

TiAl 合金高温疲劳小裂纹与长裂纹扩展行为

焦泽辉¹, 于慧臣¹, 董成利¹, 鲁原¹, 高帆²

(1. 北京航空材料研究院 中国航发材料检测与评价重点实验室, 先进高温结构材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

(2. 中国航发先进钛合金重点实验室, 北京 100095)

摘要: 采用原位观察疲劳试验方法研究了变形 TiAl 合金在 650 °C 下的三维小裂纹扩展行为, 利用传统疲劳裂纹扩展试验方法研究了该合金在 650~800 °C 温度范围内的长裂纹扩展行为。结果显示, 650 °C 下, 变形 TiAl 合金的三维小裂纹在低于长裂纹扩展门槛值的区域依然能够扩展, 并且扩展速率高于长裂纹; 位于试样棱边的横向机械加工刻痕是合金三维小裂纹萌生的主要位置之一, 小裂纹在扩展过程中发生偏折并在偏折处合并, 合金的疲劳寿命对试样表面的不规则条状加工缺陷不敏感; 在 650~800 °C 温度范围内, 合金的疲劳长裂纹稳态扩展速率对温度变化不敏感, 裂纹扩展过程均显示为解理断裂, 裂纹扩展门槛值受韧/脆转变温度影响, 韧/脆转变温度以下温度的门槛值较低。

关键词: TiAl 合金; 原位观察; 小裂纹; 疲劳裂纹扩展

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0538-07

TiAl 合金具有高的比强度、比刚度, 良好的抗高温氧化性及抗蠕变等优点, 且密度仅为镍基高温合金的一半, 可在 650~900 °C 温度范围代替高温合金应用于高推重比和大涵道比航空发动机低压涡轮盘、涡轮叶片等部件^[1]。美、欧等已将 TiAl 合金成功应用于航空发动机、汽车等领域^[2,3], 中国也将其确定为发展推重比为 12~15 的航空发动机的首选材料之一。然而, TiAl 合金具有本征脆性, 在制备、加工及使用过程中难免引入组织偏析、损伤、粗晶等, 过早萌生裂纹, 成为含裂纹体^[4]。航空装备对于此类含裂纹体部件的结构设计常基于损伤容限设计方法, 传统做法是通过长裂纹扩展试验获得疲劳裂纹扩展速率曲线, 以此估算材料的剩余寿命。对于小裂纹扩展阶段的使用寿命, 则使用由长裂纹试验得到的近门槛值裂纹扩展数据来估算。“小裂纹效应”是指在相同的名义应力强度因子范围 ΔK 的作用下, 小裂纹的扩展速率高于长裂纹, 并且在低于长裂纹扩展门槛值的情况下小裂纹仍能扩展。因此, 使用由长裂纹试验得到的近门槛值裂纹扩展数据来估算小裂纹阶段的使用寿命会导致偏于危险的寿命估算结果。这一结论已在铝合金、钛合金以及结构钢等多种材料中得以证实^[5-7], 并发展了考虑小裂纹扩展阶段的疲劳全寿命预测方法, 在飞机结构中获得了成功应用^[8]。近年来, 针对高温结构材料也开展了相应的研究^[9-11], 用于指导航空发动机关键构件的

损伤容限设计和寿命预测。

材料的疲劳全寿命包括小裂纹萌生与扩展寿命以及长裂纹扩展寿命, 已有研究发现^[12], TiAl 合金 $da/dN-\Delta K$ 曲线较陡, 而门槛值 ΔK_{th} 较高, 说明 TiAl 合金在达到门槛值之前的寿命在总寿命中所占比例较高, 对 TiAl 合金进行疲劳寿命预测时, 应重点考虑门槛值之前的寿命, 即小裂纹的萌生与扩展寿命。通过小裂纹扩展试验可以获得门槛值之前的小裂纹扩展速率及寿命, 试验过程中采用光学直读法或塑料薄膜复型法对小裂纹长度进行监测。但由于这些手段不能有效监测高温下的小裂纹扩展, 因此, 现有报道多是基于室温条件的试验结果。TiAl 合金常在高温环境下服役, 探明合金的高温疲劳小裂纹扩展行为十分必要。本研究利用扫描电镜原位观察疲劳试验的方法研究了 TiAl 合金在 650 °C 下的小裂纹萌生与扩展行为, 揭示了 TiAl 合金的高温“小裂纹效应”, 为 TiAl 合金高温小裂纹扩展行为试验方法研究积累了经验。此外, 本研究系统开展了该合金在 650~800 °C 温度范围的疲劳长裂纹扩展试验, 获得了 TiAl 合金在不同温度下的疲劳裂纹扩展门槛值及裂纹扩展速率, 为 TiAl 合金零部件结构设计、定寿延寿提供了重要技术支持。

