa, the average K_{ISCC} value decreased to 47.79 MPa·m^{1/2}, indicating the SCC susceptibility was enhanced. The fracture surfaces primarily

consisted of a fatigue pre-cracked zone, SCC propagation zone, and tearing zone. The SCC zone exhibited a rough and porous morphology, characterized by typical quasi-cleavage fracture combined with local dissolution features, and the brittle characteristics intensified with increasing pressure. Electron backscatter diffraction (EBSD) analysis further revealed that crack propagation was predominantly transgranular, accompanied by local intergranular corrosion and branching phenomena. Under high pressure, the plastic zone at the crack tip was reduced, and local strain concentration became significant, indicating the activation of the hydrogen-enhanced localized plasticity (HELP) mechanism. Comprehensively, the SCC of Ti80 alloy in the 3.5% NaCl solution follows a combined mechanism of “anodic dissolution” and “hydrogen-induced cracking.” Hydrostatic pressure significantly increases the SCC susceptibility of the material by promoting Cl⁻ penetration and accelerating hydrogen accumulation.

Keywords: Ti80 alloy; Hydrostatic pressure; Stress corrosion cracking (SCC); Corrosion mechanism

Supported by the Youth Innovation Promotion Association CAS (2022188) and Liaoning Provincial Excellent Youth Foundation (2024JH3/10200020)

钛合金因其优异的耐海水腐蚀性、高比强度、良好的韧性、无磁性、低密度等综合性能，被广泛应用于海洋装备及大型承压结构装备，如我国自主研发的“蛟龙号”深潜器。同时采用钛合金制造的深海管道耐腐蚀能力强，可显著降低维护和修理成本^[1]。然而，钛合金在海洋环境中面临应力腐蚀开裂（SCC）的风险^[2-4]，这对其在苛刻环境下的长期服役安全构成了潜在威胁。

与浅海环境相比，深海环境更加复杂严酷，其显著特征之一是极高的静水压力。水深每增加 100 m，环境压力约增加 1 MPa^[5]。海洋腐蚀，特别是在高压下，对深海潜艇、深海空间站等重大深海装备的服役安全性与结构完整性构成严峻威胁^[6]。因此，系统研究压力对钛合金 SCC 行为的影响规律与机理，对于准确评估其在深海环境中的服役性能、保障重大装备安全具有重要的科学与工程意义。

钛合金的耐腐蚀性能主要依赖于表面致密且稳定的氧化膜，该膜的完整性对其抗 SCC 性能至关重要^[7]。钛合金的 SCC 机理主要可归为阳极溶解型与氢致开裂型^[8-9]。阳极溶解型 SCC 是指金属表面保护膜在腐蚀介质与应力的协同作用下发生破裂，导致局部基体金属裸露在腐蚀介质中，并作为阳极发生快速溶解腐蚀。由于裸露面积远小于周围被膜覆盖的区域，形成“大阴极-小阳极”的腐蚀电池，从而极大地加速了局部腐蚀。文献^{错误：未找到引用源。 [12]}对 TC4、Ti-5Al-2.5Sn 等钛合金在 3.5%（质量分数）NaCl 溶液中的 SCC 行为的研究表明，裂纹尖端的腐蚀电位低于基体，选择性阳极溶解是 SCC 形核阶段的主导机制。氢致开裂型 SCC 则涉及腐蚀过程中产生的氢原子吸附于金属表面并渗入内部，在外加应力作用下，H 原子在应力集中区（如裂纹尖端）富集，导致材料韧性下降，在较低应力下发生脆性断裂。Orman 等^[14]研究表明，Ti811 合金在淡盐水中的 SCC 敏感性与氢含量密切相关，降低 H 含量可有效提高其 SCC 门槛值 K_{ISCC} 。Liu 等^[15]考察了 Ti-6Al-4V 合金在 2 °C、0.1 MPa 和 20 MPa 的 3.5% NaCl 溶液中的 SCC 行为，结果表明，在模拟 2000 m 深海环境中，高的静水压力会促进 Ti 的溶解，且所形成的氧化膜保护性较空气中形成的更差。此外，钛合金 SCC 裂纹易于在 α/β 相界上萌生^[16-19]，其扩展模式可为沿晶、穿晶或混合型，取决于具体的合金成分、微观组织及应力状态。Ahn 等^[20]对比研究了 TC4 合金在空气与 NaCl 溶液中的疲劳裂纹扩展行为，发现在 NaCl 溶液中，裂纹扩展对显微组织更为敏感，容易沿 α/β 相界扩展。

目前，针对钛合金（SCC）的研究多集中于常压环境，而深海静水压力对其 SCC 行为的影响尚不明确。为阐明深海环境下钛合金的 SCC 机制，本研究系统考察静水压力对 SCC 过程中力学-电化学交互作用的影响规律。以 Ti80 合金为研究对象，采用楔形张开加载（WOL）试样，在 0.1~15 MPa 压力范围内，研究其在 3.5% NaCl 溶液中的 SCC 行为，分析压力对 K_{ISCC} 值、裂纹扩展速率及断口形貌的影响，并结合显微组

织与断口分析，探讨高压下的 SCC 扩展机理，以期 Ti80 合金在深海环境中的安全应用与性能评价提供理论依据。

1 实验方法

2.1 实验材料

实验所用材料为 Ti80 合金，其主要化学成分为（质量分数，%）为：C 0.0092, Si 0.01, Mo 0.932, Nb 2.8, Al 6.31, Fe 0.022, N 0.0037, O 0.087, Zr 1.98, Ti 余量。Ti80 合金的金相组织如图 1 所示。可以观察到，该合金具有典型的双相组织。其基体为大量均匀、等轴状的初生 α 相。 β 相分布于等轴 α 相的晶界交汇处，形成清晰的晶界网络。

