

环境介质对 ASTM A572 Gr65 钢疲劳行为的影响

胡张翊, 张红霞*, 闫志峰, 雷鹏飞, 赵庆鲁, 魏湛橙

(太原理工大学 材料科学与工程学院, 太原 030024)

摘要: **目的** 探究不同环境对 ASTM A572 Gr65 低合金结构钢疲劳强度的影响。**方法** 在实验室、去离子水和 NaCl (3.5%) 水溶液环境下进行材料的旋转弯曲疲劳试验, 利用疲劳试验设备和显微硬度仪探讨不同环境介质下 ASTM A572 Gr65 低合金结构钢的疲劳强度和断口附近硬度的变化情况, 并通过扫描电子显微镜 (SEM) 和能谱仪 (EDS) 等对断口腐蚀形貌及腐蚀产物进行分析。**结果** ASTM A572 Gr65 钢在实验室环境下的疲劳强度为 380 MPa, 在添加去离子水和 NaCl 水溶液时的疲劳强度分别为 280、80 MPa, 分别下降了约 26.3%、78.9%; 其微观组织为珠光体和铁素体, 在疲劳破坏后靠近断口处试样的晶粒存在明显的细化现象, 而远离断口的母材微观组织均匀, 断口附近的显微硬度因位错运动约升高了 10.4HV0.5, 当距离增加, 硬度逐渐趋于母材本身的硬度时, 改变距离约为 6 mm; 与实验室环境相比, 在去离子水和 NaCl 水溶液中均存在多个裂纹源, 这对于疲劳断裂破坏起到了加速作用, 疲劳断口表面分区不明显, 断口表面存在氧化腐蚀产物和二次裂纹。**结论** 在添加去离子水和 NaCl 水溶液后, 会加速 ASTM A572 Gr65 钢疲劳强度的降低, 疲劳的加速由载荷疲劳、电化学氧化腐蚀及氢脆共同作用所致。

关键词: ASTM A572 Gr65 低合金结构钢; 旋转弯曲疲劳; 氧化腐蚀; 去离子水; NaCl 水溶液; 疲劳强度
中图分类号: TG172 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2023)12-0399-09

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.12.034

Effect of Environmental Factors on Fatigue Behavior of ASTM A572 Gr65 Steel

HU Zhang-yi, ZHANG Hong-xia*, YAN Zhi-feng, LEI Peng-fei, ZHAO Qing-lu, WEI Zhan-cheng

(School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

ABSTRACT: In the actual service environment, the low alloy and high strength structural steel will be affected by the cyclic alternating load and corrosion damage caused by the corrosive medium, so that the service time of structural steel will be significantly shortened. The work aims to study the fatigue strength and fracture mechanism of ASTM A572 Gr65 low alloy high strength structural steel under different environments. According to the standard, ASTM A572 Gr65 structural steel was made into standard samples with a length of 52 mm. Rotary bending fatigue tests were carried out on QBWP-6000 rotary bending fatigue test machine under the environment of laboratory, deionized water and 3.5% NaCl solution, and the loading frequency was 100 Hz. The fixed stress ratio of the rotary bending fatigue testing machine was $R=-1$. When the sample failure or loading times reached 10^7 times, the test was stopped and the fatigue test value was

收稿日期: 2022-11-17; 修订日期: 2023-02-21

Received: 2022-11-17; Revised: 2023-02-21

基金项目: 山西省自然科学基金 (RD2000001936)

Fund: Natural Science Foundation of Shanxi Province (RD2000001936)

引文格式: 胡张翊, 张红霞, 闫志峰, 等. 环境介质对 ASTM A572 Gr65 钢疲劳行为的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(12): 399-407.

HU Zhang-yi, ZHANG Hong-xia, YAN Zhi-feng, et al. Effect of Environmental Factors on Fatigue Behavior of ASTM A572 Gr65 Steel[J]. Surface Technology, 2023, 52(12): 399-407.

*通信作者 (Corresponding author)

recorded. In origin software, the experimental values under different strength were fitted to obtain the fatigue strength under this environment, and the fatigue strength of structural steel under different environments was compared. The sample was cut with wire cutting and the cross section was polished, and corroded with 4% nitrate alcohol solution. The microstructure of the fracture was observed by metallography microscope (CX40M) and scanning electron microscope (ZEISS Gemini 300). The energy spectrum of each corrosion fatigue fracture was collected by energy spectrometer, and the components were analyzed. Then, the changes of microhardness values near the fracture were measured by microhardness tester (ZHVST-1000C) to explore the fatigue failure mechanism under different environments.

The fatigue strength of ASTM A572 Gr65 steel in the laboratory environment was 380 MPa, but the fatigue strength under deionized water and NaCl solution was 280 MPa and 80 MPa, which decreased by 26.3% and 78.9%, respectively. After fatigue failure, the grain of the sample near the fracture was obviously refined and some of the grains were elongated, while the microstructure of the base material far away from the fracture was uniform. The microhardness value near the fracture increased by about 10.4HV0.5 due to dislocation movement. With the increase of distance, the hardness value gradually tended to be the hardness value of the base material, and the change distance was about 6 mm. After the addition of deionized water and NaCl solution, a galvanic cell was formed on the surface of structural steel in fatigue test. The area with high stress is the anode, and the place with low stress is the galvanic cell cathode, which accelerated the formation of corrosion pits. Due to the loss of electrons, the anode of the galvanic cell generated Fe^{2+} , which is oxidized into Fe^{3+} and initial oxide FeOOH with the dissolved oxygen in the air at the cathode, and most of them exist in the depression. In the case of NaCl solution corrosion, the main composition of the precipitate is $\beta\text{-FeOOH}$ formed by hydrolysis of Fe^{3+} . Compared with that under the laboratory environment, the fatigue fracture surface partition is not obvious, there are oxidation corrosion products and secondary cracks on the fracture surface, and the transient fault zone is transferred to the middle position of the specimen fracture, indicating that the crack propagation is carried out from all directions simultaneously. After addition of medium, corrosion pits are formed on the surface of structural steel due to electrochemical action and stress concentration leads to many microcracks under the action of continuous rotating load. In the laboratory environment, the single crack source will be transformed into multiple crack sources. In addition, the hydrogen embrittlement at the crack tip will accelerate the formation of fatigue cracks and damage fracture.

