

# 含氢的 Ti-2Al-2.5Zr 合金的静态和动态断裂行为研究

Investigation on Static and Dynamic Fracture Behavior of  
Hydrogen-bearing Ti-2Al-2.5Zr Alloy

何 晓<sup>1,2</sup>, 吴 艳<sup>2</sup>, 曹建玲<sup>1</sup>, 沈保罗<sup>1</sup>

(1 四川大学金属材料系, 成都 610061;

2 成都飞机工业(集团)公司冶金处, 成都 610091)

HE Xiao<sup>1,2</sup>, WU Yan<sup>2</sup>, CAO Jian-ling<sup>1</sup>, SHEN Bao-luo<sup>1</sup>

(1 Metallic Material Department of Sichuan University, Chengdu 610061, China;

2 Chengdu Aircraft Industrial (Group) Corporation, Chengdu 610091, China)

**摘要:** 采用紧凑拉伸 (CT) 试样, 研究了含氢 110 g/g 的 Ti-2Al-2.5Zr 钛合金在室温的静载延迟裂纹扩展 ( $da/dt$ ) 和疲劳加载裂纹扩展 ( $da/dN$ ) 行为, 用扫描电镜观察了断口形貌。结果表明, Ti-2Al-2.5Zr 合金含氢 110 g/g 即足以引起材料的静载氢致延迟断裂。氢在裂纹尖端扩散聚集并析出氢化物, 导致材料变脆, 是氢致延迟断裂的微观机制; 而相同含氢量时对疲劳断裂过程的影响微弱, 疲劳断裂受通常的裂纹萌生、稳态扩展和瞬断机制控制。

**关键词:** 氢; 钛合金; 疲劳; 延迟断裂; 裂纹扩展速率

中图分类号: TG146.2; TG113.25 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2004) 05-0019-04

**Abstract:** The compact tension (CT) samples of Ti-2Al-2.5Zr titanium alloy bearing 110 g/g hydrogen were employed to study behaviors of sustain load cracking (SLC) and fatigue cracking. Fracture surfaces were observed by SEM. Results show that this alloy containing 110 g/g hydrogen is easily subject to delayed hydrogen cracking (DHC), which owes to hydrogen diffusing to the crack tip accumulating, leading to hydrides precipitating and separating from substrate. But for fatigue loading, the same content hydrogen has little effects on cracking, which is controlled by the normal fatigue fracture mechanism of crack initiation, stable propagation and sudden rupture process.

**Key words:** hydrogen; titanium alloy; fatigue; delayed cracking; crack growth rate

氢对钛合金性能的影响是一项得到广泛研究的课题, 尤其在持久加载开裂 (SLC) 方面更是得到了高度重视。预先充氢的钛合金在承受持久载荷时会发生氢致延迟断裂, 但其具体的表现受到材料、微观组织、加载条件、环境、温度等诸多因素的影响<sup>[1-4]</sup>。已经提出了很多钛合金氢致延迟断裂模式, 其中延迟氢化物开裂 (DHC) 模式具有相当的代表性<sup>[5]</sup>。该理论认为氢在裂纹慢速扩展过程中向裂纹尖端三向应力区扩散聚集, 当局部氢含量超过固溶度后, 在裂尖前沿析出氢化物, 氢化物在裂尖应力集中作用下与基体分离而导致裂纹的不断生长直至断裂<sup>[6]</sup>。近年来有关氢对钛合金疲劳性能影响的研究也日益增多, 许多研究仍然引用了 DHC 模式来解释氢对钛合金疲劳性能造成的损失<sup>[7-9]</sup>。然而, 似乎还没有研究过同一材料在同一含氢量条件下的静态和动态加载性能对比。虽然很难统一静态和动态的初始加载条件, 但研究某些临界值对于认识两种加载条件下氢的危害程度具有指

导意义, 可以针对氢的影响大小有选择的采取优化对策。Ti-2Al-2.5Zr 钛合金是为某种用途专门设计的一种新型钛合金, 由于在设计的使用环境中可能吸氢 100 g/g 左右, 并会承受持久载荷和疲劳载荷, 因而研究含氢 ~ 100 g/g 对这种钛合金静态和动态条件下的裂纹扩展具有重要意义。