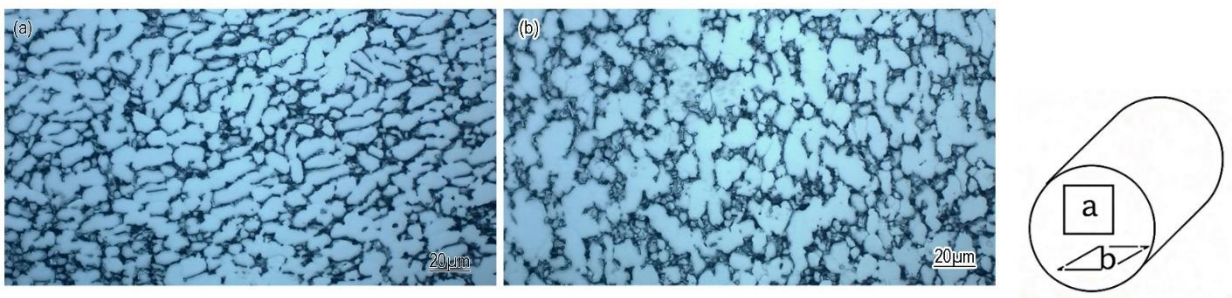


图 1 Ti80 合金的金相组织(a.纵向截面 b.轴向截面)

Fig.1 Metallographic structure of titanium alloy(a.Cross section b. Longitudinal section)

1.2 SCC 测试

SCC 试验参照 GB/T15970.6 执行。WOL 试样几何尺寸与加工实物图如图 2 所示。首先在疲劳试验机上预制裂纹，加载参数为：最大载荷 $P_{max}=21$ kN，最小载荷 $P_{min}=2$ kN，应力比 $R=0.095$ ，加载频率 $f=10$ Hz，最大应力强度因子 $K_{max}=20$ $MPa \cdot m^{1/2}$ 。预制裂纹长度控制在 2.0~2.5 mm 范围内。随后，采用恒位移法对 WOL 试样进行加载：将销钉插入销孔中，并通过拧紧螺栓使裂纹张开位移（利用引伸计测量）达到预定值，从而在裂纹尖端引入特定的初始应力强度因子 K_I 。将加载后的 WOL 试样浸泡于容积为 5L 的哈氏合金 C-276 高压反应釜中，釜内充入 3.5%（质量分数）NaCl 溶液，通过连接氮气增压泵，调节反应釜中的压力（0.1、5、10、15 MPa），并保持氧分压均为常温空气中的氧分压。为便于区分，对不同压力下的试样进行编号：如 80-8 代表 0.1 MPa 下的实验，80-2 和 80-4 代表 5 MPa 下的重复实验，以此类推（详见表 2）。每隔 7 d 取出样品测量表面裂纹长度。当裂纹平均扩展速率低于 10^{-9} m/s 时，判定裂纹已经停止扩展^[21-22]。

取出试样后，利用引伸计分别测量卸载螺栓前后的裂纹口张开量；将卸载后的试样重新在疲劳机上加载，直至恢复至卸载螺栓前的裂纹口张开量，记录对应的加载力值。依据 GB/T15970.6 中的柔度计算公式对加载力进行验证，结果显示计算值与实测值基本一致。

沿裂纹将试样拉断，沿试样厚度（B）方向，在 0.25B、0.50B 和 0.75B 三个位置测量裂纹长度，取其测量平均值作为计算应力强度因子 K_I 的有效裂纹长度 a。应力强度因子 K_I 按公式（1）^[23]计算：

$$K_I = \frac{YP}{B\sqrt{a}} \quad (1)$$

式中：Y 为形状因子， $Y=30.96(a/W) - 195.8(a/W)^2 + 730.6(a/W)^3 - 1186.3(a/W)^4 + 754.6(a/W)^5$ ；

P 为施加的载荷 (kN); B 为试样厚度 (mm); a 为裂纹长度 (mm); W 为试样宽度 (mm)。

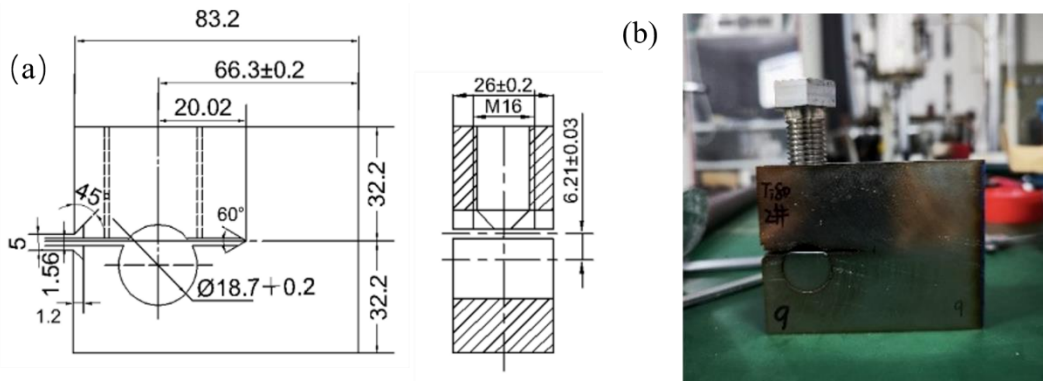


图 2 WOL 试样: (a) 几何示意图; (b) 加工后试样照片

Fig.2 WOL specimen: (a) geometry schematic; (b) photograph of as-machined specimen

2.3 微观结构表征

实验结束后, 将试样沿裂纹方向拉断。采用扫描电子显微镜 (SEM, ZEISS Sigma 300) 观察断口的宏观形貌与微观特征, 重点分析 SCC 扩展区的腐蚀形貌、裂纹路径与断裂模式。

为分析裂纹周围的局部残余应变分布与扩展路径, 选取包含主裂纹的典型区域制备 EBSD 样品。经逐级砂纸 (从 400#至 3000#) 手工研磨后, 使用抛光悬浮液进行粗抛与精抛后, 最终使用 0.05 μm 的氧化硅悬浮液进行振动抛光, 以最大限度地去除表面应变层。利用配备 EBSD 探头的扫描电子显微镜 (TESCAN MIRA LMS) 进行数据采集。通过分析取向成像图 (IPF-Z) 和核平均取向差 (KAM) 图, 揭示裂纹的扩展模式及其周围的局部应变集中情况。

