

环境介质对 40Cr 结构钢高周和超高周疲劳行为的影响 *

钱桂安 洪友士

(中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100190)

摘要 选用 40Cr 结构钢, 分别在空气、水和 3.5%NaCl 水溶液中进行旋转弯曲疲劳实验, 研究环境介质对该结构钢高周和超高周疲劳特性的影响。结果表明, 40Cr 钢在水环境中的疲劳强度比在空气中明显降低; 在 3.5%NaCl 水溶液环境中的疲劳强度比在水中低。断面观察显示, 在水和 3.5%NaCl 水溶液中, 疲劳裂纹多源萌生; 在稳态扩展阶段, 裂纹沿晶界扩展并存在广泛分布的沿晶二次裂纹。

关键词 40Cr 结构钢, 超高周疲劳, 环境介质, 疲劳强度, 疲劳裂纹萌生

中图法分类号 TG111.8

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2009)11-1356-08

EFFECTS OF ENVIRONMENTAL MEDIA ON HIGH CYCLE AND VERY-HIGH-CYCLE FATIGUE BEHAVIORS OF STRUCTURAL STEEL 40Cr

QIAN Gui'an, HONG Youshi

State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190

Correspondent: HONG Youshi, professor, Tel: (010)82543966, E-mail: hongys@imech.ac.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.10772178, 10721202 and 10532070) and

Knowledge Innovation Program of the Chinese Academy of Sciences (No.KJJCX2-YW-L07)

Manuscript received 2009-05-07, in revised form 2009-07-25

ABSTRACT Very-high-cycle fatigue of metallic materials is commonly regarded as fatigue failure occurs at stress levels below conventional fatigue limit and the relevant fatigue lives are above 10^7 cyc. Rotary bending fatigue tests for a structural steel 40Cr were performed in laboratory air, fresh water and 3.5%NaCl aqueous solution, respectively, to investigate the influence of environmental media on fatigue behaviors of the steel in high cycle and very-high-cycle fatigue regimes. The results show that the fatigue strength of the steel in water is remarkably degraded compared with that in air, and the fatigue strength in 3.5%NaCl solution is even lower than that in water. The fracture surface observations show that for the specimens tested in water and 3.5%NaCl solution, multiple crack originations exist and cracks propagate along grain boundary with widespread secondary cracks in their steady propagation period.

KEY WORDS structural steel 40Cr, very-high-cycle fatigue, environmental media, fatigue strength, fatigue crack initiation

超高周疲劳 (very-high-cycle fatigue, VHCF) 是指材料在传统疲劳极限的载荷以下, 材料经受 10^7 cyc 甚至可以达到 10^{11} cyc 而发生疲劳损伤断裂的过程 [1]。Kikukawa 等 [2] 在研究加载频率对低碳钢疲劳强度的影

响时, 获得了超过 10^8 cyc 的疲劳实验结果, 但并未对超过传统断裂周次的现象给予关注。Naito 等 [3,4] 报道了渗碳钢的疲劳断裂可以发生在 10^7 cyc 甚至 10^8 cyc 以上, 且表现出特有的疲劳特征, 从此开辟了研究合金材料超高周疲劳的新领域, 并越来越受到研究者的重视 [5-12]。合金材料的超高周疲劳包含特有的过程与现象, 而且具有重要的工程背景和需求: 在越来越多的工程应用中, 包括飞行器、汽车、铁路、桥梁、船舶等, 其结构和部件需要达到 10^7 cyc 乃至 10^8 cyc 以上的疲劳寿命, 有时甚至要求达到 10^{10} — 10^{11} cyc。实际上, 若载荷频率为 1 Hz, 服役 3 a

* 国家自然科学基金项目 10772178, 10721202 和 10532070 以及中国科学院知识创新工程重要方向项目 KJJCX2-YW-L07 资助

收到初稿日期: 2009-05-07, 收到修改稿日期: 2009-07-25

作者简介: 钱桂安, 男, 1980 年生, 博士生

多就达到 10^8 cyc; 若载荷频率为 10 Hz, 服役 1 a 就达到 3.15×10^8 cyc. 因此, 传统疲劳极限的概念和方法已经不能适应工程应用的要求.

环境介质^[13,14], 载荷频率^[5,15], 表面光洁度^[16,17]和材料微结构^[9,10,18]等因素都不同程度地影响高强度低合金钢的高周和超高周疲劳特性. 研究^[7,19-21]表明, 试样疲劳断面上的“鱼眼”形貌是超高周疲劳裂纹内部萌生的典型特征; “鱼眼”中往往包含作为裂纹源的非金属夹杂物. 高强度低合金钢超高周疲劳的另一重要特征是 S-N 曲线为“阶梯”状^[13,19,20], 即与传统疲劳极限平台连接的超高周阶段的 S-N 曲线为第二段直线, 后者往往与疲劳裂纹内部萌生相关.

关于高强度低合金钢超高周疲劳行为的研究结果基本上都是在空气环境中得到的, 只有为数不多的报道^[13,14]涉及环境介质的影响, 研究了蒸馏水对高强钢超高周疲劳特性的影响、不同表面湿度下疲劳裂纹萌生的特征和疲劳强度的变化. 对于水和 3.5%NaCl 水溶液下高强钢的超高周疲劳性能和裂纹萌生、扩展特征还有待进一步研究. 本文选择空气、水和 3.5%NaCl 水溶液为实验环境, 对比了不同环境下 40Cr 结构钢高周和超高周疲劳的行为, 分析了不同实验环境下疲劳裂纹萌生和扩展的机理.

