

文章编号: 1004 - 0609(2003) 04 - 0924 - 04

氢对 Ti-4Al-2V 疲劳裂纹扩展速率的影响^①

何 晓, 沈保罗

(四川大学 金属材料系, 成都 610065)

摘 要: 采用 CT 试样对 4 种含氢量不同的 Ti-4Al-2V 钛合金的室温疲劳裂纹扩展速率进行了实验测定, 并对断裂以后的试样进行了断口观察。实验结果表明: 含氢的 Ti-4Al-2V 材料的稳态裂纹扩展行为符合 Paris 幂律关系, 氢对裂纹稳态扩展区和失稳扩展区的 da/dN 基本没有影响, 但对近门槛扩展行为有明显影响; 与自然含氢量的材料相比, 高含氢量的材料疲劳裂纹在近门槛扩展区的速率明显较低。

关键词: 氢; 钛合金; 疲劳; 断口

中图分类号: TG 114

文献标识码: A

在过去十几年里, 工程合金的近门槛区疲劳问题得到了极大的关注, 有几次国际会议和一本专著^[1]都专门讨论了疲劳门槛问题。一般认为, 疲劳裂纹的近门槛扩展依赖于某种显微组织尺度, 裂尖塑性区尺寸和屈服强度等因素是这一阶段裂纹扩展的制约因素, 但裂纹闭合效应不可忽视^[2]。Suresh^[3]等把裂纹的闭合种类归纳为 5 个种类, 即: 1) 塑性诱发裂纹闭合; 2) 氧化物诱发裂纹闭合; 3) 裂纹面粗糙诱发裂纹闭合; 4) 相变诱发裂纹闭合; 5) 粘性流体诱发裂纹闭合。疲劳裂纹最终发生哪种闭合效应, 则取决于诸多因素的影响。裂纹闭合效应直接造成裂尖的有效应力强度因子 ΔK_{eff} 下降, 降低了裂纹扩展的驱动力, 使疲劳裂纹扩展速率 da/dN 降低。

氢对钛合金疲劳裂纹 da/dN 的影响没有一致的结论, 对近门槛行为的研究也很少见。Baudoux^[4]等对 Ti-6Al-4V 合金的研究表明, 室温下空气中下的 da/dN 明显高于真空下的 da/dN , 他将该现象归结于氢助裂纹扩展。Nakasa^[5]等对 β 钛合金的研究也表明, 预充氢试样的 da/dN 在整个 ΔK 范围内都远远大于未充氢的试样的。Lynch^[6]和 Suresh^[7]等认为在含氢的环境中, 氢在裂纹面的吸附将加速疲劳裂纹的扩展, 而试样中预先充氢对随后的疲劳裂纹扩展速率没有影响。Varis 等的研究^[8]也认为预充氢或疲劳试验过程中电解充氢对 da/dN 没有影响。Nakasa^[9]对 Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 的研究更表明在满足某些条件时充氢会降低 da/dN 。

Ti-4Al-2V 钛合金是我国自行设计的一种新型近 α 型钛合金, 由于在设计的使用环境中存在有渗氢的危险, 因而研究氢含量对这种钛合金疲劳裂纹扩展速率(da/dN) 的影响十分必要。

1 实验

1.1 试样的充氢

采用厚度为 2.0 mm 的紧凑拉伸试样 (ASTM E674 的 CT 试样)。试样加工好以后用高温气体法充氢, 充氢温度为 650 °C, 控制不同的充氢时间来获得不同的含氢量。试样充氢后经 LECO/RH-2 测氢仪测量含氢量。4 组试样的含氢量分别为: 23(自然含氢量)、110、150 和 280 $\mu\text{g/g}$ 。

1.2 疲劳实验

1.2.1 预制疲劳裂纹

每个试样均在紧靠实验前预制疲劳裂纹。预制裂纹初始平均载荷 $p_m = 1.0$ kN, 振幅 $p_a = 0.5$ kN, 频率 30 Hz。随裂纹增加逐级降低载荷, 最后一级载荷为 $p_m = 0.6$ kN, $p_a = 0.3$ kN。预裂纹目标长度为 2.5 mm。