2 结果与讨论

2.1 试样临界应力场强度因子 $K_{I,SCC}$

图 3 所示为 Ti80 合金在 3.5% NaCl 溶液中裂纹长度及扩展速率随时间的变化关系。从图 3(a)可以看出, 在恒定位移加载下, 裂纹长度随时间单调增长, 且压力越高, 相同时间内裂纹扩展量越大。图 3(b)则进一步显示, 裂纹扩展的平均速率也随压力升高而显著提升。浸泡约 14 天后, 各压力下的裂纹扩展速率均降至约 10^{-9} m/s 的数量级, 表明裂纹扩展已进入近乎停止的稳定阶段。这一现象与 Zhang 等^[24]对 Ti6321 合金在模拟 3000 m 深海环境中的研究结果基本一致, 体现了钛合金在腐蚀环境中“膜破裂-溶解-再钝化”的循环控制机制, 即初始阶段裂纹尖端应力集中导致钝化膜破裂, 新鲜金属表面暴露并发生快速阳极溶解; 随着反应进行, 溶解产物(TiO_2 、 Ti_2O_3)在裂纹表面沉积, 同时环境中的溶解氧参与形成新的钝化膜, 最终实现裂纹扩展停滞。体现钛合金在腐蚀环境中的“溶解-钝化”竞争特性。

根据公式(1)计算得到的各试样 $K_{I,SCC}$ 值列于表 2, 其随压力的变化趋势如图 4 所示。在 0.1 MPa、5 MPa、10 MPa 和 15 MPa 静水压力下的 $K_{I,SCC}$ 平均值分别为 53.51、50.36、53.76 和 47.79 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 整体呈现“先相对稳定, 后显著降低”的变化趋势。值得关注的是, 当压力升至 15 MPa 时, $K_{I,SCC}$ 平均值较 10 MPa 条件下降低约 11%。上述 $K_{I,SCC}$ 的下降趋势表明, 15 MPa 高压显著增强了 Ti80 合金在 3.5% NaCl 溶液中的 SCC 敏感性。这可能是由于高压促进了腐蚀介质 (Cl^-) 向裂纹尖端的渗透, 并加速了阳极溶解过程, 从而强化了“腐蚀-断裂”的耦合效应^[24]。根据 Zhang 等^[24]的研究, 静水压力通过两种机制增加钛合金的 SCC 敏

感性：“降低氧化膜电阻”和“促进氢化物形成”。具体而言，压力诱导的晶格畸变增加了钝化膜内的氧空位密度，为Cl⁻渗透提供了快速通道；同时，高压环境促进氢在 α/β 相界的富集，形成脆性 δ -TiH_x氢化物，显著降低材料的断裂韧性。

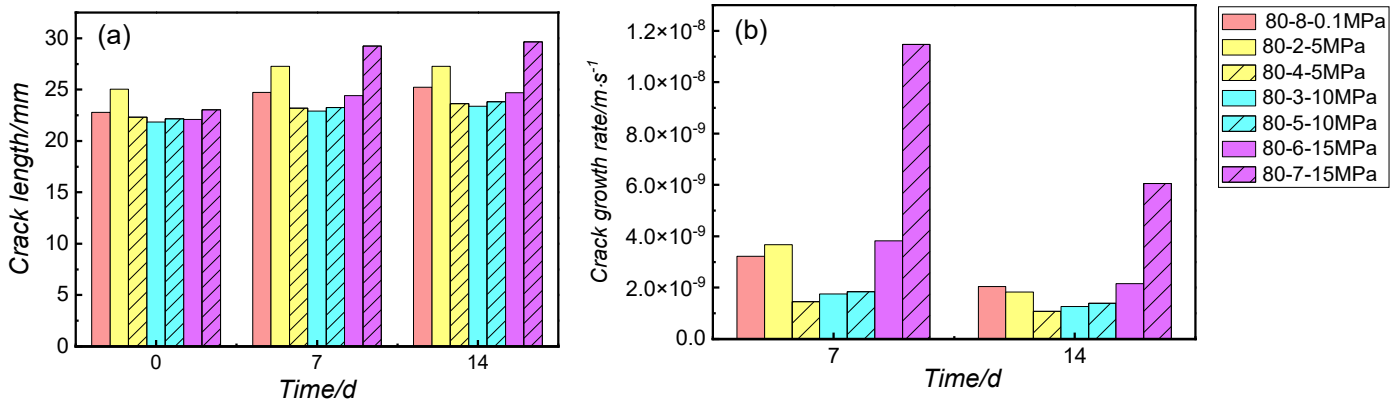


图 3 Ti80 合金在不同压力下裂纹扩展长度及扩展速率随时间的变化

Fig.3 Crack growth length and growth rate vs. time for Ti80 alloy under different pressures

(a) Crack growth length as a function of time. (b) Crack growth rate as a function of time.

表 2 Ti80 合金裂纹长度及 K_{ISCC} 值计算结果

Tab.2 Calculation of crack length and K_{ISCC} value of Ti80

Sample No.	Pressure/MPa	Crack Length/m	B/mm	E/Gpa	Δ V/mm	P/kN	BEV/P	a/W	K_{ISCC} /MPa·m ^{0.5}
80-8	0.1	0.029805	26	118	0.659	39.2	44.565	0.45	53.51
80-2	5	0.031279	26	118	0.665	33.8	60.36154	0.472	48.5943
80-4	5	0.027931	26	118	0.665	40.7	49.37445	0.421	52.12503
80-3	10	0.026853	26	118	0.675	44.8	46.22545	0.405	55.33806
80-5	10	0.026817	26	118	0.636	42.3	46.12879	0.404	52.18718
80-6	15	0.027876	26	118	0.601	37.6	49.03904	0.420	48.06568
80-7	15	0.034036	26	118	0.693	29.8	71.34644	0.513	47.51976

(注:B-试样厚度, mm; E-材料的弹性模量, Gpa; ΔV -裂纹口张开位移, mm; P-施加载荷, kN; BEV/P-柔度; a/w-归一化裂纹长度; K_{ISCC} -应力腐蚀开裂门槛值, MPa·m^{1/2})

