

# TC4 钛合金在 3.5%NaCl 溶液中的应力腐蚀行为

马江南<sup>1,2</sup>, 易竺霖<sup>2</sup>, 张文利<sup>2</sup>, 罗先甫<sup>2</sup>, 张红涛<sup>2</sup>, 查小琴<sup>1,2,3</sup>

(1. 海洋腐蚀与防护全国重点实验室, 河南 洛阳 471023)

(2. 中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

(3. 河南省船舶及海工装备结构材料技术与应用重点实验室, 河南 洛阳 471023)

**摘要:** 采用楔形张开加载 (WOL) 试样开展应力腐蚀试验, 研究 TC4 钛合金在 3.5%NaCl 溶液中的应力腐蚀行为, 分析应力腐蚀开裂 (SCC) 机理。结果表明, 腐蚀 24 h 后, 即可在试样表面观察到 SCC 裂纹。腐蚀 30 d 和 75 d 的试样, SCC 裂纹长度接近, 且都明显大于腐蚀 15 d 的试样, 说明 15~30 d 内 SCC 扩展终止。试样的加载应力越大, 裂纹长度越长, 随着裂纹扩展, 应力逐渐松弛, 当残余  $K_I$  值降低到  $38 \text{ MPa m}^{1/2}$  附近时, SCC 扩展终止。SCC 扩展是应力和腐蚀耦合作用的过程, 在 SCC 起始阶段, 应力主导裂纹快速扩展, 断口呈韧窝形貌。SCC 中后阶段, 断口呈解理形貌和鳞片状花样, 鳞片边缘存在钛氧化物, 推测是由于应力松弛后的裂纹间歇性驻留和阳极溶解促进的裂纹继续扩展反复交替作用形成的。

**关键词:** TC4 钛合金; 应力腐蚀; WOL 试样; 阳极溶解

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2024)02-024-07

## Stress Corrosion Cracking Behavior of TC4 Titanium Alloy in 3.5%NaCl Solution

Ma Jiangnan<sup>1,2</sup>, Yi Zhulin<sup>2</sup>, Zhang Wenli<sup>2</sup>, Luo Xianfu<sup>2</sup>, Zhang Hongtao<sup>2</sup>, Zha Xiaoqin<sup>1,2,3</sup>

(1. National Key Laboratory of Marine Corrosion and Protection, Luoyang 471023, China)

(2. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

(3. Henan Key Laboratory of Technology and Application of Structural Materials for Ships and Marine Equipments, Luoyang 471023, China)

**Abstract:** A stress corrosion cracking (SCC) test of TC4 titanium alloy in 3.5%NaCl solution was carried out, using wedge opening loading (WOL) specimens. The SCC behavior and mechanism were analyzed. The results show that the SCC propagation can be identified on the surface of specimen after 24 hours. The SCC lengths of specimens corroded for 30 days are similar with that of the specimens corroded for 75 days. And both are significantly longer than that of the specimens corroded for 15 days. This indicates that SCC propagation terminated within 15-30 days. The SCC crack length increases with the enhancement of loading stress. Stress relaxation occurs along with crack extending, resulting in continuous reduction of residual  $K_I$ . When residual  $K_I$  value decreases to about  $38 \text{ MPa m}^{1/2}$ , SCC propagation terminates. SCC behavior of the specimen could be attributed to coupling effect of stress and corrosion. Stress dominates the fast crack propagation at the initial stage of SCC, and the fracture surface presents dimple morphology. While the fracture surface exhibits cleavage morphology with scaly pattern at middle and later stages of SCC. And titanium oxide is found at the edge of scaly pattern. That is supposed to result from alternate repetition of crack residency after stress relaxation and crack continuous propagation assisted by anodic dissolution

**Keywords:** TC4 titanium alloy; stress corrosion cracking; wedge opening loading specimen; anodic dissolution

钛合金不仅耐腐蚀性能优异, 而且具有密度低、比

强度高、耐低温和无磁性等特点, 应用前景十分广阔<sup>[1-2]</sup>。

收稿日期: 2023-12-19

基金项目: 龙门实验室重大项目 (231100220300)

通信作者: 马江南 (1984—), 男, 高级工程师。

然而有研究表明, 钛合金在某些环境中存在应力腐蚀开裂 (SCC) 现象<sup>[3-5]</sup>, 成为其应用的不利因素。钛合金的耐腐蚀性依赖于表面致密的氧化膜, 氧化膜的完整性对钛