## 1 实验方法

### 1.1 试样的充氢

采用厚度为 2.0 mm 的 Ti-2Al-2.5Zr 合金紧凑拉伸试样 (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 , 充氢完成后炉冷到 100 取出试样。试样充氢后经 LECO/RH-2 测氢仪测量含氢量为 110 g/g。

### 1.2 预制疲劳裂纹

每个试样均在紧靠试验前预制疲劳裂纹。预制裂

纹初始平均载荷  $P_m = 1.0 \text{ kN}$ , 振幅  $P_a = 0.5 \text{ kN}$ , 频率  $30 \text{ Hz}$ , 随裂纹增加逐级降低载荷, 最后一级载荷为  $P_m = 0.6 \text{ kN}$ ,  $P_a = 0.3 \text{ kN}$ , 预裂纹目标长度为: 动载实验  $2.5 \text{ mm}$ ; 静载实验  $1.8 \text{ mm}$ 。

### 1.3 静载延迟断裂实验

在 CSS-250 型持久强度试验机上进行氢致延迟断裂试验。试样安装好后首先升温到  $300^\circ\text{C}$ , 保温  $30 \text{ min}$  再炉冷至室温, 保持载荷恒定。施加的初始应力强度因子  $K_{\text{ini}} = 45 \sim 47 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。用电位法监测裂纹长度 (裂纹长度和电位间的关系在试验前已标定) 的变化; 用计算机采集数据, 采集数据的周期为  $5 \text{ min}$ 。  $K$  值的计算参见 1.4 节。

### 1.4 疲劳 $da/dN$ 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, 通过 TESTStar 软件系统控制。实验采用恒载荷法, 正弦波加载, 频率  $1.0 \text{ Hz}$ , 最大载荷为  $P_{\text{max}} = 0.9 \text{ kN}$ , 通过改变最小载荷  $P_{\text{min}}$  来达到改变载荷比  $R$  的目的。  $R = P_{\text{min}}/P_{\text{max}}$ , 实验选用了 4 种载荷比, 即  $R = 1/9, 3/9, 5/9$  和  $7/9$ 。裂纹长度采用长焦显微镜跟踪测量, 测量精度  $0.1 \text{ mm}$ 。实验温度为  $26 \sim 28^\circ\text{C}$ , 相对湿度  $60\% \sim 70\%$ 。本实验所用试样的应力强度因子范围  $K$  的计算方法由 ASTM E674 给出 (对静载延迟断裂试样, 式中的  $K$  为  $K$ ,  $P$  为  $P$ ):

$$K = \frac{P}{B} \cdot \frac{2 + \left( \frac{a}{W} \right)^{3/2} (0.886 + 4.64 - 13.32 \frac{a}{W} + 14.72 \frac{a^2}{W^2} - 5.6 \frac{a^3}{W^3})}{13.32 \frac{a}{W} + 14.72 \frac{a^2}{W^2} - 5.6 \frac{a^3}{W^3}}$$

式中  $a = a/W$ ,  $P$  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 实验结果和分析

图 1 为静载延迟断裂  $da/dt$  随应力强度因子  $K$  的变化曲线。图 2 为疲劳裂纹扩展速率  $da/dN$  随应力强度因子范围  $\Delta K$  的变化曲线。可以看到, 两种裂纹扩展都可以分为三个阶段, 即 (1) 近门槛扩展阶段, 裂纹随  $K$  (或  $\Delta K$ ) 的增加而快速增长; (2) 稳态扩展阶段,  $\lg K$  (或  $\lg \Delta K$ ) 随  $K$  (或  $\Delta K$ ) 呈近似直线变化; (3) 失稳快速扩展阶段, 近似于第一阶段的裂纹快速增长。对疲劳加载而言, 第二阶段的裂纹扩展符合 Paris 幂律关系  $da/dN = C (\Delta K)^m$ ,  $C$  和  $m$  为材料常数, 对常规金属材料  $m = 2 \sim 4$ <sup>[10]</sup>。对静载条件也可以用相同的函数关系来描述。对第二阶段进行直线拟合所得的曲线参数如表 1 所示。

