

文章编号: 1673-3193(2024)02-0247-10

应变和极化协同作用下裂纹尖端阳极溶解行为

王斯琰¹, 张利涛²

(1. 中北大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030051;

2. 山西太钢不锈钢股份有限公司 技术中心, 山西 太原 030003)

摘要: 金属材料在服役过程中, 其表面裂纹的尖端会因受到应力作用而优先发生局部塑性变形; 加之极化的共同作用, 其与裂纹以外区域在腐蚀行为和腐蚀速率方面存在明显差异。本文使用自主设计的原位加载台, 与扫描振动电极技术(SVET)和电化学工作站相结合, 深入研究了酸性NaCl溶液中316L不锈钢裂纹尖端在应变和极化协同作用下的阳极溶解行为。结果表明: 裂纹尖端是应力集中区, 应变会导致裂纹尖端的钝化膜破裂及金属局部的快速阳极溶解。当金属处于开路电位或较低阳极极化电位下时, 裂纹尖端新暴露的金属表面能快速钝化, 导致总电流短暂上升然后迅速下降。在较高的阳极极化电位下, 即使该电位处于316L不锈钢的钝化区, 新暴露的金属表面也不能再次钝化, 导致裂纹尖端局部位置持续的阳极溶解。在点蚀电位以上, 316L表面会发生点蚀, 由于应变新暴露的金属表面也不能再次钝化, 导致裂纹尖端局部位置和点蚀处均为样品表面持续的阳极溶解区。

关键词: 扫描振动电极技术; 裂纹尖端; 阳极溶解

中图分类号: TG178

文献标识码: A

doi: 10.3969/j.issn.1673-3193.2024.02.015

引用格式: 王斯琰, 张利涛. 应变和极化协同作用下裂纹尖端阳极溶解行为[J]. 中北大学学报(自然科学版), 2024, 45(2): 247-256.

WANG Siyan, ZHANG Litao. Anodic dissolution behavior of crack tip under synergistic effect of strain and polarization[J]. Journal of North University of China(Natural Science Edition), 2024, 45(2): 247-256.

Anodic Dissolution Behavior of Crack Tip Under Synergistic Effect of Strain and Polarization

WANG Siyan¹, ZHANG Litao²

(1. School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China;

2. Technology Center, Shanxi Taigang Stainless Steel Co., Ltd., Taiyuan 030003, China)

Abstract: During the service life of metal materials, the tips of their surface cracks undergo local plastic deformation preferentially under the influence of stress. Additionally, the combined effect of polarization leads to significant differences in both corrosion behavior and corrosion rate between the crack tip and other zones. This research employed a custom-designed in-situ loading platform, integrated with scanning vibrating Electrode technology (SVET) and an electrochemical workstation, to thoroughly investigate the corrosion behavior at the tips of 316L stainless steel cracks in acidic NaCl solutions. Key conclusions are drawn as follows: The crack tip is a stress concentration zone where increased strain leads to the rupture of the passive film at the crack tip and rapid localized anodic dissolution of the metal. When the metal is at open-circuit potential or at a low anodic polarization potential, the newly exposed metal surface at the crack tip can rapidly passivate, causing

收稿日期: 2023-09-25

基金项目: 山西省自然科学基金面上资助项目(202103021224219)

作者简介: 王斯琰(1987-), 女, 讲师, 博士, 主要从事金属微区腐蚀机理方面的研究。E-mail: sywang10s@nuc.edu.cn。

the total current to briefly rise and then swiftly drop. At higher anodic polarization potentials, even if within the passivation range of 316L stainless steel, the newly exposed metal surface can't repassivate, resulting in sustained anodic dissolution at localized crack tips. Above the pitting potential, not only do pitting corrosion occur on the 316L surface, but the newly exposed metal surfaces due to strain also fail to repassivate, making both the crack tips and pitting sites continual zones of anodic dissolution on the sample surface.

Key words: SVET; crack tip; anodic dissolution

0 引言

金属材料在工程结构中的广泛应用使其成为持久性和安全性研究的关键对象。其中,应变引发裂纹的应力分布^[1-4]和电化学行为^[5-6],如阳极溶解,是影响金属构件性能的重要因素。在许多实际应用场景中,金属构件同时还会因与其它异种金属接触^[7-8](或连接),受到周围电场的影响或直接与带电物体直接接触而被极化^[9-10],即在金属构件的服役过程中,应变因素和极化因素并不是孤立存在的,而是形成复杂的应变-电化学相互作用。对于带有裂纹的金属构件,其裂纹尖端的电化学和应力状态明显不同于其他区域,由于应力集中的缘故,当低于材料屈服强度的应力作用于带有裂纹的样品时,其裂纹尖端也有可能产生塑性变形^[11-12],而由此导致的裂纹尖端局部氧化膜破裂和新鲜的表面暴露,会使裂纹尖端表现出与其他区域不同的腐蚀行为^[13],加之极化的存在,其情况将更为复杂。Lu等^[7]发现,阳极极化会导致裂纹尖端的腐蚀行为由单一的阳极溶解转变为阳极溶解和氢脆共同存在的腐蚀行为。但是,由于常规的电化学测量手段难以对裂纹及其尖端的腐蚀行为进行原位表征,而且无法将裂纹尖端的腐蚀电流信号与其余位置的电流信号进行区分,因此无法定量获得裂纹尖端的腐蚀速率,而具有空间分辨率的微电极技术可以解决这一问题。扫描振动电极技术(Scanning Vibrating Electrode Technique, SVET)和局部交流阻抗技术已被用于研究X70和X100钢表面裂纹在近中性溶液中的腐蚀行为^[14-15]。Tang^[14]和Zhang等^[15]通过自制原位拉伸装置,并将其与微电极设备联用,实现了预应变前后,拉伸样品裂纹表面的腐蚀电流大小及其分布的原位观察。研究表明,裂纹尖端的预应变会加速裂纹尖端的阳极反应和阴极反应,而且裂纹尖端不均匀分布的应力会导致样品表面的局部腐蚀。但是,以上研究仅关注了应变对裂纹尖