KEY WORDS: ASTM A572 Gr65 low alloy structural steel; rotary bending fatigue; oxidation and corrosion; deionized water; NaCl solution; fatigue strength

低合金结构钢具有成本低、强度高、节能环保、焊接性优良等诸多优点,广泛应用于铁路、汽车、电力及桥梁建筑等领域。这些结构钢在实际服役过程中承受着复杂的应力,往往还受到环境介质的影响,易发生腐蚀疲劳,会严重破坏结构完整性,造成重大安全隐患,这在东南沿海及受污染的酸雨地区尤为常见。由此可见,探究 ASTM A572 Gr65 低合金结构钢在不同环境介质下的腐蚀疲劳行为对于保证结构的安全具有重要意义。

Zhao 等^[1]研究了结构钢在模拟海水中的腐蚀疲劳裂纹萌生和初始扩展机理。结果表明,在模拟海水中,腐蚀疲劳裂纹萌生和初始扩展机理高度依赖应力水平,当峰值应力远低于屈服强度时,裂纹优先在晶界处萌生;当峰值应力接近或高于屈服强度时,裂纹会从出现的蚀坑处开始萌生。在疲劳寿命的早期阶段,材料表面会形成大量的蚀坑,从而导致多裂纹发展和合并,且在较高的应力水平下凹坑和后续裂纹的数量增多。更多研究表明,不同浓度的酸性 NaCl 溶液^[2],不同湿度的空气,或去离子水^[3]、盐雾环境^[4-5]都会对钢的疲劳寿命产生影响。海洋潮湿环境下的腐

蚀机制主要是形成原电池,发生电化学作用,包括铁的阳极溶解和溶解氧的阴极还原。电化学作用不仅改变了局部钢表面的酸碱值,随着锈层的累积,还改变了锈层的致密性,使其保护性变差^[6]。海洋环境中存在高浓度的氯离子,在此环境下结构钢更易发生腐蚀现象,高浓度的氯离子会显著影响钢锈层的电化学特性、结构和成分^[7]。Donahue 等^[8]在不同浓度的 NaCl 溶液中进行疲劳试验,定量评估了不同浓度对裂纹扩展每个阶段的影响,以更好地了解不同浓度下钢的疲劳寿命。氯离子对钢腐蚀的影响是在表面形成点蚀坑,而点蚀是由金属微观粒子发生电化学反应,从而在材料表面形成的局部腐蚀^[9],腐蚀疲劳裂纹从表面形成点蚀坑开始并扩展^[10]。对于碳钢,在高氯环境中阴离子选择渗透性会增强,从而加速腐蚀^[11-13]。

基于成本等因素,ASTM A572 Gr65 结构钢应用得十分广泛。由于材料长期暴露在自然环境下,因此通过腐蚀疲劳试验可以为该材料在多种环境下的应用提供理论支持。文中对 ASTM A572 Gr65 钢进行了实验室环境、去离子水环境及 NaCl 水溶液腐蚀环境下的旋转弯曲疲劳试验,探讨 Gr65 钢在不同环境介

质下的疲劳裂纹萌生及扩展断裂行为,并讨论其疲劳失效机理。

1 试验

1.1 材料

采用的 ASTM A572 Gr65 钢的化学成分和力学性能如表 1~2 所示。旋弯疲劳试样根据 GB/T 4337—2015《金属材料 疲劳试验 旋转弯曲方法》的要求设计和制备,其形状和尺寸如图 1 所示。

1.2 性能测试及组织观察

疲劳试验设备采用 QBWP-6000 型旋转弯曲疲劳

试验机,加载频率为 100 Hz,应力比 $R=-1$,应力幅值为该点所承受的最大应力 S 。试样在驱动电机不断旋转及砝码重力转换成应力的双重作用下发生了旋转弯曲疲劳。模拟腐蚀环境的腐蚀溶液由腐蚀箱经注水口循环不断地作用于试样表面。依据 GB/T 24176—2009《金属材料 疲劳试验 数据统计方案与分析方法》,当试样失效或加载次数达到 10^7 时为工程疲劳极限,即停止试验。腐蚀疲劳试验装置如图 2 所示。去离子水是采用 RO 反渗透法制取的纯水,随用随制取。以 NaCl 水溶液代替海水进行试验,利用去离子水和 NaCl 固体粉末,配制成质量分数为 3.5% 的 NaCl 水溶液。为了保证试验结果的准确性,每更换 1 次试样,同时更换去离子水或 NaCl 水溶液。

表 1 ASTM A572 Gr65 钢的化学成分
Tab.1 Chemical composition of ASTM A572 Gr65 steel

Element	C	Si	Mn	P	S	Nb	Als	Alt	Ca	Ti	Ceq
Mass fraction/%	0.06	0.02	1.52	0.015	0.001	0.025	0.033	0.033	0.000 1	0.027	0.31

表 2 ASTM A572 Gr65 钢的力学性能
Tab.2 Mechanical properties of ASTM A572 Gr65 steel

Yield strength/ MPa	Tensile strength/ MPa	Poisson's ratio	Elongation
≥450	≥550	0.3	≥40

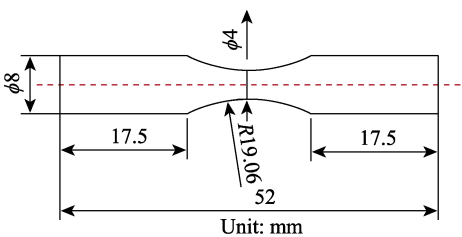


图 1 试件尺寸示意图
Fig.1 Diagram of specimen size

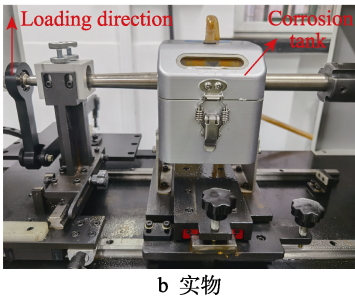
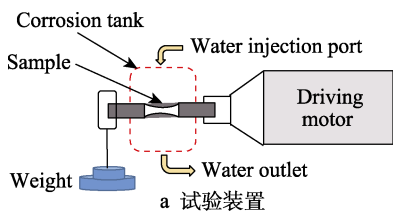


图 2 腐蚀旋弯疲劳试验装置
Fig.2 Corrosion bending fatigue test device:
a) diagram of the test device; b) physical drawing

在试样断裂失效后,用丙酮清洗试样的断口,并使用德国蔡司 ZEISS Gemini 300 扫描电镜 (SEM) 对断口进行拍摄观察。线切割断裂试样 (切割位置如图 3a 所示) 磨制金相,分别使用 400、600、800、1200、1500、2000 目的砂纸进行磨制,采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液进行刻蚀。使用 ZHVST-1000C 型显微硬度仪沿着轴向每隔 0.5 mm 的距离测量不同位置的显微硬度,每处测量 3 次,取其平均值。