在疲劳加载条件下, 随着  $R$  值的提高, 应力幅和  $K_{\text{ini}}$  下降, 裂纹扩展曲线也整体向低  $K$  方向移动,

使  $K_p$  和  $K_H$  随之降低, 而裂纹稳态扩展阶段的  $da/dN$  基本没有变化, 但扩展区扩大。从  $R = 7/9$  时裂纹不扩展, 并结合图 2, 估计这种合金的疲劳裂纹门槛值  $K_{\text{th}} = 3 \sim 5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。因此, 小应力幅疲劳加载对裂纹扩展的危害较大, 这与有些研究结论吻合<sup>[11]</sup>。

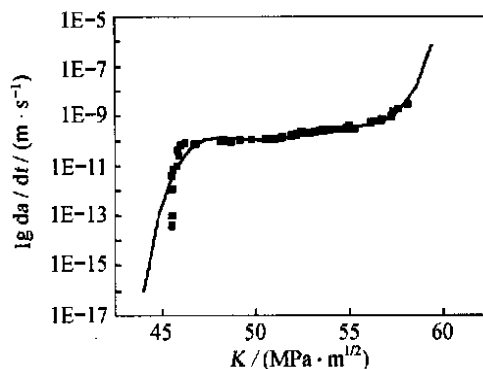


图 1 SLC 裂纹扩展速率实验曲线

Fig. 1 Crack growth rate curve for SLC

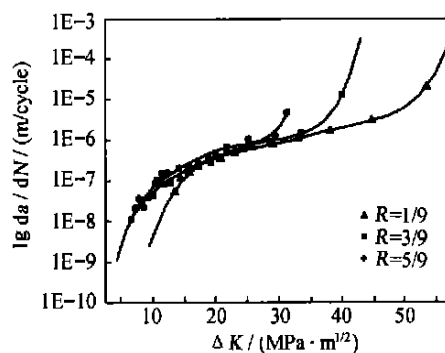


图 2 不同  $R$  值的疲劳裂纹扩展速率实验曲线

Fig. 2 Fatigue crack growth rate under different  $R$

在静态持久加载条件下情况却不同, 尽管静态加载可以认为是动态  $R$  值增大到 1 的极限情况, 但关于动态条件下裂纹的扩展行为却不能类推。对静态, 当  $K_{\text{ini}}$  等于  $45.0 \sim 47.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  时, 发生氢致延迟断裂。实验表明,  $K_{\text{ini}}$  小于  $45.0 \sim 47.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  时, 不会发生氢致延迟裂纹扩展 ( $da/dt < 10^{-14} \text{ m/s}$ ); 稍大于这个范围, 裂纹马上进入快速扩展阶段, 可以认为有效的  $K_{\text{ini}}$  具有唯一性。因而, 将  $45.0 \sim 47.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  作为该材料在含氢  $110 \text{ g/g}$  时的氢致延迟断裂门槛值  $K_{\text{th}}$  是合理的。显然,  $K_{\text{th}} > K_{\text{th}}$ ,  $K_p$  和  $K_H$  也大于动态下的相应值, 稳态扩展的参数  $C$  和  $m$  的组合使这一阶段的  $da/dt$  比  $da/dN$  小  $3 \sim 5$  个数量级。但疲劳加载临界值较低并不是氢的影响, 而是动态加载本身特有的性质<sup>[11]</sup>, 从断口分析可以了解这一点。

表 1 不同疲劳载荷比和 SLC 条件下的临界值和曲线第二阶段的参数计算值

Table 1 Critical values in fatigue loading and SLC and calculated parameters in the second crack propagation stage

