2015年6月 June 2015

文章编号: 1004-0609(2015)06-1458-07

# 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



赵振兴,孙红亮,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**:通过喷丸和电解抛光的方法处理 Ti-44Al-5Nb-1W-1B(摩尔分数,%)合金,研究其在长期热暴露(10000 h, 700 ℃)前后疲劳性能的变化。结果表明:在热暴露前,电解抛光处理比喷丸处理更能改善该合金的疲劳性能。经 过长期热暴露后,两种表面处理样品的疲劳性能均出现不同程度的衰减,但电解抛光处理相对于喷丸处理能够更 好地保持合金的疲劳性能。长期热暴露会导致合金表面发生氧化,合金内部发生"释氧脆化"和"*B*2+ω 有序相 生成脆化",这 3 种变化均对合金的疲劳性能产生不利影响。表面氧化使得喷丸工艺所引入的表层残余压应力在 长期热暴露时明显降低,这导致疲劳性能大幅度衰减。相对而言,电解抛光工艺使合金获得光滑平整无缺陷的表 面,无明显应力集中,因此合金有较高的抵抗热暴露性能衰退的能力。 关键词: TiAl 合金;长期热暴露;喷丸;电解抛光;疲劳性能

中图分类号: TG146.2 文献标志码: A

# Effects of long-term thermal exposure on fatigue behavior of Ti-44Al-5Nb-1W-1B alloy with varied surface conditions

ZHAO Zhen-xing, SUN Hong-liang, HUANG Ze-wen

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

**Abstract**: The Ti-44Al-5Nb-1W-1B(mole fraction, %) alloy was treated by two surface treatment processes of shot peening and electropolishing, the changes of the fatigue behavior of the alloy exposed at 700 °C in air for 10000 h was studied. The results show that the fatigue strength of electropolishing specimens is higher than that of shot peening specimens before exposure. The fatigue strengths of the alloys with both surface conditions reduce after long-term thermal exposure, but the electropolishing specimens can maintain the fatigue properties of the alloy better than the shot-peening specimens. Long-term thermal exposure can cause oxidation on the surface and " $B2+\omega$ -formation induced embrittlement" and "oxygen-release induced embrittlement" inside of the alloy. All the three types of changes are released during long-term thermal exposure owing to the oxidation, which leads to a significant deterioration of the fatigue properties. The electropolishing specimens have very smooth surface without defects and stress concentration, therefore, the electropolishing specimens are more capable of resisting the deterioration of the fatigue properties than shot peening specimens during long-term thermal exposure.

Key word: TiAl alloy; long-term thermal exposure; shot peening; electropolishing; fatigue performance

由于以 γ-TiAl 金属间化合物为基的高温合金(简称 TiAl 合金)具有轻质、高强和较为稳定的高温性能,

TiAl 合金正在发展成为一种优良的航空航天领域轻质 结构材料<sup>[1-4]</sup>。该类合金在室温下属于半脆性材料,对

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51271154, 51201141)

收稿日期: 2014-10-31; 修订日期: 2015-03-16

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

1459

缺陷和裂纹的形成敏感。在零件的加工、搬运、装配 过程中,即在承受应力的情况下,均有可能在 TiAl 合金表面或内部形成应力集中微区甚至微裂纹<sup>[5-7]</sup>;还 有可能在高速气流中受到外来异物的冲击,形成损伤。 因此,合金的表面状态对合金的性能产生很大的影响, 选择合理的表面处理工艺能够提高 TiAl 合金的力学 性能<sup>[8-9]</sup>。目前,研究表面处理工艺对 TiAl 合金力学 性能的影响大多集中于未热暴露处理或短期热暴露处 理的 TiAl 合金,而经过表面处理的 TiAl 合金在长期 高温热暴露服役过程中的力学性能变化特点尚无系统 的研究报道。

本文作者选取一种高强度的 γ-TiAl 合金,采用喷 丸和电解抛光两种常用的表面处理工艺,研究 γ-TiAl 合金在 700 ℃经过长期大气热暴露 10000 h 后疲劳性 能的变化。