端腐蚀行为的影响,未考虑在实际服役过程中金属材料可能受到的极化作用的影响。

本文采用自行设计的可以与SVET联用的原位加载装置,并首次将其与SVET和电化学工作站同时联用,原位观察了酸性NaCl溶液(pH=4)中,316L不锈钢裂纹尖端在应变和极化共同作用下腐蚀电流密度的大小及其分布,研究了裂纹尖端的阳极溶解行为。在SVET与电化学工作站联用的测试体系(EC-SVET)中,电化学工作站用于对样品进行极化以及监测阳极溶解总电流的大小,SVET用于监测裂纹表面阳极区的分布,而本论文使用的原位加载装置则用于实现样品裂纹尖端的塑性变形。

1 实验

1.1 实验材料

本文所用材料为316L不锈钢,化学成分如表1所示。实验所用样品为片状拉伸样,表面具有一条应力腐蚀裂纹。实验试样的尺寸如图1所示,裂纹位置如图中箭头所指黑色实线所示。

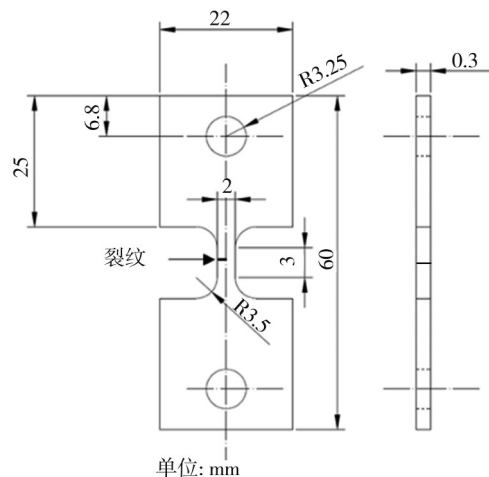


图1 片状拉伸样的尺寸

Fig. 1 The drawing of the tensile test specimen for EC-SVET tests

样品表面用砂纸打磨至5000#,并用粒度为 $2.5\ \mu\text{m}$ 的金刚石抛光膏进行抛光。随后,在样品裂纹两侧用维氏硬度点进行标记,两点距离裂纹约1 mm

的位置, 以用于应变变量 ϵ 的计算。计算公式为

$$\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \times 100\%, \quad (1)$$

式中: l_0 为无应变状态下样品表面两个硬度点之间

的距离; l 为变形后样品表面两个硬度点之间的距离。实验溶液为 pH=4 (采用 HCl 调节溶液 pH) 的 0.01 mol/L NaCl 溶液。

表 1 316L 不锈钢的化学成分

Tab. 1 Chemical composition of 316L stainless steel

成分	Ni	Cr	Fe	Mn	N	Si	C	Mo	P
质量分数/%	12.2	17.9	66.2	0.88	0.068	0.31	0.016	2.4	0.019

1.2 裂纹表面观察

采用 FEI XL30 扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscope, SEM) 对裂纹表面形貌进行观察, 并对裂纹内成分进行能谱 (Energy Dispersive Spectrometer, EDS) 分析。

1.3 裂纹应力-应变模拟

采用 Abaqus 6.9 软件对带裂纹的拉伸样品表面进行应力和应变模拟, 分格方法如图 2 所示。裂纹宽度 100 μm , 裂纹长度 1 mm。模拟所用的材料和裂纹几何参数如下: 泊松比 0.3, 弹性模量 117.8 GPa, 屈服强度 299.5 MPa, 延伸率 0.28%。

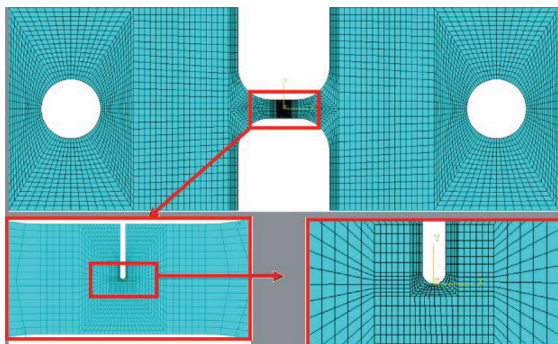
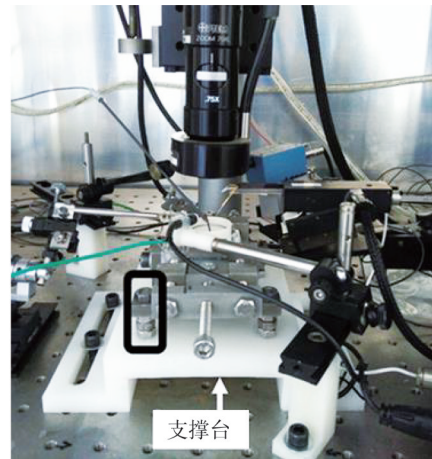


图 2 应力腐蚀裂纹尖端的有限元网格

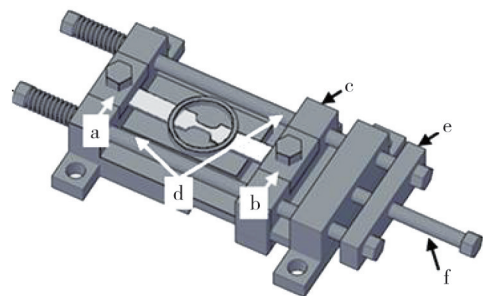
Fig. 2 Finite element mesh of tensile samples with SCC cracks

1.4 原位拉伸台及 EC-SVET 设计

为了实现对液体中拉伸样品的加载和极化, 同时对裂纹表面进行 SVET 测试的实验, 本文设计了适合 SVET 测试系统的拉伸装置并将其与电化学工作站和 SVET 系统进行联用, 如图 3 所示。图 3(b) 中 a、b 为压块, 保证样品在拉伸过程中上表面水平, 通过右侧滑块 c 在导轨 d 上向右运动对样品加载。导轨 d 与滑块 c 和挡板 e 采用螺纹连接, 通过旋紧加载螺母 f, 实现滑块 c 的向右运动, 对样品进行恒应变加载。