合金耐 SCC 性能有重要影响<sup>[6]</sup>。预制了裂纹的 TC4 和 TA5 等钛合金试样, 在 NaCl 溶液中对 SCC 敏感<sup>[7-8]</sup>。阳极溶解是钛合金 SCC 的重要机理<sup>[9-10]</sup>。Gao 等<sup>[11]</sup>采用透射电子显微镜 (TEM) 原位观察研究了钛合金在甲醇中的 SCC 行为, 发现局部阳极溶解可促进裂纹尖端区域位错发射、增殖和移动, 导致 SCC 在无位错区或裂纹尖端萌生。黄显亚等<sup>[12-14]</sup>研究了 TC4 和 Ti-5Al-2.5Sn 等钛合金在 3.5%NaCl 溶液中的 SCC 行为, 发现裂纹尖端的腐蚀电位低于基体, 选择性阳极溶解是 SCC 形核阶段的主要机制。氢对钛合金 SCC 有重要影响, 氢容易在 SCC 裂纹尖端聚集, 造成局部塑性变形, 促进裂纹扩展。Orman 等<sup>[15]</sup>研究发现, Ti811 合金在淡盐水中的 SCC 敏感性与氢含量有关, 降低氢含量可提高其应力腐蚀开裂门槛值  $K_{ISCC}$ 。严铿等<sup>[16]</sup>研究了 T225NG 钛合金的应力腐蚀行为, 发现氧化膜可以防止氢在钛合金中聚集产生氢脆。钛合金 SCC 裂纹的萌生和扩展与其显微组织密切相关<sup>[17-19]</sup>。TC4 钛合金 SCC 裂纹易在  $\alpha/\beta$  相界上萌生<sup>[20]</sup>, 并沿晶界扩展, 然后发生穿晶开裂。Ahn 等<sup>[21]</sup>对比研究了 TC4 钛合金在空气和 NaCl 溶液中的腐蚀开裂行为, 发现在 NaCl 溶液中, 裂纹对显微组织敏感, 容易沿  $\alpha/\beta$  相界扩展。

目前对钛合金 SCC 的研究主要集中于开裂机理和显微组织的影响等方面, SCC 是腐蚀与应力共同作用的结果, 研究不同腐蚀和应力条件下钛合金的 SCC 行为, 可以为钛合金的相关应用提供借鉴。为此, 将 TC4 钛合金试样加载到不同应力水平后立即浸入 3.5%NaCl 溶液中, 并设置多个腐蚀时间, 考察应力水平和腐蚀时间对 SCC 的影响, 通过显微组织和断口形貌观察分析其 SCC 扩展机理。

## 1 实验

实验材料为 25 mm 厚的 TC4 钛合金板材, 其化学成分 (质量分数, %) 为: Al 6.13, V 4.07, Fe 0.13, C 0.01, Ti 余量。板材横截面、纵截面和轧制面的显微组织如图 1 所示。由图 1 可知, TC4 钛合金板材的显微组织为  $\alpha$  相晶粒+晶间  $\beta$  相混合组织。 $\alpha$  相晶粒在横截面和纵截面上呈长条状, 在轧制面上呈等轴状。这是因为在轧制过程中  $\alpha$  相晶粒沿挤压方向变形, 故形成了扁形态。

应力腐蚀实验采用楔形张开加载 (WOL) 试样, 其厚度接近原板厚度, 开裂方向与轧制方向平行, 取样和加载方式如图 2 所示。在同一块板材上取样制作螺钉和半圆柱用于加载。

取 3 组试样, 每组 6 件, 编号为 01#~06#、11#~16# 和 21#~26#。试样的断裂韧性  $K_{IC}$  值为  $75 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。试样预制疲劳裂纹后加载应力, 加载范围为  $0.45K_{IC} \sim 0.95K_{IC}$ 。

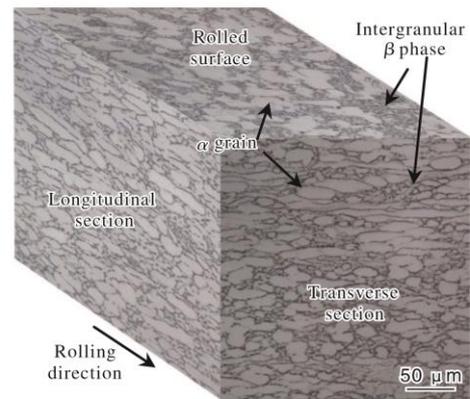


图 1 TC4 钛合金板材显微组织

Fig.1 Microstructures of TC4 titanium alloy plate

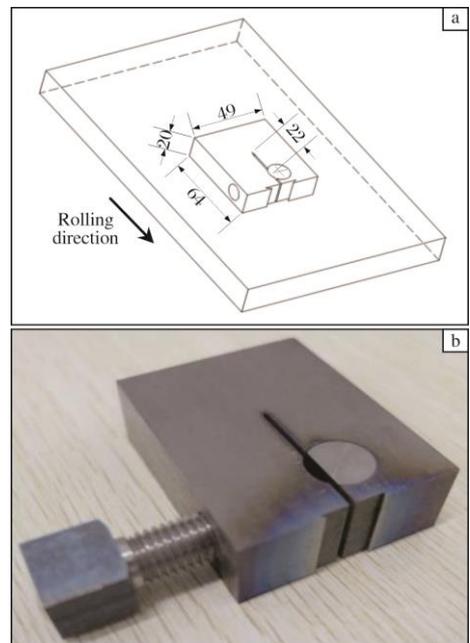


图 2 应力腐蚀试样

Fig.2 Illustrations of SCC test specimen: (a) sampling diagram; (b) loading device

