2016年6月 June 2016

文章编号: 1004-0609(2016)-06-1191-07

长期热暴露对含钨铌 y-TiAl 合金 疲劳及表面损伤容限的影响



陈 霞,黄泽文

(西南交通大学 材料先进技术教育部重点实验室, 成都 610031)

摘 要:选取热暴露(700℃, 10000 h)前、后的 Ti-44.5Al-5Nb-1W-1B(摩尔分数,%)(5-1-1 合金),对其表面引入 不同深度的缺口(0~800 μm),研究热暴露对该材料的疲劳性能及缺口损伤容限的影响,以 Kitagawa-Takahashi 线 图的形式对热暴露引起的疲劳强化、长裂纹扩展门槛值以及合金在热暴露影响下对表面损伤的容忍限度进行定量 分析。结果表明:热暴露导致的回火稳态良性效应大于合金显微组织出现脆化的有害效应,使得热暴露后无缺口 样品出现疲劳强度提高,而 α₂ 层片分解和组织细化能适当提高疲劳长裂纹扩展门槛值。当在热暴露后引入缺口而 无回火效应时,长期热暴露导致的组织脆化成为控制性因素,材料的缺口敏感性增加,表现为出现短缺口效应的 尺寸范围在热暴露后明显增大。

关键词: *γ*-TiAl 合金; 热暴露; 表面缺口; Kitagawa-Takahashi 线图; 疲劳 中图分类号: TG146.2⁺3 **文**献标志码: A

TiAl 合金具有低密度、高熔点以及较高的高温比 强度,被认为是一种具有较好应用前景的新一代高温 结构材料^[1-4]。但是,该类合金在室温下属于半脆性材 料,对缺陷和裂纹的形成敏感,在零件的加工、搬运、 安装和服役的时候,在承受应力的情况下或者在遭受 异物打击时,极容易在表面和内部形成微观短裂纹和 其他表面缺陷。研究发现^[5],当零件表面存在像微型 缺口这样的缺陷时,其疲劳极限不满足传统的线弹性 断裂力学理论和光滑样品的高周疲劳极限设计准则。

因此,很有必要研究当 TiAl 合金材料表面存在微型缺口时,材料的疲劳行为,定量揭示材料对表面缺口的容忍限度,这关系到 y-TiAl 合金在服役期间的安全可靠性。

此外,TiAl 合金将在高温大气环境中长期服役,高温大气环境导致其内部和表面均会发生一系列的组织变化^[6],因此,在表、里组织变化的前提下研究TiAl 合金的疲劳行为尤为必要。

本文作者选取一种高强度的 *y*-TiAl 合金,在 700 ℃进行 10000 h 的大气环境热暴露。对其表面引 入一系列的微型缺口,采用载荷阶梯升值法测试该合 金在交变载荷下抵抗表面微缺口启裂的疲劳行为,研 究并确定长期大气热暴露对该合金的疲劳和损伤容限 的影响。

1 实验

本研究中所用 *y*-TiAl 合金的名义成分为 Ti-44Al-5Nb-1W-1B(摩尔分数,%),简称 5-1-1 合金。 经过二次等离子弧重熔和冷壁铜坩埚凝固工艺,在保 护性气氛下制成*d* 100 mm的铸锭,随后进行(150 MPa, 1250 ℃,4 h)的热等静压处理,炉冷至室温。采用线切 割技术将铸锭加工成 10 mm×10 mm×70 mm 条状终 形尺寸,所有样品均作 900 ℃,保温 24 h 的稳定化处 理。 $\alpha_2+\gamma$ 片层晶团如图 1(a)所示,其晶团平均尺寸约 为 110 µm,在层片晶团之间晶界处分布着等轴的 γ 晶 粒和残留的 $\beta(B2+\omega)$ 晶粒。等轴 γ 晶粒约占 8%, $\beta(B2+\omega)$ 晶粒约占 4%。在层片晶团内,部分 $\alpha_2+\gamma$ 片层较粗(见 图 1(b))。