1 实验

实验所用材料为变形 TiAl 合金, 名义成分为

收稿日期: 2018-02-05

基金项目: 国家自然科学基金(51401195); 航空科学基金(2013ZF21014)

作者简介: 焦泽辉, 男, 1986 年生, 博士生, 北京航空材料研究院, 北京 100095, 电话: 010-62496718, E-mail: jiaozehui@163.com

Ti-46Al-4Nb-1.8Cr-0.2Ta (at%)。合金由真空自耗电弧炉熔炼大尺寸铸锭, 然后切割成小段进行热挤压及后期热处理。合金显微组织如图 1。由图 1 可见, 合金显微组织是由细小均匀的 γ/a_2 片层团簇和等轴 γ 晶粒组成的双态 (double phase) 组织 (简称 DP 组织), γ/a_2 片层团簇尺寸为 20~40 μm , 等轴 γ 晶粒尺寸约为 10 μm 。合金室温(RT)以及 650~850 $^\circ\text{C}$ 下的拉伸性能平均值 (每个温度点测试 3 根试样) 见表 1。室温拉伸试验依照 HB 5143-1996《金属室温拉伸试验方法》进行, 高温拉伸试验依照 HB 5195-1996《金属高温拉伸试验方法》进行。从表 1 可以看出, 合金在室温(RT)、650 和 700 $^\circ\text{C}$ 下塑性较低。

在日本岛津带扫描电镜的原位观察疲劳试验机上进行 TiAl 合金三维小裂纹扩展试验, 试验温度 650 $^\circ\text{C}$, 正弦波加载, 频率 10 Hz, 应力比 $R=0.1$, 最大应力 $\sigma_{\text{max}}=532 \text{ MPa}$ 。试验用试样形状及尺寸见图 2。试样工作段中部上表面为一个浅圆弧, 在外载荷作用下圆弧底部中心位置承受的应力最大, 最易萌生裂纹。试验时, 将装好试样的疲劳试验台推入扫描电镜腔体内, 将扫描电镜视野锁定在试样中部浅圆弧的底部中心位置, 对试样在该处的表面裂纹进行实时监测, 并记录不同循环周次下的裂纹长度。



图 1 TiAl 合金显微组织照片

Fig.1 Microstructure of TiAl alloy

表 1 TiAl 合金在不同温度下的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of TiAl alloy as a function of temperature

$T/^\circ\text{C}$	σ_b/MPa		$\sigma_{p0.2}/\text{MPa}$		$\delta_5/\%$	
	Value	Standard deviation	Value	Standard deviation	Value	Standard deviation
RT	735	22.2	558	2.6	1.38	0.74
650	680	5.6	439	13.1	1.20	0.87
700	579	38.2	452	1.1	1.30	0.33
750	675	18.7	421	11.8	25.73	8.98
800	585	8.0	399	8.2	69.60	9.70
850	495	18.4	345	14.0	74.33	7.76

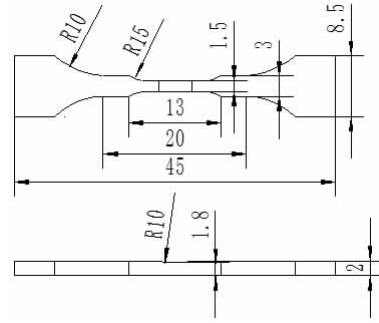


图 2 三维小裂纹扩展试样

Fig.2 Sample for three-dimensional small crack propagation tests

在 MTS 疲劳试验机上进行长裂纹扩展试验, 试验温度范围为 650~800 $^\circ\text{C}$, 正弦波加载, 频率 10 Hz, 应力比 $R=0.1$ 。试验用试样为紧凑拉伸 (CT) 试样, 形状及尺寸见图 3。试样厚度为 10 mm。试验依照 HB 7680-2000《金属材料高温疲劳裂纹扩展速率试验方法》进行, 试验过程中采用长焦距显微镜对裂纹长度进行监测。试验结束后, 利用扫描电镜对试样断口进行观察, 分析合金的断裂行为。