通过旋紧螺钉进行加载, 试样加载应力强度因子  $K_I$  值通过式 (1) 计算<sup>[22]</sup>:

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

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。

试样加载应力后立即浸入 3.5%NaCl 溶液, 溶液温度  $(35 \pm 2)^\circ\text{C}$ , 观察试样浸泡不同时间后表面裂纹的扩展情况。01#~06#试样浸泡 15 d, 11#~16#试样浸泡 30 d, 21#~26#试样浸泡 75 d, 到期后将试样取出, 在试验机上

重新加载应力，测量残余载荷后拉断。采用体视显微镜测量并计算裂纹长度<sup>[22]</sup>，采用 Quanta 650 FEG 场发射扫描电镜 (SEM) 观察试样断口形貌，用附属的能谱仪分析断口元素分布。

## 2 结果与讨论

### 2.1 腐蚀时间的影响

应力腐蚀存在一定的孕育期，判断试样是否会产生 SCC 时，需要先拟定实验的腐蚀时间，以往研究中的腐蚀时间从 6 h 到 2000 h 不等<sup>[8,16]</sup>。本实验中 3 组试样经 15~75 d 腐蚀后拉断，进行断口观察。图 3 为 21<sup>#</sup> 试样断口的 SCC 扩展形貌。从图 3 可见，沿裂纹扩展方向，试样断口上分别为机加工缺口、疲劳预制裂纹、SCC 裂纹和拉断断口。通过观察断口上是否存在 SCC 裂纹来判断试样是否产生了 SCC 扩展。

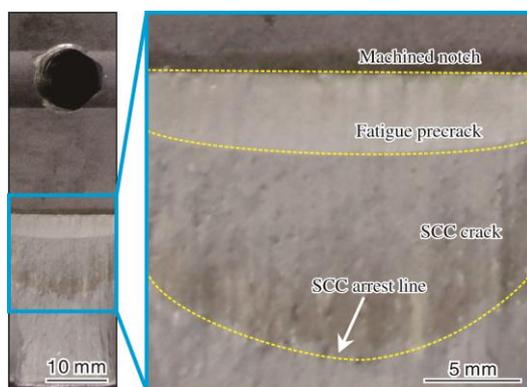


图 3 21<sup>#</sup> 试样断口的 SCC 扩展形貌

Fig.3 SCC propagation morphologies of 21<sup>#</sup> specimen fracture

图 4 为 3 组试样腐蚀不同时间后的断口宏观形貌。由图 4 可见，腐蚀 15~75 d 后，加载  $K_I$  值为  $0.6K_{IC} \sim 0.95K_{IC}$  的 01<sup>#</sup>~05<sup>#</sup>、11<sup>#</sup>~15<sup>#</sup> 和 21<sup>#</sup>~25<sup>#</sup> 试样均出现了 SCC，加载  $K_I$  值为  $0.45K_{IC}$  的 06<sup>#</sup>、16<sup>#</sup> 和 26<sup>#</sup> 试样均未出现 SCC。根据起始法<sup>[22]</sup>，以未发生 SCC 扩展的最大加载  $K_I$  值作为应力腐蚀门槛值  $K_{ISCC}$ ，则 3 组试样测得的  $K_{ISCC}$  值均为  $0.45K_{IC}$ ，具体应力腐蚀实验结果见表 1。另外，鉴于 3 组试样为平行试样，加载  $K_I$  值梯度一致，以上结果说明当加载  $K_I$  值足够大时，15 d 内即可产生 SCC，加载  $K_I$  值不够大时，即使腐蚀时间延长至 75 d，也不会产生 SCC。因此，腐蚀 15 d 即可判断试样能否产生 SCC。

SCC 可能在更短的时间内已经产生，故在应力腐蚀实验过程中对试样表面裂纹扩展情况进行观察。图 5 为 21<sup>#</sup> 试样在 3.5% NaCl 溶液中浸泡 24 h 后的表面形貌。从图 5 可知，21<sup>#</sup> 试样浸泡 24 h 后已经可以观察到 SCC，且裂纹前端区域存在明显凹陷，与图 3 和图 4c 中 21<sup>#</sup> 试样