1 实验方法

实验材料 40Cr 钢的主要化学成分 (质量分数, %) 为 C 0.4, Cr 1, Fe 余量. 退火态的试样经 1118 K 加热, 油淬后再经 473 K 回火 2 h, 处理后的显微组织为回火马氏体. 测量沿晶断口照片的 200 个晶粒, 其原始奥氏体晶粒平均直径为 $11.2 \mu\text{m}$. 拉伸实验得到的 40Cr 钢的屈服强度为 1501 MPa, 抗拉强度为 1768 MPa.

疲劳加载实验在旋转弯曲试验机上进行. 试样的一端与试验机的转轴连接, 另一端通过悬挂的砝码加载, 相应的应力为

$$\sigma = \frac{32\alpha LP}{\pi D^3} \quad (1)$$

式中, σ 为最大应力, P 为施加的载荷, α 为应力集中系数, D 为试样实验段 (最小截面) 的直径, L 为加载端到试样最小截面处的距离. 旋转弯曲试验机的转轴转速为 3150 r/min, 旋转弯曲加载的应力比为 -1. 采用空气、水和 3.5%NaCl 水溶液为介质. 在进行水和 3.5%NaCl 水溶液的实验时, 在试验机上附加一个输液装置, 控制流量为 0.6—0.8 mL/min, 水的 pH 值为 7.70, 3.5%NaCl 水溶液的 pH 值为 7.47. 旋转弯曲疲劳试样的形状和尺寸如图 1 所示. 试样实验段的最小直径为 3 mm, 圆弧半径为 7 mm, 相应的应力集中系数 α 为 1.06. 试样实验段经研磨和抛光, 使表面足够光滑, 以消除机加工的痕迹.

采用扫描电镜 (SEM) 观察试样的疲劳断口. 设计了

研究疲劳裂纹的扩展过程的实验, 试样仍为腰鼓形但最小截面处具有 V 型缺口, 如图 2 所示.

为观察疲劳裂纹起源及扩展, 将一个试样被循环加载直至断裂, 其余试样分别控制在不同的载荷周次停机卸载, 清洗后在液氮中浸泡约 20 min, 然后将其迅速打断, 使疲劳过程形成的裂纹特征被低温脆断的断面区分开来, 从而观察疲劳裂纹随疲劳周次的扩展进程.

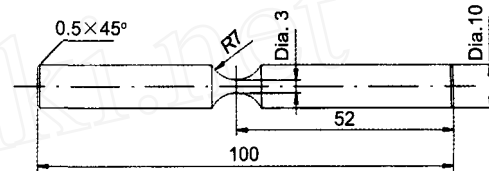


图 1 旋转弯曲疲劳试样示意图

Fig.1 Schematic drawing of the specimen for rotary bending test (unit: mm)

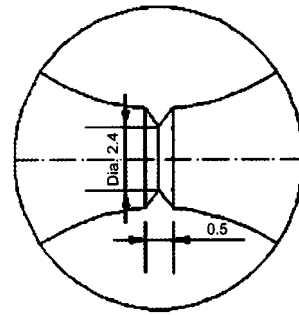


图 2 在图 1 所示试样的最小截面处开 V 型缺口

Fig.2 V-notch with 0.3 mm in depth cut at reduced section of the specimen shown in Fig.1, used in observation of crack propagation (unit: mm)

2 实验结果

2.1 S-N 曲线

图 3 显示了 3 种环境下疲劳实验的 S-N 曲线. 疲劳断裂周次 N_f 的范围为 6×10^4 — 4×10^8 cyc, 跨越了高周疲劳阶段并进入到超高周疲劳阶段. 对于空气环境, S-N 曲线呈现具有两段直线的阶梯状. 对于平台右侧的直线段, 即超高周疲劳阶段, 疲劳断裂发生所对应的载荷在传统的疲劳极限以下. 对于水环境, S-N 曲线仍然呈现阶梯状, 但平台区的疲劳强度 (260 MPa) 显著降低, 仅为空气环境下 (720 MPa) 的 36%. 在高周疲劳阶段, 对应 10^5 cyc 的疲劳强度为 600 MPa, 为空气中的 70%; 对应 5×10^5 cyc 的疲劳强度为 350 MPa, 为空气中的 50%. 在超高周疲劳阶段, 水中和空气中实验的疲劳强度的差别进一步加大, 水环境显著弱化高强度低合金钢的疲劳强度. 3.5%NaCl 水溶液环境下, S-N 曲线呈现连续下降的形态. 疲劳强度比水中的还低.

对应于 10^7 cyc, 水中的疲劳强度 σ_{\max}^w 为空气中的疲劳强度 σ_{\max}^a 的 34%; 3.5%NaCl 水溶液中的疲劳强度

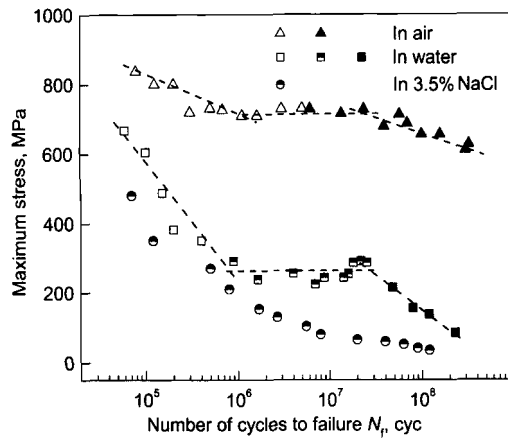


图3 40Cr 钢在3种不同实验环境条件下的S-N曲线
Fig.3 S-N curves for the steel 40Cr specimens fatigued at three environments (hollow symbols represent crack origination at surface, solid symbols represent crack origination at subsurface and semi-solid symbols represent mixed crack origination)

σ_{\max}^s 为 σ_{\max}^a 的 10%。对应于 10^8 cyc, σ_{\max}^w 仅为 σ_{\max}^a 的 21%, σ_{\max}^s 与 σ_{\max}^a 之比更是低为 5.8%。