(Note: B-Specimen thickness, mm; E-Elastic modulus, GPa; ΔV -Crack mouth opening displacement, mm; P-Applied load, kN; BEV/P-Compliance; a/W-Normalized crack length; K_{ISCC} -Threshold stress intensity factor for stress corrosion cracking, MPa·m^{1/2})

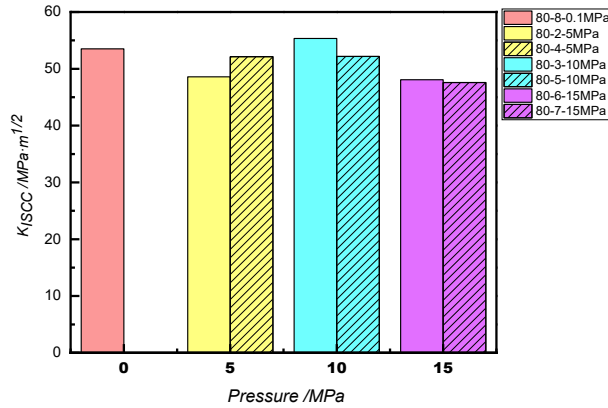


图 4 $K_{I SCC}$ 值随压力变化图

Fig. 4 Variation of $K_{I SCC}$ with pressure

2.2 SCC 断口分析

图 5 展示了不同压力下 Ti80 合金的宏观断口形貌。所有试样断口均清晰可辨三个区域：预制疲劳裂纹区、SCC 开裂区及机械撕裂区。预制裂纹区表面较为平整，可见疲劳辉纹；SCC 开裂区形貌粗糙，呈现暗灰色的“泥纹”状特征；而机械撕裂区呈现明亮的金属光泽，为试样 SCC 实验后在常温空气中的疲劳断裂。

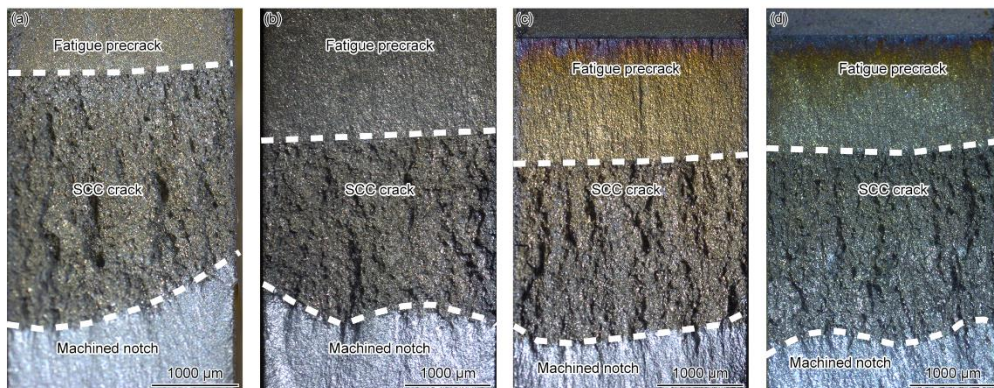


图 5 不同压力下 Ti80 合金恒位移试验后宏观断口形貌(a) 0.1 MPa (b) 5 MPa (c) 10 MPa (d) 15 MPa

Fig.5 Macroscopic fracture morphologies of Ti80 alloy after constant displacement tests under different pressures (a) 0.1 MPa (b) 5 MPa (c) 10 MPa (d) 15 MPa

微观断口形貌的演变(图 6)进一步揭示了压力对 SCC 行为的调控作用。在 0.1 MPa (常压)下, SCC 开裂区相对粗糙(图 6 a₁)。高倍观察显示,断口由浅平的腐蚀坑、少量微裂纹和分布其间的细小韧窝组成(图 6 a₂-a₄)。对应阳极溶解主导的初级阶段。Hao 等^[25]在研究 Ti6321 合金时发现,在高溶解氧浓度环境下,钝化膜完整性较好,裂纹扩展以“滑移-溶解”机制为主,断口呈现类似的浅平腐蚀坑和局部溶解特征。此时氢的作用相对较弱,仅导致少量准解理面形成。

随着压力增至 5 MPa 和 10 MPa, SCC 开裂区粗糙度增加,腐蚀坑密度升高且相互连接,形成初步的孔洞网络(图 6 b₁, c₁)。晶间溶解沟槽变得更深、更宽,微裂纹沿晶界呈“树枝状”扩展的趋势更为明显(图 6 b₂, c₂)。同时,局部区域开始出现解理面与腐蚀产物共存的现象(图 6 b₄, c₄),表明断裂机制中解理断裂的成分增加。标志着应变-腐蚀协同效应的强化。Xu 等^[26]的研究为此提供了机理解释:压力促进 Cl⁻沿 α/β

相界渗透，而相界处的成分阶梯形成微观电偶电池，加速 α 相选择性溶解；同时 Zhang 等^[24]报道的高压促进氢渗透的效应开始显现，氢原子在相界富集，促进脆性氢化物形成，使断口出现解理面与腐蚀产物共存的特征。

在 15 MPa（高压）下，断口呈现出“全域性”的严重腐蚀损伤特征（图 6 d₁）。微观形貌发生质变：腐蚀坑密集连通，形成发达的疏松孔洞网络；晶间溶解异常剧烈，导致“层状晶间剥离”形貌（图 6 d₂）；微裂纹高度分叉、频繁合并，构成复杂的三维裂纹网络（图 6 d₂, d₃）。在更高放大倍数下（图 6 d₄），可见大面积的“河流花样”解理面与深宽的晶间溶解沟槽交织，呈现“晶间解理与溶解强耦合”的断裂模式。这一形貌转变与高压下氢行为的变化密切相关。研究表明，静水压力的升高会提高氢在钛中的表观扩散系数，促进氢向裂纹尖端塑性区的富集^[26]。氢的局部浓度升高，一方面通过氢致脆化机制降低晶界结合强度，另一方面增强局部塑性变形，从而共同促进了解理断裂与沿晶溶解的协同扩展。因此，在 15MPa 高压下，氢致开裂机制已取代阳极溶解，成为主导的断裂机制。

