

# Ti-2Al-2.5Zr合金的高温低周疲劳行为\*

王 航<sup>1</sup> 徐燕灵<sup>1</sup> 孙巧艳<sup>1</sup> 肖 林<sup>1</sup> 孙 军<sup>1</sup> 葛 鹏<sup>2</sup>

1. 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室 西安 710049  
2. 西北有色金属研究院 西安 710016

**摘 要** 研究了 Ti-2Al-2.5Zr 合金的高温 (673K) 低周疲劳行为, 结果表明: Ti-2Al-2.5Zr 合金的循环变形表现出初始硬化、随后软化和最后二次硬化的特征。在高温和较高应变幅 ( $\Delta\epsilon_t/2 > 1.0\%$ ) 条件下, 材料的疲劳寿命高于室温下的疲劳寿命。随着应变幅的提高, 高温 673 K 材料疲劳变形后形成的位错组态由位错墙逐渐演变成成熟的位错胞。多系滑移开动和塑性变形均匀性增强是高温 Ti-2Al-2.5Zr 合金疲劳寿命提高的原因。

**关键词** 金属材料, 低周疲劳, Ti-2Al-2.5Zr, 二次循环硬化, 位错

**分类号** TG113

**文章编号** 1005-3093(2010)02-0165-04

## Low-cycle Fatigue Behavior and Deformation Substructure of Ti-2Al-2.5Zr Alloy at 673K

WANG Hang<sup>1</sup> XU Yanling<sup>1</sup> SUN Qiaoyan<sup>1</sup> XIAO Lin<sup>1\*</sup> SUN Jun<sup>1</sup> GE Peng<sup>2</sup>

1.State Key Laboratory for Mechanical behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049

2.Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 71001

\* Supported by National Natural Science Foundation of China Nos.50671077 and 50831004, National Basic Research Program of China Nos.2007CB613804 and 2010CB631003.

Manuscript received December 15, 2009; in revised form January 26, 2010.

\*\* To whom correspondence should be addressed, Tel:(029)82668614, E-mail: lxiao@mail.xjtu.edu.cn

**ABSTRACT** Low-cycle fatigue (LCF) tests of Ti-2Al-2.5Zr samples were performed at 673 K. The cyclic stress response curves show that an initial cyclic hardening followed by cyclic softening was displayed, subsequently second hardening appeared. Furthermore, this alloy displays much higher LCF life at 673 K than that at RT when cyclic strain amplitude ( $\Delta\epsilon_t/2$ ) exceeds 1.0%. Transmission electron microscopy (TEM) observations revealed that the typical dislocation structures were dislocation wall and cell. The improvement in LCF life of Ti-2Al-2.5Zr can be attributed to homogeneity of plastic deformation due to activation of multiple slips.

**KEY WORDS** metallic materials, low cycle fatigue, Ti-2Al-2.5Zr, secondary cyclic hardening, dislocation

滑移和孪生是钛和钛合金的塑性变形方式。随着温度的升高, 滑移成为钛合金主要的变形方式<sup>[1]</sup>。但是随之而来的问题是在高温下空气环境中服役的材料氧化程度加剧, 甚至出现晶界氧化; 同时空位原子的扩散速率增大导致晶界弱化, 蠕变损伤的结果导致服役材料在高温下发生晶界滑移<sup>[2]</sup>。目前对钛合金在高温下力学性能的研究已经比较深入, 本文研

究 Ti-2Al-2.5Zr 合金在高温下的循环变形行为及其微观机理, 为进一步了解高温下钛合金疲劳-蠕变复合损伤程度、类型及机制提供实验依据, 也为高温材料的合理设计提供理论参考。

### 1 实验方法

实验用 Ti-2Al-2.5Zr 合金热轧棒材的名义成分(质量分数)为 2%Al 和 2.5%Zr, 将其在 800 °C 退火处理 2 h。在 MTS-810 型电液伺服疲劳试验机上进行对称拉-压低周疲劳实验。高温疲劳采用总应变幅控制, 三角形波加载, 应变速率设定为  $4 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 。引伸计规格为 12 mm, 循环变形滞后环由计算机软件自动采集, 应变幅分别为 0.5%、0.75%、1.0% 及 1.5%。