2 结果与分析

2.1 微观组织与显微硬度

在载荷 400 MPa 作用下,断口附近材料的微观组织形貌如图 3 所示,其中远离断口和靠近断口试样的微观组织分别如图 3b、c 所示。由图 3b 可以看出,ASTM A572 Gr65 钢的微观组织由珠光体和铁素体组成,晶粒均匀,呈现各向同性特征;临近试样断口处的晶粒明显细化,部分晶粒沿着试样轴向被拉长。这是由于试样在旋弯疲劳试验过程中,在应力的不断作用下连续产生了大量位错,大量位错聚集缠结堆积,形成了位错胞。随着位错在胞壁的缠绕,位错胞壁逐步转化为亚晶界,进一步挤压,使得亚晶粒转化为大角度晶粒,最终导致晶粒细化^[14]。如果堆积的位错在夹杂物界面处产生了高应力,便会成为疲劳微裂纹萌生的潜在位置^[15]。碳合金化引起的高位错密度在应变硬化中发挥主要作用^[16],而应变硬化又将导致内部组织发生变化,晶粒沿着变形最大的方向被拉长,晶格扭曲。

在疲劳断裂后,对断口附近显微硬度进行分析测试,分析位置及结果如图 3a 和图 4 所示。在临近断

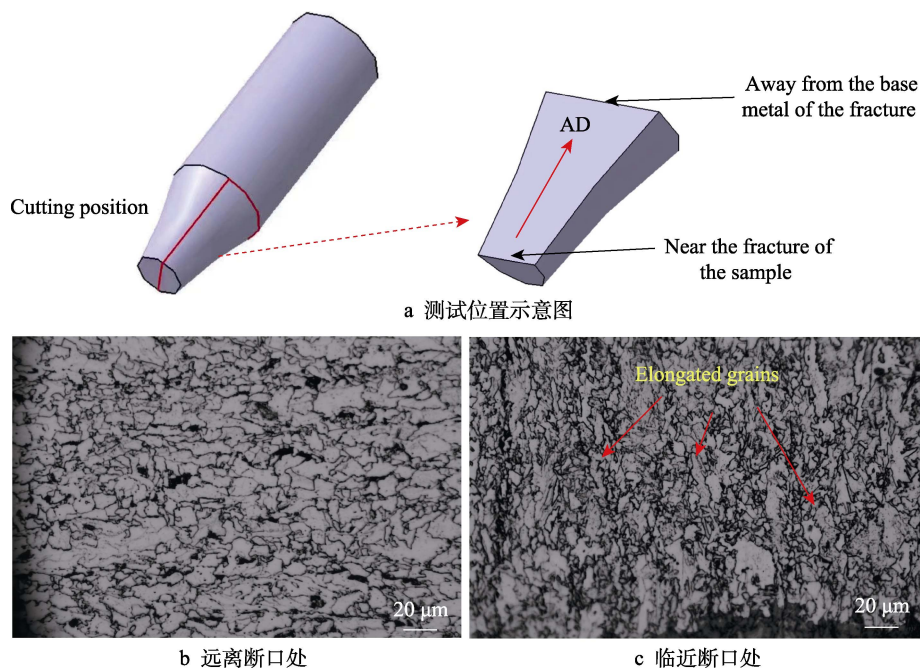


图 3 在 400 MPa 载荷下不同位置的微观组织

Fig.3 Microstructures at different positions at 400 MPa: a) diagram of test position; b) away from the fracture; c) near the fracture

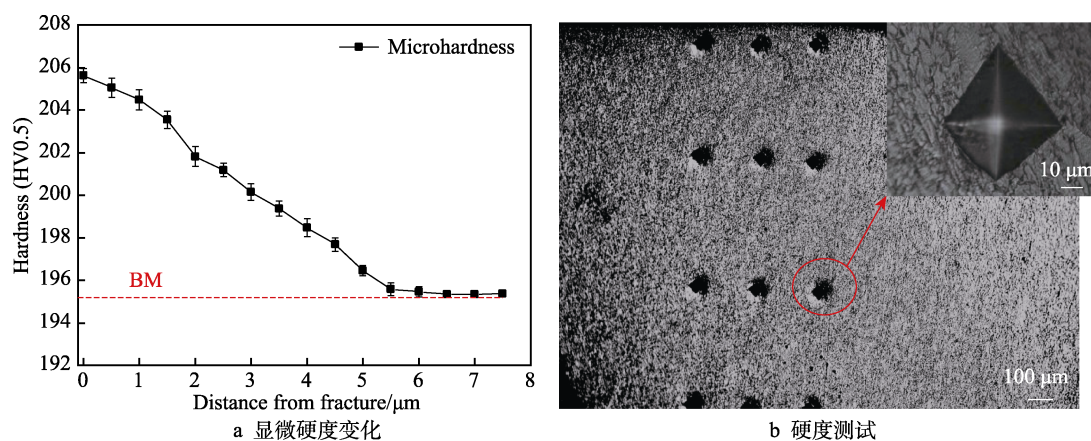


图 4 在 400 MPa 下试样沿轴向的断口到母材的硬度变化

Fig.4 Change of hardness value from axial specimen fracture to base metal at 400 MPa: a) microhardness change; b) hardness test

口处硬度达到最大值,随着距离断口位置的增加,硬度呈现下降趋势,直至趋近于母材本身的硬度。因为位错运动,导致断口处的硬度约升高了 10.4HV0.5,硬度被改变的距离约为 6 mm。

2.2 应力与循环寿命曲线

ASTM A572 Gr65 钢在实验室环境、去离子水及 NaCl 水溶液环境下的应力与循环寿命曲线 ($S-N$) 如图 5 所示。在实验室环境下疲劳极限为 380 MPa,在施加去离子水时疲劳极限为 280 MPa,降低了 26.3%;在添加 NaCl 水溶液腐蚀时, $S-N$ 曲线呈现连续下降趋势,与文献[17-18]的结果类似。在以 10^7 为疲劳极限时,对应的载荷为 80 MPa,下降了 78.9%。表明 NaCl 水溶液腐蚀对 Gr65 钢的影响较大,严重影响了