# 1 实验

本 实 验 所 用 p-TiAl 合 金 的 名 义 成 分 为 Ti-44Al-5Nb-1W-1B(摩尔分数,%,以下简称 511 合 金),由英国伯明翰大学材料系提供。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 96 mm 的铸锭。随后在氩气保护下进行热等静压处 理(1310 °C,150 MPa,4 h),炉冷至室温,再进行 900 °C保温 5 h 的组织稳定化处理,以期得到致密的 近片层组织。

将铸锭加工成拉伸和疲劳试样,再进行机械磨削 +喷丸和机械磨削+电解抛光处理。喷丸工艺采用直径 为 0.4~0.5 mm 的氧化锆陶瓷球,喷射压力为 5×10<sup>5</sup> Pa,喷射覆盖率为 100%。电解抛光采用的电解液为 59%甲醇+35%正丁醇+6%高氯酸(体积分数),温度为 -30~-25 ℃,电压为 20 V,电解时间约为 10 min。加 工完成后,将试样清洗干净,置于空气流通炉中,在 700 ℃下热暴露处理 10000 h,整个过程的温度由热电 偶控制。

采用圆柱形拉伸试样,拉伸测试部分尺寸为 d 3.99 mm×23 mm。拉伸试验在 WDW3100 型微机控 制电子万能试验机上进行,应变速率为 0.7×10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>。 得到应力-应变曲线并求出抗拉强度,条件屈服强度 以及断裂时的塑性伸长率。

疲劳试样为 10 mm×10 mm×70 mm 的长方体试 样。疲劳性能测试在室温下采用四点弯曲模式,在 PLG-100 型微机控制高频疲劳试验机上完成,试验采 用应力比 *R* 为 0.1(*R*=σ<sub>min</sub>/σ<sub>max</sub>),试验频率为 105 Hz 左 右,测试跨距 20 mm,不同状态的表面作为最大受力面。

采用 AMBIOS XP-2 型台阶仪对热暴露前后两种 表面状态试样的表面粗糙度进行测试,每组任选4根 试样,每根试样上测4个点,测试距离为5 mm,然 后取平均值。使用 HXD-1000TM 型数字式显微硬度 计对热暴露前后表面喷丸处理的试样表层显微硬度进 行测试,压头载荷约为3 N,加载时间为15 s。在扫 描电镜上分别采用二次电子和背散射电子成像技术观 察试样显微组织。

# 2 实验结果

### 2.1 热暴露对 511 合金显微组织的影响

511 合金经过热等静压和稳定化处理后,其显微 组织为近片层组织(NL)。图 1 所示为 511 合金热暴露 前后显微组织的背散射电子图像。由图 1(a)可见,该 合金由大量的 α<sub>2</sub>+γ 片层晶团(*L*)和分布于晶团之间的 等轴 γ 晶粒以及分布在晶界的呈白亮色的 *B*2+ω 相组 成。此外由于添加了 B 元素,在显微组织中还能观察 到少量分布在晶团中呈棒状或长条状的硼化物,大量 的研究表明该硼化物为 TiB 相,其在热力学上是稳定 的相,不会因为热暴露而产生变化。

经过 10000 h 热暴露后,该合金组织发生了 3 种 变化。第一种变化为  $a_2+\gamma$  晶团内的  $a_2$  层片出现平行 分解(见图 1(b)和(c))。粗大的  $a_2$  层片沿着平行层片方 向分解,形成由若干细小的  $a_2-\gamma$  相间层片构成的条束 结构,这表明在  $a_2+\gamma$  晶团内的  $a_2$  层片上发生了  $a_2 \rightarrow \gamma$ 相变。第二种变化为在  $a_2$  层片上发生原地分解,这是 含钨合金的典型分解特征(见图 1(d))。 $a_2$  层片在原地 分解为  $\beta(B2+\omega)$ 相,其特征在以前的研究中<sup>[10-13]</sup>有具 体描述。第三种变化为在  $B2+\omega$ 等轴晶内部出现了  $\omega$ 相以颗粒状形式析出并聚集长大的现象,如图 1(c)和 (d)中的箭头所示。早期的研究表明<sup>[14]</sup>,在热暴露条件 下  $\omega$  相会从  $\beta$  相中沉淀下来并且越来越粗大,粗大到 一定程度  $\omega$  相又会逆向转变为  $\beta$  相。

