

# 低成本Ti-2Fe-0.1B合金应变控制下的 保载疲劳行为及断裂特性

王德龙<sup>1</sup>, 王 楚<sup>1</sup>, 刘安健<sup>1</sup>, 董月成<sup>1</sup>, Igor V. Alexandrov<sup>2</sup>

(1. 南京工业大学 材料科学与工程学院 新材料研究院, 江苏 南京 211816)

(2. 乌法理工大学 材料科学与金属物理系, 俄罗斯 乌法 450008)

**摘要:** 系统地研究了具有层状结构的低成本Ti-2Fe-0.1B合金的低周保载疲劳行为和断裂特性, 采用应变控制与拉压结合的模式进行保载时间分别为0、2、10 s的低周疲劳试验。结果表明, 在较低应变幅值下 ( $\Delta\epsilon_f/2=0.6\%$ ), 3种保载时间的试样在初期均表现出连续软化行为; 而在高应变幅值下 ( $\Delta\epsilon_f/2=1.4\%$ ), 则是先在初期出现循环硬化, 然后再循环软化, 这主要是内部位错增殖、缠结形成临时障碍, 阻碍初期的塑性变形, 因而表现为硬化。Ti-2Fe-0.1B合金疲劳寿命随应变与保载时间显著分化: 高应变 ( $\Delta\epsilon_f/2=1.4\%$ ) 寿命降低明显 (710→426次), 中应变 ( $\Delta\epsilon_f/2=1.0\%$ ) 短时保载寿命较稳定 (1604→1610次), 低应变 ( $\Delta\epsilon_f/2=0.6\%$ ) 寿命非单调结果 (15478→8543→8887次)。与TA15、Ti80等钛合金比较, Ti-2Fe-0.1B合金的保载疲劳寿命较佳, 这是因为合金断口剖面组织中发现了沉淀的TiB增强相, 其自身强度和硬度较高, 提高了合金的强度, 在一定程度上阻碍了裂纹扩展。

**关键词:** 钛合金; 合金化元素; 保载疲劳; 断裂特性

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-1987-12

## 1 引言

钛合金因其优异的比强度、抗疲劳以及耐腐蚀等性能, 在海洋船舶、航空航天和军事科技等领域得到了广泛应用<sup>[1-3]</sup>。然而, 与传统金属材料(如钢铁、铝合金)相比, 钛合金的低热导率和较大的变形抗力导致其生产加工成本较高, 限制了其在更广泛领域的推广应用<sup>[4-6]</sup>。微合金化是一种简单高效且应用成熟的强化方式<sup>[7-10]</sup>。例如使用廉价Fe元素来替换昂贵的V等元素, 将常用的Al换为N、O等元素来设计钛合金成分, 这样既可以保证合金性能, 又能降低原料成本<sup>[11-14]</sup>。廉价的Fe元素作为最强的慢共析型 $\beta$ 稳定元素, 是常见的钛合金添加原料, 有着细化组织、提升强度、提高热加工稳定性、降低流变应力等作用<sup>[15-19]</sup>。而B元素合金化后会在钛合金中形成硼化物(TiB), 它的存在也会细化合金微观结构, 进而获得更高的硬度和强度<sup>[20]</sup>。

在此基础上, 本研究团队开发了一种新型低成本钛合金Ti-2Fe-0.1B。之前的研究发现, 该合金具有良好的强度和塑性<sup>[21-22]</sup>, 并且在高温变形下具有较低的流动强度<sup>[23-24]</sup>。此外, Wang<sup>[22]</sup>和Mi<sup>[25]</sup>等的研究也揭示了超细晶

Ti-2Fe-0.1B钛合金具有良好的热稳定性和腐蚀行为; Wang<sup>[26]</sup>等通过高压扭转变形技术(HPT)处理过的合金显著提高了硬度, 且远高于相同条件下的TC4; 同时, 该合金在增材制造、热氢处理及剧烈塑性变形技术领域也具有优异的加工成型能力<sup>[23]</sup>。然而, 尽管该合金在工程应用中具有显著潜力, 但针对其疲劳性能, 尤其是低周保载疲劳(low-cycle dwell fatigue, LCDF)的行为及机制, 尚未得到系统研究。

疲劳的失效断裂是变动的循环应变或应力长期对材料内部损伤作用逐步积累的结果, 往往会产生局部裂纹或直接断裂, 因此难以检测和预防, 对工业设备的安全性和经济性构成重大威胁, 尤其是在变动载荷环境中, 疲劳失效是最危险的断裂模式之一<sup>[27]</sup>。20世纪70年代, Rolls-Royce公司生产的BR211发动机扇叶在服役期间的提前失效引发了学界对钛合金保载疲劳的关注。之前的评估方法对钛合金在巡航状态时处于高应力保载状态下的疲劳寿命显著降低的问题考虑不足, 其疲劳寿命显著低于简单三角波载荷的疲劳寿命<sup>[28-29]</sup>, 这一现象被定义为“保载疲劳效应”, 并成为钛合金疲劳研究的热点。