2 结果与分析

2.1 三维小裂纹萌生与扩展行为

图 4 显示了 TiAl 合金在 650 $^\circ\text{C}$ 下的三维小裂纹萌生与扩展原位观察形貌。图 4a 为加载前试样表面的初始形貌, 在试样表面两侧有加工残留的不规则条状缺陷。图 4b 显示循环周次 $N=4504$ 时, 位于试样工作段中部棱边的一条与载荷方向近似垂直的平直刻痕 (图 4b 箭头所指) 的两端开始萌生小裂纹, 刻痕在水平方向的投影长度约为 10.9 μm , 初次观察到的试样表面小

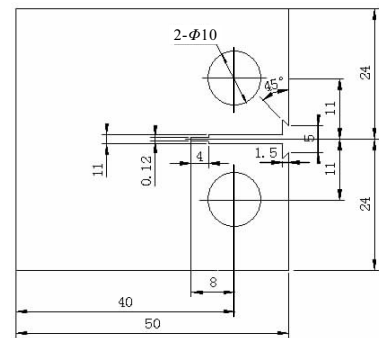


图 3 长裂纹扩展 CT 试样

Fig.3 CT sample for long crack propagation tests

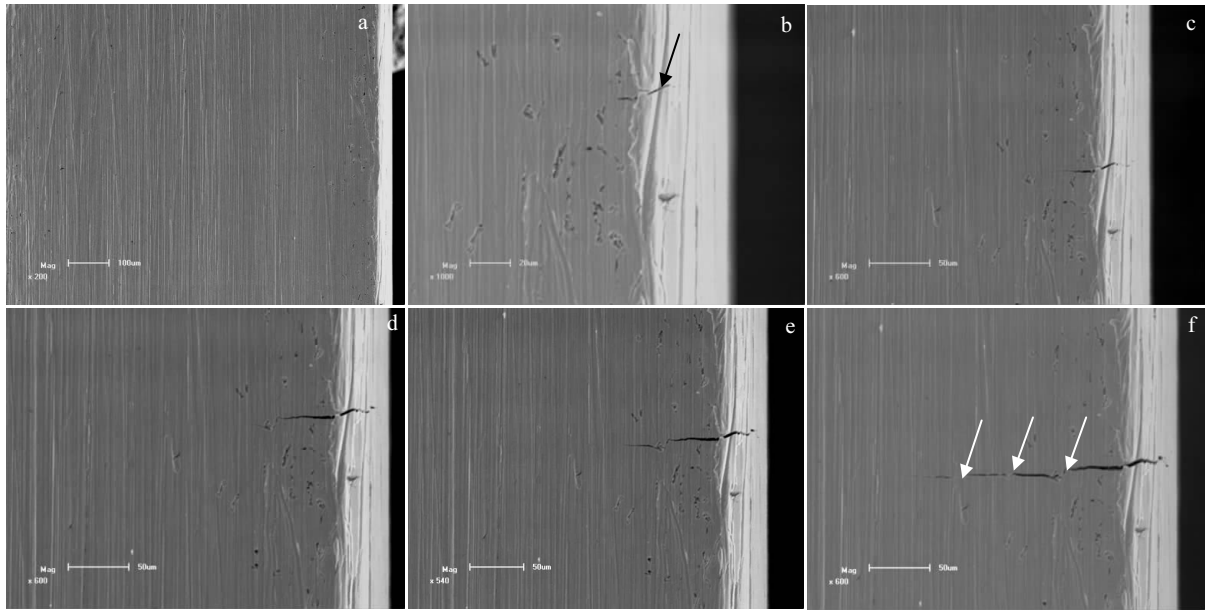


图 4 650 °C 下 TiAl 合金三维小裂纹萌生与扩展原位观察形貌

Fig.4 Morphologies of three-dimensional small crack initiation and propagation of TiAl alloys through in-situ observation at 650 °C: (a) initial morphology, (b) $N=4504$, (c) $N=15130$, (d) $N=30556$, (e) $N=66260$, and (f) $N=71829$ (near the fracture)