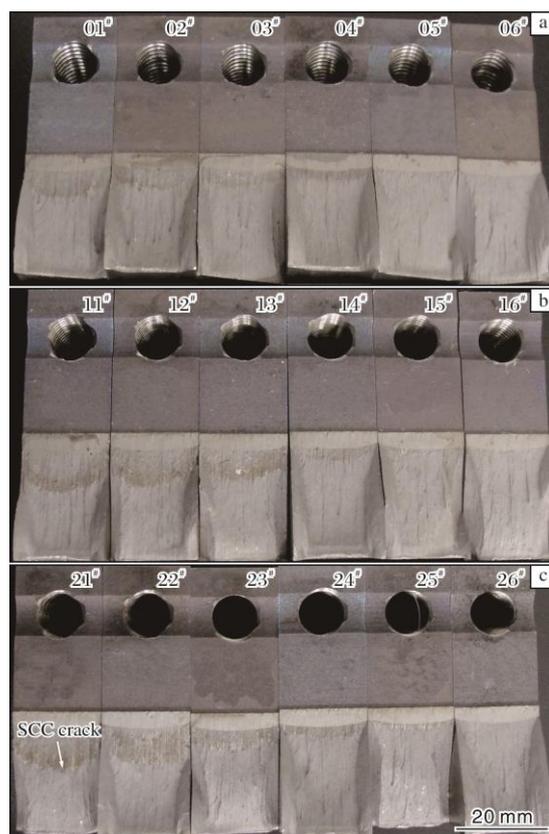


图 4 试样腐蚀不同时间后的断口宏观形貌

Fig.4 Fracture macro-morphologies of specimens: (a) corroded for 15 days 01<sup>#</sup>~06<sup>#</sup>; (b) corroded for 30 days 11<sup>#</sup>~16<sup>#</sup>; (c) corroded for 75 days 21<sup>#</sup>~26<sup>#</sup>

表 1 试样的应力腐蚀性能

Table 1 SCC properties of specimens

Loaded $K_I$	No.	SCC	No.	SCC	No.	SCC
$0.95K_{IC}$	01 <sup>#</sup>	Y	11 <sup>#</sup>	Y	21 <sup>#</sup>	Y
$0.9K_{IC}$	02 <sup>#</sup>	Y	12 <sup>#</sup>	Y	22 <sup>#</sup>	Y
$0.8K_{IC}$	03 <sup>#</sup>	Y	13 <sup>#</sup>	Y	23 <sup>#</sup>	Y
$0.7K_{IC}$	04 <sup>#</sup>	Y	14 <sup>#</sup>	Y	24 <sup>#</sup>	Y
$0.6K_{IC}$	05 <sup>#</sup>	Y	15 <sup>#</sup>	Y	25 <sup>#</sup>	Y
$0.45K_{IC}$	06 <sup>#</sup>	N	16 <sup>#</sup>	N	26 <sup>#</sup>	N

的 SCC 情况相符，说明腐蚀 24 h 后 SCC 已经发生，开裂时厚度方向存在变形，导致表层凹陷。

随着 SCC 扩展，WOL 试样发生应力松弛，应力或  $K_I$  值降低到一个门槛值时，SCC 扩展将终止，终止法以试样 SCC 扩展终止时的  $K_I$  值作为  $K_{ISCC}$  值<sup>[22]</sup>，腐蚀时间是判断 SCC 扩展是否终止的重要参考依据。图 6 为试样 SCC 裂纹扩展长度随腐蚀时间的变化。从图 6 可以看出，加载  $K_I$  值为  $0.6K_{IC} \sim 0.7K_{IC}$  的试样，腐蚀时间分别为 15、30、75 d 时，SCC 裂纹长度接近，说明试样在 15 d 内

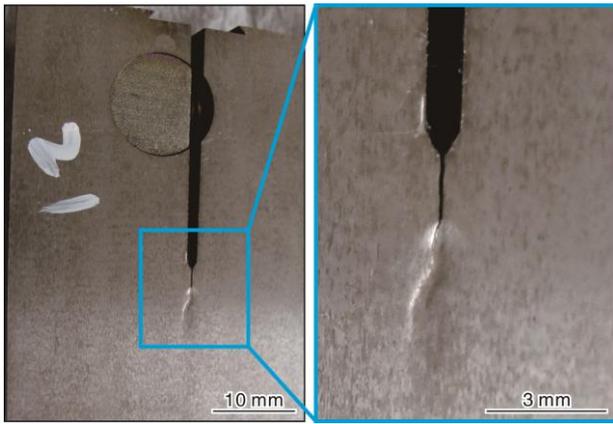


图 5 21#试样腐蚀 24 h 后表面裂纹形貌

Fig.5 Surface crack morphologies of 21# specimen corroded for 24 h

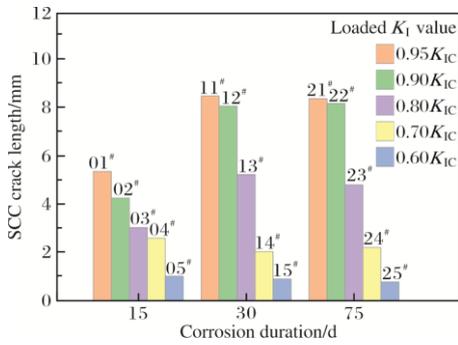


图 6 SCC 裂纹长度随腐蚀时间的变化

Fig.6 SCC crack length at different corrosion duration

SCC 已停止扩展。而加载  $K_I$  值为  $0.8K_{IC} \sim 0.95K_{IC}$  的试样, 腐蚀 30 d 和 75 d 后, SCC 裂纹长度接近, 且都明显大于腐蚀 15 d 的试样, 说明试样腐蚀 15 d 时, SCC 扩展尚未停止, 到 30 d 时则已经停止。综上可认为, 对于加载  $K_I$  值不同的试样, SCC 扩展基本在 15~30 d 内终止。

