

[文章编号] 1004- 0609(2002) S1- 0074- 04

Ti-Al-Zr 合金的氢致延迟断裂行为^①曹建玲¹, 沈保罗¹, 高升吉¹, 蒋有荣², 何 晓³

(1. 四川大学 材料科学与工程学院, 成都 610065;

2. 中国核动力研究设计院 核燃料及材料国家重点实验室, 成都 610041; 3. 成都飞机工业有限责任公司, 成都 610091)

[摘 要] 研究了含氢量为 11% (质量分数) 的一种 Ti-Al-Zr 合金在室温和 100 ℃ 时的氢致延迟断裂行为。结果表明该合金的裂纹扩展分两个阶段: 在第 1 阶段中, 裂纹扩展速率 da/dt 随着应力强度因子 K_I 的增加而稍稍增加 (室温下) 或者不变 (100 ℃ 时); 在第 2 阶段 da/dt 随 K_I 增加而迅速增加, 当 K_I 达到 K_{IH} 时, 试样失稳断裂。室温和 100 ℃ 时的 K_{IH} 分别为 58 MPa/m^{3/2} 和 61 MPa/m^{3/2}。

[关键词] Ti-Al-Zr 合金; 氢致延迟断裂; 力学性能

[中图分类号] TG 035

[文献标识码] A

钛合金以其比强度高、耐腐蚀性好而被广泛地应用于航空工业、化工、生物材料及动力设备的冷凝材料中^[1]。但钛合金是一种强烈的吸氢材料，进入钛合金中的氢原子会在浓度梯度、应力梯度和温度梯度下扩散和凝聚，并在高应力和低温区形成氢化物，氢化物会严重损害钛合金的力学性能，使材料的塑性和韧性显著降低，即发生氢脆^[2]。由于钛合金多用作结构材料，氢致断裂有可能引起灾难性的事故，所以了解氢在钛合金中对裂纹增长的影响是很重要的。

近几十年来,氢致钛及其合金延迟断裂的现象和氢对钛合金力学性能的影响已经得到了广泛的关注^[3~12]。Cota^[10]认为,氢对钛合金力学性能的影响分为由固溶氢的存在而引起的内在影响和由氢引起的相组成和显微组织等变化而引起的间接影响,具有体心立方结构的 β 钛合金比具有密排六方结构的 α 钛合金对氢脆的敏感性更大。

对于钛合金内部的氢致裂纹扩展, Moody^[6, 7, 10]认为强烈地受温度和应力状态的影响。在 300 K 左右, 稳态扩展阶段的裂纹扩展速度 (da/dt) 最大, 在低温下裂纹扩展速率随温度而增加可能与氢的扩散速率的增加有关, 而在高温下 da/dt 的减小与氢化物形核困难有关。

本实验是研究含氢 11% (质量分数) 的 Ti-Al-Zr 合金的微观组织以及在室温和 100 °C 下的氢致延迟断裂行为。

1 实验

氢致延迟断裂实验用试样采用厚度为 4 mm 的 Ti-6Al-4Zr 合金板材, 经 700 °C 气体充氢(氢含量为 11%) 后再加工成如图 1 所示的试样。氢致延迟断裂实验前该试样在疲劳试验机上预制裂纹, 裂纹长约 1.8 mm。

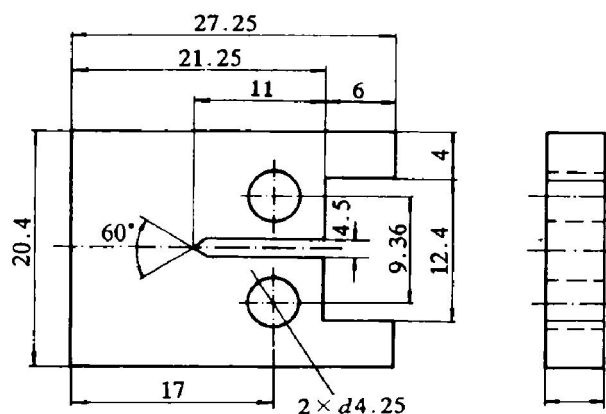


图 1 Ti-Al-Zr 合金氢致延迟断裂试样

Fig. 1 Specimen of hydrogen induced delayed fracture of Ti-Al-Zr alloy

在 CSS-250 型持久强度试验机上进行氢致延迟断裂实验。试样安装好后首先升温到 300 ℃, 保温 30 min, 再炉冷至室温或 100 ℃, 最后逐渐加大载荷, 直到裂纹开始扩展为止。用电位法监测裂纹长度(裂纹长度和电位间的关系在实验前已标定)的变

① [基金项目] 核燃料及材料国家重点实验室基金资助项目
[作者简介] 曹建玲(1974-), 女, 硕士研究生.