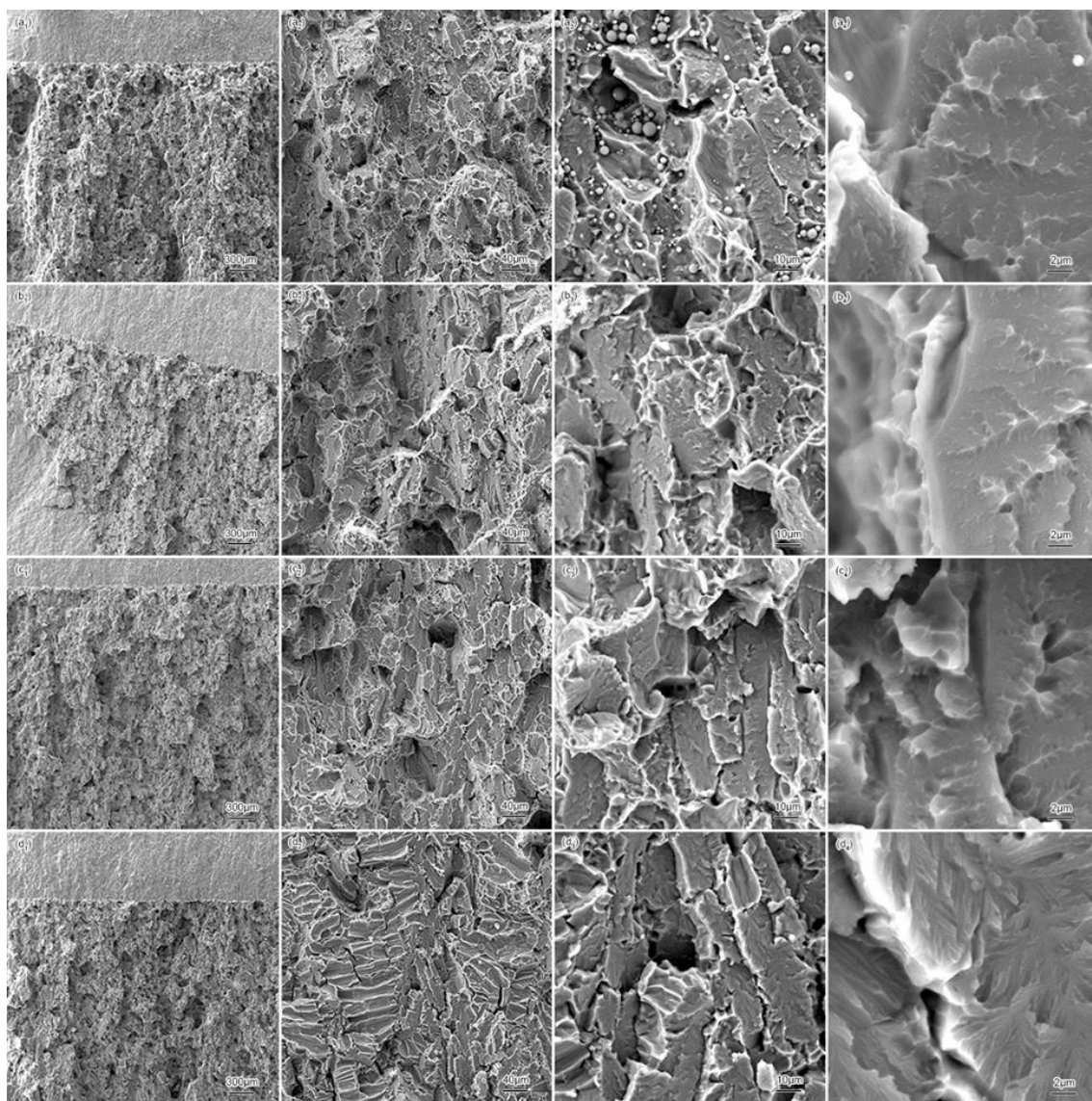


图 6 NaCl 溶液中不同压力下 Ti80 试样 SCC 断口 SEM 形貌 (a₁-a₄)0.1 MPa (b₁-b₄)5 MPa (c₁-c₄)10 MPa (d₁-d₄)15 MPa

Fig.6 SEM morphologies of the SCC fracture surface of Ti80 specimen in NaCl solution under different pressures

(a₁-a₄)0.1 MPa (b₁-b₄)5 MPa (c₁-c₄)10 MPa (d₁-d₄)15 MPa

根据上述微观形貌的分析可知，静水压力在 Ti80 合金的 SCC 开裂过程中具有关键作用。高压环境显著促进了腐蚀性 Cl⁻ 离子向裂纹尖端塑性区及晶界区域的渗透与传输，从而大幅提高了晶界的电化学反应活性，导致阳极溶解速率加快，并形成宽而深的沿晶溶解沟槽。同时，渗入的介质加剧了裂纹尖端的局部酸化，并促进了氢的吸附与渗入，诱发氢致脆化^[27]，从而更易引发解理断裂。在恒位移载荷提供的持续拉应力作用下，这些已发生活化和脆化的区域产生高度应力集中，驱动裂纹以穿晶解理与沿晶溶解混合的模式快速扩展。