近年来, 研究表明钛合金的保载敏感性受多种因素

收稿日期: 2025-08-10

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3700802); 俄罗斯科学基金会项目(23-43-00041); 江苏高校优势学科建设工程(PAPD)

作者简介: 王德龙, 男, 2001年生, 硕士生, 南京工业大学材料科学与工程学院, 新材料研究院, 江苏 南京 211816, E-mail: 202361203314@njtech.edu.cn

影响,包括保载时间、应变幅值、合金成分、微织构和晶粒尺寸等<sup>[30-33]</sup>。对于保载敏感性较弱的合金,延长保载时间可增强保载效应;而对于保载敏感性较强的合金,较短的保载时间即可使保载效应饱和,进一步延长时间无明显作用<sup>[34]</sup>。而保载时间的引入会加剧材料的应力松弛,这与晶体内部的位错运动和应力集中释放密切相关<sup>[35-36]</sup>,一些研究指出,保载效应可能是由于在保载期间积累的时间相关的塑性应变所导致的<sup>[29,37-39]</sup>。另外,应变幅值的改变也会影响材料的循环响应行为。Nie 等<sup>[40]</sup>研究了 TC21 合金在总应变从 1.4% 增加到 2% 条件下的低周疲劳(low-cycle fatigue, LCF)行为,发现随着应变幅值增大,合金的循环应力下降得更快,循环软化行为十分明显。Sun 等<sup>[41-42]</sup>对 TC4-0.55Fe 的研究进一步指出,低应变幅值下的裂纹成核驱动力较小,从而延长了疲劳寿命,而高应变幅值会导致疲劳损伤的加速;同时强调了 Fe 元素的添加对 TC4 LCF 行为的影响,在不同应变幅值下合金表现出不同的循环硬化或软化行为,表明应变幅值对疲劳行为的变化有重要作用。

基于此,本研究旨在系统研究低成本 Ti-2Fe-0.1B 合金在不同应变幅值和保载时间下的低周保载疲劳性能。通过试验得到合金的疲劳寿命和循环应力响应行为,并结合电子背散射衍射(EBSD)和透射电镜(TEM)分析微观组织的演变和断裂机制,从而揭示该合金的疲劳损伤机制,为其工程应用提供理论依据。

## 2 实验

实验材料为低成本 Ti-2Fe-0.1B 合金,将原料在真空自耗电弧炉(VAR)中进行 2 次熔炼,获得成分均匀的铸锭,测试其化学成分如表 1 所示,相变温度约为 854 °C。随后在两相区温度下进行锻造,在 840 °C 下进行连续轧制,将直径为 120 mm 的棒材轧至直径为 20 mm 的细棒材。轧态 Ti-2Fe-0.1B 合金沿轧制方向的显微组织见图 1,该合金的  $\alpha$  相及少量  $\beta$  相经过轧制后呈现不规则的细条状,经过测量片层  $\alpha$  相平均晶粒厚度约 1.87  $\mu\text{m}$ 。

通过单轴拉伸试验获得基本机械性能。将拉伸试样加工成如图 2a 的棒状规格,并对其进行机械抛光。使用型号为 MTS landmark 370.10 液压伺服疲劳试验机进行室温拉伸试验,夹具的分离速度设置为 1 mm/min。Ti-2Fe-0.1B 合金的工程应力-工程应变曲线如图 3 所示,合金的屈服强度( $\sigma_y$ )为 423 MPa,抗拉强度( $\sigma_{\text{uts}}$ )为 654 MPa。

图 2b 为用于保载疲劳试验的试样的几何尺寸。保

表 1 Ti-2Fe-0.1B 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-2Fe-0.1B alloy (wt%)

Fe	B	C	O	N	H	Ti
1.89	0.08	0.014	0.062	0.004	0.0012	Bal.

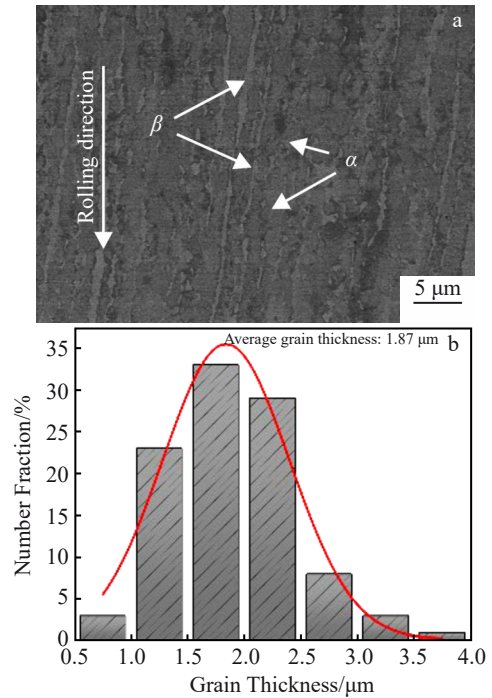


图 1 Ti-2Fe-0.1B 合金显微组织及  $\alpha$  相平均片层厚度

Fig.1 Microstructure (a) and average grain thickness of lamellar  $\alpha$  phase (b) of Ti-2Fe-0.1B alloy