使用 SiC 砂纸将试样的最大受力面(缺口待加工 面)及一个侧面进行机械磨削和抛光,使其最终达到光 洁度 1 µm。将材料分为无热暴露(A 组)和热暴露(B 组) 两组。无热暴露组样品直接在最大受力面中部引入表 面贯穿型直线缺口,如图 2 所示(深度 h 为 0~800 µm,

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51271154)

收稿日期: 2015-08-11; 修订日期: 2016-01-12

通信作者: 黄泽文, 教授, 博士; 电话: 028-87634176; E-mail: zewenhuang@home.swjtu.edu.cn

宽度 b 为 150 μm),采用慢走丝线切割技术加工。热 暴露组样品放入控温 700 ℃的空气热处理炉中进行 10000 h 的热暴露处理,随后再加工上述的表面和贯穿 型直线缺口。

A、B 两组光滑试样的 S-N 高周疲劳(HCF)强度测 试实验是在 PLG-100 型微机控制高频疲劳试验机上 采用四点弯曲模式完成。室温条件下,采用应力比 *R*=0.1(*R*=σ_{min}/σ_{max}),试验频率*f*=100 Hz 左右,逐 个测定每一样品在交变疲劳应力下的最大断裂应力 (σ_{max})和相应的疲劳失效周次(N)。当样品在经历 10⁷ 周次仍然不断裂时,把这时的最大应力定义为该规范 的条件疲劳强度。当有若干样品在 10⁷ 周次不断裂时, 选取其中较低的那个应力值定为该规范的条件疲劳强 度。

材料的显微组织变化,缺口根部的启裂裂纹均采 用扫描电镜背散射电子(Back scattered electron, BSE) 成像技术进行观察。



图1 合金 5-1-1 在未热暴露时的显微组织

Fig. 1 Microstructures of alloy 5-1-1 before thermal exposure: (a) Low magnification, BSE image; (b) High magnification, BSE image showing $\beta(B2+\omega)$ grains at grain boundary

疲劳长裂纹扩展速率(FCPR)实验是在室温下采用 80 mm×10 mm×10 mm 的贯穿型单边缺口试样在 四 点 弯 曲 条 件下 进 行 , 疲 劳 测 试 采 用 R=0.1 ($R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$), f = 10 Hz。使用线切割的方法预制

一条贯穿型缺口,深度为 2~2.5 mm,宽度为 150 µm, 并在交变压应力的作用下,预先使缺口顶端出现少量 的裂纹(预制的裂纹长度一般为 0.2~0.5 mm)。为了确 定裂纹扩展的门槛值和长裂纹扩展行为,采用载荷阶 梯升值法,从一个明显低于门槛值的载荷(应力强度因 子范围 ΔK)开始,每次升值为前值的 5%,每一载荷停 留的交变周数至少为 7.2×10⁴,直到一个 $\Delta K_{\rm th}$ 门槛值 出现,在该载荷幅度下裂纹首次出现可检测到的稳定 扩展。然后,保持此载荷幅值不变继续循环加载,进 行随后的裂纹扩展实验,直到一个预定的裂纹长度后 停止。实验采用直流电压降(Direct current potential drop)的方法自动监测裂纹的启裂和扩展。

缺口样品的高周疲劳极限试验是在 PLG-100 型 微机控制高频疲劳试验机上采用四点弯曲模式完成。 室温条件下,采用应力比 *R*=0.1(*R* = $\sigma_{min}/\sigma_{max}$),试 验频率 *f*=95 Hz 左右的阶梯升疲劳应力法,其加载示 意图如图 2 所示。样品从低的应力(约为光滑样品疲劳 极限的 80%)开始测试,样品在经受一个单位周次 (5×10⁵)后如果不断裂,则对疲劳应力升高一个值,比 如 10 MPa,再进行下一个单位周次的测试。依次类推, 直到样品在某个应力水平上断裂,该应力水平记录为 该缺口样品的条件疲劳极限,也称为疲劳强度。