1.2.2 da/dN 实验测定及断口观察

实验在 MTS810 液压伺服疲劳试验机上进行, 并通过 TESTStar II 软件进行系统控制。实验采用恒载荷法, 正弦波加载, 频率 1.0 Hz, 载荷为 $p_m = 0.6$ kN, $p_a = 0.3$ kN, 应力比 $R = 1/3$, 裂纹长度采用长焦显微镜跟踪测量, 测量精度 0.1 mm。实验温度为

① 收稿日期: 2002-08-26; 修订日期: 2002-10-17

作者简介: 何 晓(1965-), 男, 博士, 高级工程师。

通讯联系人: 沈保罗(1945-), 男, 教授; 电话: 028-85405319; E-mail: shenbaoluo@163.com

26~28 °C, 相对湿度为 60%~70%。本实验所用试样的应力强度因子范围 ΔK 的计算方法由 ASTM E674 给出:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B \sqrt{W}} \cdot \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4)$$

式中 $\alpha = a/W$, ΔP 为载荷范围, a 为计算裂纹长度, B 为试样厚度, W 为试样宽度。

试样断裂后, 用 JSM-5900LV 扫描电镜观察断口形貌。

2 结果与分析

2.1 裂纹扩展速率

图 1 所示为 4 种含氢量的 Ti-4Al-2V 合金在相同加载条件下的疲劳裂纹扩展速率 da/dN 随应力强度因子范围 ΔK 的变化曲线。从图 1 可以看到,

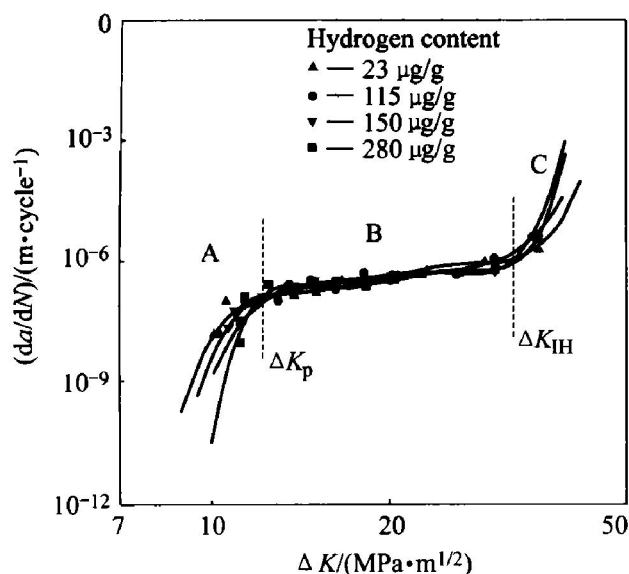


图 1 da/dN 与 ΔK 的关系

Fig. 1 Dependence of da/dN on ΔK

无论氢含量大小, 材料的 $da/dN - \Delta K$ 曲线均可分为 3 个区, 即近门槛扩展区(A 区)、稳态扩展区(B 区, 也称 Paris 区)和失稳快速扩展区(C 区)。在 B 区, $\lg(da/dN)$ 与 $\lg(\Delta K)$ 呈近似直线关系, 且氢含量不同对这一阶段的 da/dN 基本没有影响。在 C 区, 4 种含氢量的试样的 da/dN 也基本相等。不同氢含量的试样从 A 区进入 Paris 区的对应的应力强度因子范围 ΔK_p 基本相同, $\Delta K_p \approx 11 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。开始失稳快速扩展的 ΔK_{IH} 也基本一致, $\Delta K_{IH} \approx 31 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。但含氢量对近门槛扩展有明显的影 响, 尤其是含氢 280 $\mu\text{g/g}$ 的试样的近门槛扩展速率在较低 ΔK 下明显低于自然含氢量的试样。