钢的疲劳寿命。

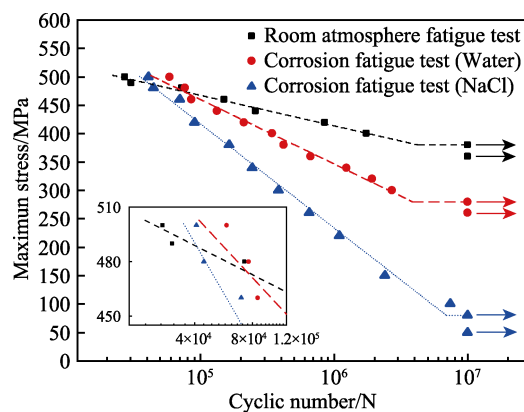
图 5 不同环境下的 $S-N$ 曲线

Fig.5 $S-N$ curves in different environments

此外, 在应力较高 (大于 480 MPa) 时, 去离子水环境下钢的疲劳寿命与实验室环境下相差不大, 其疲劳性能未受到明显影响; 在 NaCl 水溶液腐蚀环境下应力大于 500 MPa 时, 其疲劳性能才与实验室环境下的疲劳性能相差不大。这表明在高应力下疲劳寿命主要受到加载应力的影响, 随着应力的降低, 疲劳寿命提高, 在水溶液环境下其氧化腐蚀时间也相应变长, 显著影响了 Gr65 钢的疲劳寿命。

2.3 疲劳断口形貌

在应力为 440 MPa (疲劳次数为 358 586) 的实验室环境下, 材料的疲劳断口形貌如图 6 所示。断口由疲劳源、裂纹扩展区、瞬断区组成。疲劳源基于试样表面的微观缺陷, 循环的应力集中导致局部发生塑性变形, 并产生滑移带, 因而出现微裂纹。扩展区的断口形貌主要为撕裂棱, 呈准解理断裂, 扩展纹理朝着瞬断区中心, 形成圆弧形, 这与试样不断旋转相关。当承受载荷的有效面积骤然减小时, 材料会发生瞬时断裂。在瞬断区, 材料呈韧窝状, 表明为韧性断裂。

在应力 380 MPa、去离子水 (疲劳次数为 419 106) 下, 以及载荷 300 MPa、NaCl 水溶液腐蚀环境 (疲劳次数为 381 860) 下, 疲劳断口形貌分别如图 7~8 所示, 选用不同的应力值断口是为了保证试样在循环变形过程中的服役寿命大致相同, 即试验时间大体一致。可以看出, 在去离子水环境下疲劳断口分区已不明显, 在其断口边缘处观察到多个氧化坑, 疲劳源的形成与这些氧化坑有关。氧化坑的形成会导致应力集中, 在加载及不断旋转作用下形成了许多微裂纹, 当多个微裂纹扩展聚集, 则形成了大裂纹, 此为疲劳源^[19]。在断口表面也形成了很多氧化坑,

表面裂纹可能与生长的微孔合并, 导致裂纹扩展, 坑周围存在大量颗粒状氧化产物。在断口表面还观察到广泛的沿晶界的二次裂纹, 这是由水环境效应引起的晶界脆化现象所致, 沿着平行于试样深度方向扩展, 加速了疲劳破坏。因为氧化时间长, 靠近边缘区域产生的氧化坑越多, 氧化产物也越多。疲劳断口瞬断区位置不再靠近试样边缘, 而是转向试样中间区域。

在 NaCl 水溶液中, 由于氯离子具有更强的腐蚀性, 可以看到疲劳断口表面分区依旧不明显, 在断口边缘有更多腐蚀坑。在实验室环境下, 单一裂纹源转变为多裂纹源, 疲劳源的形成机理同样与蚀坑产生的应力集中有关。此外, 在扩展区可观察到明显的腐蚀坑及腐蚀产物, 产物为游离态, 故肉眼可观察到的腐蚀产物比在去离子水下的少。瞬断区位于试样中间, 裂纹从表面各个方向产生, 并向中间扩展。瞬断区表面基于腐蚀原因, 韧窝边缘圆滑, 并出现了腐蚀坑及腐蚀产物。

2.4 氧化及腐蚀机理分析

在实验室环境下, 滑移带的挤入挤出导致试样表面形成了微裂纹。在添加介质后, 随着应力水平的下降, 电化学作用对材料疲劳强度的影响超过了应力的作用, 形成蚀坑成为材料损坏的主要损伤机制。ASTM A572 Gr65 钢出现了位错缠结, 发生塑性变形, 从而发生应力集中现象。应力高的区域因其活性高、易失去电子, 从而成为阳极。应力低的区域成为原电池阴极, 在塑性变形区与未变形区组成原电池, 在应力高的部位会发生选择性溶解, 产生的介质不断向基体渗入。发生的反应如图 9 所示, 过程见式 (1)~(5)^[20]。

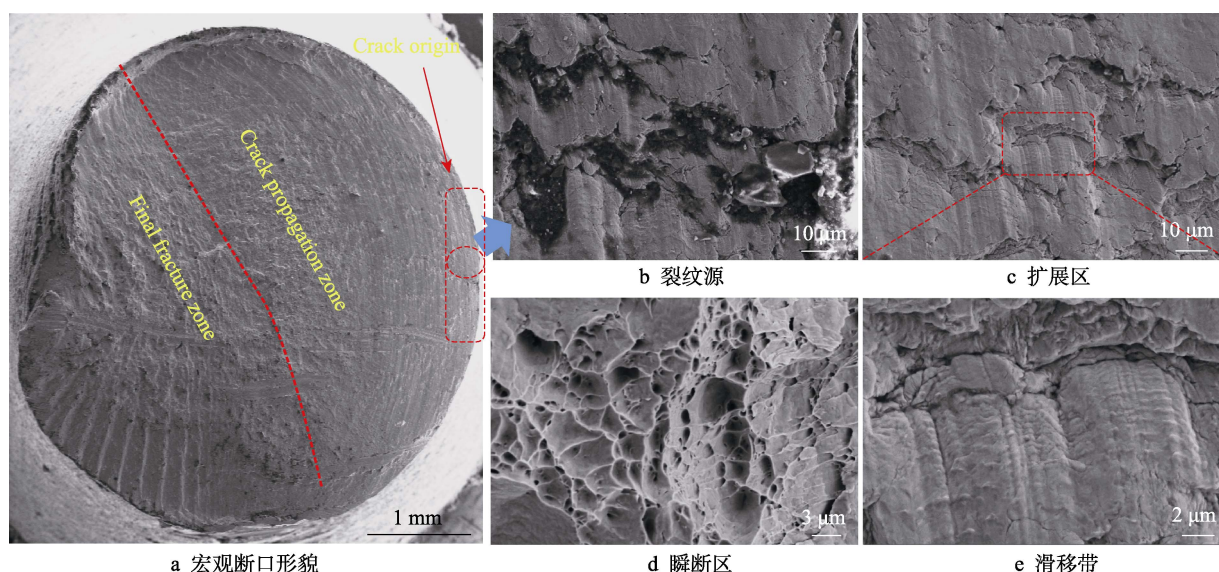


图 6 在实验室环境、440 MPa 下的疲劳断口形貌

Fig.6 Fatigue fracture morphology at 440 MPa in laboratory environment: a) fracture morphology; b) crack source; c) crack propagation zone; d) final fracture zone; e) slip band

