

TiAl 基合金弯曲疲劳的断裂机制

曹 睿¹, 林有智¹, 陈剑虹¹, Hu.D²

(1. 兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. Interdisciplinary Research Central, University of Birmingham, Birmingham B15 2TT, UK)

摘 要: 通过对弯曲疲劳断裂宏观试验结果以及相应的卸载表面观察和断口观察分析研究, 发现在疲劳加载的过程中, 首先在缺口根部产生裂纹, 裂纹在应力循环的作用下不断扩展, 直至疲劳裂纹的长度达到与疲劳外加力所匹配的临界裂纹长度时, 突然发生整体解理断裂。在一定应力下的疲劳弯曲加载试验中, 随着循环次数的增加, 产生的裂纹变长, 即产生的损伤严重, 疲劳区域变宽, 其断裂机制是疲劳区各裂纹单向扩展, 解理区起裂源分散扩展直至断裂。对于循环次数较小的材料, 其断裂机制是具有发散扩展路径的起裂源直接产生于缺口根部, 然后分散扩展直至断裂, 在其扩展的路径上并不因疲劳区与解理区而有任何的不同。

关键词: TiAl 合金; 弯曲疲劳; 断裂机制

中图分类号: TG146.2⁺3; TG115.5⁺7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)04-0637-05

γ -TiAl 基合金作为高温结构材料轻量化的杰出代表, 取得了长足的发展和进步, 并已步入实用化研究阶段, 但对它的研究尚不完善。目前在静态加载下的损伤断裂研究工作较多, 国内外的研究也比较完善。由磨损、冲击、疲劳等引起的损伤是 TiAl 基合金能否很好使用的关键。近来一些学者就此做了大量的研究^[1~6]。Millett^[1]通过一维冲击加载对 γ -TiAl 基合金进行了初步研究, 发现抗冲击强度随晶粒尺寸的不同而不同, 晶粒尺寸较小的 γ -TiAl 基合金的抗冲击强度大于晶粒尺寸大的 γ -TiAl 基合金, 这与静态加载下的性能一致。同时指出, 随着冲击应力的增加, 抗剪切强度增加。Mckenna^[2]研究了小微粒高速冲击引起的损伤对其性能的影响。Halford^[3]通过四点弯曲疲劳试验研究了单一的过载以及多次过载对高强 γ -TiAl 基合金疲劳裂纹扩展的影响。研究表明, 大载荷加载-卸载机制下进行的循环疲劳加载所产生的沿层断裂使得材料发生损伤, 导致抗疲劳性能下降, 然而单一的过载(低于屈服强度)对其抗疲劳性能并没有明显的影响。Marino^[6]对未经热等静压处理的 TiAl 合金进行了弯曲试验, 发现 TiAl 合金疲劳行为强烈取决于显微结构参数, 如晶粒尺寸、片间距及层取向; 四点弯曲的强度以及断裂韧性在疲劳循环之后呈增加的趋势, 这种增加的值主要取决于层团内在延性的增加, 这种裂纹尖端前内在延性的增加是由于交替的弯曲循环引起层片

孪晶韧化或在层界面上疲劳诱发的韧化所致; 然而在疲劳前后其硬度值并没有发生变化。尽管目前国内外就此已经做了部分工作, 但对疲劳断裂机制研究的相对较少, 本实验对 TiAl 基合金的疲劳断裂机制进行了系统的研究。

1 实 验

本实验所用材料为英国伯明翰大学提供的全层状 γ -TiAl 合金。合金在 1300 °C 下进行 1 h 稳定化真空热处理, 然后随炉冷却。它的化学成分为: Ti-44Al-4Nb-5Hf-0.2Si-1B (质量分数, %), 其室温组织形貌如图 1 所示。这种材料为层团尺寸大约为 100 μm 的全层组织。用 CKX-2AJ 型电火花线切割机将合金切成如图 2 所示的 3 点弯曲疲劳试样。室温下, 在 EHF-FB05-4LA (5 kN) 电液疲劳试验机上进行弯曲疲劳试验, 频率为