从 Paris 区的直线关系看, 实验结果显然符合 Paris 幂律关系^[3], 即 $da/dN = C(\Delta K)^m$ 。其中, C 和 m 为 Paris 常数, 对常规金属材料来说, m 为 2~4。对图 1 所示曲线的 Paris 区进行直线拟合, 可以计算出 4 条直线的 C 为 $10^{-10.4} \sim 10^{-9.4}$, m 为 2.255~2.995。计算结果表明 Paris 常数的变化相当小, 说明含氢量从 23 $\mu\text{g/g}$ 增加到 280 $\mu\text{g/g}$ 时, 对裂纹稳态扩展速率基本没有影响。

2.2 断口分析

无论在疲劳裂纹的近门槛扩展区还是在稳态扩展区, 含氢量为 23 $\mu\text{g/g}$ 和 280 $\mu\text{g/g}$ 的试样断口形貌都有明显的差别。在近门槛扩展区, 含氢量为 23 $\mu\text{g/g}$ 的试样断口为典型准解理模式, 有大量垂直于裂纹扩展方向的二次裂纹(见图 2(a))。随着 ΔK 的增加, 出现疲劳辉纹, 准解理面增大而成为无特征面, 伴生大量粗大连贯的二次裂纹(见图 3(a))。含氢量为 280 $\mu\text{g/g}$ 的试样的断口在近门槛扩展区仍为准解理形貌, 但少有二次裂纹, 比含氢量为 23 $\mu\text{g/g}$ 的试样的断口略显粗糙(见图 2(b))。当 ΔK

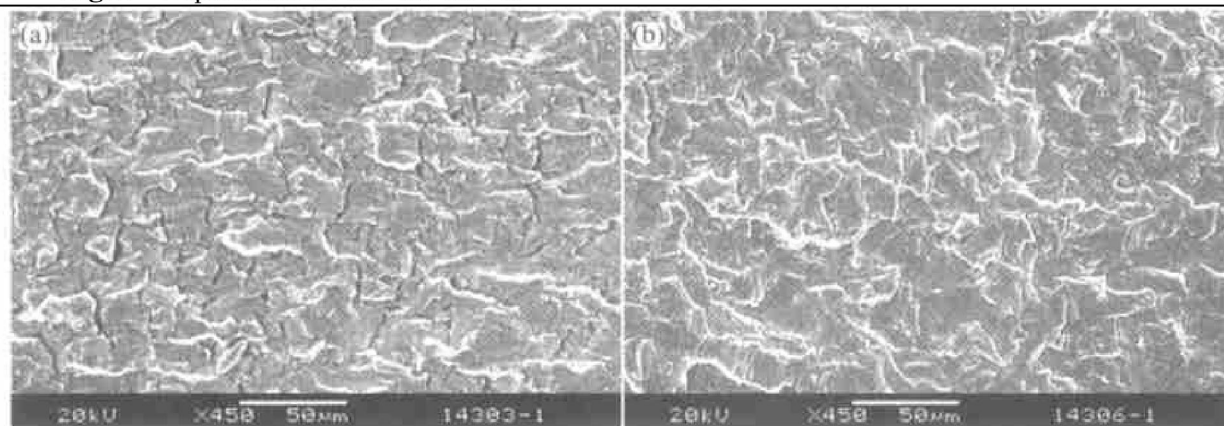


图 2 接近小 ΔK 条件下 Ti-4Al-2V 试样的裂纹近门槛扩展区断口形貌

Fig. 2 Fracture morphologies of Ti-4Al-2V in near-threshold stage under close small ΔK