[收稿日期] 2001-10-15; [修订日期] 2001-11-19

化; 用计算机采集数据, 采集数据的周期为 5 min。在 DMAX-1400 型 X 射线衍射仪上分析 Ti-Al-Zr 合金的相组成。在 AMRAY1845EF 型场离子扫描电镜上观察断口形貌。

2 结果及讨论

2.1 Ti-Al-Zr 合金的相组成

Ti-Al-Zr 合金的显微组织见图 2, XRD 分析结果见图 3。

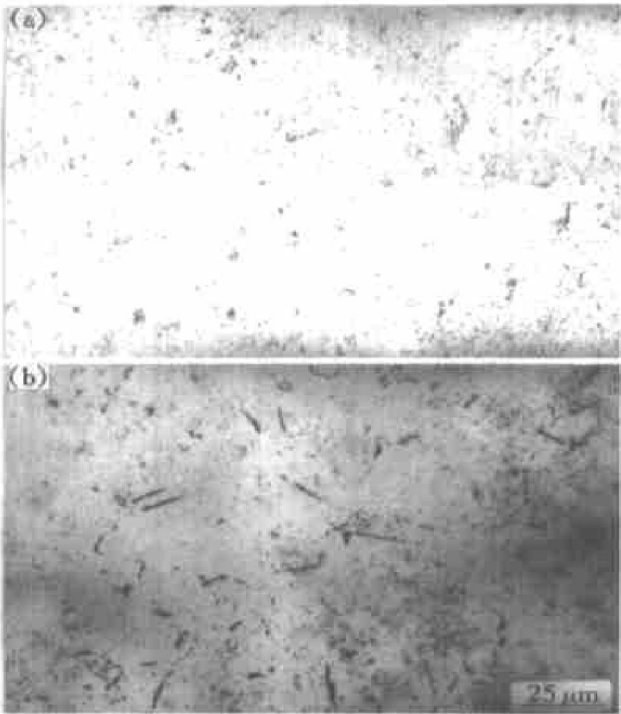


图 2 Ti-Al-Zr 合金的显微组织

Fig. 2 Microstructures of Ti-Al-Zr alloy

(a) —Before hydrogenated;
(b) —After hydrogenated containing 11% hydrogen

由图 2 可见, 充氢前 Ti-Al-Zr 合金由 α 相组成 (如图 2(a) 所示), 充氢后, 其基体中随机分布着黑色针状物 (如图 2(b) 所示)。

由充氢前后的 XRD 图可见, 充氢后虽未发现新的衍射峰, 但峰的相对强度却发生了明显的变化, 这是因为 TiH_x 的主要强线与 $\alpha-Ti$ 的一些衍射峰基本上重合而不能分开, 所以使这些衍射峰的强度明显增加。