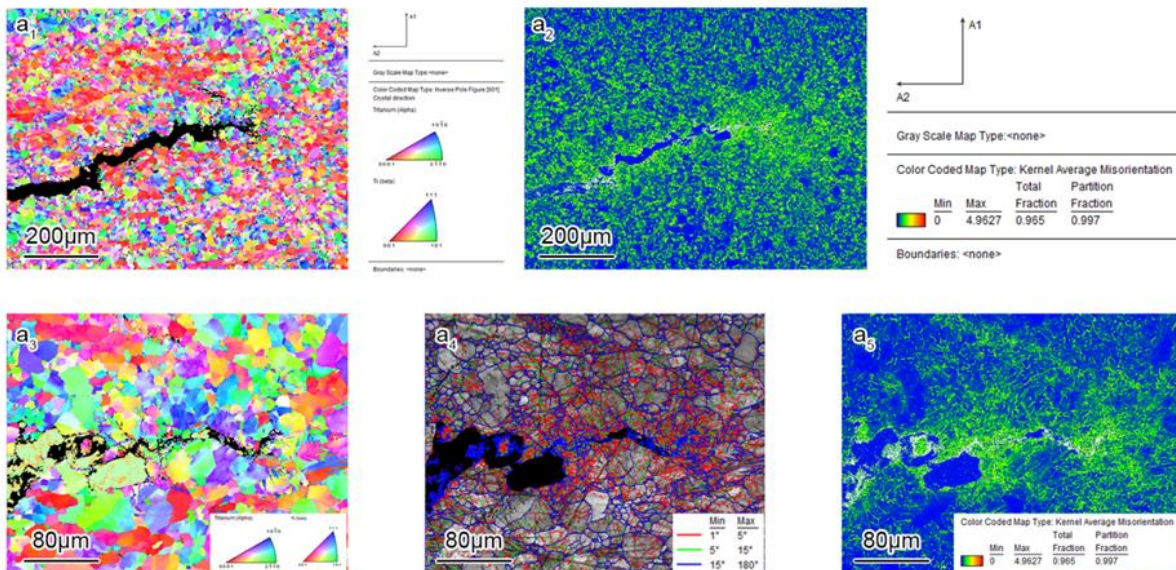
综上，随着静水压力升高，Ti80 合金的 SCC 机制呈现出阳极溶解与氢致解理断裂协同强化的特征。该机理较好地解释了前述实验中 15 MPa 高压下 K_{ISCC} 值降低、材料 SCC 敏感性显著增强的宏观结果。

2.3 EBSD 裂纹路径分析

图 7 为 Ti80 合金在 3.5% NaCl 溶液中 SCC 扩展路径的 EBSD 分析结果。取向成像图 (图 7a₁,b₁) 中不同颜色代表不同晶体取向的 α -Ti 晶粒，其分布表明晶粒取向呈随机分布，无明显择优取向。在 0.1MPa 常压与 15MPa 高压条件下，裂纹均呈现典型的穿晶扩展特征。从高倍形貌图 (图 7a₃,b₃) 中可进一步观察到，裂纹尖端存在明显的分叉现象与局部沿晶倾向，表明腐蚀介质与应力在裂纹尖端存在显著的协同交互作用。相比之下，高压条件下 (图 7b₁,b₃) 的裂纹路径更曲折，二次裂纹与分枝更密集。

局部取向差图 (图 7a₂,b₂) 显示，裂纹路径周围的 KAM 值明显高于基体区域，表明裂纹扩展伴随明显的塑性应变局域化。在 0.1MPa 常压下，裂纹壁附近存在较高的残余应变，裂纹尖端塑性区范围较大 (图 7a₂,7a₅)。而在 15MPa 高压下，残余应变高度集中于裂纹壁附近，裂纹尖端塑性区显著减小 (图 7b₂、b₅)，表明高压促进了应变集中与塑性应变局域化。Xu 等^[28]的研究发现，初生相区域的 KAM 值显著高于其他区域，通过纳米压痕实验证实，氢可使钛合金的局部流动应力降低 15-20%，导致这些区域出现严重的位错堆积和应变局域化。在高压下，氢增强局域塑化机制被活化：氢原子促进位错发射和运动，导致塑性变形高度局域化，最终引发脆性断裂。

晶界分布图 (图 7a₄,b₄) 结合取向图可知，SCC 开裂以穿晶断裂为主，裂纹优先穿过 α 相内部，仅在遇到 α/β 相界时发生局部偏转，这与“ α 相含量越高，裂纹扩展速率越快”^[28]的规律一致。不同压力下均可观察到裂纹分枝与二次裂纹，体现了应力与腐蚀环境的动态交互作用。Zhang 等^[24]建立的考虑压力效应的 SCC 模型指出，高压下裂纹分枝受氢分布不均的局部脆化及晶粒间应变不协调引发的应力集中共同控制。本研究在 15MPa 下观察到的密集裂纹分枝 (图 7b₁) 正是这种应力-氢协同作用的直接证据。



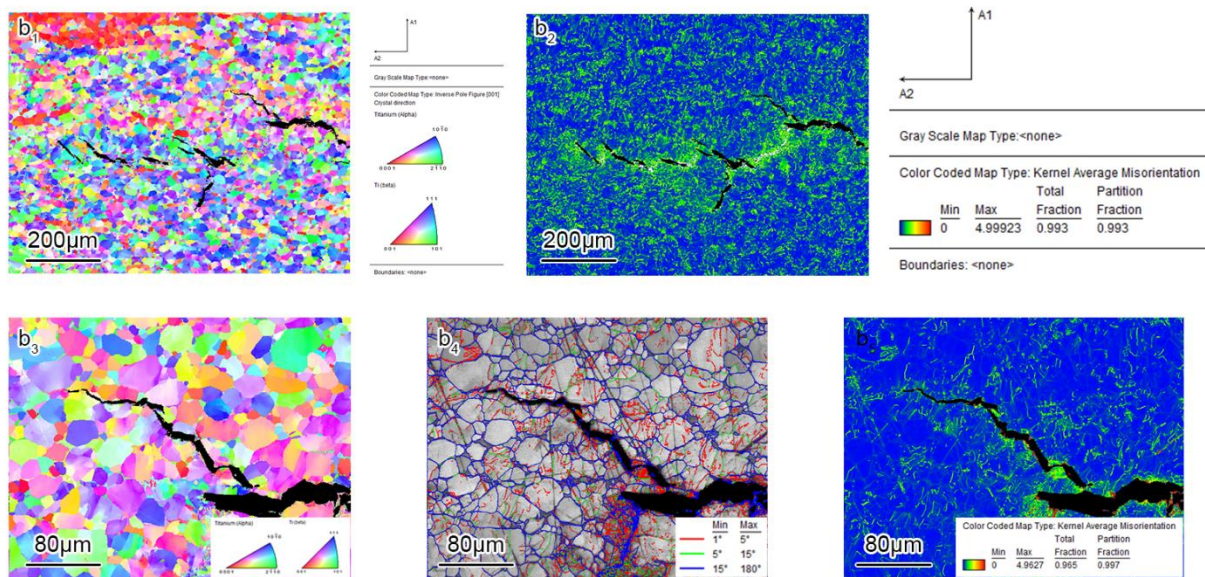


图 7 Ti80 合金在 3.5%NaCl 溶液中的裂纹扩展路径 EBSD 结果(a₁–a₅: 0.1 MPa; b₁–b₅: 15 MPa a₁, b₁: 裂纹形貌图 a₂, b₂: 核平均取向差图 a₃, b₃: 裂纹尖端放大图 a₄, b₄: 晶界分布图 a₅, b₅: 裂纹尖端局部取向差放大图 比例尺: 200 μm (a₁, a₂, b₁, b₂) 及 80 μm (a₃, a₅, b₃, b₅)。