### 2.2 应力的影响

通过研究裂纹长度、残余  $K_I$  值与加载  $K_I$  值的关系, 分析应力对试样 SCC 扩展的影响。试样裂纹长度随加载  $K_I$  值的变化如图 7 所示。从图 7 可见, 裂纹长度随加载

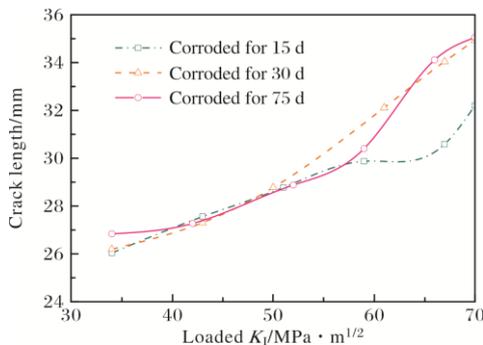


图 7 试样裂纹长度-加载  $K_I$  值曲线

Fig.7 Curves of specimen crack length vs. loaded  $K_I$  value

$K_I$  值的增加而增长, 且腐蚀 30 d 和 75 d 的试样, 裂纹长度随加载  $K_I$  值的变化基本一致。然而, 当加载  $K_I$  值大于  $65 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  时, 腐蚀 15 d 试样的裂纹长度明显小于其它两组。

图 8 为试样的残余  $K_I$  值-加载  $K_I$  值曲线。从图 8 可见, 腐蚀 30 d 和 75 d 试样的残余  $K_I$  值基本一致。当加载  $K_I$  值在  $60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  及以上时, 腐蚀 15 d 试样的残余  $K_I$  值明显大于其他两组。相比腐蚀 30 d 和 75 d 试样, 腐蚀 15 d 试样的裂纹长度短, 残余  $K_I$  值大, 再次说明其 SCC 扩展还在进行中, 并未终止。

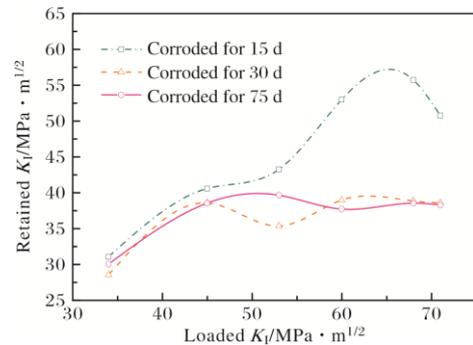


图 8 试样残余  $K_I$  值-加载  $K_I$  值曲线

Fig.8 Curves of specimen retained  $K_I$  value vs. loaded  $K_I$  value

另外, 从图 8 可见, 腐蚀 30 d 和 75 d 试样, 随着加载  $K_I$  值的增加, 残余  $K_I$  值均稳定在  $38 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  附近, 由此可以判断, 试样的  $K_{ISCC}$  值约为  $38 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

### 2.3 SCC 扩展机理分析

取 01# 试样进行裂纹扩展形貌分析。将拉断的 01# 试样沿垂直断面方向从中间剖开, 观察其断面剖面的显微组织, 如图 9 所示。试样裂纹扩展从机加工缺口开始(图 9a), 包括疲劳预制裂纹、SCC 裂纹和拉断开裂。疲劳预制裂纹(图 9b、9c)扩展面平直, 裂纹穿过  $\alpha$  晶粒和  $\beta$  相扩展。SCC 扩展起始阶段(图 9c), 裂纹截面呈不规则锯齿状, 部分  $\alpha$  晶粒明显翘起, 说明在应力作用下发生塑性变形。在 SCC 扩展后期(图 9d、图 9e), 裂纹截面呈现含缺口的不规则形状, 与 SCC 起始阶段不同的是, 显微组织未见明显的塑性变形。

采用 SEM 观察 01# 试样从 SCC 扩展起始到终止部分的断面形貌, 如图 10 所示。其中, 图 10a 为 SCC 起始界面, 图 10b 为 SCC 起始段, 图 10c 为 SCC 中后段, 图 10d 为 SCC 终止界面。在 SCC 扩展起始阶段, 断面呈韧窝形貌(图 10a、10b), 与图 9c 中呈现的显微组织塑性变形相符。说明在 SCC 扩展起始阶段, 裂纹尖端应力大, 扩展较快, 导致裂纹尖端塑性变形直至开裂, 呈现韧窝断面(图 10a、10b), 因而此阶段应力主导 SCC 过程。