裂纹长度约为 15 μm 。试样表面加工残留的其他不规则条状初始缺陷未成为疲劳裂纹的起源。其原因是这些不规则的条状初始缺陷边缘圆润，在外载荷作用下应力集中不明显，且分布方向不与载荷方向垂直或近似垂直，难以达到导致裂纹萌生所需的应力条件。位于棱边的刻痕不仅与载荷方向近似垂直，而且端部尖锐，极易产生应力集中，在疲劳载荷作用下较早萌生裂纹。相关研究指出^[13,14]，表面加工状况、应力分布和缺陷性质对 TiAl 合金疲劳抗力的影响明显，非尖锐裂纹不会对 TiAl 合金疲劳抗力造成大的影响，本研究结果与该结论基本一致。图 4c~4f 显示小裂纹沿与载荷垂直的方向不断扩展，扩展过程中裂纹共经历三次偏折，在偏折处，主裂纹与前端裂纹合并后继续扩展（图 4f 箭头所指）。在三维小裂纹扩展过程中，试样表面的不规则条状缺陷处始终未发生裂纹萌生，再次证明 TiAl 合金的疲劳寿命对于此类缺陷不敏感。

图 5 显示采用原位观察方法获得的 650 °C 下 TiAl 合金试样表面三维小裂纹长度 a 与循环周次 N 的关系曲线。图 6 显示裂纹扩展速率 da/dN 与裂纹长度 a 的关系曲线， da/dN 采用截线法近似得出。图 7 显示小裂纹扩展速率 da/dN 与裂纹前缘应力强度因子幅 ΔK 的关系。计算 ΔK 时，试验进行了以下近似处理：(1) 因试样工作段中部的圆弧面半径较大，深度较浅，故将试样工作段表面近似视为平面；(2) 对试样横截

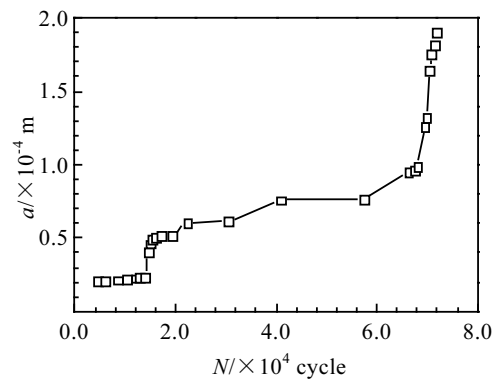


图 5 650 °C 下 TiAl 合金三维小裂纹扩展 $a-N$ 曲线

Fig.5 $a-N$ curve of three-dimensional small crack propagation of TiAl alloys at 650 °C

面断口进行观察，发现小裂纹扩展阶段的裂纹前缘约为四分之一圆，故认为小裂纹在扩展过程中长度与深度近似相等。基于上述假设，采用有限体带四分之一椭圆角裂纹受均匀拉伸载荷的应力强度因子计算方法，对本试验的 ΔK 进行计算，具体公式如下：

$$\Delta K = \Delta\sigma \frac{\sqrt{\pi b}}{E(k)} \cdot F\left(\frac{b}{a}, \frac{b}{t}, \frac{a}{w}, \theta\right) \quad (1)$$

$$F = [M_1 + M_2(b/t)^2 + M_3(b/t)^4]g_1g_2f_\theta f_w \quad (2)$$

其中： $\Delta\sigma$ 为最大应力与最小应力之差， a 为裂纹长度，

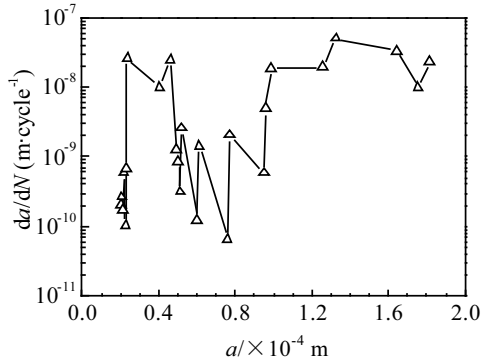


图 6 650 °C 下 TiAl 合金三维小裂纹扩展 da/dN-a 曲线
Fig.6 da/dN-a curve of three dimensional small crack propagation of TiAl alloys at 650 °C

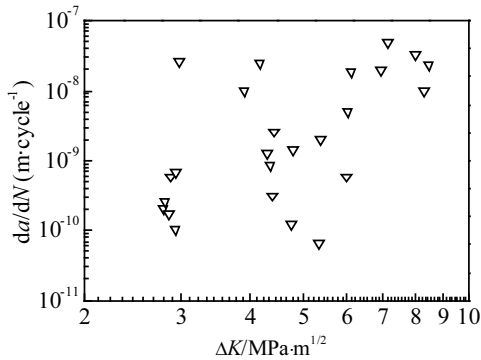


图 7 650 °C 下 TiAl 合金三维小裂纹扩展 da/dN-ΔK 曲线
Fig.7 da/dN-ΔK curve of three-dimensional small crack propagation of TiAl alloys at 650 °C

b 为裂纹深度, w 为试样宽度, t 为试样厚度, $E(k)$ 为第二类完全椭圆积分, 与裂纹长度、深度有关, M_1 、 M_2 、 M_3 、 g_1 、 g_2 、 f_θ 、 f_ω 是与裂纹长度、深度, 试样宽度、厚度, θ 角等有关的参数, θ 角的定义见图 8^[15]。