图 2 引入的单边缺口及四点弯曲高周疲劳试样加载示意 图

Fig. 2 Schematic diagram of single edge notch and *S*–*N* fatigue specimen under four-point bending

2 结果与分析

2.1 热暴露对组织的影响

热暴露后,用扫描电镜的背散射电子模式观察其 组织的变化(见图 3)。由图 3 可以看出,3 种类型的组 织分解变化。第一种为 a_2+y 晶团内 a_2 板条上出现平 行分解(见图 3(a))。较宽的 a_2 板条沿着平行板条方向 分解,形成为由若干细小的 a_2+y 相间的板条构成的 条束结构,这表明在 a_2+y 晶团内的 a_2 板条上发生了 $a_2 \rightarrow y$ 相变。铸造工艺的冷却特点使得 5-1-1 合金中 a_2



图 3 5-1-1 合金热暴露 10000 h 后背散射电子扫描图像 **Fig. 3** BSE images of alloy 5-1-1 after exposure at 700 °C for 10000 h: (a) Decomposition of $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ and coarsening of ω particles within β blocks; (b) Decomposition of $\alpha_2 \rightarrow \beta(B2+\omega)$

相的含量超过了平衡状态下的含量。长期暴露在热浴 环境下,会使得处于亚稳态的 a₂ 相分解成细小的 a₂ 和 γ 板条,从而消除多余的 a₂ 相,使得该合金回归平 衡。第二种变化为分布在晶界处的 β(B2+ω)晶粒中的 ω 颗粒长大、粗化(如图 3(a)箭头所指)。第三种组织变 化是,经历长时间热暴露的 a₂ 板条,分解为 β(B2+ω) 小颗粒,如图 3(b)所示。本课题组早期的研究发现,

第一和第三种变化导致 a_2 相分解而释放氧气,导致 "释氧脆化"现象^[6];而在 $\beta(B2+\omega)$ 等轴晶内部出现 ω 颗粒长大粗化,以及 a_2 相转变为($B2+\omega$)颗粒,导致 $B2+\omega$ "相变脆化"^[7-8];在热暴露条件下, ω 相会从 β 相中沉淀下来并且越来越粗大,粗大到一定程度 ω 相又会逆向转变为 β 相^[9]。

但需要指出的是,长期热暴露也会给样品带来一 种类似回火的稳态效应。单个的样品浸泡于 700 ℃的 空气浴中达 10000 h,样品表面和内部的应力集中会部 分释放,组织中的偏聚会有所缓解,缺陷会适度钝化。 这些变化与组织脆化的不利效应相反,属于一种良性 效应。

2.2 疲劳强度

室温条件下,5-1-1 合金光滑试样(缺口深度为 0) 无热暴露组和热暴露组的疲劳极限值分别是 450 MPa 和为 500 MPa,如图 4 所示。长时间的高温热暴露导 致光滑样品的疲劳极限有少量的增加(11%)。如前面所 述,虽然热暴露导致合金显微组织出现脆化,组织脆 化会使得疲劳样品的最大受力面上形成微裂纹的趋势 增加;但长期热暴露也会给样品带来一种类似回火的 稳态效应。样品内部应力集中的释放,组织中偏聚的 缓解,缺陷的钝化均有益于提高材料抵抗微裂纹萌生 的抗力,这属于一种良性效应。*S*-*N* 光滑疲劳样品在 10000 h 的热暴露中承受着这两个相反效应的作用。现 在的结果显示,良性效应大于组织脆化的有害效应, 从而使得光滑样品的疲劳极限在热暴露后有所增加。



图 4 光滑样品热暴露前、后的 S-N 疲劳曲线

Fig. 4 *S*–*N* curves of smooth specimens before and after thermal fatigue exposure at 700 $^{\circ}$ C for 10000 h