(a) 带有拉伸装置和三电极体系的 SVET 照片



(b) 原位拉伸装置的设计图

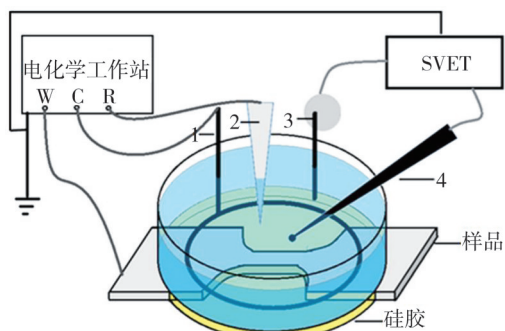
图 3 带有拉伸装置和三电极体系的 SVET 照片及原位拉伸装置的设计图

Fig. 3 Photo of the SVET with a stretching device and three-electrode system, and the design drawing of the in-situ stretching device

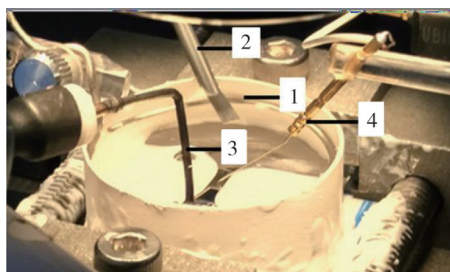
图 4 为 EC-SVET 的示意图和实物照片。电化学三电极体系中的对电极、参比电极分别为图中的 1 号和 2 号电极。

图 4 中, 对电极 (1 号) 由直径 1 mm 的铂丝弯成, 参比电极 (2 号) 为 MI-402 Ag/AgCl/KCl (3 M) 微电极 (Microelectrodes, Inc., USA)。三电极体系与电化学工作站连接, 可完成电化学测试。实验中使用的电化学工作站为辰华 CHI 600D 工作站。图中 3 号为 SVET 的参比电极, 4 号为 SVET 的振动探针。电化学池下方用硅胶密封,

以防止溶液流出。为了避免样品极化过程中,电化学工作站对SVET测量电流信号的相互干扰,需要对两个设备进行接地处理,如图4(a)所示。



(a) 示意图



(b) 实物照片

图4 EC-SVET示意图和实物图

Fig. 4 Drawing and photo of EC-SVET system

1.5 应变和极化协同作用下裂纹表面的SVET测试

EC-SVET实验过程中首先对样品进行开路电位和动电位扫描,得到恒电位极化所需电位。随后通过电化学工作站对样品进行恒电位极化,极化过程中对样品施加应变,并测量增加应变对样品表面总电流的影响,同时通过SVET测试样品变形后表面的电流密度分布。EC-SVET实验依照表2所示步骤进行,各阶段的实验条件也列于表2内。

表2 EC-SVET实验各个阶段的实验条件

Tab. 2 Test condition of each EC-SVET step

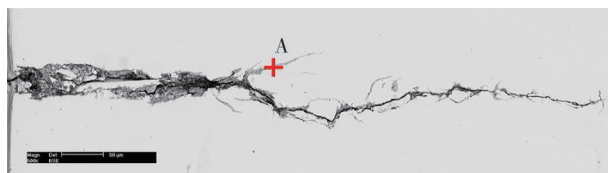
步骤	极化电位/mV	初始应变/%	施加应变/%
1	-8	0.88	2.42
2	20	2.42	4.63
3	250	11.89	13.88
4	450	13.88	19.38

实验中,样品的初始应变为每一实验阶段前样品已具有的应变值,施加应变为该阶段实验过程中对样品施加应变后样品的总应变值。SVET探针的扫描高度为 $150\ \mu\text{m}$,一次扫描需要20 min。

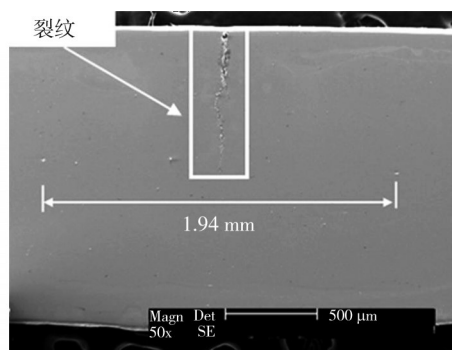
2 结果与讨论

2.1 样品初始裂纹的SEM表征

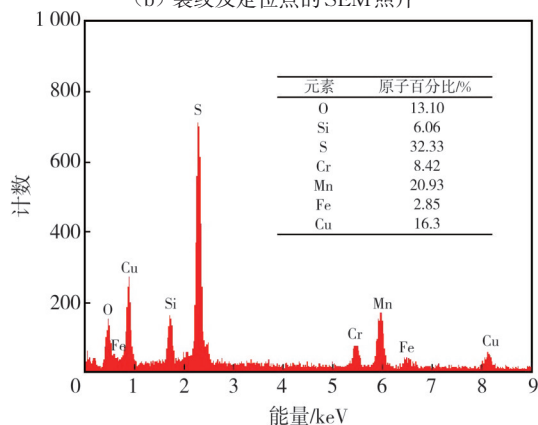
图5是EC-SVET实验之前样品SCC裂纹的SEM表征结果。其中,图5(a)为裂纹的背散射(Back Scattered Electron, BSE)照片,它对应图5(b)中的白色方框区域。在图5(b)中裂纹两侧硬度标记点之间的距离为1.94 mm。图5(a)中点A处的能谱分析结果如图5(c)所示,裂纹中夹有Ni、Cr和Fe的氧化物。



(a) 裂纹的BSE照片



(b) 裂纹及定位点的SEM照片



(c) 图(b)中A点处的EDS分析结果

图5 EC-SVET实验前样品的SEM表征结果

Fig. 5 The SEM analysis results of the SCC crack before EC-SVET test

2.2 裂纹处的应力和应变分布

图6(a)是整个样品的应力分布的模拟计算结果,图6(b)和图6(c)分别是裂纹尖端应力和应变分布的模拟计算结果,其中应力的单位为MPa。

由图 6 可以看出, 当对样品施加 0.28% 的应变时, 裂纹尖端出现明显的应力和应变集中, 裂纹尖端最大应力达 483 MPa, 而对于远离裂纹尖端的区域和裂纹已经张开的部位应力几乎为 0 MPa。由于模拟条件的限制, 这里只做到 0.28% 的应变, 但是可以确定的是继续增加应变, 裂纹尖端仍是应力/应变集中的区域^[1]。