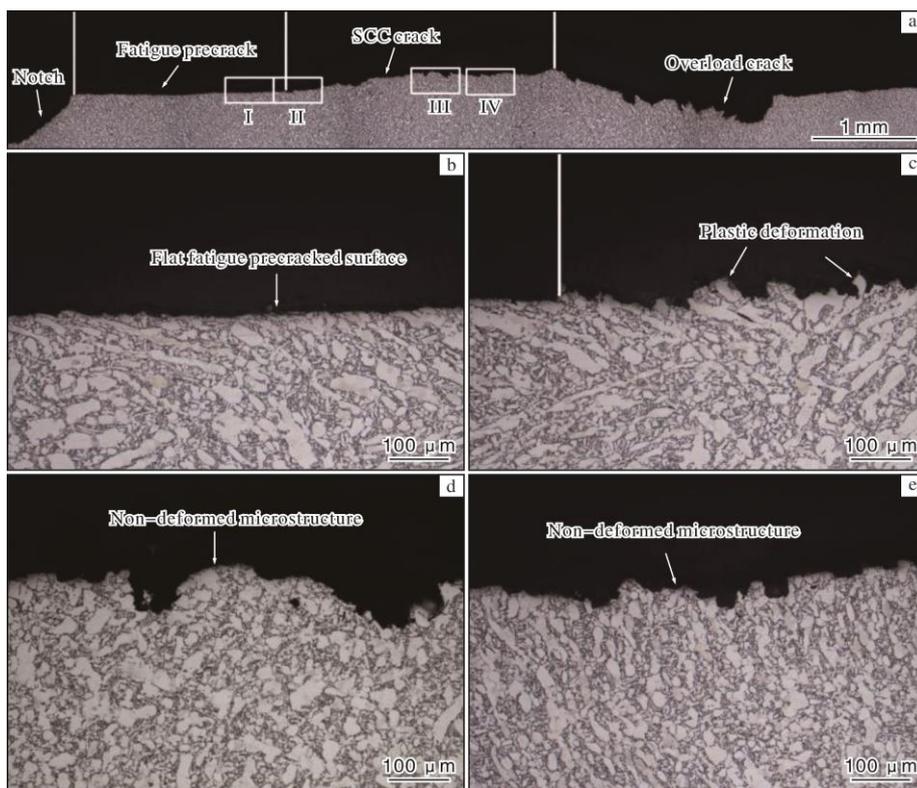


图 9 01#试样断口剖面金相照片

Fig.9 Metallographs of cross section along fracture of 01# specimen: (a) profile of SCC propagation; (b) area I in Fig.9a; (c) area II in Fig.9a; (d) area III in Fig.9a; (e) area IV in Fig.9a

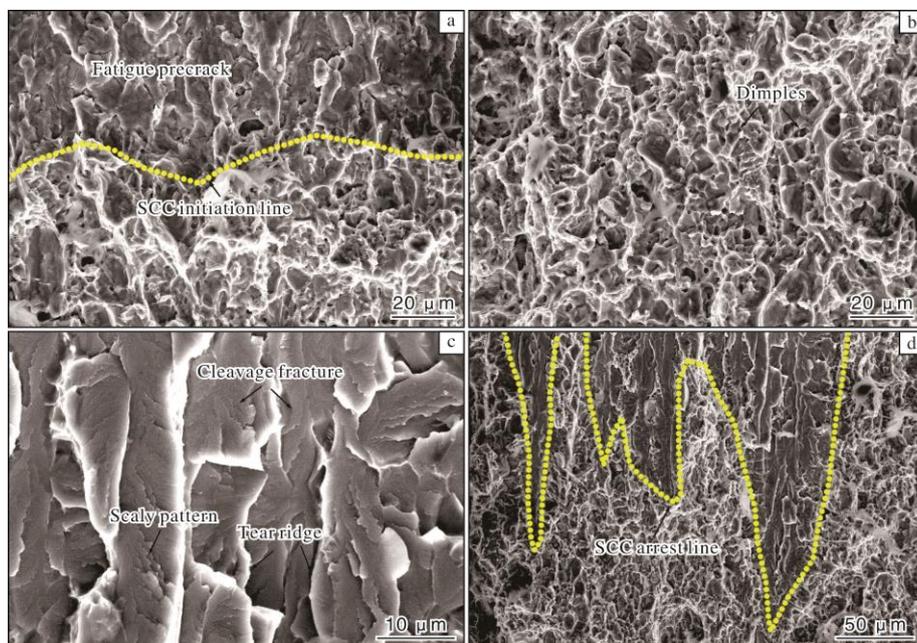


图 10 01#试样断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of 01# specimen: (a) SCC initial interface; (b) early stage of SCC; (c) middle and late stage of SCC; (d) SCC arrest interface

SCC 扩展中后段断口呈解理形貌 (图 10c、10d), 解理面呈长条状, 并且可观察到鳞片状花样。对比图 1

金相组织, 图 10c 中解理面的宽度与  $\alpha$  晶粒尺寸相近, 说明裂纹穿过  $\alpha$  晶粒开裂,  $\alpha$  晶粒的晶界滑移以及晶间