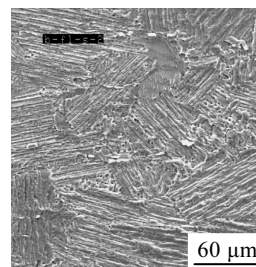


图 1 全层 TiAl 基合金的显微组织

Fig.1 Microstructure of FL TiAl alloy

收稿日期: 2008-03-27

基金项目: 国家自然科学基金 (50471109); 甘肃省自然科学基金 (3ZS061-A25-037)

作者简介: 曹 睿, 女, 1977 年生, 博士, 兰州理工大学 材料学院, 甘肃 兰州 730050, 电话: 0931-2973529, E-mail: caorui@lut.cn

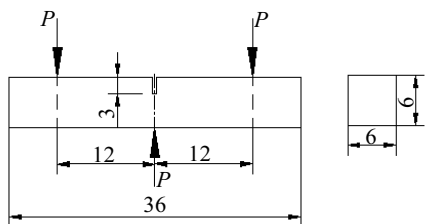


图 2 3PB 疲劳试样的几何尺寸

Fig.2 Shape and dimension of specimens

60 Hz, 波形为正弦波, $R=0.1$ 。将 3PB 疲劳断裂试验的所有试样在 JSM-6700F 扫描电子显微镜下观察断口形貌, 断裂起裂源, 分析判断导致试样最终断裂的主要原因和断裂前的临界事件, 以此来确定疲劳加载过程中的疲劳损伤断裂机制, 同时分析一定周次的循环疲劳损伤对材料性能的影响。

2 结果与讨论

3PB 试样疲劳断裂试验的宏观结果如表 1 所示。由表 1 可知, 随着最大名义应力 ($\sigma_{\max-n}$) 的降低, 材料疲劳试验的寿命增加。在这批弯曲疲劳的断裂试件中, 试样 B-BF-016 的应力最小, 然而其疲劳循环周次最大, 为 554 400。在这个试样的断口上, 发现有大量的沿层面分布裂纹、并且断口形态比较平坦 (图 3a)。试样 B-BF-012 的外加应力最大, 而疲劳循环次数最小, 仅为 23 900 次, 其断口形态也比较粗糙, 没有典型的大的沿层面分布裂纹, 晶粒边界和层团边界也不明显 (图 3b)。这说明在疲劳循环加载方式下, 即使在很小的应力下, 经很大的疲劳循环次数后, 层间裂纹都可能产生和扩展。

表 1 弯曲疲劳断裂试验结果

Table 1 Results of bending fracture tests in the fatigue loading mode

No.	W/mm	B/mm	a/mm	a/W	$S_{\text{eff}}/\text{mm}^2$	$\sigma_{\max-n}/\text{MPa}$	N_f
B-BF-012	5.98	5.98	2.83	0.47	18.83	26.56	23 900
B-BF-014	5.98	6.02	2.87	0.48	18.71	21.38	83 600
B-BF-016	6.02	6.00	2.81	0.47	19.27	19.46	554 400
B-BF-020	6.04	5.98	2.84	0.47	19.11	20.14	235 400
B-BF-021	6.02	6.04	2.86	0.47	18.37	20.14	306 900
B-BF-025	5.98	5.74	2.93	0.49	17.59	20.18	457 400
B-BF-026	5.96	5.82	2.85	0.48	18.38	20.13	343 000

Note: No.—Specimen number, W —specimen's width, B —specimen's thickness, a — notch depth, S_{eff} — true area of original cross-section, $\sigma_{\max-n}$ — maximum nominal stress amplitude, N_f — fatigue cycles of fracture specimens

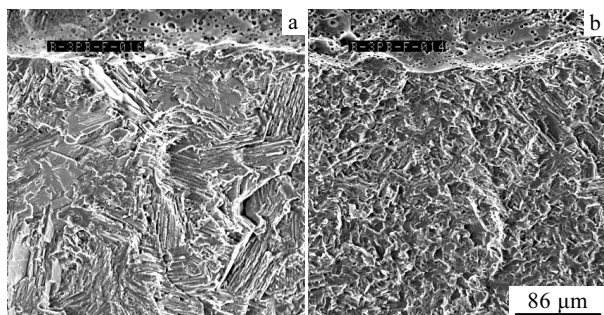


图 3 弯曲疲劳试样断裂形态

Fig.3 Fracture surface of bending specimens in the fatigue loading mode: (a) B-BF-016 and (b) B-BF-012