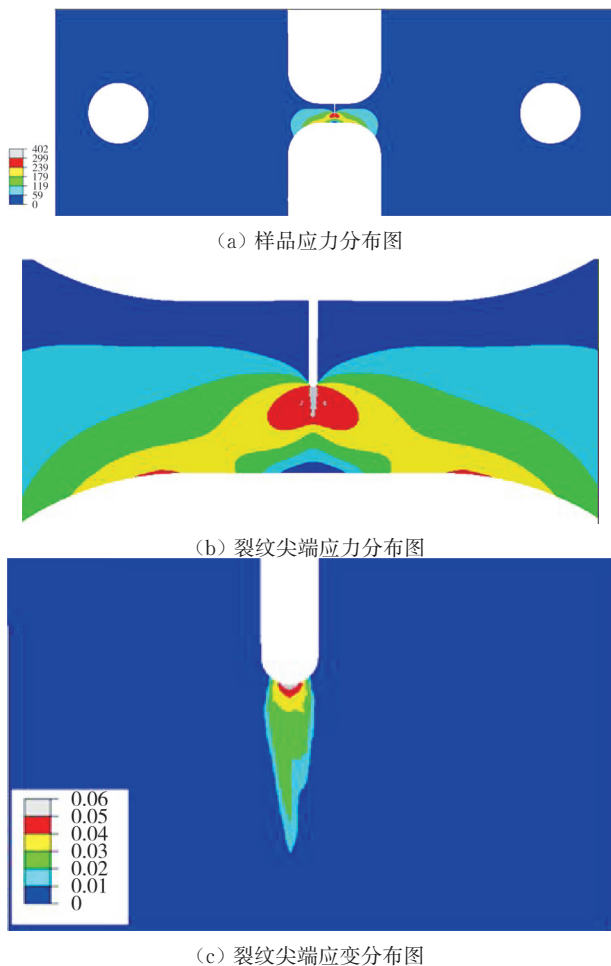


图 6 样品及裂纹尖端的应力应变分布图

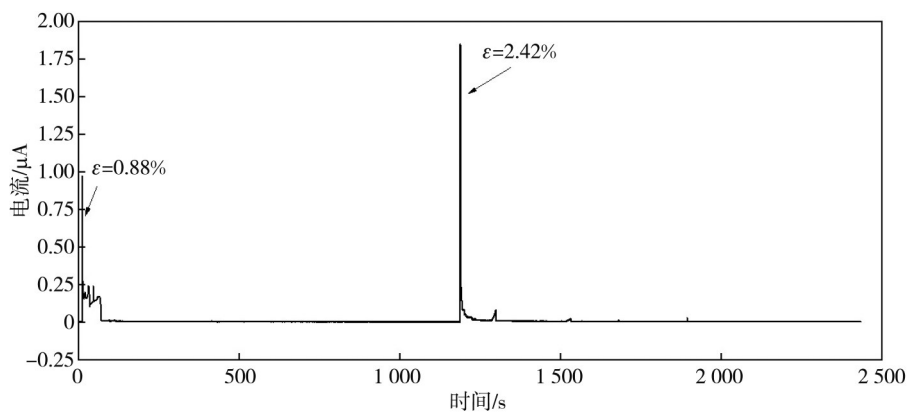
Fig. 6 Stress and strain distribution map for the sample and the crack tip

2.3 应变和极化协同作用下裂纹的阳极溶解行为

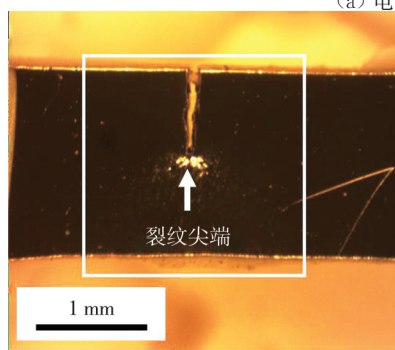
为了获得在开路电位下, 应变对裂纹及其尖端阳极溶解的影响, 采用原位加载装置对样品进行应变加载; 同时, 在该过程中, 采用电化学工作站对样品表面的整体电流进行实时监测; 并且在加载后对样品表面进行 SVET 扫描测试。图 7(a) 是在开路电位(-8 mV vs Ag/AgCl/KCl (3 mol/L))条件下, 对样品施加不同应变后, 其表面的电流-时间(current-time)曲线。从图 7(a) 中可以看出, 当对样品施加

$\epsilon=0.88\%$ 的应变的瞬间, 样品表面电流值由原始的 1.80 nA 升高至 0.97 μA , 在随后的 100 s 内电流降低至加载前水平; 同样, 对样品施加 $\epsilon=2.42\%$ 的变形后, 样品表面也出现了电流先升高后恢复到加载前水平的现象。以上现象是由于当极化电位处于开路电位时, 应变会导致样品表面钝化膜的破裂, 从而导致样品局部新暴露出来的金属发生阳极溶解, 使得阳极电流升高; 随后样品表面钝化膜在该电位下自行修复, 该处金属表面重新进入钝化状态, 阳极电流下降。因此, 在电流-时间曲线上会出现加载后电流突然升高随后又快速回落的现象^[16], 整个过程约为 100 s。对加载后 ($\epsilon=2.42\%$) 的样品进行 SVET 扫描, 扫描过程对应的样品表面光学照片和 SVET 结果分别如图 7(b) 和图 7(c) 所示。其中, 图 7(b) 中白色方框所示的区域为 SVET 的扫描区域, 裂纹位置为白色箭头所指位置。由图 7(b) 可以看出, 应变主要集中在裂纹尖端处, 这与模拟结果一致。SVET 结果图 7(c) 中用红色表示阳极电流, 蓝色代表阴极电流, 绿色表示电流密度为 0, 单位为 $\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$ 。从图 7(c) 中可以看出, 样品表面电流分布均匀, 没有明显的阴极区域或阳极区域, 这是由于单次 SVET 扫描需要 20 min, 在 SVET 测试过程中, 由应变增加而导致的阳极快速溶解过程已经结束, 所以 SVET 无法探测出样品表面的阳极区。该阶段实验后的样品在开路电位下稳定 20 min, 使其表面进入稳定的钝化状态后, 再进行后续实验。