2.2 Ti-Al-Zr 合金的力学性能

表 1 所列为 Ti-Al-Zr 合金充氢前后的力学性能。可见, 该合金充氢后其强度略微增加, 延伸率稍稍下降, 而冲击韧性却大幅度下降。这说明, 硬

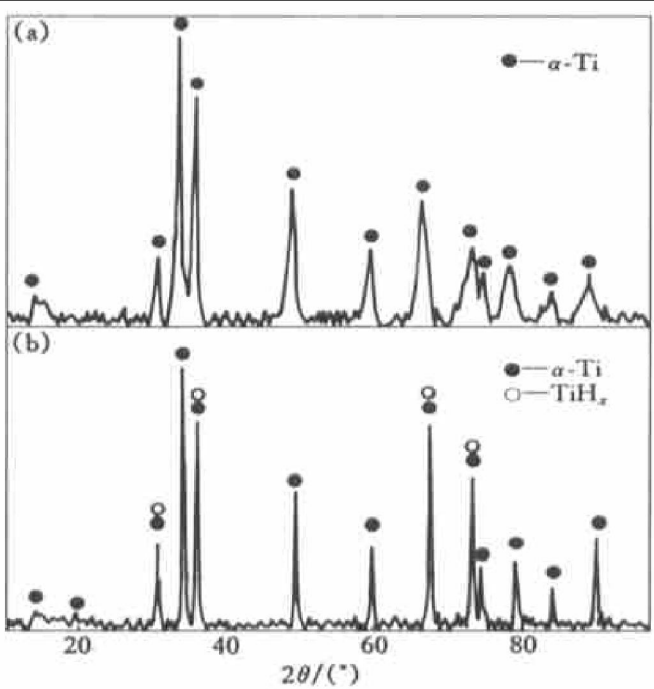


图 3 Ti-Al-Zr 合金的 XRD 图

Fig. 3 XRD patterns of Ti-Al-Zr alloy

(a) —Before hydrogenated;
(b) —After hydrogenated containing 11% hydrogen

表 1 Ti-Al-Zr 合金充氢前后的力学性能

Table 1 Mechanical properties of Ti-Al-Zr alloys before and after hydrogenation

Specimen	$\sigma_{0.2}$ / MPa	σ_b / MPa	δ / %	a_k / (J·cm ⁻²)
Before hydrogenated	421	554	29	71
After hydrogenated containing 11% hydrogen	423	571	27	42

而脆的氢化物虽然对钛合金的强度有微不足道的增强作用, 但却显著降低合金的冲击韧性。这一点和许多研究人员的结论是一致的。

2.3 Ti-Al-Zr 合金的氢致延迟断裂

图 4 所示为含氢 11% 的 Ti-Al-Zr 合金在室温和 100 ℃ 下的裂纹扩展速率 (da/dt) 与裂纹尖端应力强度因子 (K_I) 的关系曲线。可见, 该合金的裂纹扩展似乎可分成两个阶段: 第 1 阶段, 当 K_I 较小时, 随着 K_I 的增加, da/dt 增加很小 (室温) 或几乎不变 (100 ℃); 在第 2 阶段, 当 K_I 较大时, 随着 K_I 增加, da/dt 迅速增加并当 K_I 达到临界应力强度因子 K_{IH} 时, 试样突然失稳断裂。通过数学拟和, 分别得到两种条件下 da/dt 表达式及 K_{IH} 值 (如图 4 所示)。