由于在直缺口试样弯曲疲劳的断口上不能发现有明显的河流花纹和有效的起裂源, 为了进一步研究 TiAl 基金属弯曲疲劳的损伤断裂机制, 将对弯曲疲劳试样进行卸载试验并观察表面。其卸载试验是在相同应力和不同的循环次数下进行, 试验结果如表 2 所示。

这些试样疲劳试验的最大名义应力 $\sigma_{\max-n}$ 大约平均为 20.2 MPa, 轻微的误差主要是由于所使用的疲劳试验机的精度限制。但误差控制在一定的范围内, 不超过 1%, 因此不影响试验结果的比较与分析。此卸载系列是根据 B-BF-026 试样弯曲疲劳断裂的数据 (在 20.13 MPa 的最大应力下循环 343 000 次时断裂) 卸载的。这个系列便是在 N_f 为 343 000 次的参照下, 依次在 85% N_f 、75% N_f 、65% N_f 、55% N_f 下卸载。由表 2 可知, 相同应力下, 不同循环周次卸载试样的裂纹长度与卸载的循环次数成正比。其最大的裂纹长度甚至超过 950 μm , 远远大于各种静态试验中所测的最大裂纹长度。

综合上述的分析讨论, 可以得出: 1) 在保持最大应力 $\sigma_{\max}$ 与最小应力 $\sigma_{\min}$ 恒定的 3PB 弯曲疲劳试验中, 随着循环次数的增加, 裂纹长度增加; 2) 通过裂纹扩展形态可以得知疲劳裂纹产生于缺口根部, 并且首先沿层间扩展 (图 4b、4e); 3) 通过裂纹尖端的扩展形态可以发现在疲劳循环加载中存在裂纹尖端沿层

偏转 (图 4b、4e、4f)、裂纹尖端分叉 (如图 4f)、裂纹尖端钝化 (如图 4c、4f) 等韧化机制, 这与文献[7]中静态加载下发现的韧化机制一致; 4) 在这种全层状

TiAl 基合金中, 还发现一种韧化机制: 如果长条状的硼化物刚好与裂纹扩展方向垂直分布时, 这种硼化物会阻止裂纹向前扩展, 起到材料韧化的作用。

表 2 疲劳弯曲卸载试验结果

Table 2 Results of bending unloading tests in the fatigue loading mode

No.	W/mm	B/mm	a/mm	a/W	$S_{\text{eff}}/\text{mm}^2$	$\sigma_{\text{max-n}}/\text{MPa}$	N_u	$L/\mu\text{m}$
B-BF-029	6	5.84	2.94	0.49	16.8	20.23	289 300	950
B-BF-030	6.04	5.83	2.82	0.47	18.51	20.26	254 600	650
B-BF-033	6	5.81	2.89	0.48	17.87	20.14	216 600	350
B-BF-024	5.98	6.04	2.89	0.48	18.17	20.09	183 800	50

Note: No.—Specimen number, W —specimen's width, B —specimen's thickness, a —notch depth, S_{eff} —true area of original cross-section, $\sigma_{\text{max-n}}$ —maximum nominal stress amplitude, N_u —fatigue cycles of unloading specimens, L —average crack length of unloading specimens