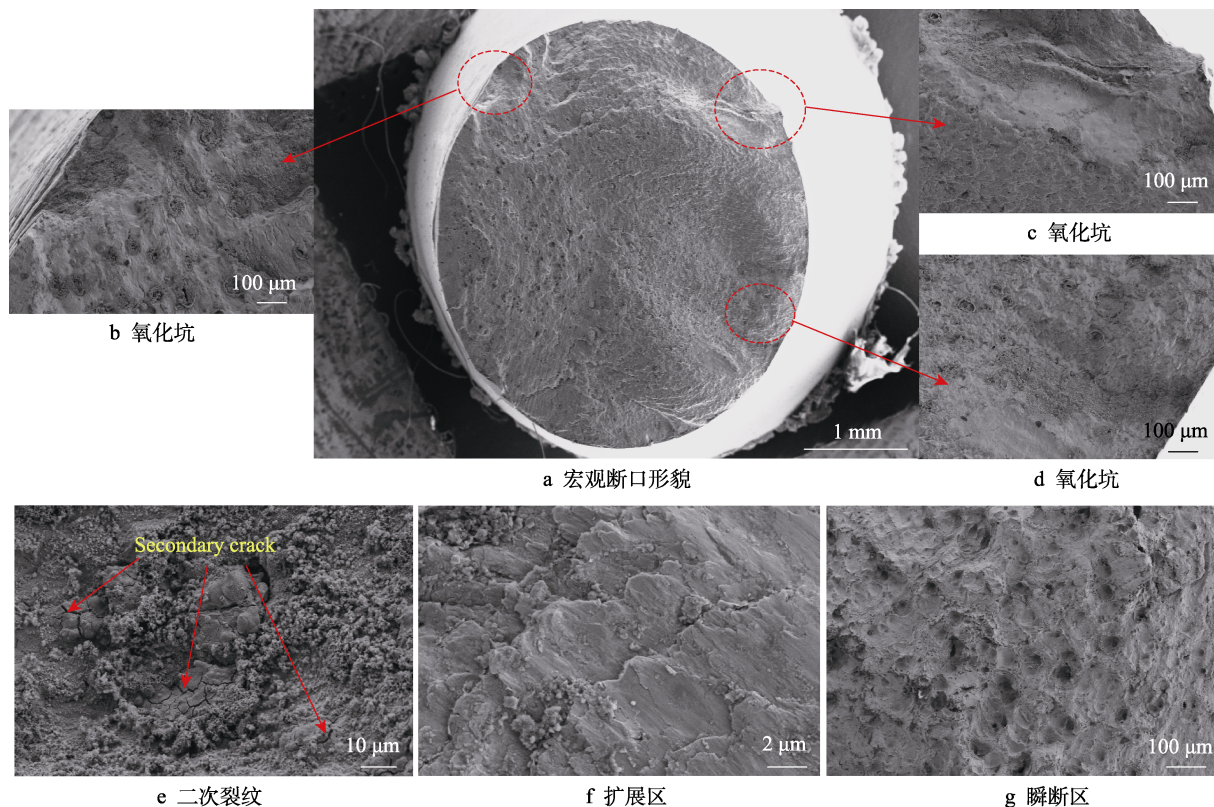


图 7 在去离子水环境、380 MPa 下的疲劳断口形貌

Fig.7 Fatigue fracture morphology at 380 MPa in deionized water: a) macro fracture morphology; b)-d) oxidation of pit; e) secondary crack; f) crack propagation zone; g) final fracture zone

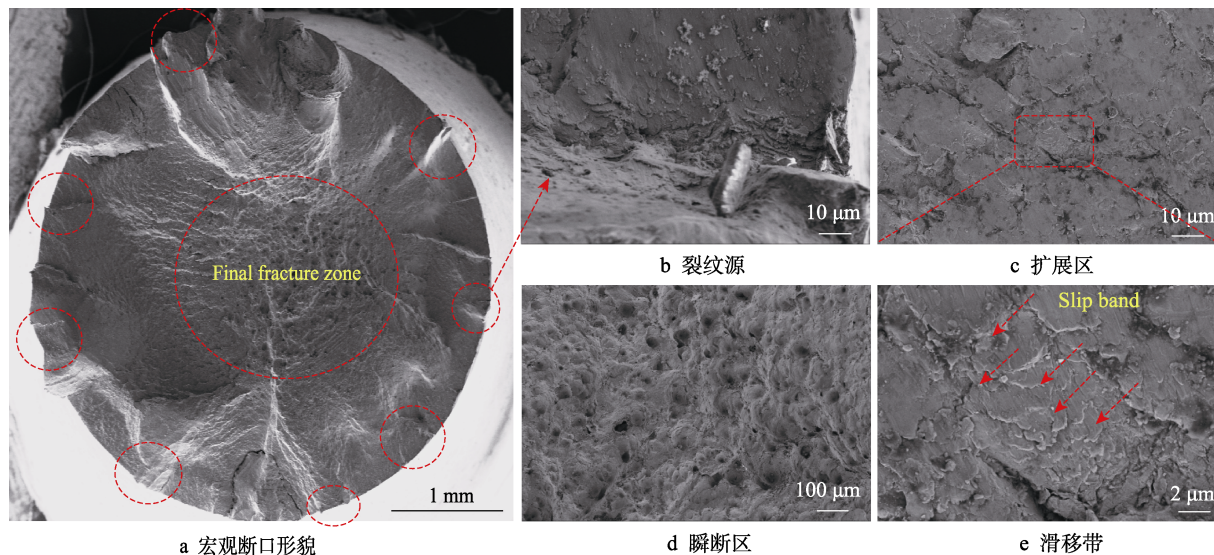


图 8 在 NaCl 水溶液、300 MPa 下的疲劳断口形貌

Fig.8 Fatigue fracture morphology under NaCl solution corrosion at 300 MPa: a) fracture morphology; b) crack source; c) crack propagation zone; d) final fracture zone; e) slip band