从图 7 显示的三维小裂纹扩展 da/dN-ΔK 关系可以看出, TiAl 合金三维小裂纹在一个较大的 ΔK 范围内

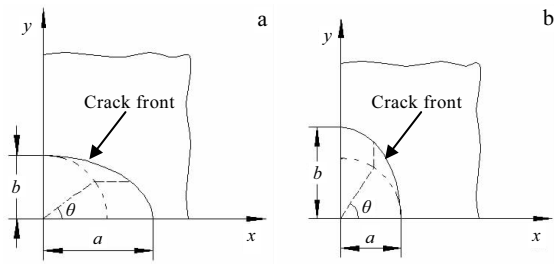


图 8 θ 角的定义

Fig.8 Definition of θ angle: (a) $b/a \leq 1$ and (b) $b/a > 1$

均能扩展, 扩展速率数据分散, 但整体上随 ΔK 值的增大而增大。

2.2 疲劳长裂纹扩展行为

图 9 显示 650~800 °C 温度范围内 TiAl 合金的疲劳长裂纹扩展 da/dN-ΔK 曲线。可以看出, 在 650~800 °C 范围内, TiAl 合金在不同温度下的 da/dN-ΔK 曲线较接近, 不同温度的裂纹稳态扩展阶段基本重合。当 $\Delta K=10.6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 时, 裂纹进入失稳扩展阶段, 此时裂纹扩展速率 $da/dN=5 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$ 。随后 da/dN-ΔK 曲线产生一定分离, 其中, 750 和 800 °C 的 da/dN-ΔK 曲线继续保持一致, 700 °C 下的裂纹失稳扩展速率略低, 650 °C 下的裂纹失稳扩展速率最低。诸多研究表明, 温度对 TiAl 合金疲劳裂纹扩展速率的影响复杂。一些研究认为^[16,17], TiAl 合金从室温到高温, 裂纹扩展抗力无明显变化。本研究的长裂纹稳态扩展阶段的试验结果与该结论一致; 但也有研究认为^[18,19], TiAl 合金在韧/脆转变温度以下温度的裂纹扩展抗力低于韧/脆转变温度以上温度的裂纹扩展抗力, 一般来讲, 600 °C 下的裂纹扩展抗力最低, 800 °C 下的裂纹扩展抗力最高。从 TiAl 合金的拉伸性能 (见表 1) 可以看出, 该合金的韧脆转变温度处于 700 和 750 °C 之间, 但本研究试验结果并未受韧/脆转变温度的影响, 在裂纹失稳扩展阶段, 650 和 700 °C 下的裂纹扩展抗力甚至略高于 750 和 800 °C。图 10 显示本研究 4 种试验温度下长裂纹稳态扩展阶段的试样断口形貌。可见 4 种温度下断口形貌无明显差别, 合金均显示为解理断裂, 充分证明了这 4 种温度下合金具有一致的裂纹稳态扩展速率的结论。韧/脆转变温度未对试验用 TiAl 合金裂纹扩展速率造成影响的原因可能是: (1) 该合金的晶粒较细, 在高温和疲劳载荷作用下, 晶粒之间的滑移和转动协调性较好, 提高了合金的韧性; (2) 疲劳裂

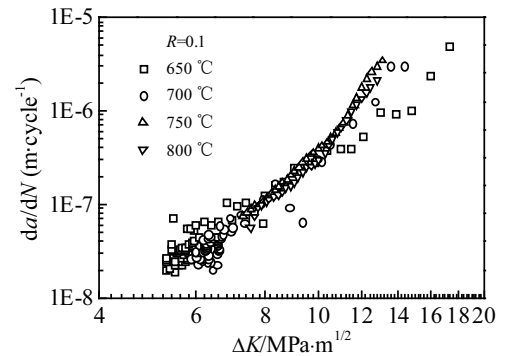


图 9 不同温度下 TiAl 合金疲劳长裂纹扩展 da/dN-ΔK 曲线
Fig.9 da/dN-ΔK curve of long fatigue crack propagation of TiAl alloys at different temperatures