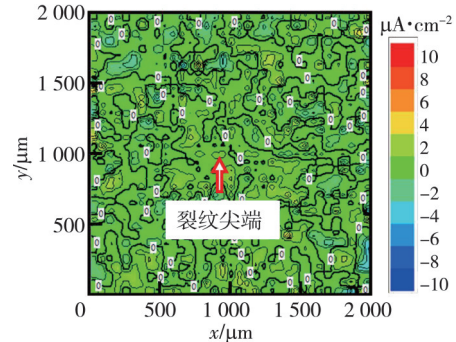
样品稳定 20 min 后, 对其进行动电位极化扫描。图 8(a) 是样品的动电位扫描曲线, 扫描速率为 1 mV/s。图 8(b) 是样品在 20 mV vs Ag/AgCl/KCl (3 mol/L) 的极化电位下, 对样品施加不同应变前后其表面的电流-时间曲线。图 8(a) 显示, 该 316L 不锈钢样品在 20 mV 的极化电位下处于钝化状态。由图 8(b) 可以看出, 当对样品施加 $\epsilon=3.96\%$ 和 $\epsilon=4.63\%$ 的应变的瞬间, 样品表面电流快速升高, 并在随后的短时间之内快速降低, 该现象也与金属表面的钝化膜在应变作用下的破坏与自修复过程有关。图 8(c) 和图 8(d) 分别是将样品极化至 20 mV 后样品表面的光学照片和 SVET 结果。图 8(c) 同样显示出样品的应变主要集中在裂纹尖端位置。在图 8(d) 中, 样品表面依旧没有出现明显的阳极区域或阴极区域, 这也是由于 SVET 的扫描速率过慢, 在扫描过程中表面的快速溶解过程已经结束所致。



(a) 电流-时间曲线



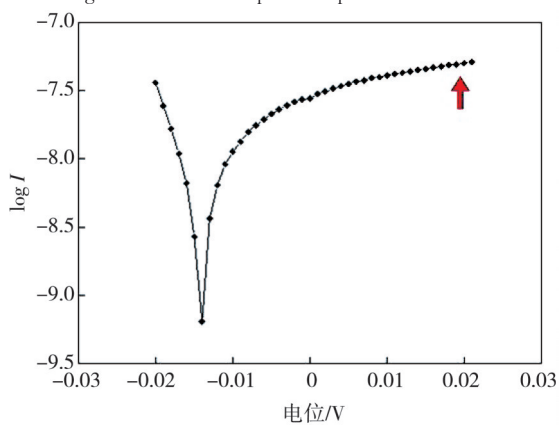
(b) SVET测试区域的光学照片



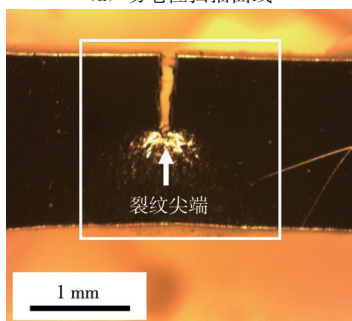
(c) 测试区域的SVET扫描结果

图7 开路电位下应变样品的恒电位极化曲线和SVET测试结果

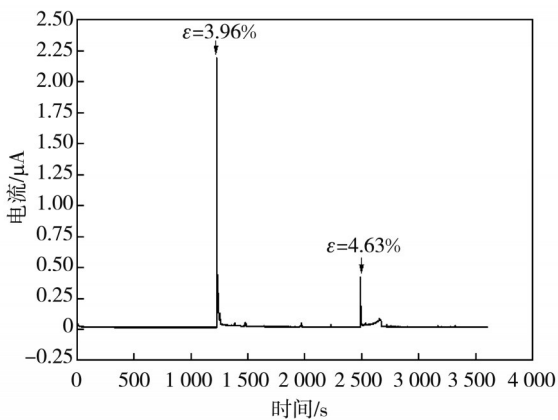
Fig. 7 The constant potential polarization curve and SVET test results of strained sample at open circuit potentials



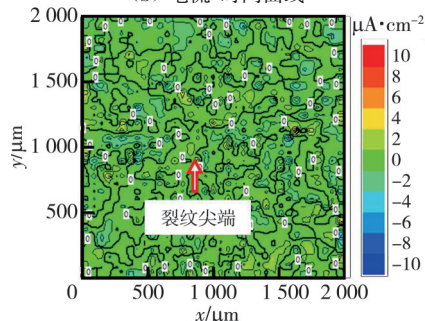
(a) 动电位扫描曲线



(c) SVET测试区域的光学照片



(b) 电流-时间曲线



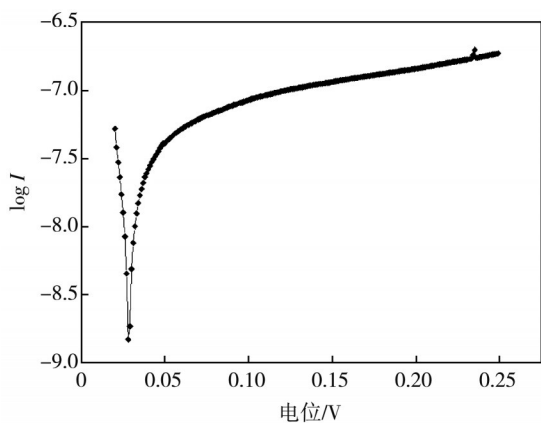
(d) 测试区域的SVET扫描结果

图8 样品动电位极化曲线及极化电位为20 mV时应变样品的恒电位极化曲线和SVET测试结果

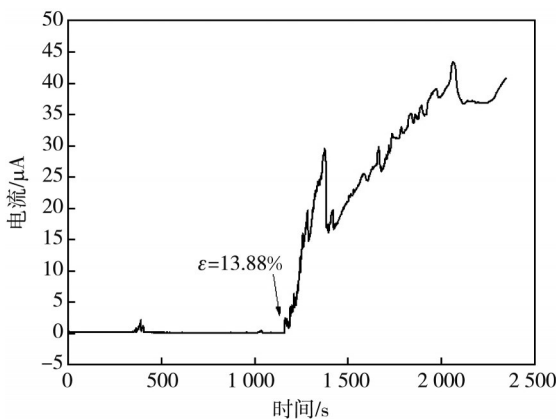
Fig. 8 The dynamic potential polarization curve of the sample, along with the constant potential polarization curve and SVET test results at a polarization potential of 20 mV for the strained sample