2.2 疲劳裂纹萌生

采用 SEM 观察试样断面疲劳裂纹萌生的位置和形貌, 裂纹源位置属性已标于图 3。对于空气环境, 疲劳断裂周次小于 10^7 cyc 且应力水平高于 700 MPa 时, 疲劳裂纹起源于表面; 而当疲劳断裂周次在 10^7 cyc 以上且应力水平低于 700 MPa 时, 疲劳裂纹起源于内部(亚表面)。SEM 观察结果显示, 不论疲劳裂纹是从表面还是内部萌生, 都是单裂纹源。

图 4 是空气环境中的疲劳断面的 SEM 像。图 4a 显示高周疲劳阶段的疲劳裂纹均起源于表面, 裂纹源区域无夹杂物 ($\sigma_{\max}^a=720$ MPa, $N_f=1.1\times 10^6$ cyc)。图 4b 显示疲劳裂纹萌生于试样内部, 该试样经受了 1.59×10^8 cyc 的超高周载荷循环 ($\sigma_{\max}^a=656$ MPa)。可以看到, 裂纹萌生区域呈现“鱼眼”形貌, “鱼眼”中有作为裂纹源的夹杂物。能谱分析表明其化学组成主要是 Al, Ca 和 O。断面观察表明, 作为“鱼眼”中裂纹源的夹杂物都具有较大的尺寸, 对 10 个观察结果的平均值为 $12\ \mu\text{m}$ 。对于水介质环境, 当疲劳断裂周次小于 5×10^5 cyc, 疲劳裂纹起源于表面; 当疲劳断裂周次在 5×10^5 — 2×10^7 cyc 之间, 即高周疲劳阶段, 疲劳裂纹为表面和内部萌生共存; 当疲劳断裂周次在 3×10^7 — 3×10^8 cyc 之间, 即超高周疲劳阶段, 疲劳裂纹从内部萌生。对于疲劳实验环境为 3.5%NaCl 水溶液的整个过程, 疲劳裂纹既可在表面亦可在内部萌生。

对于实验环境为水 ($\sigma_{\max}^w=286$ MPa, $N_f=2.52\times 10^7$ cyc) 和 3.5%NaCl 水溶液 ($\sigma_{\max}^s=41.3$ MPa, $N_f=9.0\times 10^7$ cyc) 时, 疲劳裂纹萌生为多裂纹源, 分别如图 5a 和 b 所示。

对水和 3.5%NaCl 水溶液疲劳实验所有断面的 SEM

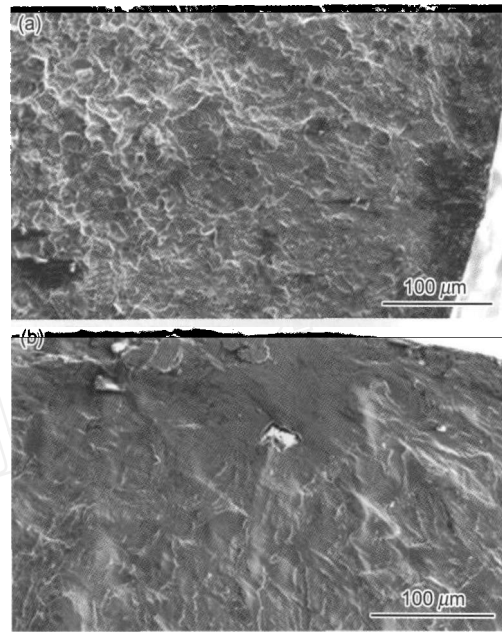


图4 空气介质中试样的疲劳断面形貌
Fig.4 Fractographs of the specimen fatigued in laboratory air

- (a) crack originated at specimen surface, fatigue strength $\sigma_{\max}^a=720$ MPa and life $N_f=1.1\times 10^6$ cyc, no inclusion observed
(b) crack originated at specimen subsurface with “fish-eye” pattern, $\sigma_{\max}^a=656$ MPa and $N_f=1.59\times 10^8$ cyc, inclusion existed in “fish-eye”

像呈现的裂纹源个数进行测量, 结果如图 6 所示。图 6 显示了裂纹源个数与断裂周次的关系: 裂纹源个数均在 10^7 cyc 附近出现峰值。

图 7 是水中实验的疲劳断面裂纹萌生区域的 SEM 像 ($\sigma_{\max}^w=286$ MPa, $N_f=2.52\times 10^7$ cyc)。可见, 超高周疲劳阶段的裂纹萌生是表面裂纹起源和亚表面的孔洞相耦合的结果。即在疲劳裂纹萌生阶段, 可以同时试样表面和亚表面的不均匀局域(如夹杂物)发生裂纹损伤。而后, 表面开裂可以与亚表面萌发的孔洞汇合, 导致初始的裂纹扩展。微孔洞在亚表面不均匀处的形成可能与力学载荷和水介质环境的共同作用有关。微孔洞参与裂纹萌生的现象在水介质和 3.5%NaCl 水溶液实验的试样断面上被普遍观察到。

图 8 显示了在 3.5%NaCl 水溶液中, 疲劳裂纹萌生及初始扩展是表面裂纹和由夹杂物萌生的亚表面裂纹汇合所致 ($\sigma_{\max}^s=130$ MPa, $N_f=2.68\times 10^6$ cyc)。实际上, 这是腐蚀疲劳的初始开裂阶段, 即表面裂纹和亚表面裂纹损伤耦合导致了多裂纹源的疲劳裂纹萌生, 这一过程是力学载荷循环和腐蚀环境共同作用的结果。

2.3 疲劳裂纹扩展

空气中疲劳断面可以分为 A, B 和 C 这 3 个区域, 如图 9a 所示 ($\sigma_{\max}^a=610$ MPa, $N_f=3.27\times 10^8$ cyc)。A 区是疲劳裂纹的萌生和初始扩展区, 该区域的裂纹扩展速