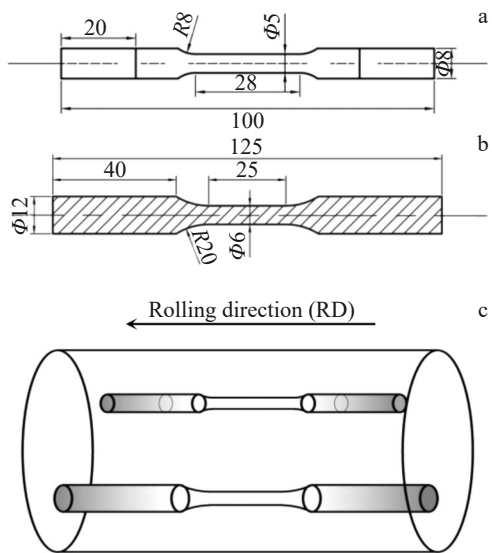


图 2 棒状拉伸试样和疲劳试验试样的尺寸及拉伸和疲劳试验取样方式

Fig.2 Sizes of rod-shaped tensile specimen (a) and fatigue test specimen (b); sampling methods for tensile and fatigue tests (c)

载疲劳试验在应变控制模式下使用型号为 MTS landmark 370.10 疲劳试验机进行室温疲劳测试,试验过程采用引伸计来监测标距段的应变的变化过程,进而控制试验进行(图 4a)。根据试样标距段的直径,计算其模量,并以梯形波的形式(图 4b)施加应变。设定轴向全对

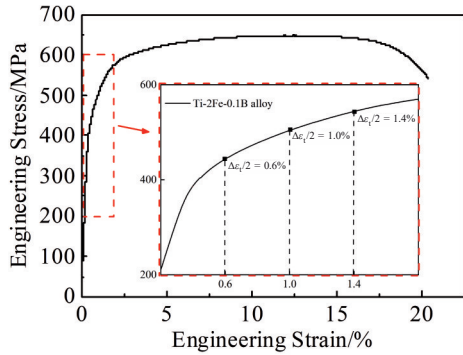


图3 热轧Ti-2Fe-0.1B合金工程应力-工程应变曲线及局部放大  
Fig.3 Engineering stress-engineering strain curves of hot-rolled Ti-2Fe-0.1B alloy and its local magnification

称拉-压疲劳循环试验的应变比 $R(\epsilon_{min}/\epsilon_{max})=-1$ 、力臂的加载和卸载时间都为0.5 s,选取保载疲劳应变幅值( $\Delta\epsilon/2$ )为0.6%、1.0%和1.4%,保载时间分别为0、2、10 s。设定峰值循环应力下降25%为疲劳样品失效,并继续疲劳试验,直至样品断裂。

利用JSM-6510型扫描电子显微镜(SEM)对Ti-2Fe-0.1B合金的微观结构、疲劳失效后的断口形貌及剖面裂纹扩展路径进行表征并分析。

EBSD取样示意图如图5a所示,利用线切割机从断口纵截面切取约4 mm的试样,使用砂纸进行机械抛光,

再通过溶液体积比 $HClO_4:CH_3(CH_2)_2OH$ 为1:19的比例混合配制的电解抛光液进行电抛。操作时,电压设定为30 V,电流为0.3 A,抛光时间为50 s。使用AZtec Crystal软件获取位错密度、晶界角度、变形晶粒、再结晶和相体积分数等相关信息。

为深入分析疲劳实验中的变形机制,采用JEM-2100F透射电镜观察不同试样的位错结构。在靠近断口、变形较大的位置取TEM样品,方式如图5b。在垂直于轴向拉压的方向切取1 mm厚度的圆片,之后通过手工研磨双面减薄至70~100  $\mu m$ ,然后再通过双喷减薄仪进一步减薄至穿孔,减薄过程中的溶液由高氯酸、正丁醇和甲醇组成,体积比为6:34:60。最后将处理好的样品置于设备中进行微观组织观察。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 循环响应行为

合金的疲劳性能受变形程度的影响较大,其中应变控制下应力的变化过程能够反映合金整体的疲劳性能优良程度。循环过程中,合金应力随时间逐渐上升的过程为硬化行为,反之下降则为软化<sup>[43]</sup>,这对于考虑实际服役工作环境有极大的参考价值。根据本研究团队先前对Ti-2Fe-0.1B合金的低周疲劳研究<sup>[44]</sup>,结果显示, $\Delta\epsilon/2 \leq 1.2\%$ 时,合金的应力幅值随循环次数增大而减小,整体表现为连续循环软化行为; $\Delta\epsilon/2 = 1.4\%$ 时,合金在前