\* 国家自然科学基金 50671077, 50831004 和国家重点基础研究发展计划 2007CB613804, 2010CB631003 资助项目。

2009 年 12 月 15 日收到初稿; 2010 年 1 月 26 日收到修改稿。

本文联系人: 肖 林, 教授

高温疲劳实验采用辐射电阻加热, 试样标距处安装热电偶控温。试验前先将试样加热到设定的 673 K, 随后保温 30 min, 使试样的温度均匀, 试验过程中试样温度误差保持在  $\pm 3\text{ }^\circ\text{C}$  之内。在 JSE-6700F 型扫描电子显微镜 (SEM) 上完成疲劳断口观察。疲劳变形后试样的标距内沿横断面方向切取透射试样, 分别进行机械和双喷减薄。在 JEM-200CX 型透射电子显微镜 (TEM) 上观察疲劳变形位错组态, 加速电压为 200 kV。

### 2 结果与讨论

高温 673 K 下 Ti-2Al-2.5Zr 合金的循环应力峰值与循环周次关系曲线如图 1 所示。可见, 循环变形表现为初始硬化、随后软化和最后二次硬化的三阶段特征。室温和高温 673 K 下, Ti-2Al-2.5Zr 合金循环应力 - 应变 (疲劳半寿命时的应力 - 应变) 关系如图 2 所示。可见, 对于给定应变幅, 随温度升高总应变幅中的塑性应变分量增大, 但是循环饱

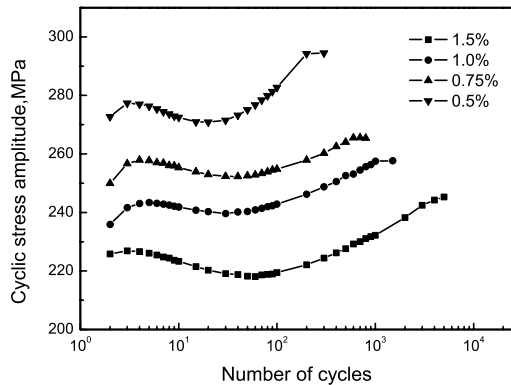


图 1 高温 673 K Ti-2Al-2.5Zr 循环应力峰值 vs 循环周次曲线

Fig.1 Cyclic stress amplitude vs number curves of Ti-2Al-2.5Zr at 673 K

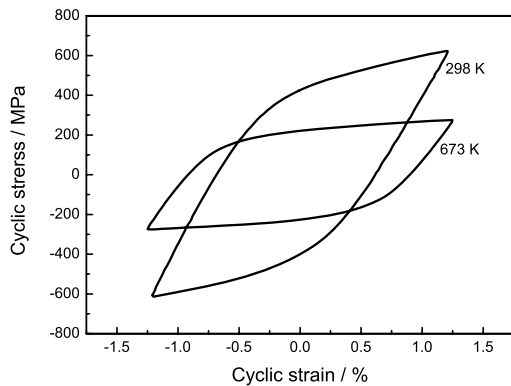


图 2 室温和高温 673 K 应变幅 ( $\Delta\epsilon_t/2$ ) Ti-2Al-2.5Zr 合金循环应力 - 应变滞后环曲线

Fig.2 Comparison of typical cyclic stress-strain hysteresis loops of Ti-2Al-2.5Zr at 298 K with 673 K

和应力明显降低。

室温和高温 673 K Ti-2Al-2.5Zr 循环应变幅与疲劳寿命关系如图 3 所示, 可见, 材料的室温疲劳寿命曲线与高温疲劳曲线相交, 应变幅 ( $\Delta\epsilon_t/2$ )  $< 1.0\%$ , 材料的高温疲劳寿命高于室温疲劳寿命; 反之, 则低于室温疲劳寿命。高温 673 K Ti-2Al-2.5Zr 合金的循环变形特征及疲劳寿命测试结果表明, 材料在循环变形过程中表现出动态应变时效。高温 673 K Ti-2Al-2.5Zr 合金疲劳断口组织如图 4 所示。在疲劳裂纹扩展阶段, 断口形成典型的疲劳条纹, 同时晶界开裂 (图 4a 中的箭头所指)。进一步的观察表明, 疲劳断口局部形成许多空洞, 这些空洞主要集中在晶界上且彼此连接 (图 4b)。上述结果表明, 高温 673 K Ti-2Al-2.5Zr 合金损伤过程包括疲劳损伤和蠕变损伤。高温 673 K Ti-2Al-2.5Zr 合金疲劳变形后形成的位错组态如图 5 所示。可见, 较低的应变幅下, 试样内部形成沿一定位向排列的平行位错墙, 同时位错环从形成的位错墙中拱出 (图 5a)。相关的研究者认为拱出的刃型位错环扩展到相邻的位错墙并随后沉积, 使螺位错环可在位错墙之间的通道自由滑移。因此, 外加载荷引起的应变主要通过螺型位错滑移进行 [3]。应变幅  $\Delta\epsilon_t/2=0.75\%$  时, 疲劳试样内部形成平行和弯曲的位错墙, 并且边界逐渐变得清晰明锐 (图 5b)。进一步提高应变幅, 位错组态逐渐演化为初级位错胞及成熟的位错胞 (图 5c、d)。上述结果表明, 随循环应变幅提高, 高温 673 K Ti-2Al-2.5Zr 合金疲劳变形后位错组态由位错墙逐渐演化成位错胞, 表现出波纹状滑移特征。