率非常小，形成了相对平整的穿晶断面，具有类似解理的形貌并可观察到疲劳条纹 (图 9b)，A 区裂纹扩展寿命占据了整个疲劳寿命的绝大部分。B 区为疲劳裂纹的稳态扩

展和快速扩展区，显示出准解理形貌 (图 9c)。C 区是瞬断区，其断面为韧窝形貌 (图 9d)。

对于水介质的情形，疲劳裂纹稳态扩展区主要为沿晶

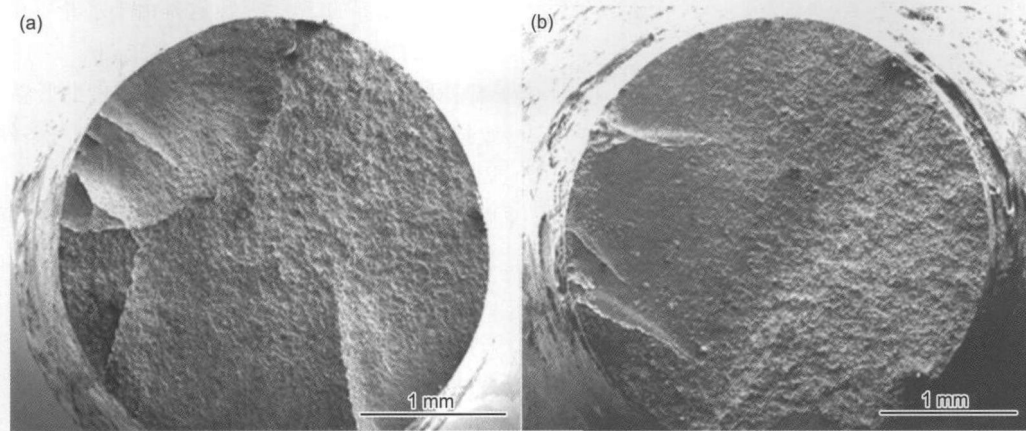


图 5 水和 3.5%NaCl 水溶液中疲劳实验的断面形貌

Fig.5 Fracture surfaces of specimens fatigued in aqueous solutions, showing multiple crack origins

(a) fatigued in water, fatigue strength $\sigma_{\max}^w=286$ MPa and $N_f=2.52 \times 10^7$ cyc

(b) fatigued in 3.5%NaCl aqueous solution, fatigue strength $\sigma_{\max}^s=41.3$ MPa and $N_f=9.0 \times 10^7$ cyc

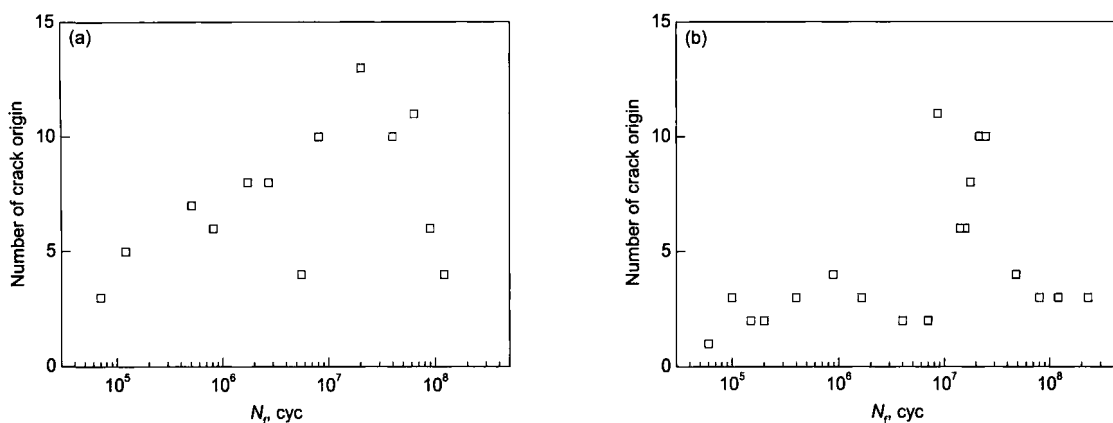


图 6 疲劳断面裂纹源个数的测量结果

Fig.6 Number of crack origin observed on fracture surface of the specimen fractured at different fatigue cycles, showing multiple crack originations in aqueous environment

(a) fatigue testing in fresh water

(b) fatigue testing in 3.5%NaCl solution

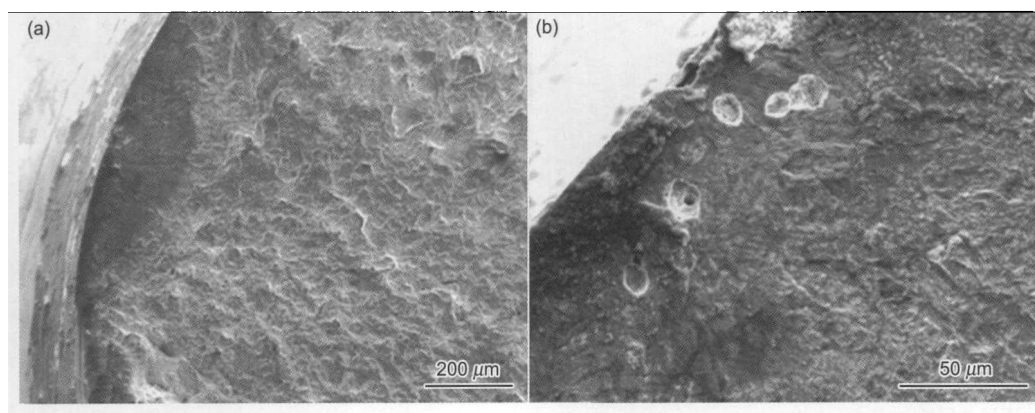


图 7 试样在水中疲劳时裂纹萌生区域形貌

Fig.7 Fractographs of the specimen fatigued in water at $\sigma_{\max}^w=286$ MPa and $N_f=2.52 \times 10^7$ cyc