阳极发生的反应 $\text{Fe}-2\text{e}^{-}\rightarrow\text{Fe}^{2+}$ (1)

阴极发生耗氧反应 $1/2\text{O}_2+\text{H}_2\text{O}+2\text{e}^{-}\rightarrow 2\text{OH}^{-}$ (2)

$\text{Fe}^{2+}+1/4\text{O}_2+\text{H}^{+}\rightarrow\text{Fe}^{3+}+1/2\text{H}_2\text{O}$ (3)

锈层生成反应 $\text{Fe}^{2+}+\text{OH}^{-}+1/2\text{O}_2\rightarrow\text{FeOOH}$ (4)

含高 Cl^{-} 环境中 $\text{FeOOH}+\text{Fe}^{3+}+3\text{Cl}^{-}\rightarrow$
 $\beta\text{-FeOOH}+\text{FeCl}_3$ (5)

由表 3 可知,在添加去离子水时出现了氧元素。

这主要是由于空气中的氧气溶解到溶液中,然后通过对流扩散到电极表面,进而夺取电子,发生了反应。断裂面被氧化,形成由 Fe^{2+} 氧化成的 Fe^{3+} 及初始氧化物 FeOOH ,且多数存在于凹陷处。在 NaCl 水溶液腐蚀环境下得到的沉淀物的主要成分为由 Fe^{3+} 水解形成的 $\beta\text{-FeOOH}$ ^[20]。Tamura 等^[21]认为,氯离子主要通过影响钢表面局部 pH 变化,从而影响沉淀物的成分,

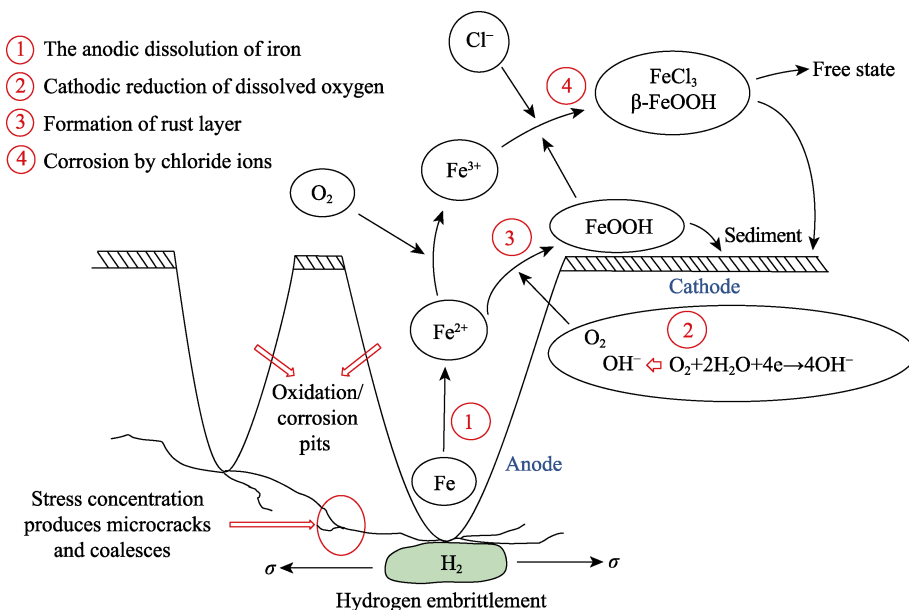


图 9 氧化及腐蚀坑电化学形成过程
Fig.9 Electrochemical formation of oxidation and corrosion pits

表 3 不同环境下失效断面表面元素含量
占比 (原子数分数)

Tab.3 Percentage of elements on the surface of
failure fracture under different environments

Failure fracture under different environments						%
Environments	Fe	C	Mn	O	Cl	Na
Laboratory	74.9	23.9	1.2			
Water	50.8	34.6	0.8	13.7		
NaCl	49.8	25.4	0.8	23.6	0.2	0.1

晶体结构中含有 Cl 的 β -FeOOH 仅在 pH<3 的酸性条件下合成^[22]。此外,在水溶液环境下,高强钢的扩展断裂失效还与氢致脆化开裂有关。其中,氢的参与是因氢被位错或晶界捕获^[23-24],基于材料的不均匀性,氢进入裂纹尖端地区,产生的力学影响体现在氢致塑性变形效应^[25]及氢脆效应上^[26-27],导致应力腐蚀开裂或腐蚀疲劳。

此次试验中腐蚀溶液 NaCl 的质量分数为 3.5%，含氯浓度较高，而在氯化物含量较高的环境中形成的锈层不致密，呈片状^[28,21]，这不会影响后续氧气继续参与反应。故在能谱中 NaCl 水溶液环境下氧元素的原子数分数急剧上升至 23.6%，其断裂表面的腐蚀程度更加严重，腐蚀产物不仅存在于凹陷坑处，在表面也大量存在，原因是氯离子具有强烈腐蚀性，形成了腐蚀坑。基体表面存在少量的 Cl 和 Na 元素，这可能是因试样断裂后表面游离态未被处理干净。此外，Fe 形成 FeOOH 及其同质异构体的 β -FeOOH，使得在添加去离子水和 NaCl 水溶液情况下能谱图中

Fe 元素的含量下降。这与 Evans 等^[29-30]假设在润湿过程中铁的阳极溶解, 溶解的阳极铁通过铁锈的还原来平衡一致。

在实验室环境(500 MPa)、添加去离子水及 NaCl 水溶液腐蚀环境下的氧化及腐蚀产物分布如图 10 所示,选取的位置为靠近疲劳源的疲劳裂纹扩展区。此时,裂纹已经开始扩展,产生了扩展纹理,且处于靠近疲劳源的位置,发生电化学腐蚀的时间较长,腐蚀产物增多。从表 3 可以看出,在实验室环境下疲劳断裂面的元素只存在基体元素 Fe、C、Mn,未产生新的元素,表明它未被明显影响;在添加去离子水及 NaCl 水溶液环境下发生了电化学氧化腐蚀,形成了肉眼可见的氧化腐蚀产物,使得 Gr65 钢的疲劳寿命明显降低。