表1所列为511合金热暴露前后显微组织的相关 参数。从表1中可以看出,511合金在热暴露时,其*α*2+γ 层片晶团的平均尺寸没有大的变化,一直保持在110 μm 左右。*α*2 层片的厚度明显降低(约为56%),但总的 体积分数却变化不大,表明*α*2→γ相变发生是有限的。 等轴 γ 晶粒较为稳定,其体积分数无明显变化,*B*2+ω 相的体积分数稍有增加(本研究中所给出的误差范围 为标准方差)。

# 2.2 热暴露对 511 合金表面粗糙度的影响

表面粗糙度采用 R<sub>a</sub>表征,其值取自被测试的一定 长度表面的高低起伏幅度的平均值。表 2 所列为 4 组 试样的表面粗糙度测试结果(每个数据均是 4 次测试 结果的平均值)。由表2可以看出,热暴露后经过喷丸 和电解抛光处理过的试样表面粗糙度均出现不同程度 的增加,但是电解抛光处理的试样表面粗糙度增加的 幅度更大,约为热暴露前的2倍。



图1 在 700 ℃热暴露 10000 h 前后 511 合金显微组织的背散射电子图像

Fig. 1 Back scattered SEM images of alloy 511 before((a), (b)) and after((c), (d)) exposure at 700 °C for 10000 h

# 表1 511 合金热暴露前后显微组织的相关参数

 Table 1
 Microstructure parameter and error range of alloy 511 before and after thermal exposure

Exposure time/h	Lamellar colony size/µm	Thickness of $\alpha_2$ lamellar/µm	Volume fraction of $\alpha_2$ lamellar/%	Volume fraction of equiaxed $\gamma/\%$	Volume fraction of $B2+\omega/\%$
0	112.1±49.4	0.57±0.37	21.3±3.7	10.3±2.2	2.7±1.1
10000	109.5±49.6	0.25±0.19	19.7±3.9	10.7±2.9	3.6±1.3

## 表2 不同表面状态试样的表面粗糙度

**Table 2** Average surface roughness( $R_a$ ) of samples with different surface conditions

Curface condition	R <sub>a</sub> /µm				
Surface condition	Sample 1	Sample 2	Sample 3	Sample 4	Average
Shot peening	1.27	1.33	1.40	1.25	1.31
Electropolishing	0.37	0.36	0.38	0.37	0.37
Shot peening+exposure	1.51	1.46	2.08	2.16	1.80
Electropolishing+exposure	0.73	0.73	0.65	0.71	0.70

#### 2.3 热暴露前后喷丸处理的 511 合金表层硬度变化

图 2 所示为热暴露前后喷丸处理的 511 合金的表 层显微硬度变化。显然,试样经表面喷丸处理后,表 层产生了局部加工硬化,硬化层厚度约为 200 μm,表 层比心部的维氏硬度值增加了约 120 HV<sub>0.3</sub>。这种表面 硬化是由喷丸引入的表面残余压应力以及塑性变形促 生的形变强化所致。而经过 10000 h 热暴露后,由喷 丸引入的表面残余压应力逐渐被释放,塑性变形引起 的强化逐渐缓解,511 合金表层维氏硬度增加值降低 到 50 HV<sub>0.3</sub>,表面硬化层厚度也逐渐减薄,只有 100 μm 左右。

## 2.4 热暴露前后 511 合金的表面形貌

图 3 所示为两种表面状态试样在热暴露前后的表 面微观形貌。经过喷丸处理的试样,由于喷丸的强力 撞击,在试样表面产生了一些凹坑、破损和微裂纹。 试样表层产生了塑性变形,合金的表面形成了残余压 应力。电解抛光后试样表面相对喷丸试样表面更加光 滑,无微裂纹等明显缺陷,表面发生了一定程度的钝 化(如图 3(b)中箭头所示),组织结构清晰可见。硼化 物自身为脆化相,电解抛光时表层部分条状硼化物被 抛掉了,留下了一些孤立的微型孔洞。 经过 10000 h 热暴露后,喷丸处理的 511 合金表 面凹坑、破损和微裂纹被氧化物覆盖,几乎消失不见, 且有部分氧化物发生脱落;而电解抛光处理的表面层 片组织结构依然可见,整个 511 合金表面被氧化物所 覆盖,且电解抛光被腐蚀掉的硼化物遗留下的孔也消 失不见。