Fig.7 The EBSD results of crack propagation path of Ti-80 alloy in 3.5% NaCl solution (a₁–a₅: 0.1 MPa; b₁–b₅: 15 MPa. a₁, b₁: Crack morphology. a₂, b₂: KAM map. a₃, b₃: Magnified crack tip. a₄, b₄: GB map. a₅, b₅: Magnified KAM at crack tip. Scale bars: 200 μm (a₁, a₂, b₁, b₂) and 80 μm (a₃, a₅, b₃, b₅).

2.4 综合 SCC 机理分析

Ti80 合金在高压 NaCl 溶液中的应力腐蚀开裂是多尺度耦合作用的过程。在原子尺度，氢原子通过增强局部塑性机制与氢致脆化机制协同作用，共同降低材料的断裂抗力。一方面，氢促进位错形核与运动，使塑性变形局域化；另一方面，氢弱化原子间键合，显著降低解理断裂能^[30]。

在微观尺度，α/β 相界是 SCC 的敏感路径。相界之间存在的固有电化学电位差形成了微观电偶对，驱动 α 相作为阳极发生选择性溶解。同时，相界作为有效的氢陷阱，促进了氢的局部富集与氢化物析出，这种氢脆效应与电偶腐蚀相互协同，进一步加剧了界面损伤^[31]。

从宏观环境因素看，静水压力对 SCC 过程具有显著强化效应。压力不仅提高了氢在材料中的溶解度并加速其扩散，还可能诱导晶格畸变，增加表面钝化膜的缺陷密度，从而促进 Cl⁻ 的渗透与局部腐蚀萌生^[32]。

整个过程始于局部阳极溶解。在高压 NaCl 环境中，钛合金表面钝化膜保护性下降，Cl⁻ 优先于膜缺陷处吸附并引发点蚀。在静水压力作用下，蚀坑底部应力集中，氢与 Cl⁻ 共同富集，促使阳极溶解机制向氢致开裂机制过渡，最终形成“局部腐蚀—氢富集—相界脆化—裂纹扩展”的耦合失效路径。

3 结论

(1)Ti80 合金在 3.5% NaCl 溶液中，应力强度因子 K_{ISCC} 随压力增加呈现先相对稳定后显著降低的趋势，15 MPa 时 SCC 敏感性明显增强。

(2)断口形貌分析表明，随着静水压力的升高，SCC 机制由阳极溶解主导逐步向氢致开裂主导的转变，反映了高压促进 Cl⁻ 渗透与氢致催化的耦合作用。

(3)EBSD 分析揭示, Ti80 合金的 SCC 开裂表现以穿晶断裂为主, 伴随局部晶间腐蚀与二次裂纹分枝, 体现了应力与腐蚀介质的动态交互作用; 在 15MPa 压力下, 裂纹尖端塑性区显著减小, 局部应变高度集中, 表明氢增强局部塑性机制被激活, 加剧了脆性开裂趋势。

(4)Ti80 合金在 3.5% NaCl 溶液中的 SCC 属于“阳极溶解”与“氢致开裂”的复合机制。在原子-微观-宏观多尺度上, 静水压力通过促进 Cl⁻渗透、加速阳极溶解、增强氢吸附与扩散、诱导氢致脆化等途径, 显著提高了 Ti80 合金的 SCC 敏感性。

参考文献

- [1] Chen J, Wang T X, Zhou W, et al. Marine Titanium Alloys at Home and Abroad and Their Applications[J]. Titanium Industry Progress, 2015, 32(06): 8-12.(陈军, 王廷询,周伟,等.国内外船用钛合金及其应用[J].钛工业进展,2015,32(06):8-12.)
- [2] Chu H. Stress Corrosion of Titanium Alloys[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2002, 24(1): 47-48.(褚洪.钛合金的应力腐蚀[J].北京科技大学学报,2002, 24(1): 47-48.)
- [3] Qin Z, Pang X L, Yan Y, et al. Passive film-induced stress and mechanical properties of α -Ti in methanol solution[J]. Corrosion Science, 2014, 78: 287-292.
- [4] Nan R, Cai J H, Yang J, et al. Research Progress on Corrosion Behavior of Titanium and Titanium Alloys[J]. Titanium Industry Progress, 2023, 40(5): 40-48.(南榕,蔡建华,杨健,等.钛及钛合金腐蚀行为研究进展[J].钛工业进展,2023,40(5):40-48.)
- [5] Li G R, Chen X P, Zhou F H, et al. Self-powered soft robot in the Mariana Trench [J]. Nature, 2021, 591: 66
- [6] Lin J H, Dan Z H, Lu J F, et al. Development Status and Prospect of Marine Corrosion of Titanium Alloys in Deep-Sea Corrosion Environment[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49: 1090. (林俊辉, 淡振华, 陆嘉飞等. 深海腐蚀环境下钛合金海洋腐蚀的发展现状及展望 [J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49: 1090)
- [7] Raja V S, Shoji T. Stress Corrosion Cracking Theory and Practice[M]. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2011.
- [8] Yang D, Guo J M. Corrosion Mechanism of Titanium Alloys and Development Status of Corrosion-Resistant Titanium Alloys[J]. Titanium Industry Progress, 2011, 28(02): 4-7.(杨东,郭金明.钛合金的腐蚀机理及耐蚀钛合金的发展现状[J].钛工业进展,2011,28(02):4-7)
- [9] Liu P, Wu Y, Zhong X, et al. New insights into stress corrosion cracking mechanism of Alloy 600 in boiling water reactor (BWR) environment[J]. Corrosion Science, 2024, 232
- [10] Cao S, Zhu S, Lim C V S et al. Corrosion Science[J], 2017, 125: 29
- [11] Su T, Huang Y, Xuan F-Z. Stress corrosion cracking growth rate prediction model for nuclear power turbine rotor steel in a simulated environment[J]. Journal of Materials Research and Technology-Jmr&T, 2023, 23: 830-844.
- [12] YOU W Q. Study on Stress Corrosion of Titanium Alloy TC4 in Deep-Sea Environment[D]. Guangzhou University, 2025.(游万顷.深海环境下钛合金TC4 的应力腐蚀研究[D].广州大学)
- [13] Wang H J, Wang J, Peng X, et al. Corrosion Behavior of Titanium Alloys in 3.5% NaCl Solution[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2015, 35(1): 75-80.(王海杰,王佳,彭欣,等.钛合金在 3.5%NaCl溶液中的腐蚀行为[J].中国腐蚀与防护学报,2015,35(1):75-80.)
- [14] Orman S, Picton G. The role of hydrogen in the stress corrosion cracking of titanium alloy[J]. Corrosion Science, 1974, 14(7): 451-459.
- [15] Liu R, Cui Y, Liu L, et al. A primary study of the effect of hydrostatic pressure on stress corrosion cracking of Ti-6Al-4V alloy in 3.5% NaCl solution [J]. Corros. Sci., 2020, 165: 108402
- [16] Jones R H, Simonen E P. Early stages in the development of stress corrosion cracks[J]. Materials Science and Engineering A, 1994, 176(1/2): 211-218.
- [17] Cao S, Lim C V S, Hinton B, et al. Effects of microtexture and Ti₃Al (α 2) precipitates on stress-corrosion cracking properties of a Ti-8Al-1Mo-1V alloy[J]. Corrosion Science, 2017, 116: 22-33.