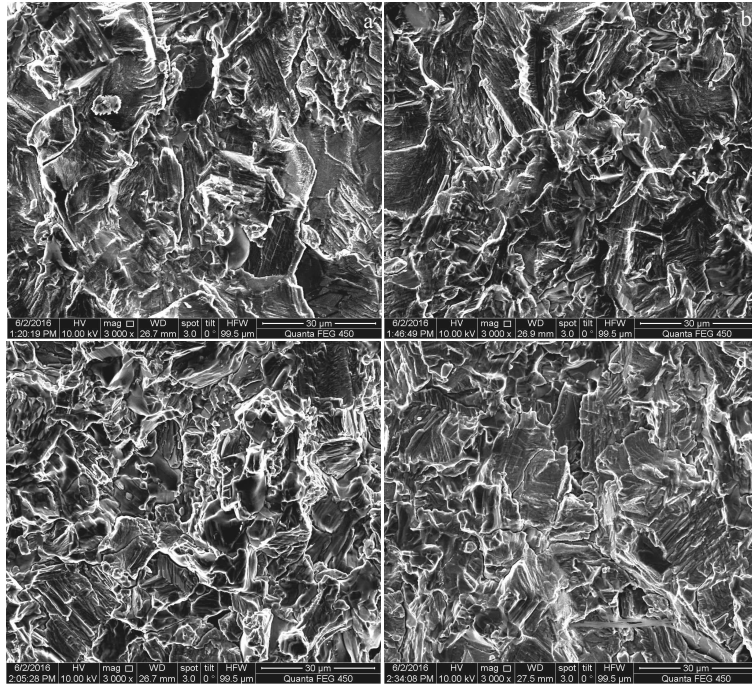


图 10 TiAl 合金疲劳长裂纹稳态扩展阶段试样断口形貌

Fig.10 Morphologies of long fatigue crack steady propagation stage of TiAl alloys at different temperatures: (a) 650 °C, (b) 700 °C, (c) 750 °C, and (d) 800 °C

纹在扩展过程中，裂纹尖端的塑性区尺寸大于合金晶粒尺寸，促使裂纹尖端附近晶粒内部和晶粒之间均发生塑性变形，材料脆性对裂纹扩展的影响减弱。

图 11 显示 650 和 700 °C 下包含 TiAl 合金疲劳裂纹起始扩展和稳态扩展阶段的 $da/dN-\Delta K$ 曲线。公式 (3) 为 Paris 提出的疲劳裂纹扩展速率计算公式：

$$da/dN=C\Delta K^m \tag{3}$$

式中： C 和 m 为材料常数。利用此公式对 2 种温度下的疲劳裂纹稳态扩展阶段进行拟合，结果见图 11 中实线，图 11 中虚线与实线连接，且与 X 轴垂直，虚线与近门槛区域的试验数据吻合较好，代表疲劳裂纹初始扩展阶段，虚线对应的 ΔK 值为 TiAl 合金在 650 和 700 °C 下的疲劳裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 。从图 11 可以看出，Paris 公式能够较好拟合 TiAl 合金在 650 和 700 °C 下的疲劳裂纹稳态扩展阶段，Paris 公式参数值及疲劳裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 见表 2。从表 2 可以看出，TiAl 合金在 650 °C 下的门槛值低于 700 °C。说明与 700 °C 相比，650 °C 下 TiAl 合金内部存在的初始裂纹更易起始扩展。其原因可能是 650 °C 下合金的塑性低于 700 °C，在初始裂纹尺寸较小的情况下，裂纹尖端应力场强度因子小，裂纹尖端塑性区尺寸小，此时合金的脆性特征在裂纹扩展过程中发挥主导作用，促进了裂纹的起