图 2 热暴露前后喷丸试样表层显微硬度变化

**Fig. 2** Microhardness profiles of shot peened samples before and after thermal exposure



图 3 不同表面状态试样的 SEM 像

**Fig. 3** SEM images of samples with different surface conditions: (a) Shot peened surface; (b) Electropolished surface; (c) Shot peened surface after exposure; (d) Electropolished surface after exposure

### 2.5 热暴露对 511 合金拉伸性能的影响

在室温下对不同表面状态的 511 合金进行拉伸试 验。图 4 所示为不同表面状态试样拉伸测试的性能参 数,每组数据均是两次测试的平均值。从图 4 可以看 出,在 511 合金热暴露前,经电解抛光处理试样的拉 伸强度比经喷丸处理试样的稍高(约为 5%),但是电解 抛光处理试样的室温塑性却不到喷丸试样的一半。经 过热暴露 10000 h 后,经过电解抛光和喷丸处理试样 的拉伸强度均有不同程度的衰减,但电解抛光处理试 样的拉伸强度依然高于喷丸处理试样的,屈服强度和 拉伸强度均高约 10%。这表明电解抛光相对于喷丸能 够更好地保持合金 511 的强度。因此,511 合金在经 历热暴露时,提高表面光洁度比提高表面强化更能够 减少拉伸性能的热暴露衰减。



图 4 4 种表面状态试样的室温拉伸性能

**Fig. 4** Tensile properties of samples with four surface conditions obtained at room temperature

# 2.6 热暴露对 511 合金疲劳性能的影响

图 5 所示为 511 合金在两种表面状态下热暴露前 后的室温四点弯曲应力-寿命(S-N)疲劳曲线。从图 5 中可以看出,4 种状态的 511 合金试样的 S-N 疲劳测 试点非常分散,疲劳曲线都较为平缓,曲线渐近线斜 率较小,符合典型的半脆性材料疲劳曲线的特征。

表 3 所列为 4 种状态的试样在 1×10<sup>7</sup> 周次时的条件疲劳强度(σ<sub>FL</sub>)及相应的分析数据。从表 3 中可以看出,在未热暴露时,电解抛光试样的条件疲劳强度 σ<sub>FL</sub> 高于喷丸试样的 σ<sub>FL</sub>。这也许是由电解抛光试样有较高 的拉伸强度所致,也和其表面光洁度较高有关。喷丸



**Fig. 5** S-N curves of samples with four surface conditions obtained at room temperature

和电解抛光试样在室温下的条件疲劳强度与屈服强度 的比值相差不大。经过10000 h 热暴露后,喷丸和电 解抛光试样的疲劳极限均明显下降,但喷丸试样的下 降幅度明显大于电解抛光试样的。使得电解抛光试样 的条件疲劳强度依然高于喷丸处理试样的。值得注意 的是电解抛光试样室温下的条件疲劳强度与屈服强度 的比值在经过热暴露后反而增加了,出现大于1的现 象。

表 3 各表面状态的试样在 1×10<sup>7</sup> 周次时的条件疲劳强度 和相应的数据分析

**Table 3** *S*–*N* fatigue strength at  $1 \times 10^7$  cycles and related data analysis for samples with different surface conditions

Surface condition	$\sigma_{ m FL}/ m MPa$	$\sigma_{0.1}/\mathrm{MPa}$	$\sigma_{ m FL}/\sigma_{0.1}$
Shot peening	440	538	0.82
Electropolishing	507	568	0.89
Shot peening+exposure	250	407	0.61
Electropolishing+exposure	450	443	1.02

# 3 分析与讨论

从表3和图5可知,在4种状态的试样中,除了 少数试样外,绝大多数试样在疲劳时均是在  $\sigma_{max} < \sigma_{0.1}$ 的受力条件下进行疲劳。当试样最大受力面承受的交 变最大应力  $\sigma_{max}$ 未超过该屈服应力时(即  $\sigma_{max} < \sigma_{0.1}$ ), 最大受力面上不易出现局部区域塑性变形,在所谓软 第25卷第6期