- [18] Dawson D B, Pelloux R M. Corrosion fatigue crack growth of titanium alloys in aqueous environments[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 1974, 5(3): 723-731.
- [19] Tsai W T, Lin C L, Pan S J. Susceptibility of Ti-6Al-4V alloy to stress corrosion cracking in a Lewis-neutral aluminium chloride-1-ethyl-3-methylimidazolium chloride ionic liquid[J]. Corrosion Science, 2013, 76: 494-497.
- [20] Ahn S, Jeong D, Kwon Y, et al. Environmental fatigue crack propagation behavior of β -annealed Ti-6Al-4V alloy in NaCl solution under controlled potentials[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 111: 186-195.
- [21] Shukla A K, Balasubramaniam R, Bhargava S. Properties of passive film formed on CP titanium, Ti-6Al-4V and Ti-13.4Al-29Nb alloys in simulated human body conditions [J]. Intermetallics, 2005, 13: 631
- [22] Liu H C, Fan L, Zhang H B, et al. Research Progress on Deep-Sea Stress Corrosion of Titanium Alloys[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2022, 42(02): 175-185.(柳皓晨,范林,张海兵,等.钛合金深海应力腐蚀研究进展[J].中国腐蚀与防护学报,2022,42(02):175-185.)
- [23] GB/T 15970.6—2007 金属和合金的腐蚀 应力腐蚀试验 第 6 部分: 恒载荷或恒位移下的预裂纹试样的制备和应用[S]. 北京: 中国标准出版社, 2007.
- [24] Zhang H X, Zhang F, Hao F Y, et al. Stress corrosion behavior and mechanism of Ti6321 alloy with different microstructures in stimulated deep-sea environment [J]. Corrosion Science, 2024, 233: 112059.
- [25] Hao F Y, Zhang H X, Li X B, et al. Stress corrosion behavior and mechanism of Ti6321 alloy in seawater with different dissolved oxygen concentrations[J]. Materials and Corrosion, 2025, 76(1): 164-174.
- [26] Cai Y, Song Y W, Dong K H, Liu X Z, Han E H. Threshold potential for hydrogen-induced damage of Ti-6Al-4V Alloy under deep-sea environment: A mechanistic insight[J]. Acta Materialia, 2026, 304: 121792.
- [27] Xu W C, Tong X Y, Wang Y Q, et al. Research Progress on the Influence of Deep-Sea Environment on Stress Corrosion of Titanium Alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2025, 61(10): 1469-1484.(徐玮辰,佟向瑜,王优强,等.深海环境对钛合金应力腐蚀影响的研究进展[J].金属学报,2025,61(10):1469-1484.)
- [28] Xu Y L, Zhang X J, Lu X Y, et al. Influences of microstructures and macrozones on the stress corrosion cracking sensitivity of a near alpha titanium alloy[J]. Corrosion Science, 2024, 232: 112015.
- [29] Chen W, Li Z Y, Zhang S Y, et al. Effect of α phase content on stress corrosion cracking behavior of Ti-Al-Zr-Mo-Si alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(8): 2034-2045.
- [30] Yang R M, Shen X L, Dong S J. Effect of hydrogen on fatigue crack growth behavior of TC4ELI titanium alloy [J]. Materials Reports, 2025, 39 (14): 153-157. (杨日明,申秀丽,董少静.氢对TC4ELI钛合金疲劳裂纹扩展行为影响[J].材料导报,2025,39(14):153-157.)
- [31] Fang H J, Zhou P, Yu J H, et al. Study on galvanic corrosion behavior between Ti80 alloy and marine metals [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2025, 45 (4): 905-915.(方焕杰,周鹏,郁健浩,等.Ti80 合金与船用金属的电偶腐蚀行为研究[J].中国腐蚀与防护学报,2025,45(04):905-915.)
- [32] Xu Q F, Guo Y, Liu J, et al. Difference study on the effect of hydrostatic pressure on stress corrosion of cast and forged Ti-6Al-4V alloys [J/OL]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2025: 1-19 [2025-12-15].(徐秋发,郭岳,刘骏,等.静水压力对铸造与锻造Ti-6Al-4V合金应力腐蚀的影响差异研究[J/OL].中国腐蚀与防护学报,2025:1-19[2025-12-15])