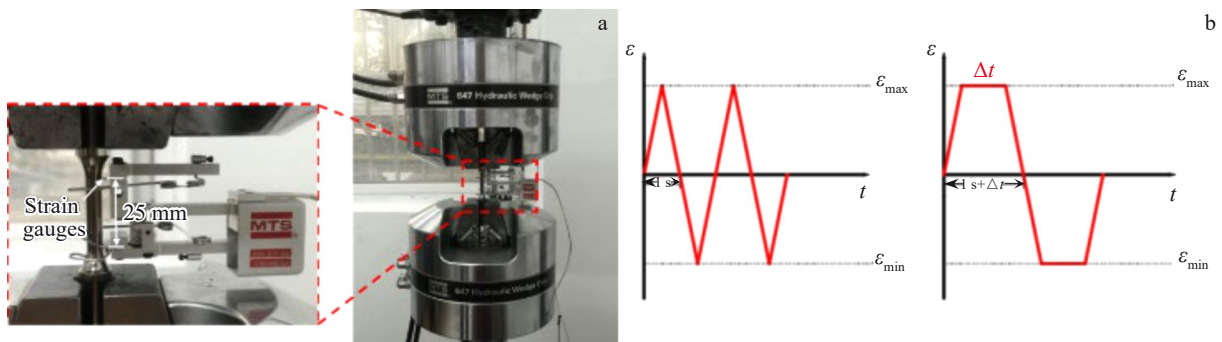


图4 疲劳试样装载示意图及保载疲劳梯形波  
Fig.4 Loading schematic diagram of fatigue specimens (a); triangular waves of dwell fatigue (b)

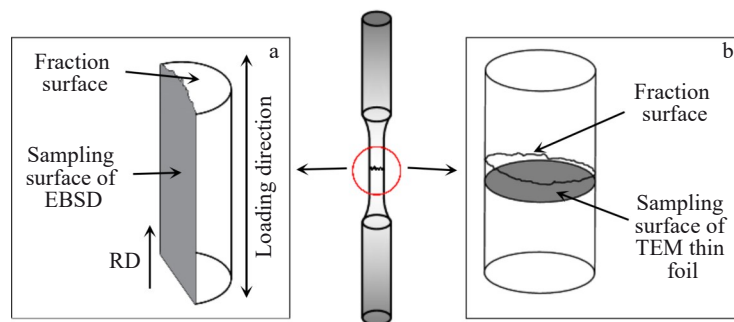


图5 EBSD和TEM取样示意图  
Fig.5 Schematic diagrams of sampling of EBSD (a) and TEM (b) specimens

10次加载循环中的应力幅值有上升迹象,出现轻微的循环硬化现象,接着循环软化,后期逐渐稳定。而上述研究基础说明选取不同应变幅值的试样有着不同的循环响应行为。

在寿命特征上,0.6%、1.0%、1.4% 3点横跨了从长寿命(接近高周寿命域)到短寿命(深低周寿命域)的范围,能够代表材料在不同应变幅下的典型寿命表现。因此,本研究选取了应变幅值为0.6%、1.0%和1.4%这3种有着不同循环软化/硬化行为的Ti-2Fe-0.1B合金进行保载疲劳试验,同一应变幅值下选取0、2和10 s的保载时间,其中保载时间0 s即为低周疲劳。保载循环拉伸-压缩过程中的应力幅值能够反映合金软化/硬化行为,不同保载时间下Ti-2Fe-0.1B合金的应力幅值随循环周次的变化曲线如图6所示。当 $\Delta\epsilon_c/2=0.6\%$ (图6a)时,随着疲劳循环测试的开始,3组试样的应力幅值明显下降,出现循环软化现象。合金的软化特性是来自循环过程中的位错变化,即位错湮灭导致的位错密度降低,以及位错亚结构的形成<sup>[45]</sup>。在疲劳循环前期,不同保载时间对Ti-2Fe-0.1B合金的软化行为的影响较小,这3组样品表现出相似的循环应力特性。而随着循环次数的增加,保载时间为2和10 s的循环变形过程中软化程度更为明显,持续载荷的作用下增加保载时间能够加剧Ti-2Fe-0.1B合金循环软化程度,尤其当保载时间10 s时,循环应力的波动行为较为明显,最终导致合金疲劳寿命大幅度减少,低应变