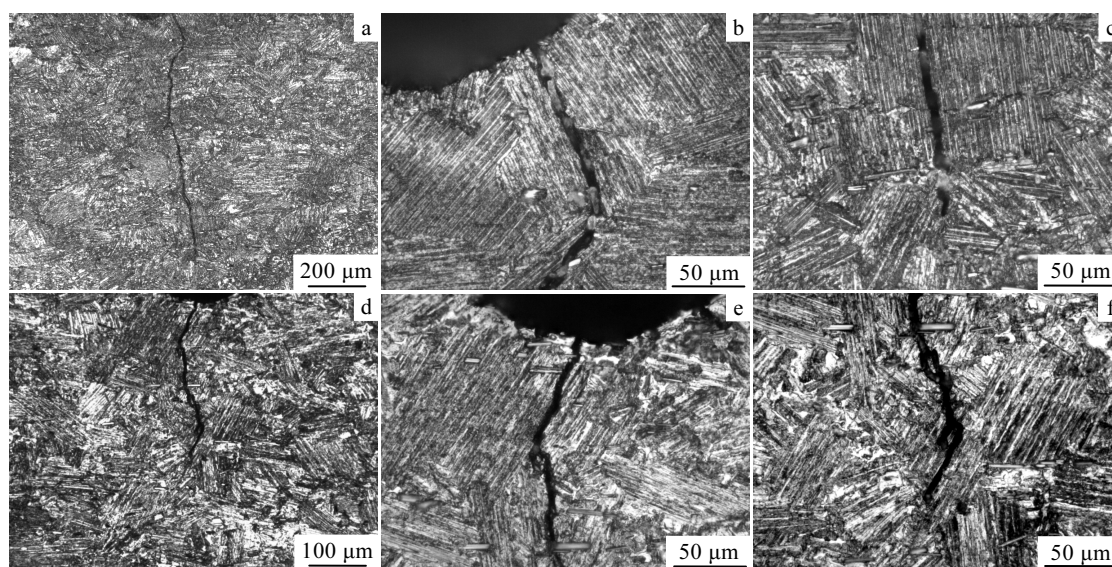


图 4 弯曲疲劳试样不同卸载循环次数的截面形貌

Fig.4 Metallographs of cross-section of 3PB fatigue specimens unloaded at the different number of fatigue cycle with nearly same stress amplitude: (a), (b), (c) B-F-3PB-029, and (d), (e), (f) B-F-3PB-033; (a), (d) macrocrack, (b), (e) interlamellar deflected crack, (c), (f) blunted crack

为了进一步研究弯曲疲劳及其初始损伤对材料断裂性能的影响, 将前面所有弯曲疲劳卸载的试样放在 SHIMADZU AG-10TA 万能试验机上作静态弯曲断裂试验, 图 5 是材料弯曲的断裂载荷 P_{max} 与断裂韧性 K_{max} 随疲劳裂纹长度变化的关系。同时由文献[8]可知, 该材料静态加载下最大断裂载荷 P_{max} 为 820 N, 最大断裂韧性 K_{max} 为 $17.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。由图 5 可知, 经过弯曲疲劳的试样, 其弯曲断裂的最大载荷 P_{max} 和最大断裂韧性 K_{max} 明显低于没有弯曲疲劳的试样静态弯曲的性能。同时也发现, 随着预疲劳裂纹长度的增加 (疲劳卸载循环次数增加), 试样弯曲的最大载荷 P_{max} 和最大断裂韧性 K_{max} 基本也随之降低。根据前面的分析, 可知试样表面的裂纹长度与疲劳循环次数及疲劳应力

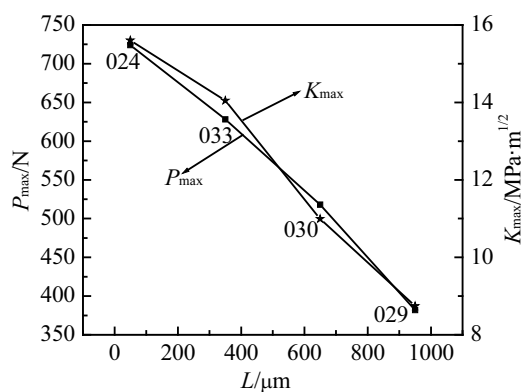


图 5 材料弯曲性能与预疲劳裂纹长度之间的关系
Fig.5 Relationships between bending properties and fatigue precrack length

成正比关系,因而可以说:弯曲疲劳时,所施加的应力越大或循环的次数越多,都会使材料的弯曲性能降低的越严重。由于所做的试验有限,对它们的关系只能得出定性的规律,但对实际中的应用也有一定的参考意义。