高温 673 K, Ti-2Al-2.5Zr 合金循环变形表现出三阶段特征, 即初始循环硬化, 随后软化, 最后二次硬化。循环变形初始阶段, 位错密度迅速升高, 位错与位错、间隙原子等障碍物之间的交互作用增强, 循环变形表现出硬化特征。循环变形继续进行, 外加

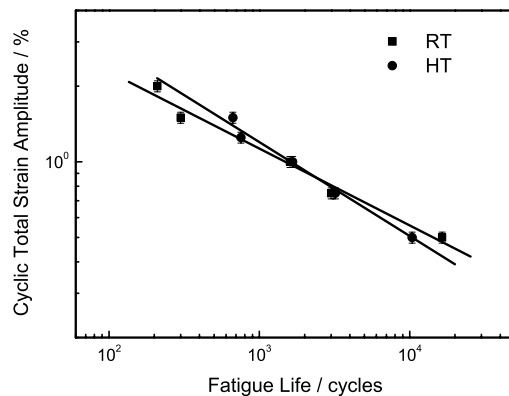


图 3 温度对 Ti-2Al-2.5Zr 合金疲劳寿命的影响

Fig.3 Effect of testing temperatures on the LCF life of Ti-2Al-2.5Zr alloy

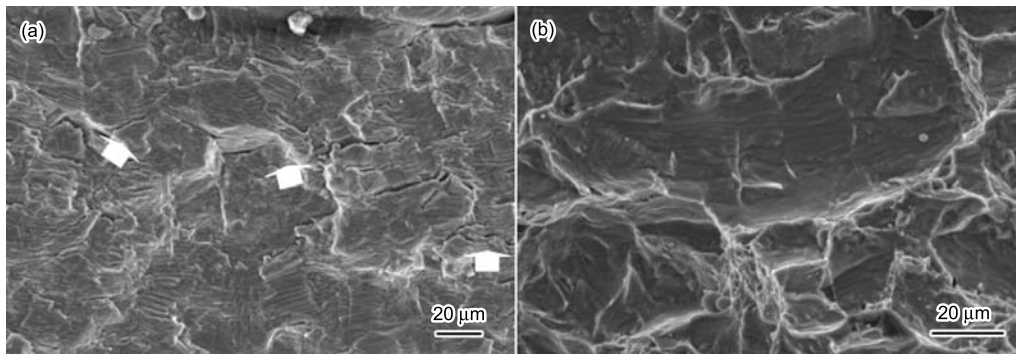


图 4 高温 673 K 应变幅  $\Delta\varepsilon_t/2=1.0\%$  Ti-2Al-2.5Zr 合金疲劳断口形貌

Fig.4 Fracture surfaces in the region of stable crack propagation in Ti-2Al-2.5Zr fatigued at  $\Delta\varepsilon_t/2=1.0\%$  and 673 K: (a) fatigue striations and (b) voids at grain boundary