Loading condition	Loading ratio	$K_{ini}$ or $K_{i\ddot{i}}$ (MPa · m <sup>1/2</sup> )	$K_p$ or $K_{\ddot{p}}$ (MPa · m <sup>1/2</sup> )	$K_H$ or $K_{\ddot{H}}$ (MPa · m <sup>1/2</sup> )	$C$	$m$
Dinamic loading	$R=1/9$	12.2	20	47	$10^{-9.9}$	2.62
	$R=3/9$	9.1	13	33	$10^{-9.6}$	2.42
	$R=5/9$	6.1	10	26	$10^{-9.7}$	2.61
	$R=7/9$	3.0	Fatigue crack growth not found			
Static loading	$R=1$	45.0~47.0	48	57	$10^{-34.0}$	14.11

$K_{ini}$  (or  $K_{i\ddot{i}}$ ) is stress intensity factor (range) in crack tip.  
 $K_p$  (or  $K_{\ddot{p}}$ ) is stress intensity factor (range) in stable crack propagation area.  
 $K_H$  (or  $K_{\ddot{H}}$ ) is stress intensity factor (range) .

对两种加载条件下的试样断口进行扫描电镜观察，发现断裂过程有很大差异。图 3 为疲劳加载下，不同  $R$  值在相近  $K$  下的断口形貌近似。图 4 为氢致延迟断裂的断口形貌。可以看到，在疲劳扩展的萌生阶段，裂纹以小平面方式扩展（图 3a），进入稳态扩展阶段，小平面尺寸增大，出现平行于裂纹前沿的二次裂纹，并可见疲劳辉纹（图 3b），瞬断区以韧窝为主（图 3c），该断裂过程是典型的正常疲劳断裂过程。

氢致延迟断裂过程却可以发现氢的强烈影响。在

裂纹起始区类似于静拉伸断口，以韧窝为主（图 4a），进入稳态扩展阶段，韧性特征基本消失，断口为解理小平面形貌（图 4b），到了失稳扩展区则出现了大量的不规则二次裂纹和沿晶形貌（图 4c）。说明随着裂纹的扩展，断裂模式逐渐由韧变脆，这是由于氢原子在裂纹扩展过程中不断向裂纹尖端扩散聚集，并在裂纹扩展的后期析出氢化物，致使瞬断区因氢化物与基体分离而出现大量二次裂纹。