始扩展。

图 12 显示 650 °C 下 TiAl 合金疲劳小裂纹和长裂纹扩展结果。可以看出，在低于长裂纹扩展门槛值 ($\Delta K_{th}=5.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) 的区域，小裂纹依然能够扩展，并且扩展速率高于长裂纹。在高于长裂纹扩展门槛值的区域，小裂纹的扩展速率略低于长裂纹。本研究中，TiAl 合金小裂纹扩展速率是通过扫描电镜原位观察疲劳试验的方法获得的，试验环境为高温真空条件，而长裂纹扩展试验环境为高温空气条件，二者在试验环境上存在差异。有研究表明^[20,21]，环境对 TiAl 合金的疲劳裂纹扩展抗力有影响。室温真空条件下的疲劳裂纹扩展抗力大于空气条件，但随着温度的升高，这一影响会减弱。环境对合金疲劳裂纹扩展抗力的影响机制复杂，室温下合金吸附水蒸气分解产生的氢气导致合金脆化是产生该影响的主要原因之一，高温下则是合金吸附氢、氧、氮导致合金脆化、多种化合物的生成以及裂纹尖端周期变形等多重因素综合作用的结果。综上可知，本研究获得的 650 °C 真空条件下的小裂纹扩展速率应接近或略小于 650 °C 空气条件下的速率。但无论属于何种情况，这一结果相对于实际使用条件均是保守的，不会影响本研究的最终结论，即：TiAl 合金在 650 °C 下具有明显的小裂纹效应，传统损

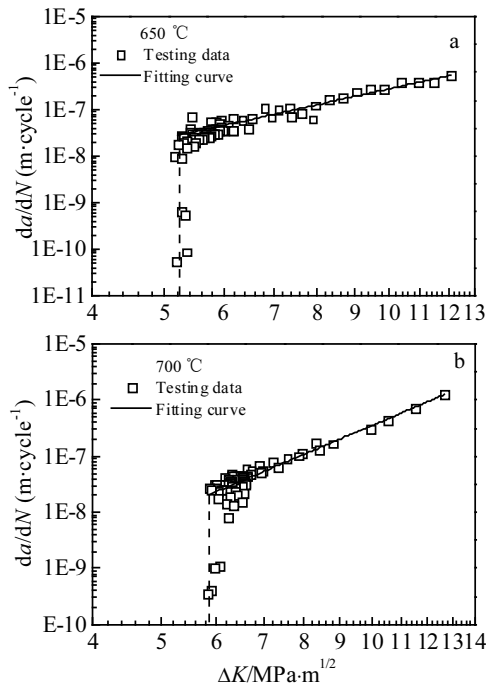


图 11 TiAl 合金高温疲劳长裂纹扩展试验与模拟结果

Fig.11 Testing data and fitting curves of long fatigue crack propagation of TiAl alloys at elevated temperatures: (a) 650 °C and (b) 700 °C

表 2 TiAl 合金疲劳长裂纹扩展 Paris 方程参数值及门槛值
Table 2 Paris equation parameters and threshold values of long fatigue crack propagation of TiAl alloys

$T/^\circ\text{C}$	C	m	$\Delta K_{th}/\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$
650	0.787	3.554	5.2
700	0.167	5.330	5.84

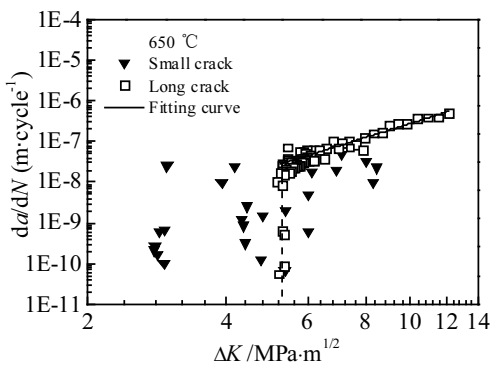


图 12 650 °C 下 TiAl 合金疲劳小裂纹与长裂纹扩展结果

Fig.12 Results of small and long fatigue crack propagation of TiAl alloys at 650 °C

伤容限设计中利用长裂纹扩展数据进行小裂纹扩展阶段的寿命预测会产生对于材料剩余寿命的过高估计,

偏于危险。因此,对 TiAl 合金进行高温疲劳寿命预测时,应充分考虑小裂纹扩展阶段的寿命。

3 结 论

1) 650 °C 下,变形 TiAl 合金的疲劳小裂纹在低于长裂纹扩展门槛值的区域依然能够扩展,并且扩展速率高于长裂纹,进行合金高温疲劳寿命预测时,应充分考虑小裂纹扩展阶段的寿命。

2) 变形 TiAl 合金疲劳试样棱边的横向机械加工刻痕是小裂纹萌生的主要位置之一,小裂纹在扩展过程中会发生偏折,并在偏折处合并,合金的疲劳寿命对试样表面的不规则条状加工缺陷不敏感。