$\beta$  相的塑性变形形成了撕裂脊。最后的拉断断口呈初窝形貌(图 10d), 与文献[20]描述一致, 说明单纯应力作用下 TC4 钛合金试样断口为初窝形貌。

利用能谱线扫描分析试样断口上鳞片状花样区域的元素分布, 结果如图 11 所示。从图 11 可以看出, 鳞片边缘处的氧含量较高, 钛含量较低, 铝和钒含量无明显变化, 说明鳞片边缘处存在较多的钛氧化物。

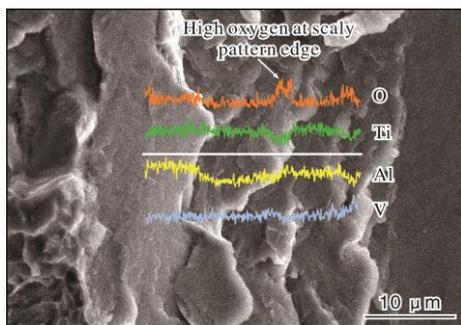


图 11 试样解理断口鳞片状花样区域能谱线扫描图

Fig.11 Energy-spectrum line scanning diagram of cleavage fracture with scaly pattern of specimen

由能谱分析结果推测, 在 SCC 扩展的中后段, 裂纹扩展导致应力松弛, 裂纹已不能持续快速扩展, 产生了间歇性驻留, 期间裂纹尖端发生阳极溶解<sup>[23]</sup>, 一方面形成钛氧化物, 另一方面促进了裂纹尖端区域的位错发射、增殖和移动<sup>[11]</sup>, 位错积累到一定程度后, 在应力的耦合作用下, 裂纹继续扩展。裂纹扩展和间歇性驻留反复交替进行, 导致断口上形成了鳞片状花样。

综合上述分析, TC4 钛合金试样的 SCC 扩展是应力和腐蚀耦合作用的过程。SCC 起始阶段, 应力起主导作用, 裂纹扩展较快, 加载 24 h 即可产生 SCC 扩展。SCC 扩展中后阶段, 应力和阳极溶解耦合作用使得裂纹可以穿过晶界, 形成解理状断口, 裂纹扩展和驻留交替进行, 在解理面上留下鳞片状花样。当残余  $K_I$  值降低到约  $38 \text{ MPa m}^{1/2}$  的门槛值时, 应力和阳极溶解的耦合作用不足以导致裂纹尖端继续开裂, SCC 扩展终止, 此过程持续约 30 d。

### 3 结 论

(1) TC4 钛合金在 3.5%NaCl 溶液中存在应力腐蚀现象, 24 h 即可产生 SCC 扩展, 15~30 d 内 SCC 扩展终止。

(2) TC4 钛合金在 3.5%NaCl 溶液中发生应力腐蚀的门槛值约为  $38 \text{ MPa m}^{1/2}$ , SCC 裂纹长度随加载  $K_I$  增加而增长。

(3) TC4 钛合金 SCC 扩展起始阶段由应力主导, 断

口形成初窝形貌; SCC 扩展中后期应力松弛, 阳极溶解和应力耦合作用使 SCC 裂纹扩展继续进行, 形成解理断口和鳞片状花样。

### 参考文献 References

- [1] Yan S K, Song G L, Li Z X, et al. A state-of-the-art review on passivation and biofouling of Ti and its alloys in marine environments[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(3): 421-435.
- [2] Yang W B, Huo Y M, He T, et al. Microstructure evolution of TC16 titanium alloy for producing aerospace fasteners during cold compression[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(2): 386-391.
- [3] 褚洪. 钛合金的应力腐蚀[J]. 北京科技大学学报, 2002, 24(1): 47-48.
- [4] Qin Z, Pang X L, Yan Y, et al. Passive film-induced stress and mechanical properties of  $\alpha$ -Ti in methanol solution[J]. Corrosion Science, 2014, 78: 287-292.
- [5] 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.
- [6] Raja V S, Shoji T. Stress Corrosion Cracking Theory and Practice[M]. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2011.
- [7] Brown B F, Beachem C D. A study of the stress factor in corrosion cracking by use of the pre-cracked cantilever beam specimen[J]. Corrosion Science, 1965, 5(11): 745-750.
- [8] 段文森, 肖巧莲. 四种钛合金的应力腐蚀断裂韧性[J]. 稀有金属材料与工程, 1986(5): 4-7.
- [9] Cao S, Zhu S M, Lim S C S, et al. The mechanism of aqueous stress-corrosion cracking of  $\alpha+\beta$  titanium alloys[J]. Corrosion Science, 2017, 125: 29-39.
- [10] 刘贵立. 基于递归法钛合金应力腐蚀机理研究[J]. 金属学报, 2007, 43(3): 249-253.
- [11] Gao K W, Chu W Y, Wang Y B, et al. In-situ TEM observation of dissolution-enhanced dislocation emission, motion and the nucleation of SCC for Ti-24Al-11Nb alloy in methanol[J]. Scripta Materialia, 1997, 36(2): 259-264.
- [12] 黄显亚, 朱祖芳, 王得明, 等. 钛合金应力腐蚀开裂机理的研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 1982, 2(4): 37-44.
- [13] 黄显亚, 李永洪, 肖纪美. 钛合金应力腐蚀开裂过程中氢的作用[J]. 中国腐蚀与防护学报, 1984, 4(1): 41-45.
- [14] 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.
- [15] Orman S, Picton G. The role of hydrogen in the stress corrosion cracking of titanium alloy[J]. Corrosion Science, 1974, 14(7): 451-459.