(a) low magnification image, crack originated at left edge

(b) enlarged image of crack initiation zone, micro-void associated crack initiation

形貌,如图10a所示 ($\sigma_{\max}^w = 156 \text{ MPa}$, $N_f = 8.0 \times 10^7 \text{ cyc}$),沿晶裂纹断面的比例约为75%.实验环境为

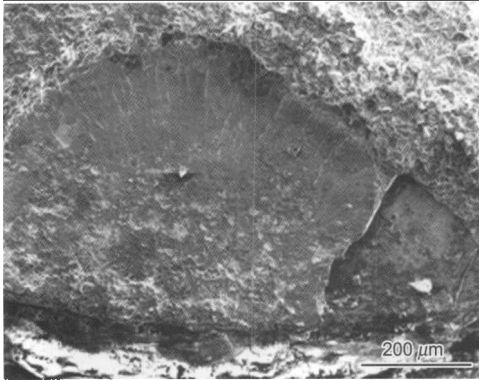


图8 试样在3.5%NaCl水溶液中疲劳时的断面形貌
Fig.8 Fractograph of the specimen fatigued in 3.5%NaCl solution at $\sigma_{\max}^s=130 \text{ MPa}$ and $N_f=2.68 \times 10^6 \text{ cyc}$, showing the crack initiation and early growth

3.5%NaCl水溶液时 ($\sigma_{\max}^s = 153 \text{ MPa}$, $N_f = 1.7 \times 10^6 \text{ cyc}$),裂纹稳态扩展区沿晶断面的比例约为90%,表明裂纹沿晶扩展为主导机制,如图10b所示.从图10还可观察到沿晶界的二次裂纹.这是由于水介质和3.5%NaCl水溶液的作用导致的晶界脆性.

采用V型缺口试样(图2)并借助低温脆断区分裂纹技术,研究了疲劳裂纹的扩展过程.空气条件下,当加载周次为 $1 \times 10^6 \text{ cyc}$ 时,观察到夹杂物与基体分离;当加载周次达到 $1 \times 10^7 \text{ cyc}$ 及以上,这一现象变得更为明显.图11是经受 $5 \times 10^7 \text{ cyc}$ 载荷周次后卸载的试样的断面图像 ($\sigma_{\max}^a=249 \text{ MPa}$).可见,试样表面以下约 $13 \mu\text{m}$ 处有一大颗粒的夹杂物与周边的基体分离.然而,未观察到卸载试样断面存在“鱼眼”形貌.

图12显示了实验介质是3.5%NaCl水溶液时,试样在 22.3 MPa 及 8×10^7 , 6×10^6 和 $5 \times 10^7 \text{ cyc}$ 疲劳后在