疲劳裂纹扩展过程中氢的影响微弱的原因可能

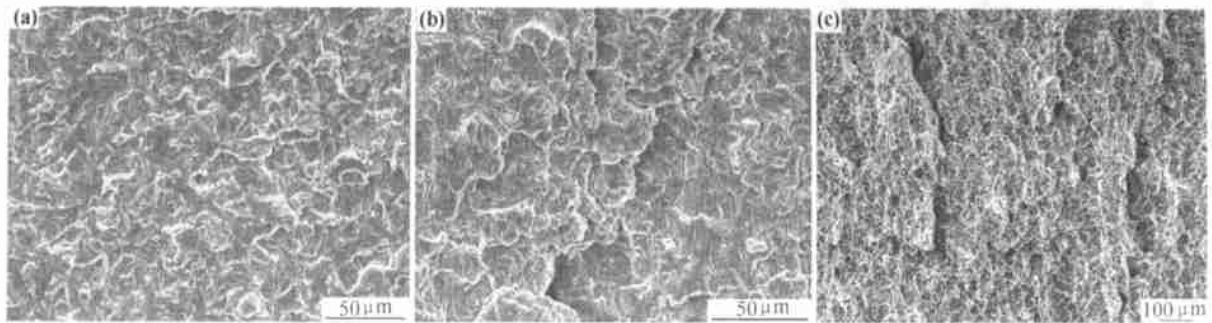


图 3  $R=1/9$  时的疲劳断口 (a) 裂纹萌生区; (b) 裂纹稳态扩展区; (c) 裂纹失稳扩展区

Fig. 3 Fracture surface for fatigue loading at  $R=1/9$

(a) initiation area; (b) stable propagation area; (c) rapid rupture area

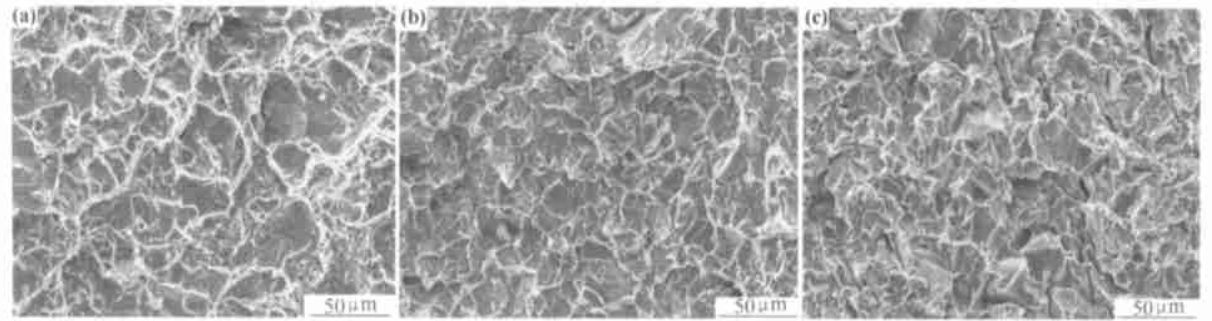


图 4 氢致延迟断裂的断口 (a) 裂纹萌生区; (b) 裂纹稳态扩展区; (c) 裂纹失稳扩展区

Fig. 4 Fracture surface for DHC (a) initiation area; (b) stable propagation area; (c) rapid rupture area

是: (1) 循环载荷不利于氢原子的单向扩散聚集, 使裂纹尖端不易聚集大量的氢; (2) 疲劳损伤积累对材料的损害在这种钛合金中占主导地位; (3) 氢对钛合金的影响是一个速率控制过程, 氢引起延迟断裂的裂纹扩展速率远远低于疲劳裂纹扩展速率, 因而疲劳裂纹扩展直至断裂的时间远低于静载延迟断裂, 使氢没有充分的时间扩散聚集和析出氢化物。

### 3 结论

(1) 无论动载还是静载条件下, 含氢的 Ti-2Al-2.5Zr 合金裂纹的扩展分为三个阶段, 即近门槛扩展阶段、稳态扩展阶段和失稳快速扩展阶段。

(2) 在裂纹稳态扩展阶段, 裂纹扩展速率符合  $da/dN = C(K)^m$  (或  $da/dt = C(K)^m$ ); 对动态加载,  $R = 1/9 \sim 5/9$  时,  $C = 10^{-9.6} \sim 10^{-9.9}$ ,  $m = 2.42 \sim 2.62$ , 氢和载荷比基本没有影响; 对静态加载,  $C = 10^{-34.0}$ ,  $m = 14.11$ , 氢致延迟断裂的  $da/dt$  要小得多。

(3) 含氢的 Ti-2Al-2.5Zr 合金疲劳加载下的应力强度因子临界值低于持久加载的相应值。

(4) Ti-2Al-2.5Zr 合金含氢 110 g/g 即足以引起材料的静载氢致延迟断裂, 氢在裂纹尖端的扩散聚集并析出氢化物, 导致材料变脆, 是氢致延迟断裂的微观机制; 而相同含氢量时对疲劳断裂过程的影响微弱, 疲劳断裂受通常的裂纹萌生、稳态扩展和瞬断机制控制。

#### 参考文献

- [1] SHIH D S, ROBERTSON I M. Hydrogen embrittlement of alpha titanium [J]. *Acta Metall*, 1988, 36: 111—124.
- [2] MOODY N R, COSTA J E, KIM Y W, BOYER R P. Review of microstructure effects on hydrogen-induced sustained load cracking in structural titanium alloys [A]. *Proceedings of the Symposium on Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys* [C]. 1991. 587—604.
- [3] SASTRY S M L, et al. Subcritical crack-growth under sustained load in Ti-6Al-6V-2Sn [J]. *Metal Trans A*, 1981, 12A: 83—94.
- [4] ISHIYAMA S, FUKAYA K, ETO M, MIYA N. Metal-hydride characterization and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy [J]. *Journal of Nuclear Science and Technology*, 2000, (37) 2: 144—152.
- [5] YEH M S, et al. Hydrogen-induced subcritical crack growth in Ti-6Al-4V alloy [J]. *Mat Sci and Eng A*, 1998, 242: 96.
- [6] HALL I W, HAMMOND C. *In situ* electron microscopy observations of strain-induced hydrides in titanium alloy [J]. *Metal Science*, 1978, 7: 339—342.
- [7] PETIT J, HENAFF G, SARRAZIN-BAUDOU X C. Mechanism and modeling of near-threshold fatigue crack propagation [A]. *Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance, Limits and Design* [C]. Conshocken PA: ASTM Special Technical Publication,

No. 1372, 2000. 3—30.