3) 在 650~800 °C 温度范围内,变形 TiAl 合金的疲劳长裂纹稳态扩展速率对温度变化不敏感,裂纹扩展过程均显示解理断裂,裂纹扩展门槛值受韧/脆转变温度影响,韧/脆转变温度以下温度的门槛值较低。

参考文献 References

[1] Clemens H, Mayer S. *Advanced Engineering Materials*[J], 2013, 15: 191

[2] Tetsui T, Shindo K, Kobayashi S *et al. Scripta Materialia*[J], 2002, 47(6): 399

[3] Tetsui T. *Advanced Engineering Materials*[C], 2001, 3(5): 307

[4] Yang Rui(杨 锐). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(2): 129

[5] Wu Xueren(吴学仁), Newman J C, Li Chenggong(李成功) *et al. Selected Papers in Scientific and Technical International Cooperative Program, 5* (国际科技合作论文集(5))[C]. Beijing: Chinese Aeronautical Establishment, 1994

[6] Liu J Z, Wu X R, Ding C F *et al. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2002, 25(5): 467

[7] Hu Benrun(胡本润), Wu Xueren(吴学仁), Ding Chuanfu(丁传富). *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2000, 20(3): 33

[8] Wu Xueren(吴学仁), Liu Jianzhong(刘建中). *Acta Aeronautical et Astronautic Sinica(航空学报)*[J], 2006, 27(2): 219

[9] Zhang Li(张 丽), Wu Xueren(吴学仁). *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2014, 34(6): 75

[10] Ma X, Shi H J. *Advanced Materials Research*[J], 2012, 35(1): 91

[11] Luo J, Bowen P. *International Journal of Fatigue*[J], 2004, 26(2): 113

[12] Hénaff G, Gloanec A L. *Intermetallics*[J], 2005, 13(5): 543

[13] Chan K S. *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*[J], 1997, 49(7): 53

- [14] Trail S J, Bowen P. *Materials Science & Engineering A*[J], 1995, 192-193(1): 427
- [15] Chinese Aeronautical Establishment (中国航空研究院). *Stress Intensity Factor Handbook*(应力强度因子手册)[M]. Beijing: Science Press, 1993: 746
- [16] Chan K S, Shih D S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1998, 29(1): 73
- [17] Mabru C, Bertheau D, Pautrot S *et al. Engineering Fracture Mechanics*[J], 1999, 64(1): 23
- [18] Mckelvey A L, Venkateswara Rao K T, Ritchie R O *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31(5): 1413
- [19] Campbell J P, Kruzic J J, Lillibridge S *et al. Scripta Materialia*[J], 1997, 37(5): 707
- [20] Hénaff G, Tonneau A. In: Hemker K J *et al* eds. *Structural Intermetallics*[C]. Jackson Hole Wyoming, PA: TMS, 2001: 571
- [21] Rosenberger A H. *Scripta Materialia*[J], 2001, 44(11): 2653

Propagation Behavior of Small and Long Fatigue Cracks in TiAl Alloy at Elevated Temperature

Jiao Zehui¹, Yu Huichen¹, Dong Chengli¹, Lu Yuan¹, Gao Fan²

(1. AECC Key Laboratory of Materials Testing and Evaluation, Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. AECC Key Laboratory of Advanced Titanium Alloys, Beijing 100095, China)

Abstract: Three-dimensional small crack propagation behavior of deformed TiAl alloy at 650 °C was studied by in-situ observation fatigue testing, and the long crack propagation behavior of the alloy in the temperature range of 650~800 °C was studied by fatigue crack propagation tests. The results show that the three-dimensional small cracks can still grow even in the stress intensity factor region below the long crack propagation threshold value. Furthermore, the growth rates of small cracks are higher than those of long cracks in this region. The straight horizontal manufacturing nick at the sample edge is one of the main positions for the initiation of three-dimensional small crack in the alloy. Small cracks bend during the propagation and merge at positions where the bending occurs, and the fatigue life of the alloy is not sensitive to irregular strip manufacturing defects on the surface of the sample. The steady propagation rates of long fatigue cracks of the alloy are not sensitive to temperature changes in the temperature range of 650~800 °C. All the long crack propagation processes exhibit the cleavage fracture. Crack propagation threshold values are related to the ductile-brittle transition temperature, and the temperatures below the ductile-brittle transition temperature have lower threshold values.

Key words: TiAl alloy; in-situ observation; three-dimensional small crack; fatigue crack propagation

Corresponding author: Yu Huichen, Ph. D., Professor, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62496718, E-mail: yhcycu@126.com