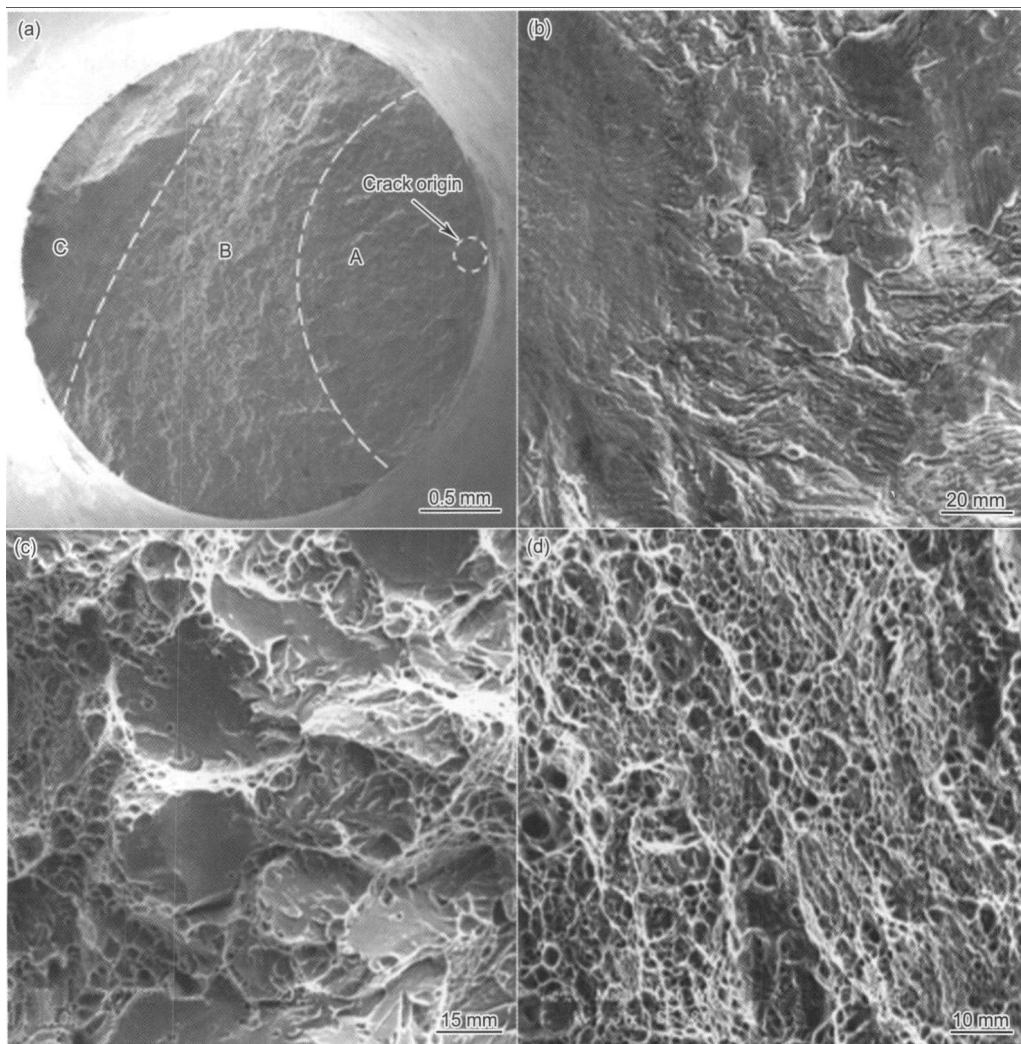


图9 试样在空气中的疲劳断裂断面形貌

Fig.9 SEM observations on fracture surface of the specimen fatigued in laboratory air at $\sigma_{\max}^a=610 \text{ MPa}$ and $N_f=3.27 \times 10^8 \text{ cyc}$

- (a) whole fracture appearance, consisted of crack origin and three regions of A, B, and C
- (b) enlargement of region A, crack early growth region with cleavage-like morphology and fatigue striations
- (c) enlargement of region B, crack steady and relatively fast growth region with quasi-cleavage morphology
- (d) enlargement of region C, final fracture portion with dimple morphology

液氮中打断的断口形貌。从图 12a 中可以看到，在试样表面和亚表面存在多个裂纹源，这些裂纹萌生区几乎覆盖了试样缺口根部的整个圆周。经图像分析测量，腐蚀疲劳形成的裂纹面占整个断面的 65.2%。疲劳裂纹从缺口根部圆周边缘的表面和亚表面萌生并初始扩展。对于经受

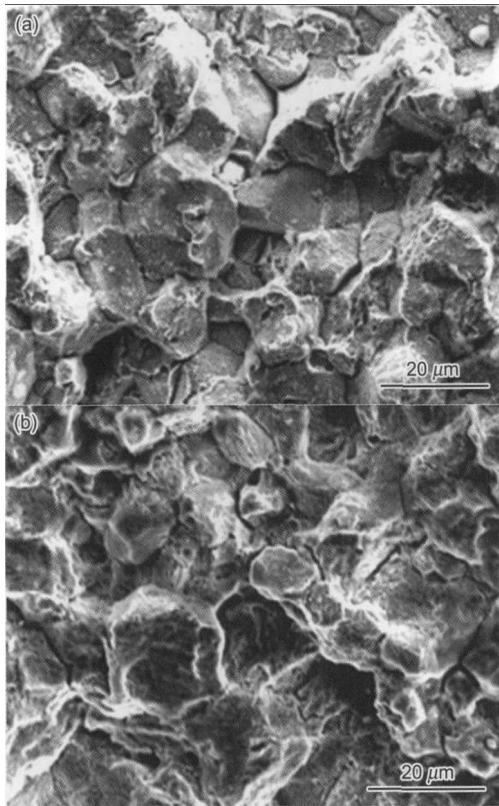


图 10 疲劳裂纹稳态扩展区的沿晶断裂断面形貌

Fig.10 Intergranular fracture morphologies in the crack steady growth zone

(a) specimen fatigued in water at $\sigma_{\max}^w=156$ MPa and $N_f=8\times 10^7$ cyc

(b) specimen fatigued in 3.5%NaCl solution at $\sigma_{\max}^s=153$ MPa and $N_f=1.7\times 10^6$ cyc

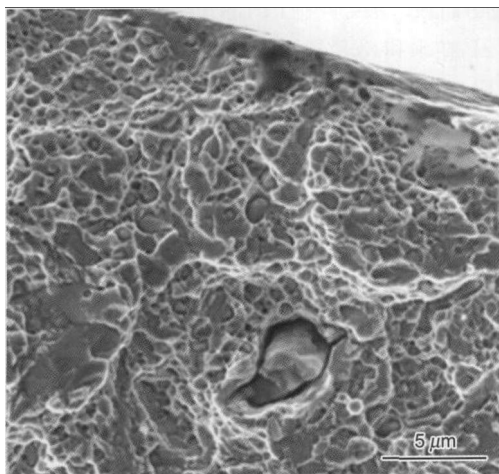


图 11 空气中的 V 型缺口试样的断面局域图像

Fig.11 Fractograph of V-notch specimen fatigued for 5×10^7 cyc in air at $\sigma_{\max}^a=249$ MPa and then fractured in liquid nitrogen, inclusion debonded from matrix