Ti-Al-Zr 合金在室温和 100 ℃ 时都表现出氢致延迟断裂行为, 且在 100 ℃ 时的氢致延迟断裂抗力比在室温时的氢致延迟断裂抗力高。出现这种现象

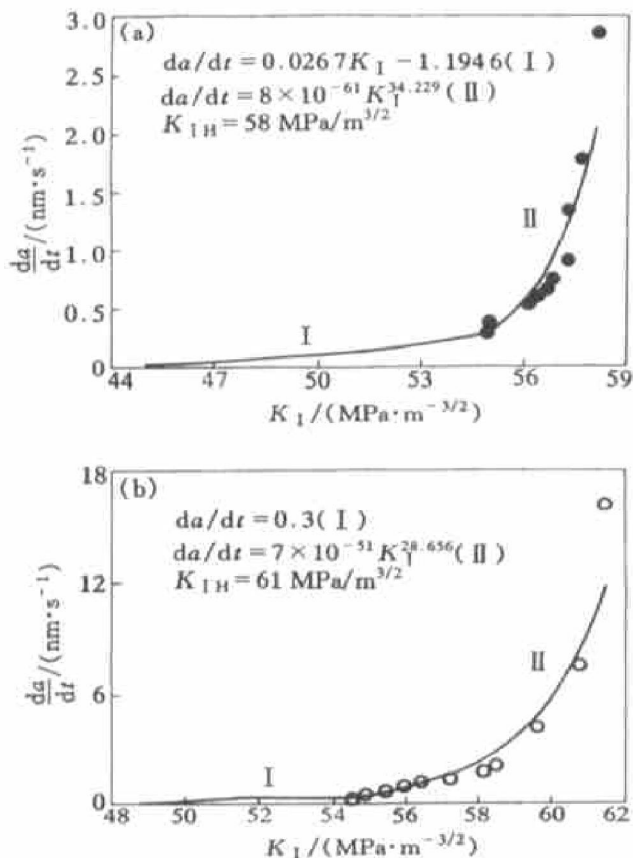


图 4 Ti-11Al-11Zr 合金的裂纹扩展速率(da/dt)和应力场强度因子(K_I)的关系

Fig. 4 Crack propagation velocity(da/dt) of Ti-11Al-11Zr alloy containing 11% hydrogen vs K_I
 (a) —Room temperature; (b) —100 °C

的原因有两个：一是氢随温度增高在钛合金中的固容量增大，在100 °C实验时，有少量氢化物溶于基体之中，使其脆性比室温时的小；二是该合金在100 °C的强度低于室温强度，而氢脆敏感性又总是随材料的强度的升高而增大。

2.4 断口形貌

图 5 所示为该合金氢致延迟断裂的宏观断口形貌。可见试样断口呈灰色，晶粒细小，存在塑性变形，且 100 °C断口周围的塑性变形明显大于室温的，这说明 100 °C时的氢脆影响要小于室温的。图 6 所示为该合金的断口形貌，可见，这是一个混合型的断口形貌，由韧窝和准解理组成，同时可见大量二次裂纹(二次裂纹是晶界的 TiH_x 相使晶界脆化的结果)，但以韧窝为主，仍属韧性断裂，这与氢致延迟断裂试样的宏观形貌吻合。

3 结论

1) 含氢量为 11% (质量分数) 的 Ti-11Al-11Zr 合金

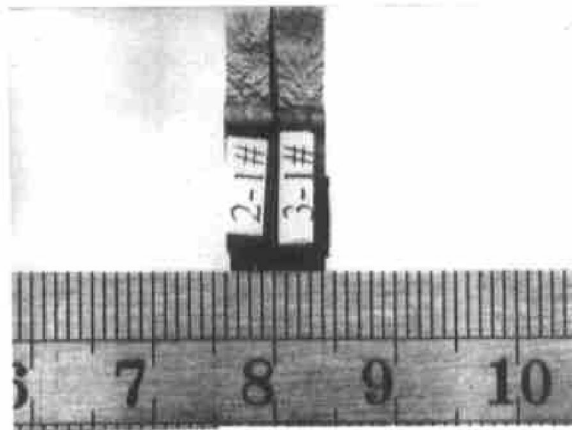


图 5 Ti-11Al-11Zr 合金的氢致延迟断裂宏观断口形貌
Fig. 5 Fracture macro-morphology of Ti-11Al-11Zr alloy containing 11% hydrogen
 (2-1# —100 °C, 3-1# —room temperature)

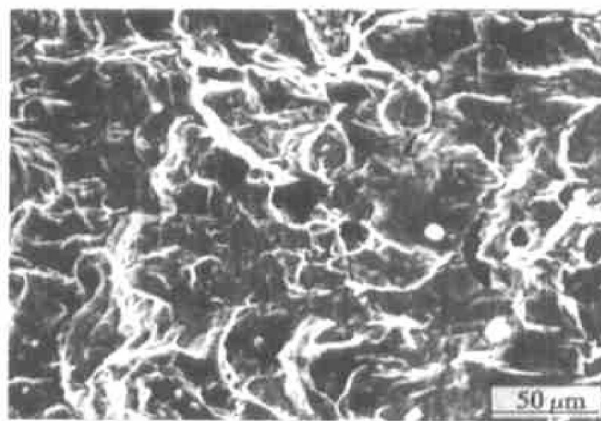


图 6 Ti-11Al-11Zr 合金的氢致延迟断裂微观断口形貌
Fig. 6 SEM morphology of fracture surface of Ti-11Al-11Zr alloy containing 11% hydrogen