(a) —Natural hydrogen content; (b) —Hydrogen content is 280 $\mu\text{g/g}$

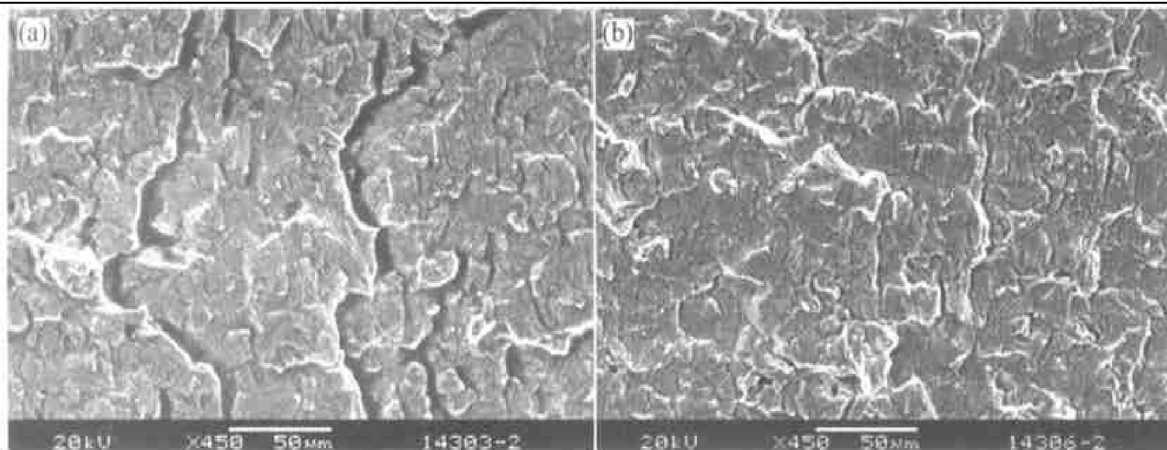


图 3 接近的较大 ΔK 条件下 Ti-4Al-2V 试样的裂纹稳态扩展区的断口形貌

Fig. 3 Fracture morphologies of Ti-4Al-2V in stable crack growth stage under close larger ΔK
(a) —Natural hydrogen content; (b) —Hydrogen content is 280 $\mu\text{g/g}$

增大到图 3(a) 对应的 ΔK 时, 二次裂纹增多, 但远远比含氢 23 $\mu\text{g/g}$ 的少而细(见图 3(b))。其它含氢量的试样断口形貌居于这两种试样中间。在失稳扩展区, 各种含氢量的试样的断口形貌均以韧窝为主。

对于 A 区的疲劳裂纹扩展行为, 可以归因于裂纹尖端闭合效应(包括相变诱发的闭合效应和塑性诱发的闭合效应)的影响。

由于含氢量为 280 $\mu\text{g/g}$ 已经超过了合金的固溶度, 在基体中有氢化物析出(见图 4), 在裂纹尖端会发生氢原子的扩散聚集而析出微量的氢化物。



图 4 含氢 280 $\mu\text{g/g}$ 的 Ti-4Al-2V 的组织及氢化物

Fig. 4 Microstructure and hydrides in Ti-4Al-2V with hydrogen content of 280 $\mu\text{g/g}$

由于氢化物的比容比基体大 18%^[10] 左右, 在裂尖造成压应力状态, 从而发生相变诱发的裂纹闭合。

然而, 由于这种合金中固溶氢原子的含量较大(充氢至 150 $\mu\text{g/g}$ 仍无氢化物析出), 原子氢对合金塑性变形的影响占据了主导地位。从图 2 和图 3 可以看到, 自然含氢量的合金在垂直于裂纹扩展方向出现了大量二次裂纹, 且越远离疲劳源区, 二次裂纹越多, 这是疲劳断裂的常见特征形貌^[11]。当氢含量增加到 280 $\mu\text{g/g}$ 时, 在裂纹扩展的不同阶段断口的二次裂纹尺寸和数量明显减小, 说明氢使裂纹尖端局部塑性变形更容易进行而不易引发二次裂纹。

曹名洲等^[12]研究了氢对工业纯钛、Ti-6Al-4V 和 Ti-15Mo 合金位错速度应力指数 m^* 的影响, 发现当氢浓度超过某个临界值以后, 3 种钛合金的 m^* 值都随氢浓度的增加而单调提高。 m^* 值越大, 位错运动的速度就越大, 这说明氢明显加快了位错的运动, 从而使塑性变形更易进行, 裂尖应力集中得到缓解, 萌生二次裂纹的机会也就小得多^[13]。