样品再次稳定 20 min 后, 对其进行动电位极化扫描。图 9(a) 是样品的动电位扫描曲线, 扫描速率为 1 mV/s。图 9(b) 是在 250 mV vs Ag/AgCl/KCl (3 mol/L) 的极化条件下, 对样品施加应变前后, 其表面的电流-时间曲线。从图 9(a) 中可以看出, 当样品被极化至 250 mV 时, 表面仍处于钝化状态。在该电位下, 样品的应变 ϵ 由起始的 11.89% 增加至 13.88% 后, 样品表面的电流持续增加, 由起始的 $(0.20 \pm 0.18) \mu\text{A}$ 增加至最高 $43.53 \mu\text{A}$, 并且没有恢复到加载前的状态。

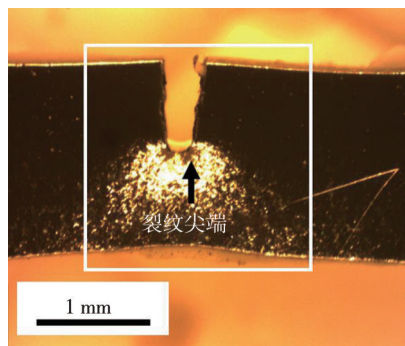
图 9(c) 和图 9(d) 分别是施加应变后, 样品表面的光学照片和 SVET 结果。由图 9(d) 可以看出, 裂纹的尖端出现明显的阳极溶解区域, 裂纹路径上并未出现明显的阳极电流, 这是由于当阳极极化电位过高时, 即使该电位处于材料的钝化区, 但当样品局部因发生应变而导致钝化膜破坏时, 下方新暴露出的金属快速溶解, 并且在该电位下钝化膜无法自修复^[17], 导致该处金属局部表面无法重新进入钝化状态, 从而导致金属局部持续性的阳极溶解。



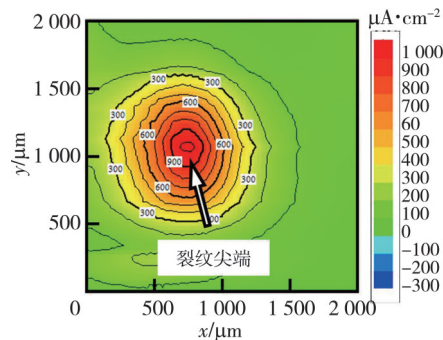
(a) 动电位扫描曲线



(b) 电流-时间曲线



(c) SVET 测试区域的光学照片



(d) 测试区域的 SVET 扫描结果

图 9 样品动电位极化曲线及极化电位为 250 mV 时应变样品的恒电位极化曲线和 SVET 测试结果

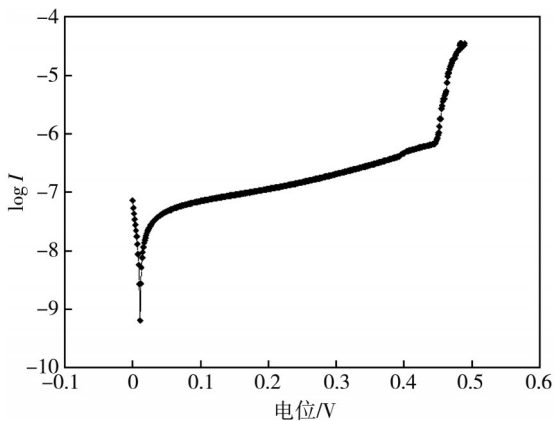
Fig. 9 The dynamic potential polarization curve of the sample, along with the constant potential polarization curve and SVET test results at a polarization potential of 250 mV for the strained sample

图 10 是样品在 450 mV vs Ag/AgCl/KCl (3 mol/L) 电位下样品的 EC-SVET 的测试结果。样品起始的应变 ϵ 为 13.88%, 实验前样品在溶液中静置 20 min 使其电位稳定。图 10(a) 是样品的动电位扫描曲线, 扫描速率为 1 mV/s。从图 10(a) 中可以看出, 当样品被极化至 450 mV 附近时, 样品表面出现了明显的阳极溶解行为。图 10(b) 是对样品施加 450 mV 的极化电位时(该电位位于 316L 不锈钢在测试溶液中的点蚀区), 样品表面的电流-时间曲线。从图 10(b) 中可以看

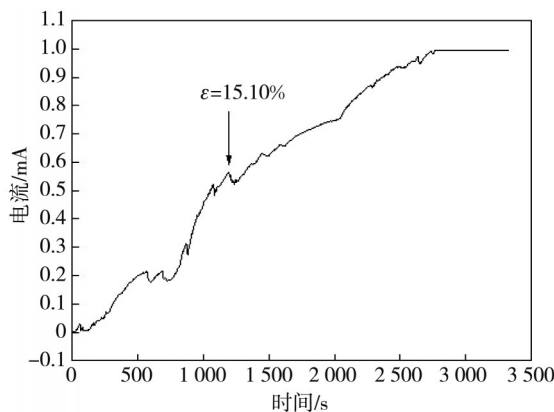
出, 在该电位下, 未加载应变的样品表面电流持续增加, 最大值可达 0.5 mA; 当样品的应变 ϵ 从 13.88% 增加到 15.10% 时, 其表面电流保持增加趋势。图 10(c) 和图 10(d) 分别是样品在极化电位为 450 mV 时, 未增加应变样品表面的光学照片和 SVET 结果。由图 10(d) 可以发现右上角区域出现明显的阳极电流, 对应于图 10(c) 中的点蚀位置, 裂纹处未出现阳极电流。该现象说明, 电位增加到样品表面的点蚀电位区间时, 样品表面钝化膜受到电场的作用而被局部破坏, 导致该处