在室温和 100 °C下都有氢致延迟断裂现象，其中 100 °C时的氢致延迟断裂抗力比室温的大。

2) Ti-11Al-11Zr 合金的裂纹扩展分成两个阶段： K_I 较小时，其裂纹扩展速率 da/dt 随 K_I 的增加而稍稍增加甚至不变； K_I 较大时， da/dt 随 K_I 增加而迅速增加，当 K_I 达到临界值 K_{IH} 时，试样失稳断裂。

3) 含氢量为 11% 的钛合金在室温和 100 °C时的 K_{IH} 分别为 $58 \text{ MPa}/\text{m}^{3/2}$ 和 $61 \text{ MPa}/\text{m}^{3/2}$ 。

[REFERENCES]

- [1] 马慧娟. 钛冶金学 [M]. 沈阳: 东北工学院出版社, 1983.
 MA Huijuan. Titanium Metallurgy [M]. Shenyang: Dongbei Institute of Technology Press, 1983.

- [2] 褚武扬. 氢损伤和滞后断裂 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988.
ZHU Wuyang. Hydrogen Damage And Induced Delayed Fracture [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988.
- [3] 高耕宇. 氢对 Ti-6Al-4V 合金力学性能的影响 [D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 1981.
GAO Geng-yu. The Effect Of Hydrogen To The Mechanical Properties of Ti-6Al-4V [D]. Shenyang: Institute of Metal Research, 1981.
- [4] Meyn D A. Effect of hydrogen and inert-environment sustained load cracking resistance of alpha-beta titanium alloys [J]. Metall Trans A, 1974, V5: 2405– 2414.
- [5] Boyer R R, Spurr W F. Characteristics of sustained load cracking and hydrogen effects in Ti-6Al-4V [J]. Metall Trans, 1978, V9A: 23– 29.
- [6] Moody N R, Gerberich W W. Hydrogen-induced slow crack growth in Ti-6Al-6V-2Sn [J]. Metall Trans A, 1980, V11A: 973– 981.
- [7] Moody N R, Gerberich W W. Effect of stress state on internal hydrogen-induced crack growth in Ti-6Al-6V-2Sn [J]. Metall Trans A, 1982, V13A: 1055– 1061.
- [8] Williams D N. Subcritical crack growth under sustained load [J]. Metall Trans, 1974, V5: 2351– 2358.
- [9] Sastry S M L, Lederich R J. Subcritical crack-growth under sustained load in Ti-6Al-6V-2Sn [J]. Metall Trans A, 1981, V12A: 83– 94.
- [10] Moody N R, Costa J E, Kim Y W, et al. 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]. TMS, 1991. 587– 604.
- [11] Shih DS, Robertson I M. Hydrogen embrittlement of alpha titanium [J]. Acta Metall, 1988, 36: 111– 124.
- [12] 张 勇, 张少卿, 陶春虎. 氢对锻态 Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo 合金热压缩行为的影响 [J]. 中国有色金属学报, 1996, 6(1): 12– 18.
ZHANG Yong, ZHANG Shao-qing, TAO Chun-hu. Effect of hydrogen on hot compression behavior of a wrought Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1996, 6(1): 12– 18.

Hydrogen induced delayed fracture behavior of Ti-Al-Zr alloy

CAO Jian-ling¹, SHEN Bao-luo¹, GAO Sheng-ji¹, JIANG Yourong², HE Xiao³

(1. School of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China;

2. State Key Laboratory of Nuclear Fuel and Materials, Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610041, China;

3. Chengdu Aircraft Company, Chengdu 610091, China)

[Abstract] Hydrogen induced delayed fracture behavior of a Ti-Al-Zr alloy containing 11% (mass fraction) hydrogen at room temperature and 100 °C was studied. The results show that the curves of crack propagation velocity vs stress intensity factor have typical two-stage characteristics. In the first stage, crack growth velocity (da/dt) does not increase significantly with stress intensity factor K_I . But in the second stage, (da/dt) increase rapidly with K_I increasing, and the specimen fractures when K_I extends to critical value K_{IH} . K_{IH} at room temperature and 100 °C is about 58 MPa/ $m^{3/2}$ and 61 MPa/ $m^{3/2}$ respectively.

[Key words] Ti-Al-Zr alloy; hydrogen induced delayed fracture; mechanical property

(编辑 杨 兵)