2.3 疲劳裂纹扩展速率(FCPR)

对应于一定的裂纹长度 *a*,在裂纹扩展时,其裂 纹尖端的应力强度因子范围 Δ*K* 在四点弯曲条件下可 以由式(1)^[10]求出:

$$\Delta K = 6\Delta p Y_0 / \sqrt{BW} \tag{1}$$

其中,

$$Y_0 = 1.99 \left(\frac{a}{W}\right)^{0.5} - 2.47 \left(\frac{a}{W}\right)^{1.5} + 12.9 \left(\frac{a}{W}\right)^{2.5} \cdot 23.17 \left(\frac{a}{W}\right)^{3.5} + 24.80 \left(\frac{a}{W}\right)^{4.5}$$

式中: Δp 为载荷幅值; Y_0 为柔性函数(Compliance function), 是贯穿型单边缺口的几何修正因子; B 为试样厚度; W 为试样宽度; a 为裂纹长度。

由实验可以得到疲劳裂纹前沿应力强度因子与裂 纹扩展速率的关系,如图 5 所示。由图 5 可知,A 组 试样和 B 组试样的疲劳裂纹开始扩展的门槛值 $\Delta K_{\rm th}$ 分别为 5.06 MPa·m^{1/2}和 6.22 MPa·m^{1/2}。显然,在 10000 h 热暴露后,长裂纹扩展门槛值有所提高,裂纹扩展 速率也有所降低。

从实验看出,10000 h 的热暴露不仅对合金 5-1-1 的疲劳强度有所提高,也对疲劳裂纹扩展速率有一定 改善。推测起来,这和热暴露导致粗大 *α*₂ 相分解成细 小的 *α*₂ 和 γ 板条以及 β(B2+ω)小颗粒有关。层片组织 细化,增多层片界面,有助于减缓裂纹的扩展速率。 从这个结果也可以发现,热暴露引起的组织脆化对长 裂纹似乎并无明显的不良影响。





Fig. 5 Fatigue crack growth rate of alloy 5-1-1 before and after thermal exposure at 700 $^\circ$ C for 10000 h

2.4 Kitagawa-Takahashi 线图

结合图 5 的疲劳长裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 可以构建 Kitagawa-Takahashi 线图^[11-12],如图 6 所示。平行实线 代表两组光滑试样的疲劳强度,它们代表材料即使在 萌生小裂纹后,小裂纹也不发生扩展的临界应力,超 过该极限值幅度,材料将出现裂纹失稳扩展而导致的 失效。斜率约为-1/2 的实线代表长裂纹扩展规律,如 果加载的 ΔK 超越了该门槛值 ΔK_{th} ,长裂纹将出现裂 纹启裂、扩展,最终导致失效。不同长度的长裂纹所 对应的疲劳失效的应力幅度可以在该斜线上找到,这 是基于线弹性断裂力学公式^[13](式(2))的关系得出的:

$$\Delta \sigma_{\rm FL} = \frac{\Delta K_{\rm th}}{Y(1-R)\sqrt{\pi a}} \tag{2}$$

式中: $\Delta \sigma_{FL}$ 是材料的疲劳失效应力幅度; *Y* 是相关的 几何参数; *R* 是加载应力比; ΔK_{th} 是致使疲劳长裂纹 扩展的应力强度因子门槛值; a 是裂纹长度。

斜线和平行线的交点对应的裂纹尺寸称为过渡裂 纹尺寸 *a*₀。从图 6 可知,热暴露前,*a*₀=56 μm;热暴 露后,*a*₀=78 μm。当裂纹尺寸小于 *a*₀ 时,由平行线的 规律可知,样品的疲劳行为将不受裂纹尺寸影响,即 疲劳极限应该与光滑试样的疲劳极限相等;而当裂纹 尺寸大于 *a*₀时,含有长裂纹的试样的疲劳行为理论上 受线弹性断裂力学控制,随着裂纹尺寸增加,疲劳失 效的应力幅度值将依据门槛值斜线降低。