在做静态弯曲试验前,先将疲劳后的试样氧化着色。静态弯曲断裂后,可明显地区分出试样的疲劳区与解理区,二者的边界线相当连贯;并且疲劳区的宽度起伏不大,其宽度与疲劳裂纹的长度大体一致。这说明材料疲劳时产生的裂纹贯穿了整个试样的厚度,也进一步验证了上面得出的结论。图 6 是弯曲疲劳试样 B-BF-029 和试样 B-BF-033 卸载后静态弯断的断口形貌。经比较,发现这两种断裂形态存在很大差异,

由弯曲疲劳加载过程中产生很长长度(950 μm)裂纹的卸载试样 B-BF-029 静态加载弯曲断裂的断口(图 6a)中得知:首先是疲劳区裂纹单向扩展,然后解理分散扩展直至断裂,其断裂示意图如图 7a 所示。主要是由于疲劳循环次数很大,产生的损伤严重,疲劳区域比较宽;这可能是它们在疲劳区与解理区有不同断裂机制的重要原因。图 6b 是试样 B-BF-033 弯曲疲劳卸载后静态弯断的断口形貌。其与上述不同:具有发散扩展路径的起裂源并不是在解理区开始处,而是直接在缺口根部即已分散扩展;在其扩展的路径上并不因疲劳区与解理区而有任何的不同。其河流花纹的走向十分明显,如图 6c 所示,其断裂示意图如图 7b 所示。

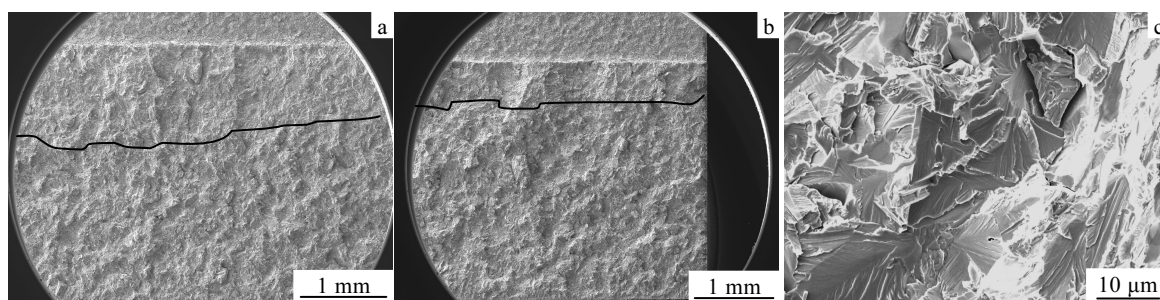


图 6 弯曲疲劳卸载试样弯曲断裂的断口形貌

Fig.6 Fracture surface of bending fracture after unloading at different fatigue cycles: (a) B-BF-029, (b) B-BF-033, and (c) magnification of Fig.6b

总之,在所有观察的试样中,从图 6 中可明显地观察到疲劳裂纹扩展的前沿如黑线所示,可知这种材料在弯曲疲劳过程中沿着缺口根部产生一定长度的疲劳裂纹,而当疲劳裂纹的长度达到与所加疲劳外加力所匹配的临界裂纹长度时,突然发生整体解理断裂,断裂示意图如图 7a 所示。如果疲劳卸载试样中一定外加名义应力下对应卸载试样的循环次数越小,一定循环次数下对应卸载试样的最大名义应力越大,其疲劳区与解理区的区分越不明显,这时在卸载表面上观察到的裂纹长度较短,并且也有裂纹并没有贯穿整个试样厚度,这时的断裂与直接弯曲的断裂形态类似,其断裂的机制便越趋同于图 7b 所示疲劳区直接分散扩展的过程。预疲劳的循环次数越大,产生的损伤越严重,疲劳区域越宽,从而使得在疲劳区与解理区存在不同的断裂机制。这与拉伸疲劳的唯一起裂源与静态弯曲的多个起裂源的断口相比有着很大的不同。从其断口进一步分析,可判断其断裂机制不同于静态试验中起裂控制、积累能量而瞬间断裂的过程。疲劳断裂试验的断裂机制应该是在疲劳加载的过程中,不断产生裂纹,裂纹在应力循环的作用下不断扩展,扩展到