位向上启动位错滑移和孪生从而导致微裂纹萌生变得 较为困难[15-18]。在这样的情况下,最大受力面的表面 质量就变得极为关键。表面上任何缺陷都有可能成为 应力集中点,导致在该局部区域出现  $\sigma_{max} > \sigma_{0.1}$  的实际 受力状态,从而引发在这些缺陷处出现微裂纹萌生和 扩展。喷丸处理能够引起表层局部塑性变形,引入表 层残余压应力,一定程度上提高疲劳性能,但是由于 喷丸强烈撞击高强度 511 合金引入的表面凹坑容易成 为应力集中点,使得这种喷丸工艺容易在该合金表面 留下缺陷,局部区域出现微裂纹的几率增大,疲劳试 样不再存在微裂纹萌生阶段的几率增大。而电解抛光 处理使试样表面变得非常光洁,其表面粗糙度不到喷 丸处理的 1/3,尽可能地减少了表面存在应力集中的可 能性,从而使得该表面存在一个微裂纹萌生的阶段, 继而有效改善了试样的疲劳裂纹萌生抗力。因此,实 验结果表明:在热暴露前,电解抛光处理比喷丸处理 更能改善511合金的拉伸和疲劳性能。

热暴露后,两种表面处理方式的试样表面均发生 氧化,表面粗糙度均有所提高。已有的研究发现<sup>[13,17]</sup>, 当 TiAl 合金在高温大气环境中热暴露后,表层容易出 现脆性氧化层,导致 TiAl 合金的拉伸强度和疲劳性能 下降。此外,长期大气高温热暴露会导致 511 合金组 织中  $a_2+\gamma$  晶团中的  $a_2$  层片发生  $a_2 \rightarrow \gamma$  相变的平行分解 和  $a_2 \rightarrow \beta(B2+\omega)$ 相变的原地分解,会使富含氧的  $a_2$  层 片在分解转变过程中将氧释放,释放的氧极有可能在 片层组织中形成极为细小的氧化物,从而导致"释氧 脆化"现象。由表 1 可知  $a_2$  层片的厚度降低了约 56%, 但整体含量却变化不大,这表明  $a_2$  层片平行分解的范 围较大,但分解量较少。

而 *B*2+ω 相为共生有序结构,一般为亚微米-微米 尺度,含有大量的 Nb 和 W 且为硬脆相,容易在晶界 偏聚,导致脆性。在长期热暴露条件下,ω 相的析出 和粗化对 TiAl 合金的力学性能非常不利<sup>[16]</sup>。在长期高 温热暴露过程中这种亚微米-微米尺度的共生有序相 内部相互转化造成合金力学性能的衰减,在本研究中 称之为 "*B*2+ω 有序相生成脆化"现象。

对于喷丸处理试样,随着热暴露的进行,其引入 的表面残余压应力逐渐被释放,喷丸带来的优势逐渐 减弱,对表面裂纹萌生的抑制作用逐渐弱化,加上表 面氧化和内部组织脆化,这导致其疲劳性能急剧下滑。 相对于喷丸试样,电解抛光试样在热暴露后的表面氧 化不如喷丸试样的严重,电解抛光试样的表层组织结 构依然可见,即使在表面氧化后,其表面粗糙度仍然 仅为喷丸试样的40%左右(见表 2)。因此,在经历同样 的热暴露后,也没有显示出高于喷丸表面的热暴露衰 退。实验结果表明: 511 合金在经历热暴露时,提高 表面光洁度比提高表面强化更能够减少疲劳性能的热 暴露衰减。

# 4 结论

1) 电解抛光处理比喷丸处理更能提高 Ti-44Al-5Nb-1W-1B合金的疲劳抗力。

 长期大气高温热暴露会导致 TiAl 合金表面发 生氧化,内部发生"释氧脆化"和 "B2+ω 有序相生 成脆化",这些变化均会使合金的力学性能发生退化。

3) 长期大气高温热暴露过程中喷丸处理引入的 表面残余压应力逐渐被释放,喷丸带来的优势明显减 弱,对合金表面裂纹萌生的抑制作用明显衰退,导致 喷丸合金的疲劳性能大幅衰减。

4) 长期大气高温热暴露过程中电解抛光处理相 对于喷丸处理能够更好地保持含W和Nb的TiAl合金 的疲劳性能。

# 致谢:

本文作者在试验过程中得到英国伯明翰大学材料 系的试验支持,在此表示诚挚的感谢!