( $\Delta\epsilon_c/2=0.6\%$ )寿命非单调结果(15478→8543→8887次);在 $\Delta\epsilon_c/2=1.0\%$ 中(图6b),循环软化进入平稳阶段时,保载时间为2 s的循环软化程度不及保载时间为0 s时的,而循环软化程度一定程度上能够代表疲劳性能的好坏。最终循环断裂时,保载时间在2 s的Ti-2Fe-0.1B合金试样循环次数最多、寿命最长,而保载时间10 s的试样也出现了循环应力的波动,疲劳寿命最短。此时能够发现较高应变幅值下,较短的保载时间对于Ti-2Fe-0.1B合金疲劳寿命的影响相对较小,短时保载寿命较稳定(1604→1610次);当 $\Delta\epsilon_c/2=1.4\%$ (图6c、6d)时,循环初始阶段都发生了明显的循环硬化,这与内部位错增殖阻碍塑性变形相关<sup>[44]</sup>,前期每个循环的塑性变形显著,导致位错密度迅速增加,位错增殖、缠结形成临时障碍,阻碍进一步滑移,表现为循环硬化。但是相比保载时间0 s时,保载2和10 s循环硬化后,试样循环软化程度更小,仍然保持较高的应力状态,但是保载时间的加入促使合金塑性变形加剧,造成较大损伤,使得合金疲劳寿命明显降低(710→426次)。由图中也能够明显发现合金整体的循环变化分为3个阶段,初始阶段:合金循环变形中,应力随循环次数下降,位错变化导致循环软化/硬化;稳定阶段:合金变形量饱和,循环软化随循环周次增加逐渐平稳;失效断裂阶段:应力随循环次数大幅度下降,合金剧烈软化直至断裂。

塑性应变变化与合金疲劳寿命的长短相关。为了更好地反映保载时间对Ti-2Fe-0.1B合金循环过程中塑性

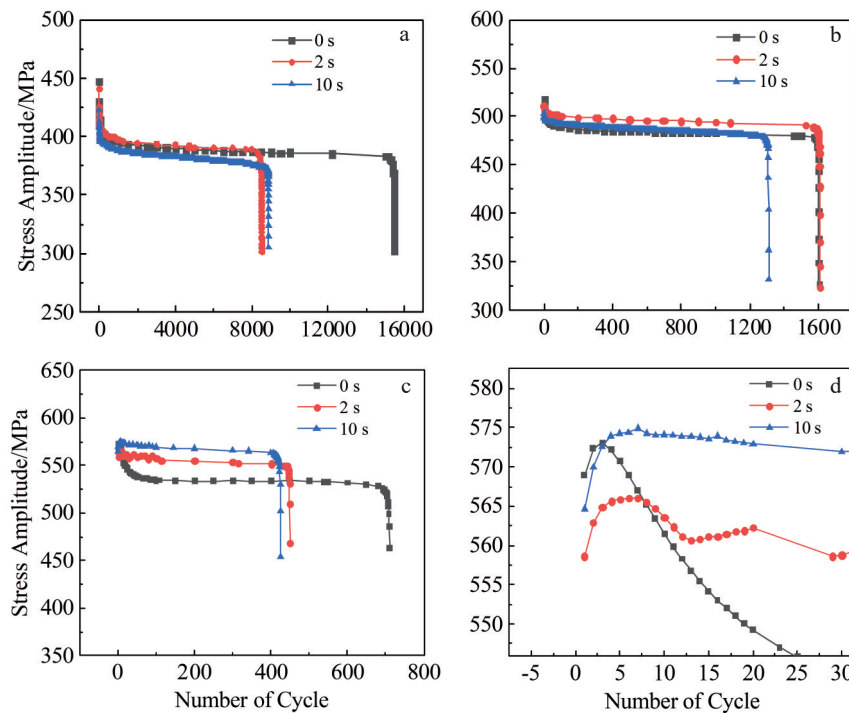


图6 不同应变幅和保载时间下Ti-2Fe-0.1B合金的循环应力响应行为

Fig.6 Cyclic stress response behaviors of Ti-2Fe-0.1B alloy under different strain amplitudes and dwell time: (a)  $\Delta\epsilon_c/2=0.6\%$ ; (b)  $\Delta\epsilon_c/2=1.0\%$ ; (c)  $\Delta\epsilon_c/2=1.4\%$ ; the initial cyclic amplification diagram of Fig.6c (d)