裂纹尖端不断张开闭合而扩展，导致新的断裂面形成，去离子水的存在加速了新形成的断裂面的氧化速度，形成了大量氧化产物。另一方面，由于不断的张开闭合使得试样上下断裂面不断发生摩擦，导致形成的氧化物又被磨损，因此在去离子水环境下，裂纹扩展区凸起表面处的氧化产物较少。由于在凹陷处未发生摩擦，形成的氧化产物聚集，因此在扫描电镜下明显观察到凹陷处的氧化物。在 NaCl 水溶液腐蚀环境下，虽然也存在疲劳裂纹的张开闭合磨损过程，但在氯离子的强烈腐蚀作用下短时间内即在新的裂纹表面乃至整个扩展区表面形成了大量的点蚀坑，且随着时间的延长，腐蚀坑的大小和深度都会增加，因此在整个断面都能明显观察到腐蚀产物。

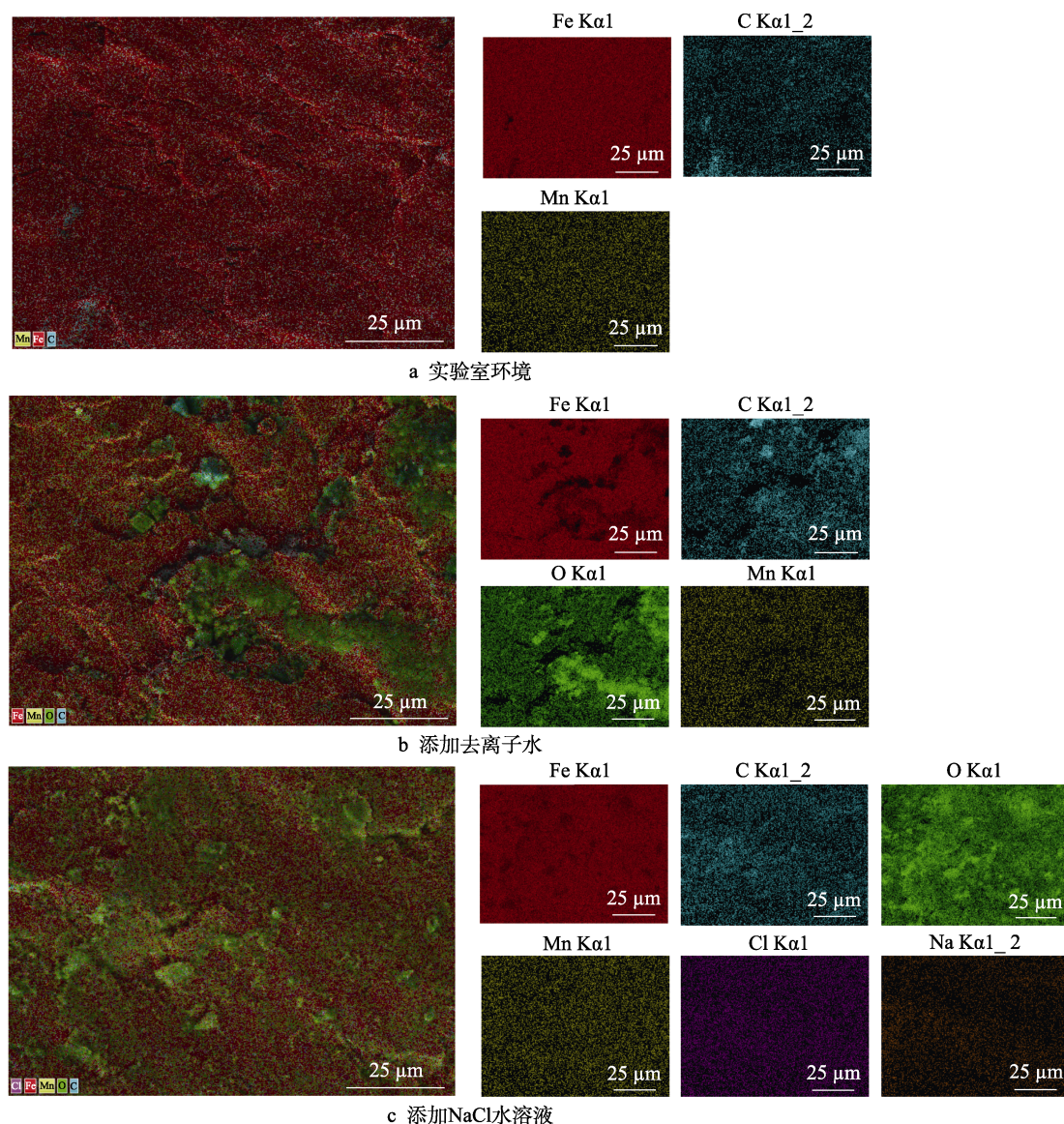


图 10 在 500 MPa 下不同介质作用产物元素分布
Fig.10 Distribution of product elements under different conditioning conditions at 500 MPa:
a) laboratory environment; b) deionized water; c) NaCl solution

3 结论

1) 旋弯疲劳过程使得 ASTM A572 Gr65 钢靠近试样断口处出现大量位错缠结堆积, 挤压成大角度晶粒, 使得晶粒细化且被拉长, 位错影响明显。

2) 与实验室环境下 ASTM A572 Gr65 钢旋弯疲劳极限值相比, 在添加去离子水和 NaCl 水溶液时, 疲劳极限值明显降低, 氯离子对钢疲劳寿命的影响较大。

3) 添加去离子水和 NaCl 水溶液后, 断口分区变得不明显, 其表面由单一裂纹源转为多裂纹源, 瞬断区转向试样中间。材料疲劳裂纹的形成及扩展断裂过程是载荷疲劳、电化学及氢脆共同作用的结果, 故而在添加介质后其疲劳强度降低。

参考文献:

- [1] ZHAO Tian-liang, LIU Zhi-yong, DU Cui-wei, et al. Corrosion Fatigue Crack Initiation and Initial Propagation Mechanism of E690 Steel in Simulated Seawater[J]. Materials Science and Engineering:A, 2017, 708: 181-192.
- [2] 魏仁超, 陈学东, 范志超, 等. FV520B 钢在湿 $\text{H}_2\text{S}+\text{Cl}^-$ 环境中的腐蚀疲劳性能[J]. 机械工程学报, 2018, 54(14): 43-49.
WEI Ren-chao, CHEN Xue-dong, FAN Zhi-chao, et al. Corrosion Fatigue Behavior of FV520B Steel in Aqueous $\text{H}_2\text{S}+\text{Cl}^-$ Environment[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(14): 43-49.
- [3] 牛康民, 陈美英, 居学宁. 30Cr Mn Si Ni 2A 钢在飞机环境下的腐蚀疲劳裂纹扩展研究[J]. 航空学报, 1990, 11(8): 400-404.