- [8] PAO P S, FENG C R, GILL S G. Hydrogen-assisted fatigue crack growth in annealed Ti-6Al-4V [J]. *Scripta Materialia*, 1998, 40 (11), 19—26.
- [9] GAO S, et al. Fatigue crack growth for Ti-6Al-4V alloy in water [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1986, 22 (6): A 195—A 200.
- [10] PARIS P C, GOMEZ M P, ANDERSON W P. A rational analytic theory of fatigue [J]. *The Trend in Engineering*, 1961, 13: 9—14.
- [11] SURESH S. *Fatigue of materials* [M]. London: Cambridge University Press, 1991. 193—274.

收稿日期: 2002-08-30; 修订日期: 2003-11-28

作者简介: 何晓 (1965—), 男, 博士研究生, 高级工程师, 从事钛合金氢脆方面的研究及理化检测, 联系地址: 四川成都 95 信箱 808 分箱 (610091)。

\* \* \* \* \*

(上接第 18 页)

- [5] 罗守靖, 李金平, 牛玮, 等. 第三组元对爆炸压实 CuCr 合金性能的影响 [J]. *兵器材料科学与工程*, 2001, 24 (5): 43—46.
- [6] 张程煜, 王江, 张晖, 等. Ni 和 Co 的加入对 CuCr25 合金组织与性能的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2000, 19 (1): 57—59.
- [7] 周武平, 吕大铭. CuCrFe 真空触头材料组织的研究 [J]. *机械工程材料*, 1994, 18 (2): 43—45.
- [8] 周文元. 不同 Cr 含量的 CuCr、CuCrFe 真空触头材料的研究 [J]. *粉末冶金技术*, 1999, 17 (1): 41—47.
- [9] 罗守靖, 李金平, 牛玮, 等. 爆炸压实 CuCr 合金工艺的研究 [J]. *兵器材料科学与工程*, 2001, 24 (3): 25—27, 44.
- [10] 李金平, 罗守靖, 龚朝辉, 等. CuCr 机械合金化工艺的研究 [J]. *兵器材料科学与工程*, 2000, 23 (6): 37—42.
- [11] LI J P, LU O S J, GONG Z H, et al. Explosive compaction of CuCr alloys [J]. *Transaction Nonferrous Metals Society China*, 2002, 12 (5): 841—844.
- [12] 罗守靖, 李金平, 胡伟晔, 等. 后续烧结对爆炸压实 CuCr 合金性能的影响 [J]. *材料科学与工艺*, 2001, 9 (1): 81—84.
- [13] 周玉, 武高辉. 材料分析测试技术-材料 X 射线衍射与电子显微分析 [M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1997.
- [14] MILLER P J, et al. Heating in crystalline solids due to rapid deformation [J]. *J Appl Phys*, 1986, 59 (3): 913—916.
- [15] MORRIS D G and MORRIS M A. Rapid solidification and mechanical alloying techniques applied to CuCr alloys [J]. *Mater Sci Eng*, 1988, A104: 201—213.
- [16] 李金平. 机械合金化 CuCr 触头材料粉爆炸压实-低温烧结成形的研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2003.

基金项目: 宁波市科技局第二批重点博士基金资助项目 (01J20101-13)

收稿日期: 2003-10-13; 修订日期: 2004-03-12

作者简介: 李金平 (1969—), 男, 工学博士, 主要从事特种粉末冶金工艺的研究, 联系地址: 哈尔滨工业大学复合材料与结构研究所 (150001)。