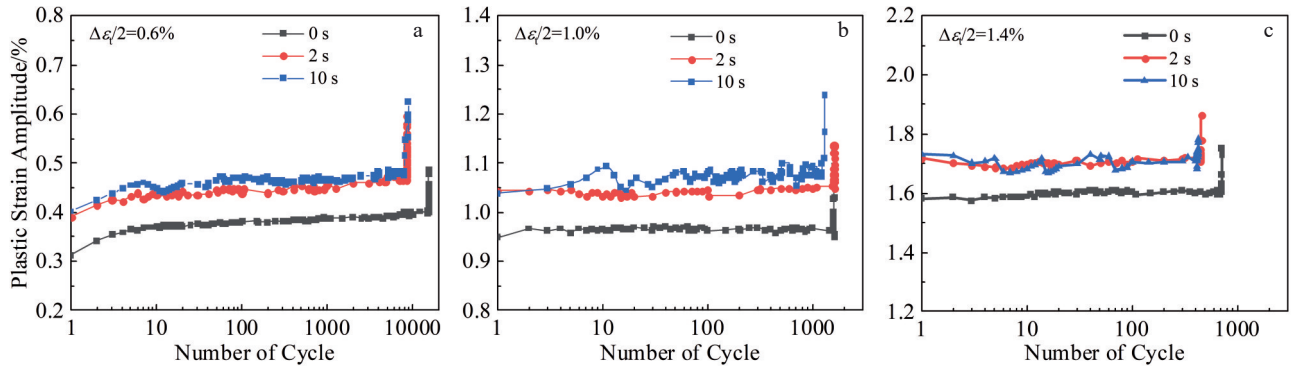


图7 不同保载时间下Ti-2Fe-0.1B合金的塑性应变随循环次数变化曲线

Fig.7 Variations of plastic strain of Ti-2Fe-0.1B alloy with the number of cycle under different dwell time: (a)  $\Delta\epsilon/2=0.6\%$ , (b)  $\Delta\epsilon/2=1.0\%$ , and (c)  $\Delta\epsilon/2=1.4\%$

变形损伤的影响,绘制不同保载时间下Ti-2Fe-0.1B合金的塑性应变随循环次数变化曲线,如图7所示。

当 $\Delta\epsilon/2=0.6\%$ (图7a)时,由于疲劳试验设置的应变比 $R=-1$ ,所以该合金一个循环周次变形的应变范围在1.2%。随着循环周次的增加,塑性应变整体呈现上升趋势,并在最后大幅度上升,表明合金由于塑性变形而断裂。保载时间从0 s提高到2 s的塑性应变的变化远大于从2 s提高到10 s的,这表明保载时间的引入对Ti-2Fe-0.1B合金LCF过程中塑性应变的改变巨大,且随保载时间的增加而增加。同时明显发现保载时间的增加导致试样塑性应变上下波动更明显,表明在拉伸-压缩的过程中,保载时间对于合金塑性应变影响较大,但此时循环塑性应变仍低于0.6%,合金变形以弹性形变为主。当应变幅值提高到1.0%(图7b)时,发现在保持较大的变形及时间下,使得试样循环塑性应变上下波动更为明显。保载10 s时,塑性应变最大,疲劳寿命最短。保载时间的加入,使得塑性应变超过了1.0%,塑性变形开始占据主导。由于此时塑性和弹性形变占比相差不大,保载时间较短,易受合金固有缺陷及外来因素影响,所以保载0和2 s的疲劳寿命相近。而当应变幅值增加到1.4%(图7c)时,此时合金变

形以塑性形变为主导,引入保载时间仍然能够提高循环中的塑性应变,降低Ti-2Fe-0.1B合金保载疲劳寿命。综上所述,引入保载时间会提高保载疲劳循环变形中塑性应变,从而降低保载疲劳寿命,并且随着保载时间的增加疲劳寿命相应降低。

图8是循环半寿命循环周次的应力-应变曲线,此阶段的迟滞回线反映了循环稳定过程中的拉压变形带给该合金的应力与应变的变化特征。一个循环内的迟滞回线是封闭的,其面积与塑性应变能密切相关,迟滞回线的面积越大,代表该合金循环过程中的塑性应变能越大,表明材料正在经历更多的塑性变形,疲劳寿命越短<sup>[46]</sup>。

当 $\Delta\epsilon/2=0.6\%$ (图8a)时,可以看到较低应变幅值下合金起始循环形成的迟滞回线较小,更靠近0刻度线,塑性应变能较小,表明Ti-2Fe-0.1B合金此时由弹性形变为主,保载疲劳寿命长。随着保载时间的引入,相比于0 s的迟滞回线,保载疲劳的迟滞回线下移,表明Ti-2Fe-0.1B合金实验循环过程中出现了应力松弛现象,可以认为在相同的变形程度下,保载过程中会发生集中应力的传递。曾令荣<sup>[47]</sup>研究不同初生 $\alpha$ 相含量对TC4合金的保载疲劳性能影响,对比分析变形前后初生 $\alpha$ 相和次生 $\alpha$ 相结构