## REFERENCES

- [1] 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]. 前沿动态, 2011(4): 35-36.
   HUANG Ze-wen. Behavioural mechanism of thermal exposure TiAl alloy with surface defects and cracks under alternate loads[J]. Forward Trends, 2011(4): 35-36.
- [2] 彭小敏,夏长清,王志辉,黄 珍,王金惠. TiAl 基合金高温
   氧化及防护的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6):
   1116-1130.

PENG Xiao-min, XIA Chang-qing, WANG Zhi-hui, HUANG Zhen, WANG Jin-hui. Development of high temperature oxidation and protection of TiAl-based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1116–1130.

- [3] 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.
- [4] DIMIDUK D M. Gamma titanium aluminide alloys-An assessment within the competition of aerospace structural materials[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 263(2):

281-288.

- [5] NAZMY M, STAUBLI M, ONOFRIO G, LUPINC V. Surface defect tolerance of a cast TiAl alloy in fatigue[J]. Scripta Materialia, 2001, 45(7): 787–792.
- [6] BOTTEN R, WU X, HU D, LORETTO M H. The significance of acoustic emission during stressing of TiAl-based alloys. Part I: Detection of cracking during loading up in tension[J]. Acta Materialia, 2001, 49(10): 1687–1691.
- [7] WU X, HU D, BOTTEN R, LORETTO M H. The significance of acoustic emission during stressing of TiAl-based alloys. Part II: Influence of cracks induced by pre-stressing on the fatigue life[J]. Acta Materialia, 2001, 49(10): 1693–1699.
- [8] 乔红超,赵亦翔,赵吉宾,陆 莹.激光冲击强化对TiAl合金 组织和性能的影响[J].光学精密工程,2014,22(7):1766-1773. QIAO Hong-chao, ZHAO Yi-xiang, ZHAO Ji-bin, LU Yin. Effect of laser peening on microstructures and properties of TiAl alloy[J]. Optics and Precision Engineering, 2014, 22(7): 1766-1773.
- [9] 黄 甦,黄泽文,胡 伟. 热暴露及表面氧化对 γ-TiAl 合金 疲劳性能的影响[J]. 热加工工艺, 2014, 43(8): 61-65.
   HUANG Su, HUANG Ze-wen, HU Wei. Effects of thermal exposure and oxidation on fatigue behavior of gamma-based titanium aluminide alloy[J]. Hot Working Technology, 2014, 43(8): 61-65.
- [10] HUANG Z W. Thermal stability of Ti-44Al-4Nb-4Hf-0.2Si-1B alloy[J]. Intermetallics, 2013, 37: 11–21.
- [11] WANG J G, NIEH T G. Creep of a beta phase-containing TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2000, 8: 737–748.
- [12] YIN W M, LUPINC V, BATTEZZATI L. Microstructure study of a γ-TiAl based alloy containing W and Si[J]. Materials

Science and Engineering A, 1997, 239/240: 713-721.

[13] 尹 权,黄泽文.热暴露对 Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B 合金显微结构和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(12): 3050-3056.

YIN Quan, HUANG Ze-wen. Effect of long-term thermal exposure on microstructure and mechanical properties of Ti-44Al-4Nb-4Hf-1B alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(12): 3050–3056.

- [14] 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.
- [15] WU X H, HU D, PREUSS M, WITHERS P J, LORETTO M H. The role of surface condition, residual stress and microstructure on pre-yield cracking in Ti44Al8Nb1B[J]. Intermetallics, 2004, 12: 281–287.
- [16] JHA S K, LARSEN J M, ROSENBERGER A H. The role of competing mechanisms in the fatigue life variability of a nearly fully-lamellar γ-TiAl based alloy[J]. Acta Materialia, 2005, 53(5): 1293–1304.
- [17] HUANG Z W, SUN C. On the role of thermal exposure on the stress controlled fatigue behaviour of a high strength titanium-aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 615: 29–41.
- [18] 孙 才,黄泽文.不同表面加工状态对高强度 y-TiAl 合金疲劳性能的影响[J].稀有金属材料与工程,2014,43(3):589-594. SUN Cai, HUANG Ze-wen. Effects of varied surface conditions on the fatigue behavior of a high-strength gamma-based titanium aluminide alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(3): 589-594.

(编辑 王 超)