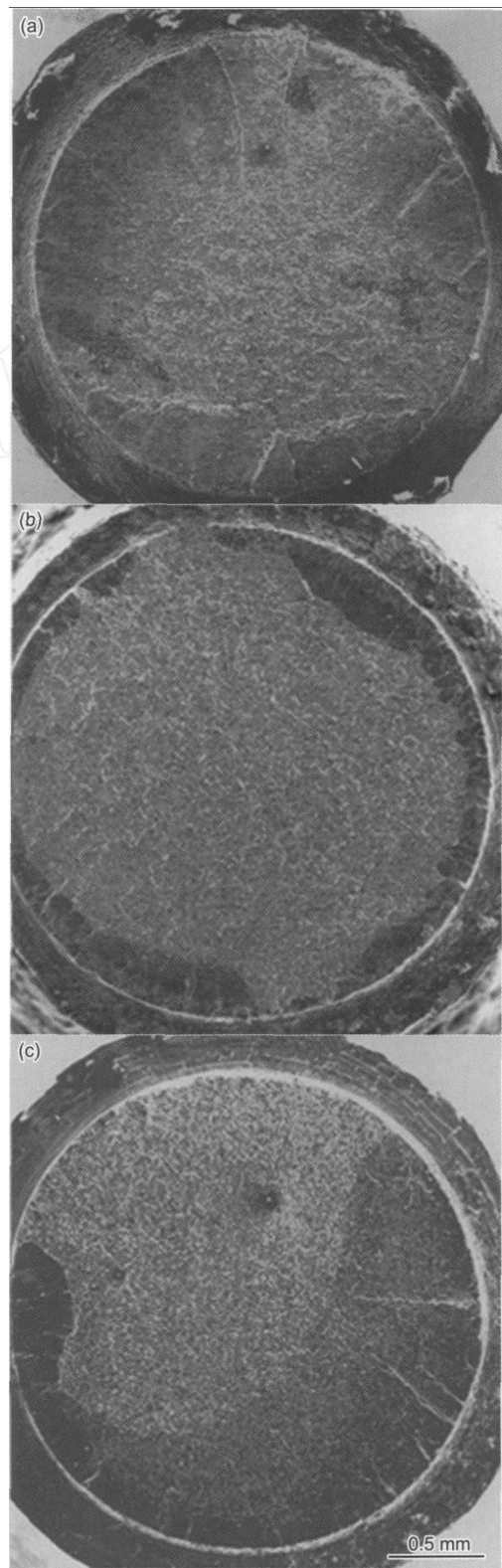


图 12 实验环境为 3.5%NaCl 水溶液时 V 型缺口试样的断面形貌

Fig.12 SEM photographs of whole fracture surface for V-notch specimens fatigued in 3.5%NaCl solution at $\sigma_{\max}^s=22.3$ MPa and $N_f=8\times 10^7$ cyc (a), $N_f=6\times 10^6$ cyc (b) and $N_f=5\times 10^7$ cyc (c), showing multiple crack origins and a large portion of cross section resulted from fatigue cracking, the dark areas in the fracture surfaces of Figs.12b and c corresponding to the zones fractured in liquid nitrogen

10^5 cyc 载荷周次后卸载的试样, 其疲劳裂纹面占整个截面的比值 (疲劳裂纹面积与试样截面积之比) 很小, 这一比值随载荷循环周次增加而不断增加, 达到一定值时, 发生疲劳断裂. 图 12b 和 c 是试样在 6×10^6 和 5×10^7 cyc 下卸载并在液氮中打断的断面形像, 前者的疲劳裂纹面比值为 24.3%, 后者为 48%.

采用图像分析方法对 3.5%NaCl 水溶液中不同周次试样的疲劳裂纹面进行了测量, 结果如图 13 所示. 可见, 疲劳裂纹面比值随载荷周次不断增加.

3 讨论

在水和 3.5%NaCl 水溶液环境里, 高强度低合金钢的断裂机制是氢致开裂^[22-25], 可能的机理是 $H(H^+)$ 被位错或晶界捕获^[22,23]. H 的作用总是与材料局部的三轴应力或应力集中的作用相叠加, 从而导致材料发生应力腐蚀开裂或腐蚀疲劳^[24,25]. 对于本文涉及的低合金结构钢在水和 3.5%NaCl 水溶液实验环境中的疲劳行为, 研究观察到多裂纹源导致的疲劳裂纹萌生; 表面开裂与亚表面非金属夹杂物萌生的微孔洞耦合导致的疲劳裂纹萌生与初始扩展; 在疲劳裂纹稳态扩展阶段, 裂纹沿晶界扩展并存在广泛分布的沿晶二次裂纹. 这些都是氢致开裂机制的腐蚀疲劳过程的典型特征.

在氢致损伤与断裂的过程中, H 原子扩散及富集的距离与时间 t 的关系^[26] 为

$$X_d = 4\sqrt{D_H t} \quad (2)$$

式中, X_d 为 H 原子扩散的最大距离, D_H 为 H 的扩散系数, 对于本文的低合金结构钢, 其值为 $10^{-5} \text{ mm}^2/\text{s}$ ^[27].

因此, 利用 X_d 随时间 t 的变化趋势, 注意到 $t=N/f$, 其中, N 是载荷周次, f 是载荷频率 (52.5 Hz), 可以得到 H 的扩散距离与载荷周次的关系, 如图 14 所示. 需要指出, 在氢致腐蚀疲劳断裂的过程中, 不仅需要考虑 H 的扩

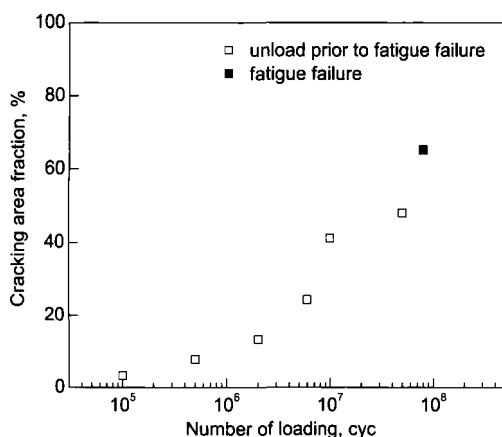


图 13 3.5%NaCl 水溶液中 V 型缺口试样的疲劳裂纹面比值随载荷周次增加的规律

Fig.13 Cracking area fraction as a function of number of loading cycles for the V-notch specimen fatigued in 3.5%NaCl solution

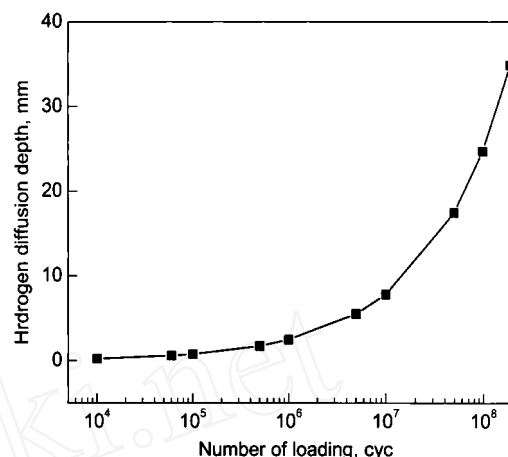


图 14 氢的扩散距离随载荷周次变化的估算结果

Fig.14 Estimation of the change of hydrogen diffusion depth with number of loading cycle