金属发生快速的阳极溶解。图 10(a) 和图 10(b) 中增加的电流主要来源于点蚀区域, 其余位置仍处于钝化状态, 表面维持较低的腐蚀电流密度。如图 10(e) 所示, 应变 ϵ 增加至 15.10% 时, 裂纹尖端出现了持续性的阳极溶解, 并且点蚀区域仍然呈现出持续性的阳极溶解, 电流密度未发现有

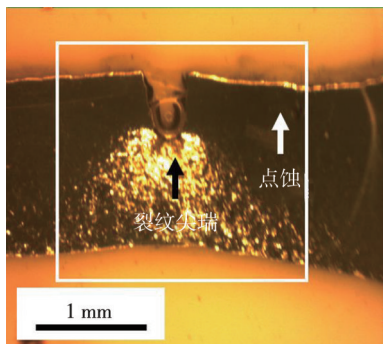
明显改变。该现象说明, 当极化电位处于 316L 不锈钢的点蚀区域内时, 应变集中在裂纹尖端, 使裂纹尖端局部钝化膜发生机械破坏, 从而导致裂纹尖端的局部阳极溶解行为, 在该电位下, 316L 不锈钢表面钝化膜不能自行修复, 故导致裂纹尖端处金属的持续性阳极溶解。



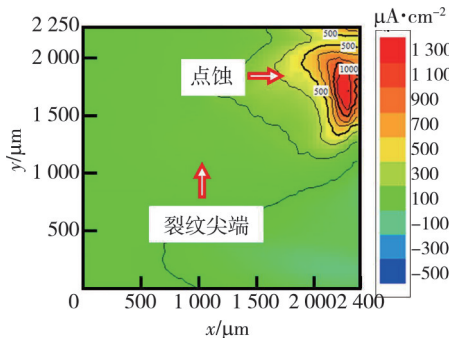
(a) 动电位扫描曲线



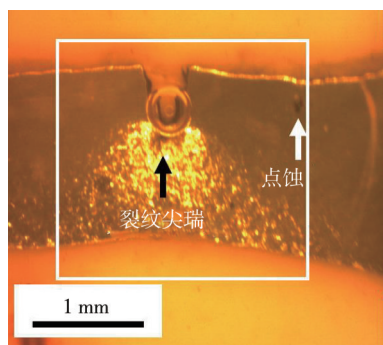
(b) 电流-时间曲线



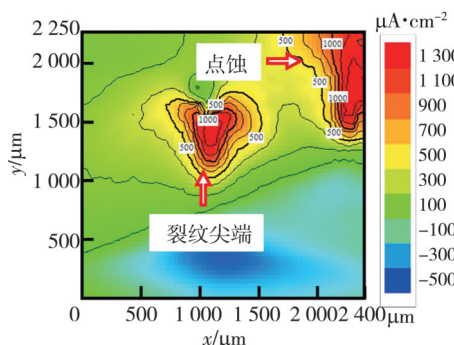
(c) 形变前 SVET 测试区域的光学照片



(d) 测试区域的 SVET 扫描结果



(e) 形变后 SVET 测试区域的光学照片



(f) 形变后测试区域的 SVET 扫描结果

图 10 样品动电位极化曲线及极化电位为 450 mV 时应变样品的恒电位极化曲线和 SVET 测试结果

Fig. 10 The dynamic potential polarization curve of the sample, along with the constant potential polarization curve and SVET test results at a polarization potential of 450 mV for the strained sample

图 11 为样品结束 EC-SVET 实验后表面裂纹和点蚀坑的表征结果。图 11(a) 显示, 裂纹右侧有一点蚀坑, 其位置与图 10(e) 中的点蚀位置一致。该点蚀坑的形貌如图 11(b) 所示, 其形状不规则, 表

面部分覆盖有腐蚀产物, 并且在蚀坑中发现了形状不规则的夹杂物。对该点蚀坑内夹杂物进行 EDS 能谱分析, 结果如图 11(c) 所示。图 11(c) 显示, 该夹杂富含元素 O、S、Si、Cu、Ca 和 Mn, 因此可判断

该夹杂应该为 MnS、SiO₂、Cu₂O 和 CaO 的混合物^[18-19]。因此,该点蚀可能是由其内部的氧化物类

夹杂物引起的,氧化物类的夹杂物与不锈钢基体界面的缝隙是点蚀萌生的位置之一^[20]。

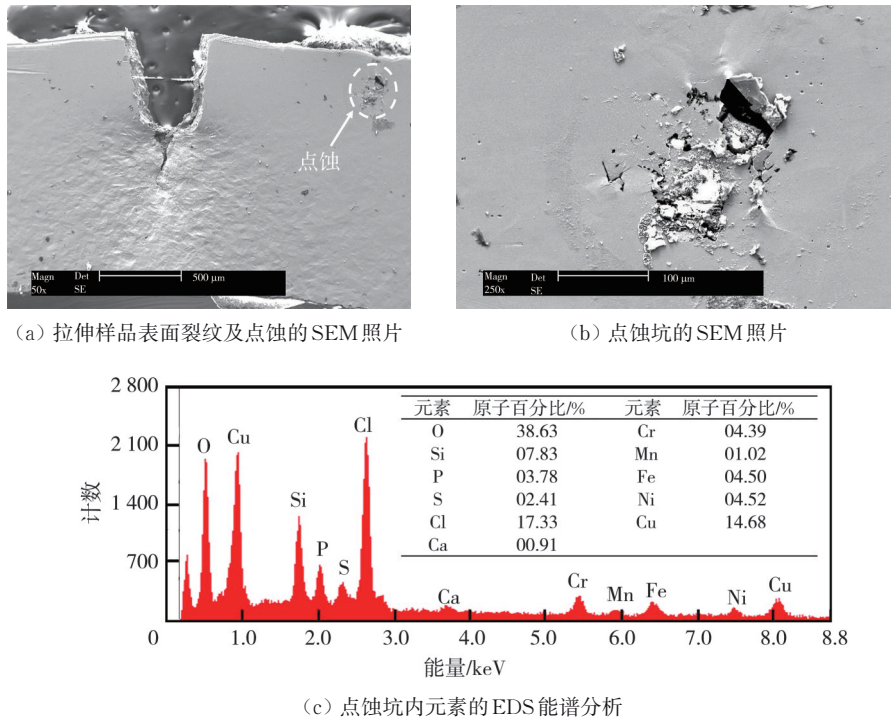


图 11 EC-SVET 实验后样品点蚀坑处的 SEM 表征结果
Fig. 11 The SEM analysis results of the SCC crack and the pitting hole after EC-SVET test