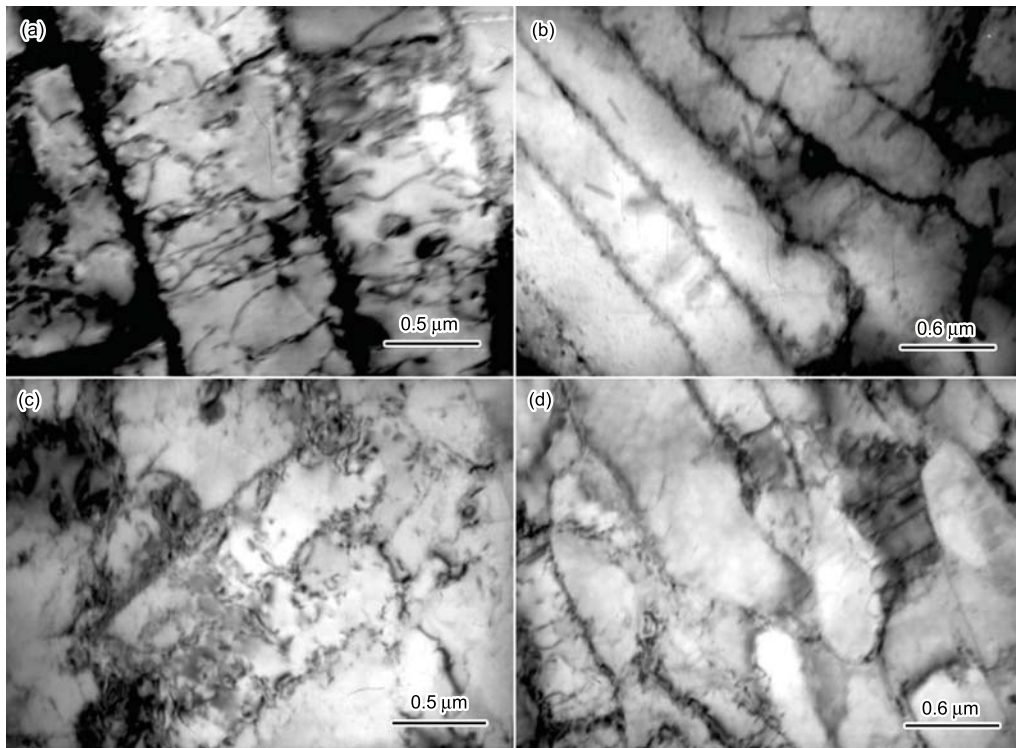


图 5 高温 673 K Ti-2Al-2.5Zr 合金疲劳变形后形成的典型位错组态

Fig.5 Dislocation structures formed in Ti-2Al-2.5Zr alloy fatigued at 673 K and different strain amplitudes: (a)  $\Delta\varepsilon_t/2=0.5\%$ , (b)  $\Delta\varepsilon_t/2=0.75\%$ , (c)  $\Delta\varepsilon_t/2=1.0\%$  and (d)  $\Delta\varepsilon_t/2=1.5\%$

应力不断提高,同时高温环境使热激活作用明显加强,足以使许多原来位于 Cottrell 气团内的间隙原子(如氧)扩散出去,解除对位错的钉扎效应,位错可动性增强,材料循环变形因而表现出软化特征。随着循环变形继续进行,较低应变幅下形成的位错墙与滑移位错之间交互作用增强,而较高应变幅形成的位错胞造成局部硬化,最终导致材料表现出二次硬化现象。

在高温疲劳过程中,位错交滑移以及其它新的滑移系开动的可能性增大,因而较低应变幅下就容易形成初级位错胞。而胞状位错亚结构的形成一般都伴随着多系滑移的进行,滑移系数量增多,空间分布的

均匀性提高。对于单相材料,滑移的高度分散性有利于塑性变形均匀性的提高,材料的疲劳寿命也因此而提高。

### 3 结 论

1. Ti-2Al-2.5Zr 合金的高温 (673 K) 循环变形表现为初始循环硬化、随后软化和最后二次硬化的特征;在高温和应变幅较高的条件下 ( $(\Delta\varepsilon_t/2) > 1.0\%$ ) 材料的疲劳寿命高于室温下材料的疲劳寿命。

2. Ti-2Al-2.5Zr 合金的高温 (673K) 损伤过程包括疲劳和蠕变损伤, Ti-2Al-2.5Zr 合金的疲劳变形位

错组态包括位错墙及位错胞, 表现出波纹状滑移特征。

3. Ti-2Al-2.5Zr 合金的高温 (673 K) 疲劳寿命提高的原因可归结于多系滑移开动, 滑移系空间分布的分散性增强, 塑性变形更加均匀。

#### 参 考 文 献

- 1 S.G.Song, G.T.Gray III, Influence of temperature and strain rate on slip and twinning behavior of Zr, Metall. Mater. Trans. A, **26**, 2665(1995)
- 2 L.Xiao, D.L.Chen, M.C.Chaturvedi, Low-cycle fatigue behavior of INCONEL 718 superalloy with different concentrations of Boron at room temperature, Metall. Mater. Trans. A, **35**, 3477(2004)
- 3 C.Laird, P.Charsley, H.Mughrabi, Low energy dislocation structures produced by cyclic deformation, Mater. Sci. Eng., **81**, 433(1986)