在当前的实验中,当存在尺寸不等的表面缺口时, 上述的规律不复存在。如图6所示,来自热暴露前、 后两组含有缺口的疲劳样品的实验数据(用分散的点 表示)在一定缺陷尺度范围内偏离了 K-T 线图的水平 直线和斜直线。当缺口尺寸小于过渡尺寸时(无热暴露 a₀=56 μm; 10000 h 热暴露后, a₀=78 μm), 缺口样品 的疲劳极限不同程度地低于光滑样品的疲劳极限;而 当缺口尺寸大于此过渡尺寸后,较长缺口也仍然显示 出低于线弹性断裂力学所预测的疲劳极限下降的特 征。这说明,含有缺口的合金 5-1-1 的样品的疲劳既 不符合光滑样品的疲劳行为,也不符合缺口样品的长 裂纹疲劳行为,而是在一个尺度范围内显示出表面缺 陷的独特行为特征。从而在 Kitagawa-Takahashi 线图 中拟合形成了一个曲线形态过渡区域[14-16],这个区域 就代表含有缺口的 5-1-1 样品的缺口长度与疲劳强度 的关系。

过渡曲线与两条平行线相交,交点对应的缺口尺 寸大致为4µm(无热暴露)和7µm(10000h热暴露),这 表明:对于合金 5-1-1 来说,只有小于该尺寸的微缺



图 6 合金 5-1-1 在热暴露前、后的 Kitagawa-Takahashi 线 图

Fig. 6 Kitagawa-Takahashi diagram for alloy 5-1-1 before and after thermal exposure

第26卷第6期

口才不会引起疲劳极限的降低,即该合金的无害缺陷 尺寸在热暴露前仅为4μm,在热暴露后仅为7μm。 从此过渡区可以看出,在小于过渡缺陷尺寸 *a*₀的尺度 内,缺陷的存在会引起较明显的疲劳强度下降。如在 热暴露前,试样含有深度为 30μm 缺口时,其疲劳极 限幅度相对光滑样品降低 35%,从 405 MPa 降到 264 MPa;热暴露后降低了 32%,从 450 MPa 降到 306 MPa。 从图 6 还可以看出,过渡区曲线呈向下倾斜的趋势, 这表明随着缺陷尺度的增大,尽管超越了过渡值 *a*₀, 缺陷样品的短缺口效应仍然存在。

但是,当缺陷尺寸增大到一个临界值时,其相应的疲劳极限幅度值与图中的斜线相交,交点分别对应 于微缺口尺寸 300 µm(未热暴露)和 500 µm(700 ℃热 暴露 10000 h)。从图 6 可以看出,当尺寸大于此临界 值时,样品将按照线弹性断裂力学的长裂纹门槛值所 预测的疲劳极限值断裂失效。可以把整个过渡范围的 缺口称之为短缺口,而把其所引起的疲劳极限明显下 降的效应称为疲劳极限的短缺口效应。短缺口尺寸的 临界值(即遵守长裂纹降疲劳极限规律的最小裂纹尺 寸)对合金 5-1-1 来说,在热暴露前为 300 µm,约为 3 个(*α*+*y*)片层晶团,在热暴露后为 500 µm,相当于 4~5 个(*α*+*y*)片层晶团。决定这个短裂纹效应的尺寸范围 的影响因素至今还不是特别明确,根据前面的研究, 这与显微组织有关,也和裂纹尖端的应力状态有关^[17]。

值得注意的是,在长期的大气热暴露后,该合金 短缺口效应的尺寸范围明显增大:从热暴露前的 4~300 μm 增大到 7~500 μm,即在较大范围内的缺口 (7~500 μm)均会在低于长裂纹的启裂门槛值 Δ*K*_{th}的条 件下启裂扩展,并导致光滑样品的高周疲劳极限明显 降低。这和长期热暴露在样品内部致生组织脆性(包括 释氧脆化和相变脆化)有密切关系,这表明长期热暴露 使得该合金对短缺口变得更为敏感。