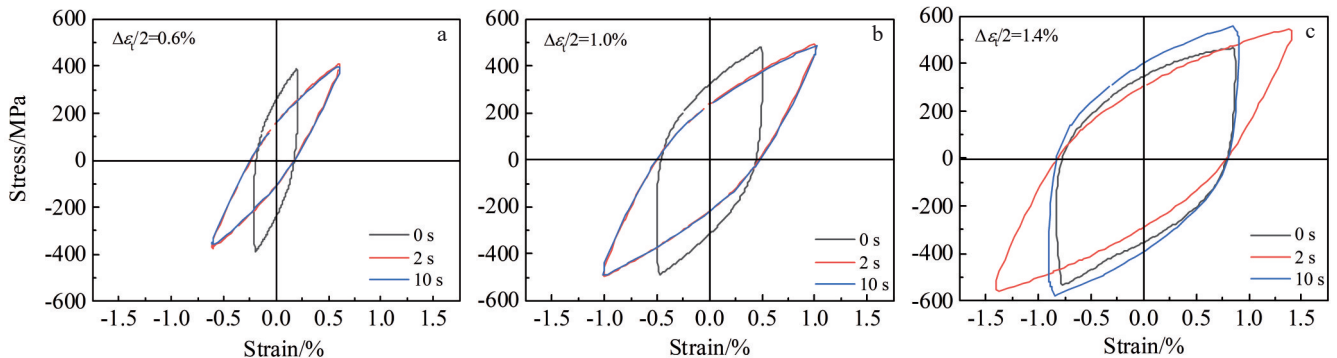


图8 不同保载时间下Ti-2Fe-0.1B合金的半寿命循环应力-应变曲线

Fig.8 Half-life cycle stress-strain curves of Ti-2Fe-0.1B alloy under different dwell time: (a)  $\Delta\epsilon/2=0.6\%$ , (b)  $\Delta\epsilon/2=1.0\%$ , and (c)  $\Delta\epsilon/2=1.4\%$

单元损伤程度,发现疲劳变形过程中应力松弛及应力重新分配相互关联的情况,相对较软的初生 $\alpha$ 相中受到较高的集中应力会向较硬的次生 $\alpha$ 相进行应力的重新分配。而当保载时间为2和10 s时,Ti-2Fe-0.1B合金表现出近似的应力-应变变化,疲劳寿命相近。

当 $\Delta\epsilon/2=1.0\%$ 时(图8b),相比 $\Delta\epsilon/2=0.6\%$ ,两者疲劳变形中的应力-应变行为相似,但是应变幅值的增加导致其迟滞回线的面积更大,合金疲劳寿命下降。而当 $\Delta\epsilon/2=1.4\%$ (图8c)时,可以发现在较高变形下,保载时间对于应力-应变的影响有较为明显的差异,保载时间为10 s时,该合金循环中的应力相比保载时间为2 s的迟滞回线是提高的,保载2 s的滞回曲线应力松弛现象更为明显,但两者的迟滞回线面积相当,疲劳寿命相近。

### 3.2 保载疲劳失效断裂行为

#### 3.2.1 保载疲劳失效断口形貌

应变幅值为1.4%时,不同保载时间下Ti-2Fe-0.1B合金保载疲劳试验后的断口形貌如图9所示。图9a、9d和9g为宏观断口SEM形貌。3种试样断口中的裂纹萌生区、裂纹扩展区和快速断裂区没有明显的界线,并且随着保载时间的增加,合金断口表面逐渐从平滑转为粗糙,靠近裂纹萌生区的试样边缘也表现出断裂面幅度逐渐增大

的趋势,表明随着增大保载时间,裂纹扩展速度逐渐增大。Ti-2Fe-0.1B合金在保载循环中的应力-应变行为也显示了保载时间的增加会导致合金塑性应变的增大,而较大的塑性变形促进了裂纹的快速萌生与扩展,裂纹之间的相互连接会形成凹凸不平的平面台阶,造成试样断口表面粗糙。同时,断口裂纹扩展区的粗糙程度也反映了疲劳寿命的高低,揭示了Ti-2Fe-0.1B合金保载疲劳寿命随保载时间增加而降低的规律。

图9b、9e和9h为裂纹萌生区对应的放大图,能够发现应变幅值为1.4%时,裂纹萌生从试样表面及附近多个点位形核,形核可能起源于应力集中或者缺陷的位置。一旦裂纹形核后,会以微裂纹的形式快速生长,整体呈现由点向面的放射状向内部区域扩展,并随保载时间的增加,裂纹越向加载方向部分扩展,致使靠近萌生区域的试样边缘呈现瞬断的特征。这是由于保载时间的加入使得轴向拉伸与压缩的峰值应力持续时间提高,高变形下的位错滑移促使裂纹尖端钝化,裂纹沿轴向加载方向生长,靠近试样表面后快速断裂。