散距离, 而且需要考虑 H 的富集程度. 尽管如此, 仍可认为, 在介质环境中受载较长时间的试样, H 将扩散至试样内较大的深度, 因而腐蚀介质与力学载荷相叠加的作用则更为强烈. 这定性解释了图 13 所示的疲劳裂纹面比值随载荷周次增加的趋势. 还定性解释了图 3 所示的在水介质和 3.5%NaCl 水溶液中, 实验材料的疲劳强度明显低于空气中的结果, 特别是随载荷周次即时间的增加, 疲劳强度的弱化更为显著. 在 3.5%NaCl 水溶液中, 由于 Na^+ 和 Cl^- 的大量存在, 提高了溶液闭塞电池的电极电位, 促进了电池阴极反应, 并提高了溶液析氢速率, 导致 H 在材料内部富集的速度增加. 从而在 3.5%NaCl 水溶液中, 试样以相对水溶液中发生疲劳破坏更快的速度发生疲劳破坏. 导致 3.5%NaCl 水溶液中试样的疲劳寿命显著降低.

4 结论

(1) 在空气中, 当疲劳寿命从高周延展到超高周阶段, S-N 曲线呈现阶梯状; 疲劳裂纹萌生为单个裂纹源; 在超高周疲劳阶段, 裂纹萌生于内部并具有“鱼眼”形貌.

(2) 在水和 3.5%NaCl 水溶液中, 疲劳强度明显弱化; 对应 10^7 cyc, 水中实验的疲劳强度为空气中的 34%, 3.5%NaCl 水溶液中的疲劳强度为空气中的 10%; 对应 10^8 cyc, 水中实验的疲劳强度仅为空气中的 21%, 3.5%NaCl 水溶液中的疲劳强度仅为空气中的 5.8%.

(3) 在水和 3.5%NaCl 水溶液中, 疲劳裂纹萌生具有多裂纹源; 表面开裂与亚表面微孔洞汇合导致裂纹萌生和初始扩展; 在稳态扩展阶段, 裂纹沿晶界扩展并有广泛分布的沿晶二次裂纹. 这些特征表明本研究涉及的腐蚀疲劳的机理是氢致开裂.

(4) 在 3.5%NaCl 水溶液中, 疲劳裂纹面比值随载荷周次增加而不断增加, 这是力学载荷与腐蚀介质共同作用的结果.

感谢日本立命馆大学 Sakai T 教授为本研究提供了旋转弯曲试验机.

参考文献

- [1] Stanzl S E, Tschegg E K, Mayer H. *Int J Fatigue*, 1986; 8: 195
- [2] Kikukawa M, Ohji K, Ogura K. *Trans ASME*, 1965; 87D: 857
- [3] Naito T, Ueda H, Kikuchi M. *J Soc Materi Sci Jpn*, 1983; 32: 1162
- [4] Naito T, Ueda H, Kikuchi M. *Metall Mater Trans*, 1984; 15A: 1431
- [5] Takeuchi E, Furuya Y, Nagashima N, Matsuoka S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2008; 31: 599
- [6] Ranc N, Wagner D, Paris P C. *Acta Mater*, 2008; 56: 4012
- [7] Marines-Garcia I, Paris P C, Tada H, Bathias C, Lados D. *Eng Fract Mech*, 2008; 75: 1657
- [8] Liu Y B, Yang Z G, Li Y D, Shen S M, Li S X, Hui W J, Weng Y Q. *Mater Sci Eng*, 2008; A497: 408
- [9] Gonzalo M, Dominguez A. *Mech Mater*, 2008; 40: 636
- [10] Makino T. *Int J Fatigue*, 2008; 30: 1409
- [11] Akiniwa Y, Stanzl-Tschegg S, Mayer H, Wakita M, Tanaka K. *Int J Fatigue*, 2008; 30: 2057
- [12] Sohar C R, Betzwar-Kotas A, Gierl C, Weiss B, Danninger H. *Int J Fatigue*, 2008; 30: 1137
- [13] Nakajima M, Tokaji K, Itoga H, Ko H N. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2003; 26: 1113
- [14] Tokaji K, Ko H N, Nakajima M, Itoga H. *Mater Sci Eng*, 2003; A345: 197
- [15] Furuya Y, Matsuoka S, Abe T, Yamaguchi K. *Scr Mater*, 2002; 46: 157
- [16] Shiozawa K, Lu L. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 813
- [17] Itoga H, Tokaji K, Nakajima M, Ko H N. *Int J Fatigue*, 2003; 25: 379
- [18] Shiozawa K, Morii Y, Nishino S, Lu L. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1521
- [19] Sakai T, Sato Y, Oguma N. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 765
- [20] Zhou C E, Qian G A, Hong Y S. *Key Eng Mater*, 2006; 324-325: 1113
- [21] Wang Q Y, Berard J Y, Rathery S, Bathias C. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 673
- [22] McMahon Jr C J. *Eng Fract Mech*, 2001; 68: 773
- [23] Taha A, Sofronis P. *Eng Fract Mech*, 2001; 68: 803
- [24] Nagumo M, Shimura H, Chaya T, Hayashi H, Ochiai I. *Mater Sci Eng*, 2003; A348: 192
- [25] Nagao A, Kuramoto S, Ichitani K, Kanno M. *Scr Mater*, 2001; 45: 1227
- [26] Shipilov S A. *Scr Mater*, 2002; 47: 301
- [27] Page R A, Gerberich W W. *Met Trans*, 1982; 13A: 305