这就形成了一个鲜明的对比:长期热暴露提高光 滑样品的疲劳极限,这归因于长期热暴露带来的"回 火"稳态效应。但是,长期热暴露增加了合金的缺口 敏感性,使得出现短缺口效应的尺寸范围在热暴露后 明显增大。这是由于本项工作的短缺口是在样品完成 1×10⁵h的热暴露后才引入的,它们并不具备这种"回 火"稳态效应。相反,由于热暴露导致了组织脆化, 脆化后的材料更容易受缺陷的影响。这个结果表明, 该高强度 TiAl 合金在服役过程中,当受到外来异物的 打击而形成短缺口、微裂纹时,其短缺陷效应会随着 热暴露时间的增加而变得更加明显。

鉴于上述短缺口对疲劳极限的不利影响,需要重新确定长裂纹的有效疲劳裂纹扩展门槛值 Δ*K*_{eff,th},并

确定有效裂纹过渡尺寸 $a_{0,eff}$ 。依据图 6 的测试数据点可以近似地给出两条下移的平行斜线(用虚斜线表示),其与两条水平线的交点给出了有效裂纹过渡尺寸 $a_{0,eff}$,它们分别是热暴露前 $a_{0,eff}$ =28 μm,热暴露后 $a_{0,eff}$ =32 μm。由式(2)可以计算出对应的有效疲劳裂纹起裂门槛值 Δ $K_{eff,th}$,它们分别为热暴露前 Δ $K_{eff,th}$ =3.56 MPa·m^{1/2},热暴露后 Δ $K_{eff,th}$ =3.98 MPa·m^{1/2}。

从图 6 的热暴露前、后的两组 Kitagawa-Takahashi 线图可以看出,无论缺口尺寸超过还是没有超过过渡 尺寸 *a*₀,当样品上的缺口尺寸一定时,热暴露后的试 样比未热暴露试样能获得稍微高一些的疲劳强度,因 此,其过渡曲线也稍微高出一些。其原因可能是热暴 露过程降低铸态 *a*₂/*y* 层片间的应力集中,减缓晶界和 相界的偏聚,钝化内在的缺陷等对减缓已有裂纹的启 裂有一定的良性效应,其良性效应大于内在组织脆化 的有害效应。

2.5 裂纹起裂及扩展

图 7 所示为缺口深度为 150 μm 的试样的缺口根 部的起裂及扩展情况。从图 7 中可以看出,材料显微 组织对疲劳裂纹扩展,特别是在近门槛值的附近扩展 有着直接的影响^[18-19]:裂纹启裂后,缺口根部的疲劳 裂纹总是优先在 α₂/γ 层片界面(尤其是临近粗大硼化 物的地方)萌生,如图 7(a)箭头所指;裂纹萌生并起裂



图 7 5-1-1 合金的疲劳裂纹扩展图背散射像
Fig. 7 BSE images of fatigue crack growth for 5-1-1alloy:
(a) Crack initiate from α₂/γ lamellae; (b) Crack propagation

25(7): 94-100.

后,主要以穿过层片晶粒和沿着层片界面两种方式向 前扩展(见图 7(a)和(b)),这两种方式均为穿晶断裂; 而当裂纹扩展至含有大量等轴 y 和等轴 B₂+ω 晶粒聚 集的晶界处时,裂纹会优先选择沿着晶界扩展(见图 7(b)),这是由于等轴 y 和等轴 B₂+ω 晶粒均为脆性相, 在合金组织中抵抗裂纹萌生和扩展的能力较弱。此外, 裂纹扩展过程中,往往还伴随着较多的次裂纹的萌生 和扩展,如图 7(b)箭头所指。