- [16] 严铿, 徐济进, 蒋成禹. T225NG 钛合金在高温高压水介质中应力腐蚀行为的研究[J]. 稀有金属, 2004, 28(2): 425-427.
- [17] 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.
- [18] Cao S, Lim C V S, Hinton B, et al. Effects of microtexture and  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ ) precipitates on stress-corrosion cracking properties of a Ti-8Al-1Mo-1V alloy[J]. Corrosion Science, 2017, 116: 22-33.
- [19] 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.
- [20] 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.
- [21] Ahn S, Jeong D, Kwon Y, et al. Environmental fatigue crack propagation behavior of  $\beta$ -annealed Ti-6Al-4V alloy in NaCl solution under controlled potentials[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 111: 186-195.
- [22] 中国钢铁工业协会. 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: GB/T 15970.6—2007[S]. 北京: 中国标准出版社, 2007.
- [23] Link F, Munz D. The initiation of stress corrosion cracking in Ti-6Al-4V alloy[J]. Corrosion Science, 1973, 13(10): 809-811.

## 行业动态

### 陕西印发培育千亿级钛及钛合金产业创新集群行动计划

2024 年 4 月 7 日, 陕西省发展和改革委员会官网发布了《陕西省培育千亿级钛及钛合金产业创新集群行动计划》(以下简称计划)的通知。计划中指出, 为贯彻落实《关于加快构建具有陕西特色的现代化产业体系推动高质量发展的意见》《陕西省高水平推进产业创新集群建设加快形成新质生产力实施方案》, 抢抓钛及钛合金产业发展机遇, 加快形成新质生产力, 不断塑造高质量发展新动能, 结合陕西省实际, 特制定了本行动计划。

按照计划, 陕西省力争 2025 年钛材加工规模达  $11 \times 10^4$  t, 国内市场份额达到 65% 以上, 形成由西安、宝鸡两板块组成的年产值达 1000 亿元以上的国际一流钛及钛合金材料产业集群。到 2030 年, 力争产值达 2000 亿元以上。同时依托西安交通大学、西北有色金属研究院、宝钛集团等高校、科研院所和龙头企业, 积极推进国家级与省级产业创新中心、重点实验室、工程研究中心等创新平台建设, 到 2025 年, 力争全省新取得授权发明专利 50 项以上、行业技术标准 10 项以上、产业化转化项目 20 个以上。此外, 充分发挥宝钛集团、西北有色金属研究院等企业链主地位和引领作用, 吸引上下游配套企业, 建设形成主导产业明确、分工协作、相互配套的世界级钛及钛合金产业创新集群。

作为全国最大的钛及钛合金生产基地, 陕西目前有相关企业 800 余家、国家级专业研发平台 6 个、国家及省级企业技术中心 19 个, 聚集了一大批高水平科研人才, 取得了一批关键核心技术科研成果, 逐步形成“外购海绵钛—钛铸锭—钛加工材—钛合金材—钛复合材—钛材深加工产品”产业链以及“技术研发、成果转化、产业孵化、钛材交易、金融等其它社会中介服务”等服务链。2023 年, 陕西省钛材加工量约为  $10 \times 10^4$  t, 同比增长 13.6%, 分别占全国、全球总加工量的 60%、45%, 实现产值超 800 亿元。

按照计划, 陕西将依托高校、科研院所和龙头企业, 积极推进创新平台建设, 整合上下游创新资源, 构建集基础研究、应用研究、技术开发、检验检测、标准制定、成果转化等于一体的创新体系; 沿“高品质海绵钛熔炼、铸造、锻造——钛棒丝、板带、钛锻件、管材——航空航天、舰船、兵器、生物医疗、3D 打印等领域用高端钛材——钛产品单元集成和成套终端产品开发”路径, 实施延链补链强链行动; 实施数字化提升行动, 力争到 2025 年建设“智能制造示范工厂和优秀场景”10 个、数字化工业园区 5 个。

陕西还将重点在航空航天、兵器、舰船、生物医疗等应用领域谋划实施一批高质量项目, 鼓励支持西安、宝鸡结合产业规划和承载能力, 研究谋划一批招商项目; 实施企业优强行动, 通过加大上市公司培育力度、建立“个转企、小升规、规改股、股上市”材料企业储备库等举措, 到 2025 年培育新增产业生态相关企业 50 家以上, 其中专精特新企业 6 家以上。

(本刊通讯员)