我们以前的工作表明, Ti-4Al-2V 合金充氢 100 $\mu\text{g/g}$ 以上时, 其屈服强度提高约 16%。屈服强度的提高使合金在相同的 ΔK 下裂尖塑性区尺寸减小, 裂尖张开位移降低, 使得塑性诱发的裂纹闭合效应相对显著。再加上氢促进裂尖塑性变形, 必然导致裂尖后部的塑性延伸量增大, 从而使裂纹闭合程度得到提高^[3], 因此造成含氢 280 $\mu\text{g/g}$ 的合金在 A 区的近门槛扩展速率 da/dN 明显低于自然含氢量的合金。随着 ΔK 的增大, 低含氢量的试样裂尖应力集中得不到缓解, 导致生成粗大二次裂纹(见图 3(a))。而高含氢量对裂纹尖端塑性变形的促进作用依然存在, 所以二次裂纹要少得多。但裂纹进入稳态扩展区(B 区)以后, 由于裂纹尖端张开位移的增

大, 逐渐失去裂纹的闭合效应, 反映为在这一阶段裂纹扩展速率接近。

REFERENCES

- [1] Taylor D. Fatigue Thresholds[M]. London: Butterworths, 1989. 214 - 295.
- [2] Ritchie R O, Suresh S. Some considerations on fatigue crack closure at near threshold stress intensities due to fracture surface morphology[J]. Metallurgical Transactions, 1981, 13A: 937 - 940.
- [3] Suresh S. Fatigue of Materials[M]. London: Cambridge University Press, 1991. 193 - 274.
- [4] Baudoux S C, Lesterlin S, Petit J. Atmospheric influence on fatigue crack propagation in titanium alloys at elevated temperature[A]. Proceedings of the 27th National Symposium on Fatigue and Fracture Mechanics[C]. West Conshohocken, PA: ASTM Special Technical Publication, 1997. 117 - 139.
- [5] Nakasa K, Horita M, Satoh H. Effects of hydrogen charging on the fatigue crack propagation behavior of Ti-13V-11Cr-3Al alloy[J]. Japan Society of Materials Science, 1992, 41: 1248 - 1254. (in Japanese)
- [6] Lynch S P. Environmentally assisted cracking: Overview of evidence for an adsorption induced localized slip process[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36: 2639 - 2661.
- [7] Suresh S, Zamiski G F, Ritchie R O. Oxide-induced crack closure: an explanation for near threshold corrosion fatigue crack growth behavior[J]. Metallurgical Transactions, 1981, 12A: 1435 - 1443.
- [8] Varis P, Mantila A I. Corrosion Fatigue of Titanium in Sea Water Under Cathodic Polarization[R]. ISBN 393069, Report number: VTT-PUBS-91, ETN-93-93069. 1993.
- [9] Nakasa K, Shimizu T. Effects of hydrogen charging on the fatigue crack initiation and propagation behavior of Ti-15 pct V-3 pct Cr-3 pct Al-3 pct Sn alloy[J]. J Japan Institute of Light Metals, 1995, 45(11): 643 - 648. (in Japanese)
- [10] 褚武扬. 氢损伤和滞后断裂[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988. 98 - 133.
- [11] Henrey G, Horstmann D. 宏观断口学及显微断口学[M]. 北京: 机械工业出版社, 1990. 20 - 26.
- [12] 曹名洲, 杨 柯, 万晓景. 氢对钛合金位错速度应力指数的影响[J]. 金属学报, 1987, 23(1): A92 - A93.
- [13] Moody N R, Gerberich W W. The effect of hydrogen on fatigue and dislocation behavior of an alpha/beta titanium alloy[J]. Fatigue Eng Met Struct, 1984, 5(1): 57 - 70.

Effects of hydrogen on fatigue crack propagation rate of Ti-4Al-2V alloy

HE Xiao, SHEN Bao-luo

(Department of Metallic Materials, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

Abstract: The CT specimens of Ti-4Al-2V alloy bearing four different hydrogen contents were employed to measure the fatigue crack propagation rate at room temperature and the fracture surfaces were observed. The results reveal that the behavior of stable crack propagation is in a good accordance with the Paris Law, and the hydrogen has little effect on da/dN in stable crack propagation stage and rapid rupture stage, but has remarkable effect on da/dN in near-threshold crack growth. Compared with the material of natural hydrogen content, the materials with higher hydrogen concentration show lower crack growth rate within near-threshold stage.

Key words: hydrogen; titanium alloy; fatigue; fracture morphology

(编辑 何学锋)