3 结论

1) 5-1-1 合金在长时间的高温热暴露后,光滑样品的疲劳极限有所增加,这是热暴露导致的回火的稳态 良性效应大于合金显微组织出现脆化的有害效应所 致。

2) 该合金的无害缺陷尺寸在热暴露前为 4 μm, 在热暴露后为 7 μm; 位于其间的过渡尺寸(热暴露前 为 4~300 μm, 热暴露后 7~500 μm)的缺陷可称之为短 缺口, 它们会引起 5-1-1 合金的疲劳极限低于弹性断 裂力学长裂纹门槛值所预测的疲劳极限。

3) 长期热暴露增大该合金短缺口有害效应的尺寸范围,从热暴露前的 4~300 μm 增大到热暴露后的 7~500 μm,这是长期热暴露在样品内部致生组织脆性 (包括释氧脆化和相变脆化)所致,使得材料对短缺口 变得更为敏感。

4) 在短缺口尺寸范围内,当样品上的缺口长度一 定时,热暴露后的试样比未热暴露试样能获得稍微高 一些的疲劳强度,这是因于热暴露带来的回火稳态良 性效应大于内在组织脆化的有害效应。

致谢:

本文作者在试验过程中得到西南交通大学材料科 学及工程学院赵振兴的帮助以及英国伯明翰大学冶金 材料系的试验支持,在此表示诚挚的感谢!

REFERENCES

- [1] 彭超群,黄伯云,贺跃辉. TiAl基合金的工艺-显微组织-力学性能关系[J].中国有色金属学报,2001,11(4):527-540.
 PENG Chao-qun, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui. Relationships among technologies, microstructures and mechanical properties of TiAl-based alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(4): 527-540.
- [2] 钱九红, 祁学忠. TiAl(y)基钛合金的研究与应用[J]. 稀有金属, 2002, 26(6): 477-482.

QIAN Jiu-hong, QI Xue-zhong. Application and development of *γ*-titanium-aluminide alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2002, 26(6): 477–482.

- [3] 李兴华,杨绍利. 钛铝合金制备技术现状及新进展[J]. 材料 导报, 2011, 25(7): 94-100.
 LI Xing-hua, YANG Shao-li. The progress of preparation and processing technology of TiAl alloy[J]. Materials Review, 2011,
- [4] DJANARTHANY S, VIALA J C, BOUIX J. An overview of monolithic titanium aluminides based on Ti₃Al and TiAl[J]. Materials Chemistry and Physics, 2001, 72(3): 301–319.
- [5] 黄泽文. 热暴露 TiAl 合金表面缺陷和裂纹在交变载荷下的行为机制[J]. 学术动态, 2011 (4): 35-36.
 HUANG Ze-wen. Behavioural mechanism of thermal exposure TiAl alloy with surface defects and cracks under alternate loads[J]. Academic News, 2011(4): 35-36.
- [6] HUANG Z W, CONG T. Microstructural instability and embrittlement behaviour of an Al-lean, high-Nb γ-TiAl-based alloy subjected to a long-term thermal exposure in air[J]. Intermetallics, 2010, 18(1): 161–172.
- [7] 孙 才. 高温热暴露的 y-TiAl 基合金表面微裂纹萌生行为与 疲劳寿命的研究[D]. 成都:西南交通大学, 2013.
 SUN Cai. Study of surface microcrack initiation and fatigue life for a thermal-exposured y-TIAL based alloy[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2013.
- [8] 赵振兴,孙红亮,黄泽文.长期热暴露对不同表面状态的 Ti-44Al-5Nb-1W-1B 合金疲劳性能的影响[J].中国有色金属 学报, 2015, 25(6): 1458-1464. ZHAO Zhen-xing, SUN Hong-liang, HUANG Ze-wen. Effects of long-term thermal exposure on fatigue behavior of Ti-44Al-5Nb-1W-1B alloy with varied surface conditions[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(6): 1458-1464.
- [9] HUANG Z W, VOICE W E, BOWEN P. Thermal stability of Ti-46Al-5Nb-1W alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 329/331: 435–445.
- [10] WALKER E F, MAY M J. Compliance functions for various types of test specimen geometry[R]. MG, England: BISRA, 1967.
- [11] LI S X, AKID R. Corrosion fatigue life prediction of a steel shaft material in seawater[J]. Engineering Failure Analysis 2013, 34(8): 324–334.
- [12] PESSARD E, ABRIVARD B, MOREL F. The effect of quenching and defects size on the HCF behaviour of Boron steel[J]. International Journal of Fatigue, 2014, 68(6): 80–89.
- [13] 赵建生. 断裂力学及断裂物理[M]. 武汉: 华中科技大学出版 社, 2003: 120-130.