一定程度时,这些裂纹贯穿试样的厚度。在这一过程的同时,材料内部的能量大大释放,引起试样的最后断裂,最终断裂也为准脆性断裂。

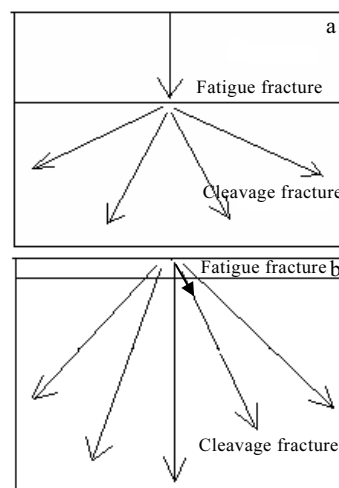


图 7 疲劳后静态弯曲的断裂路径示意图

Fig.7 Schematic of fracture path in static bending after loading in the fatigue loading mode: (a) corresponding to Fig.6a and (b) corresponding to Fig.6b

3 结 论

1) 对于预疲劳阶段循环次数很大的材料, 其断裂机制是疲劳区各裂纹单向扩展, 解理区起裂源分散扩展直至断裂。

2) 对于预疲劳试验应力或循环次数较小的材料, 其断裂机制是具有发散扩展路径的起裂源直接产生于缺口根部, 然后分散扩展直至断裂, 在其扩展的路径上并不因疲劳区与解理区而有任何的不同。

3) 弯曲疲劳的断裂过程是: 在疲劳加载的过程中, 不断产生裂纹, 裂纹在应力循环的作用下不断扩展, 直至疲劳裂纹的长度达到与疲劳外加力所匹配的临界裂纹长度时, 突然发生整体解理断裂。

4) 疲劳弯曲加载中产生的裂纹长度(即材料的损伤)与卸载的循环次数成正比; 在一定的应力下随着循环次数的增加, 产生的裂纹长度变长, 即产生的损伤严重, 疲劳区域变宽, 弯曲断裂韧性也相应地降低。

参考文献 References

- [1] Millett J C F, Bourne N K, Gray G T *et al.* *Acta Mater*[J], 2002, 50(19): 4801
- [2] McKenna V T, Rubal M P, Steif P S *et al.* *Metall Mater Trans A*[J], 2002, 33A: 581
- [3] Halford T P, Bowen P. *J Mater Process Tech*[J], 2004, 153~154: 615
- [4] Gilbert Henaff, Anne-Lise Gloanec. *Intermetallics*[J], 2005, 13: 543
- [5] Trail S J, Bowen P. *Materials Science and Engineering*[J], 1995, A192/193: 427
- [6] Francesco Marino, Rebuffo A, Sorrentino F. *International Journal of Fatigue*[J], 2005, 27: 143
- [7] Cao Rui(曹 睿) *et al.* *Materials Science and Engineering(材料科学与工程学报)*[J], 2004(5): 674
- [8] Cao R, Chen J H, Zhang J *et al.* *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2008, 75: 4019

Fracture Mechanism of Bending Fatigue for TiAl-Based Alloys

Cao Rui¹, Lin Youzhi¹, Chen Jianhong¹, Hu.D²

(1. State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. Interdisciplinary Research Central, University of Birmingham, Birmingham B15 2TT, UK)

Abstract: Based on the results of notch 3PB fatigue tests and the observation of metallographic surfaces and fracture surfaces, it is found that for fatigue bending tests, the fatigue crack initiated and extended directly from the notch root, then extended step by step by the fatigue bending loads. When a crack extended to the length, which acts as a Griffiths crack and matches the loading stress, the crack propagated catastrophically through entire specimen. In the fatigue bending tests at the certain stress amplitude values, the crack length increased with increasing of fatigue unloading cycles, and the damage produced by fatigue process increased, the fatigue regions became wider, the fracture mechanism is that the fatigue regions propagate along a single orientation, the cleavage regions propagate dispersedly to different orientations. However, for shorter fatigue cycles the fracture mechanism is that initiation origins are produced at the notch root, then propagate dispersedly to final fracture. No any differences appear between the fatigue and the cleavage regions on the propagation path.

Key words: TiAl-based alloys; fatigue bending; fracture mechanism

Biography: Cao Rui, Ph. D., College of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2973529, E-mail: caorui@lut.cn