- NIU Kang-min, CHEN Mei-ying, JU Xue-ning. Corrosion Fatigue Crack Growth of 30CrMnSiNi2A Steel in Airplane Environments[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 1990, 11(8): 400-404.
- [4] 汪开忠, 胡芳忠, 陈世杰, 等. 高速列车车轴用 DZ2 钢的腐蚀疲劳性能[J]. *金属热处理*, 2019, 44(4): 81-85.
- WANG Kai-zhong, HU Fang-zhong, CHENG Shi-jie, et al. Corrosion Fatigue Property of DZ2 Steel for High Speed Train Axle[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2019, 44(4): 81-85.
- [5] 湛理飞, 罗云蓉, 付磊, 等. 盐雾腐蚀对 HRB400E 抗震钢筋低周疲劳和力学性能的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2021, 33(11): 1179-1188.
- CHEN Li-fei, LUO Yun-rong, FU Lei, et al. Effects of Salt Spray Corrosion on Low Cycle Fatigue Behavior and Mechanical Properties of HRB400E Steel Bar[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2021, 33(11): 1179-1188.
- [6] LIU Bo, MU Xin, YANG Ying, et al. Effect of Tin Addition on Corrosion Behavior of a Low-Alloy Steel in Simulated Costal-Industrial Atmosphere[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(7): 1228-1239.
- [7] LU Yun-fei, DONG Jun-hua, KE Wei. Effects of Cl Ions on the Corrosion Behaviour of Low Alloy Steel in Deaerated Bicarbonate Solutions[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32(4): 341-348.
- [8] DONAHUE J R, BURNS J T. Effect of Chloride Concentration on the Corrosion-Fatigue Crack Behavior of an Age-Hardenable Martensitic Stainless Steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2016, 91: 79-99.
- [9] ROBERT T Foley. Complex Formation in Metal Dissolution and Metal Treatment[J]. *Ind Eng Chem Prod Res Dev*, 1978, 17(1): 14-18.
- [10] WEI R P, LIAO Chi-min, GAO Ming. A Transmission Electron Microscopy Study of Constituent-Particle-Induced Corrosion in 7075-T6 and 2024-T3 Aluminum Alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 1998, 29(4): 1153-1160.
- [11] FENG Xing-guo, LU Xiang-yu, ZUO Yu, et al. The Effect of Deformation on Metastable Pitting of 304 Stainless Steel in Chloride Contaminated Concrete Pore Solution[J]. *Corrosion Science*, 2016, 103: 223-229.
- [12] LI Q X, WANG Z Y, HAN W, et al. Characterization of the Rust Formed on Weathering Steel Exposed to Qinghai Salt Lake Atmosphere[J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(2): 365-371.
- [13] ZHANG Xu, YANG Shan-wu, ZHANG Wen-hua, et al. Influence of Outer Rust Layers on Corrosion of Carbon Steel and Weathering Steel during Wet-Dry Cycles[J]. *Corrosion Science*, 2014, 82: 165-172.
- [14] LIU Dan, LIU Dao-xin, ZHANG Xiao-hua, et al. Surface Nanocrystallization of 17-4 Precipitation-Hardening Stainless Steel Subjected to Ultrasonic Surface Rolling Process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 726: 69-81.
- [15] LIU Ren-dong, LIANG Zhi-yuan, LIN Li, et al. Dislocation Source and Pile-up in a Twinning-induced Plasticity Steel at High-Cycle Fatigue[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 34(2): 169-173.
- [16] LUO Z C, HUANG M X. The Role of Interstitial Carbon Atoms on the Strain-Hardening Rate of Twinning-Induced Plasticity Steels[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 178: 264-268.
- [17] QIAN Gui-an, ZHOU Cheng-en, HONG You-shi. Experimental and Theoretical Investigation of Environmental Media on Very-High-Cycle Fatigue Behavior for a Structural Steel[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(4): 1321-1327.
- [18] TOKAJI K, KO H N, NAKAJIMA M, et al. Effects of Humidity on Crack Initiation Mechanism and Associated S-N Characteristics in Very High Strength Steels[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2003, 345(1/2): 197-206.
- [19] TURNBULL A. Modelling of Environment Assisted Cracking[J]. *Corrosion Science*, 1993, 34(6): 921-960.
- [20] KAMIMURA T, KASHIMA K, SUGAE K, et al. The Role of Chloride Ion on the Atmospheric Corrosion of Steel and Corrosion Resistance of Sn-Bearing Steel[J]. *Corrosion Science*, 2012, 62: 34-41.
- [21] TAMURA H. The Role of Rusts in Corrosion and Corrosion Protection of Iron and Steel[J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(7): 1872-1883.
- [22] SHIBATA N, KUNIMI H. Estimation of Corrosive Environment of Automotive Body by Analysis of Rust Composition[J]. *Transactions of the Iron & Steel Institute of Japan*, 1988, 28(7): 578-586.
- [23] MCMAHON C J. Hydrogen-Induced Intergranular Fracture of Steels[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2001, 68(6): 773-788.
- [24] TAHA A, SOFRONIS P. A Micromechanics Approach to the Study of Hydrogen Transport and Embrittlement[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2001, 68(6): 803-837.
- [25] SUH D, DAUSKARDT R H. Hydrogen Effects on the Mechanical and Fracture Behavior of a Zr-Ti-Ni-Cu-Be Bulk Metallic Glass[J]. *Scripta Materialia*, 2000, 42(3): 233-240.
- [26] ELIAZ N, SHACHAR A, TAL B, et al. Characteristics of Hydrogen Embrittlement, Stress Corrosion Cracking and Tempered Martensite Embrittlement in High-Strength Steels[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2002, 9(2): 167-184.
- [27] JARMILA W, ROLF K. Damage due to Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2000, 7(6): 427-450.
- [28] SHUICHI H, TAKAYUKI K, HIDEAKI M, et al. Taxonomy for Protective Ability of Rust Layer Using its Composition Formed on Weathering Steel Bridge[J]. *Corrosion Science*, 2007, 49(3): 1131-1142.
- [29] EVANS U R. Mechanism of Rusting[J]. *Corrosion Science*, 1969, 9(11): 813-821.
- [30] EVANS U R, TAYLOR C. Mechanism of Atmospheric Rusting[J]. *Corrosion Science*, 1972, 12(3): 227-246.