ZHAO Jian-sheng. Fracture mechanics and fracture physics[M]. Wuhan: Huazhong University of Science & Technology Press, 2003: 120–130.

[14] MAIERHOFER J, GANSER H P, PIPPAN R. Modified

Kitagawa-Takahashi diagram accounting for finite notch depths[J]. International Journal of Fatigue, 2015, 70: 503–509.

- [15] FILIPPINI M, BERETTA S, PATRIARCA L, PASQUERO G, SABBADINI S. Defect tolerance of a gamma titaniumaluminide alloy[J]. Procedia Engineering, 2011, 10: 3677–3682.
- [16] HARDING T S, JONES J W. Evaluation of a threshold-based model of the elevated-temperature fatigue of impact-damaged γ-TiAl[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(12): 2975–2984.

[17] LARSEN J M, WORTH B D, BALSONE S J, ROSENBERGER

AH. Reliability issues affecting the implementation of gamma titanium aluminides in turbine engine applications[J]. Titanium, 1995, 1: 113–12.

- [18] DU Y N, ZHU M L, XUAN F Z. Transitional behavior of fatigue crack growth in welded joint of 25Cr2Ni2MoV steel[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2015, 144: 1–15.
- [19] ZHU M L, XUAN F Z, WANG G Z. Effect of microstructure on fatigue crack propagation behavior in a steam turbine rotor steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 515(1): 85–92.

Effects of long-term thermal exposure on fatigue behavior and surface defect tolerance of W+Nb containing γ-TiAl alloy

CHEN Xia, HUANG Ze-wen

(Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

Abstract: Single edge through thickness notch of different depths (0–800 μ m) was introduced to the surface of Ti-44Al-5Nb-1W-1B alloy (5-1-1 alloy) before and after the thermal exposure at 700 °C for 10000 h. The effects of thermal exposure on the fatigue behaviour and the surface defect tolerance capability were studied. The exposure-induced fatigue strengthening, the fatigue threshold of long cracks and the surface defect tolerance under thermal exposure were quantitatively analysed and discussed in the form of Kitagawa-Takahashi diagram. The results show that the positive effect of the thermal exposure-induced tempering stability is greater than the harmful effect of the microstructural embrittlement. The fatigue strength of the non-notched is therefore improved after thermal exposure. On the other hand, the increase in threshold stress for long fatigue crack growth after the long-term exposure is attributed to the refinement of α_2 lamellae. The introduction of the short notches after thermal exposure (hereby no tempering effect) has caused increased notch sensitivity, causing an increased notch size range within which the fatigue strength decreases significantly, due to microstructural embrittlement induced by the long-term thermal exposure.

Key words: y-TiAl alloy; thermal exposure; surface crack; Kitagawa-Takahashi diagram; fatigue

Foundation item: Project(51271154) supported by the National Natural Science Foundation of China **Received date:** 2015-08-11; **Accepted date:** 2016-01-12

Corresponding author: HUANG Ze-wen; Tel: +86-28-87634176; E-mail: zewenhuang@home.swjtu.edu.cn

(编辑 李艳红)