3 结论

本文自主设计了适用于 SVET 的原位加载台,并将其与 SVET 和电化学工作站联合使用,研究了酸性 NaCl 溶液(pH=4)中,316L 不锈钢表面裂纹在应力和外加极化共同作用下的阳极溶解行为,得到了以下结论:

1) 裂纹尖端是应力和应变集中的位置。开路电位下,增加应变,裂纹尖端处钝化膜优先破裂。由于 316L 不锈钢在测试溶液中为自钝化体系,因此暴露出来的新鲜表面会在短时间内再次钝化,SVET 测不到稳定的阳极溶解区。

2) 当 316L 不锈钢表面处于钝化电位区间内,且阳极极化电位较低时,裂纹尖端由于应变新暴露的表面能够快速钝化,电化学工作站测得总电流在应变增加瞬间出现突然增加并迅速降低的现象。SVET 在裂纹尖端无法测到稳定存在的阳极溶解区。

3) 当 316L 不锈钢表面处于钝化电位区间内,且阳极极化电位较高时,裂纹尖端由于应变新暴露的表面无法再次钝化;增加应变裂纹尖端钝化膜破裂后,新鲜表面持续溶解;样品表面电流出

现瞬间升高并持续增加的现象;裂纹尖端存在稳定的阳极溶解区。

4) 当 316L 不锈钢表面处于点蚀电位区间内时,增加应变前 SVET 测到样品表面持续发生阳极溶解的区域为点蚀区域,增加应变后裂纹尖端也因无法再钝化而出现稳定的阳极溶解行为。

参考文献:

[1] WANG R, ZHOU Q, DU X, et al. Crack mechanism and experimental verification on straightening of AZ31B magnesium alloy plate[J]. Scientific Reports, 2023,13(1): 9114.

[2] WU S, GAO Z, LIU Y, et al. Effect of cathodic protection potential on stress corrosion susceptibility of X80 steel[J]. Corrosion Science, 2023,218: 111184.

[3] ZHAO K, WANG B, XUE H, et al. Effect of material inhomogeneity on the crack tip mechanical field and SCC growth rate of 52M/316L dissimilar metal welded joints [J]. Metals (Basel), 2022, 12 (10) : 1683.

[4] KUANG W, SONG M, FENG X. Insight into the acceleration in oxidation kinetics ahead of stress corrosion crack of alloy 690 in simulated PWR primary water

- [J]. *Corrosion Science*, 2020,176: 108943.
- [5] ZHANG X, WANG S, WANG X, et al. The stress corrosion cracking behavior of N80 carbon steel under a crevice in an acidic solution containing different concentrations of NaCl [J]. *Corrosion Science*, 2023, 216: 111068.
- [6] GONG K, WU M, LIU X, et al. Nucleation and propagation of stress corrosion cracks: Modeling by cellular automata and finite element analysis [J]. *Materials Today Communications*, 2022,33: 104886.
- [7] LU Q, WANG L, XIN J, et al. Corrosion evolution and stress corrosion cracking of E690 steel for marine construction in artificial seawater under potentiostatic anodic polarization [J]. *Construction and Building Materials*, 2020,238: 117763.
- [8] ZHU R, WANG J, ZHANG Z, et al. Stress corrosion cracking of fusion boundary for 316L/52M dissimilar metal weld joints in borated and lithiated high temperature water [J]. *Corrosion Science*, 2017, 120: 219-230.
- [9] ZHU M, DU C, LI X, et al. Effect of AC on stress corrosion cracking behavior and mechanism of X80 pipeline steel in carbonate/bicarbonate solution [J]. *Corrosion Science*, 2014,87: 224-232.
- [10] WAN H, SONG D, LIU Z, et al. Effect of alternating current on stress corrosion cracking behavior and mechanism of X80 pipeline steel in near-neutral solution [J]. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, 2017,38: 458-465.
- [11] LI Y, YOU Y, LÜ X. Comparative study on the crack growth behaviours of E690 steel and heat-affected zone microstructures under cathodic potential in artificial seawater based on mechano-electrochemical effect at crack tip [J]. *Corrosion Science*, 2022, 198: 110103.
- [12] KATONA R M, BURNS J T, SCHALLER R F, et al. Insights from electrochemical crack tip modeling of atmospheric stress corrosion cracking [J]. *Corrosion Science*, 2022,209: 110756.
- [13] GRANDY L, MAUZEROLL J. Localising the electrochemistry of corrosion fatigue [J]. *Current Opinion in Colloid & Interface Science*, 2022,61: 101628.
- [14] TANG X, CHENG Y F. Quantitative characterization by micro-electrochemical measurements of the synergism of hydrogen, stress and dissolution on near-neutral pH stress corrosion cracking of pipelines [J]. *Corrosion Science*, 2011,53(9): 2927-2933.
- [15] ZHANG G A, CHENG Y F. Micro-electrochemical characterization of corrosion of pre-cracked X70 pipeline steel in a concentrated carbonate/bicarbonate solution [J]. *Corrosion Science*, 2010,52(3): 960-968.
- [16] XU H, SUN D, YU H. Repassivation behavior of 316L stainless steel in borate buffer solution: Kinetics analysis of anodic dissolution and film formation [J]. *Applied Surface Science*, 2015,357: 204-213.
- [17] AHMEDABADI P M, KAIN V, AGRAWAL A. Effect of plastic deformation on passivation characteristics of type 304 stainless steel [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, 28 (11) : 7036-7046.
- [18] CHOI J, KIM S, KANG Y, et al. Compositional evolution of oxide inclusions in austenitic stainless steel during continuous casting [J]. *Steel Research International*, 2014,86(3): 284-292.
- [19] JUNG I, DECTEROV S A, PELTON A D. Computer applications of thermodynamic databases to inclusion engineering [J]. *ISIJ International*, 2004, 44: 527-536.
- [20] SUN Y, TAN X, LAN R, et al. Mechanisms of inclusion-induced pitting of stainless steels: A review [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024,168: 143-156.