裂纹形核后,在循环载荷作用下,裂纹会先以微裂纹的形式持续扩展和汇聚,并形成较大的主裂纹,其扩展的区域就为裂纹扩展区。当主裂纹发展形成宏观裂纹时,

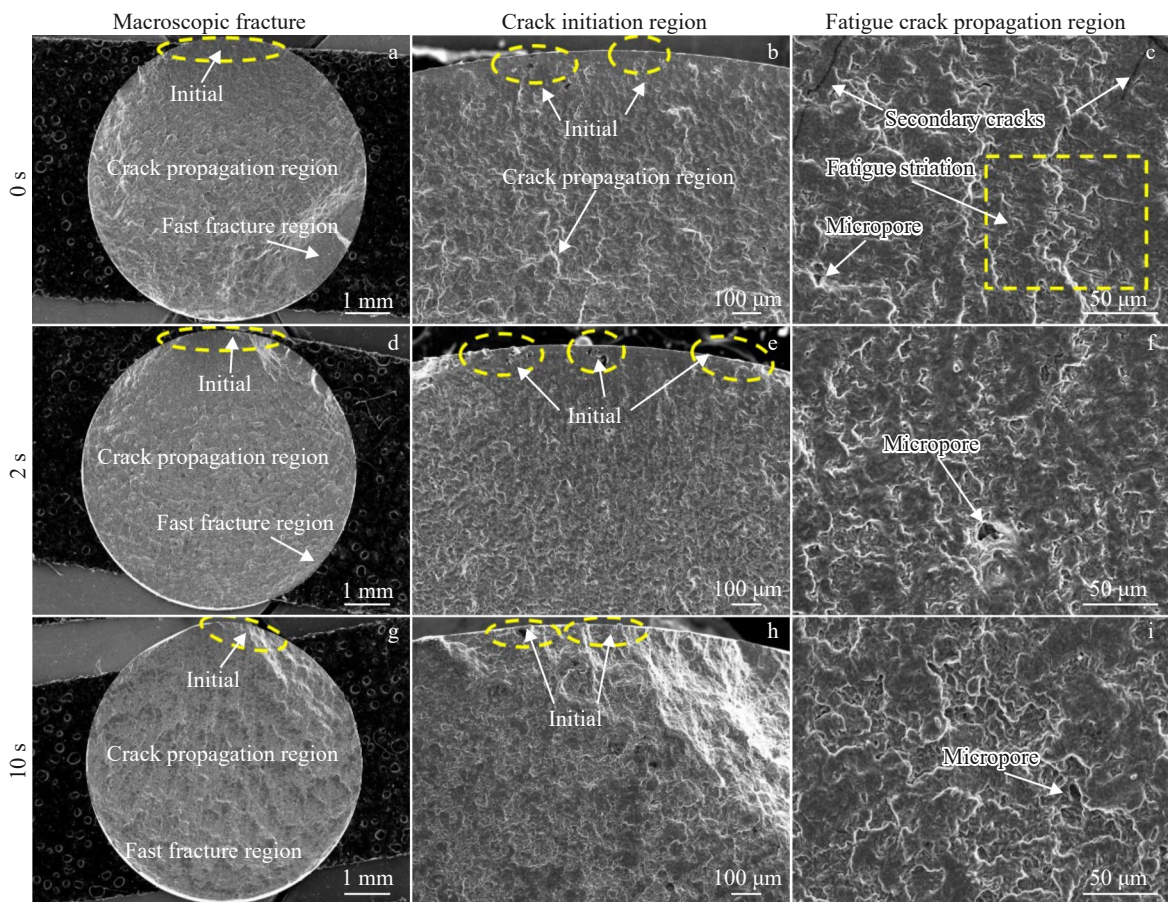


图9 1.4%应变幅值下不同保载时间Ti-2Fe-0.1B合金疲劳断口形貌

Fig.9 Fatigue fracture morphologies of Ti-2Fe-0.1B alloy at strain amplitude of 1.4% under different dwell time

较大的变形使得合金仅剩的连接部分快速分离断裂。图9c、9f、9i所示为高倍数下的裂纹扩展区。如图9c所示，保载时间0 s时，Ti-2Fe-0.1B合金裂纹扩展区存在较多的二次裂纹和疲劳条纹，其中二次裂纹与合金组织对裂纹扩展的影响有关，而疲劳条纹则和循环载荷相对应。主裂纹扩展时遇到不同方向的微裂纹和孔洞，在拉压载荷下，会沿两者方向延伸，形成垂直于裂纹扩展面的二次裂纹，较多二次裂纹的生长会消耗大量能量，缓解应力集中和裂纹扩展速度，提高试样疲劳寿命<sup>[48]</sup>。此外，瞬时断裂面存在撕裂脊，没有明显解理平面，呈现塑性断裂特征。而当引入保载时间后，裂纹扩展面的孔洞大小和数量增加，这来源于峰值应力保载过程中，持续的高变形量促使更多的位错堆积在 $\alpha/\beta$ 相界面，应力集中位置增多，并形成孔洞或微裂纹。

### 3.2.2 裂纹扩展路径

应变幅值为1.4%时，不同保载时间的Ti-2Fe-0.1B合金断口剖面裂纹扩展路径如图10所示。在不同保载时间的剖面断裂处都可以发现Ti-2Fe-0.1B合金组织中沉淀的硼化物相，在先前的研究中通过TEM的SAED图谱<sup>[25-26]</sup>，证明其是TiB增强相，且微量添加B元素通常只有TiB相稳定存在而非TiB<sub>2</sub>相(B添加低于0.5wt%~1wt%)<sup>[49-50]</sup>。TiB相在经过轧制变形后沿合金轧制方向排列，并随机分布在晶界处。如图10a和10b中，可以发现TiB相在较大的变形应力下呈现强烈的脆性断裂，这是由TiB相自身的较高强度和硬度导致的，少量添加B元素形成的TiB相能够引起微观结构细化<sup>[21,26]</sup>，提高了合金的强度，并一定程度上阻碍合金变形即裂纹扩展。

不同保载时间下，在裂纹扩展行径附近可以发现众

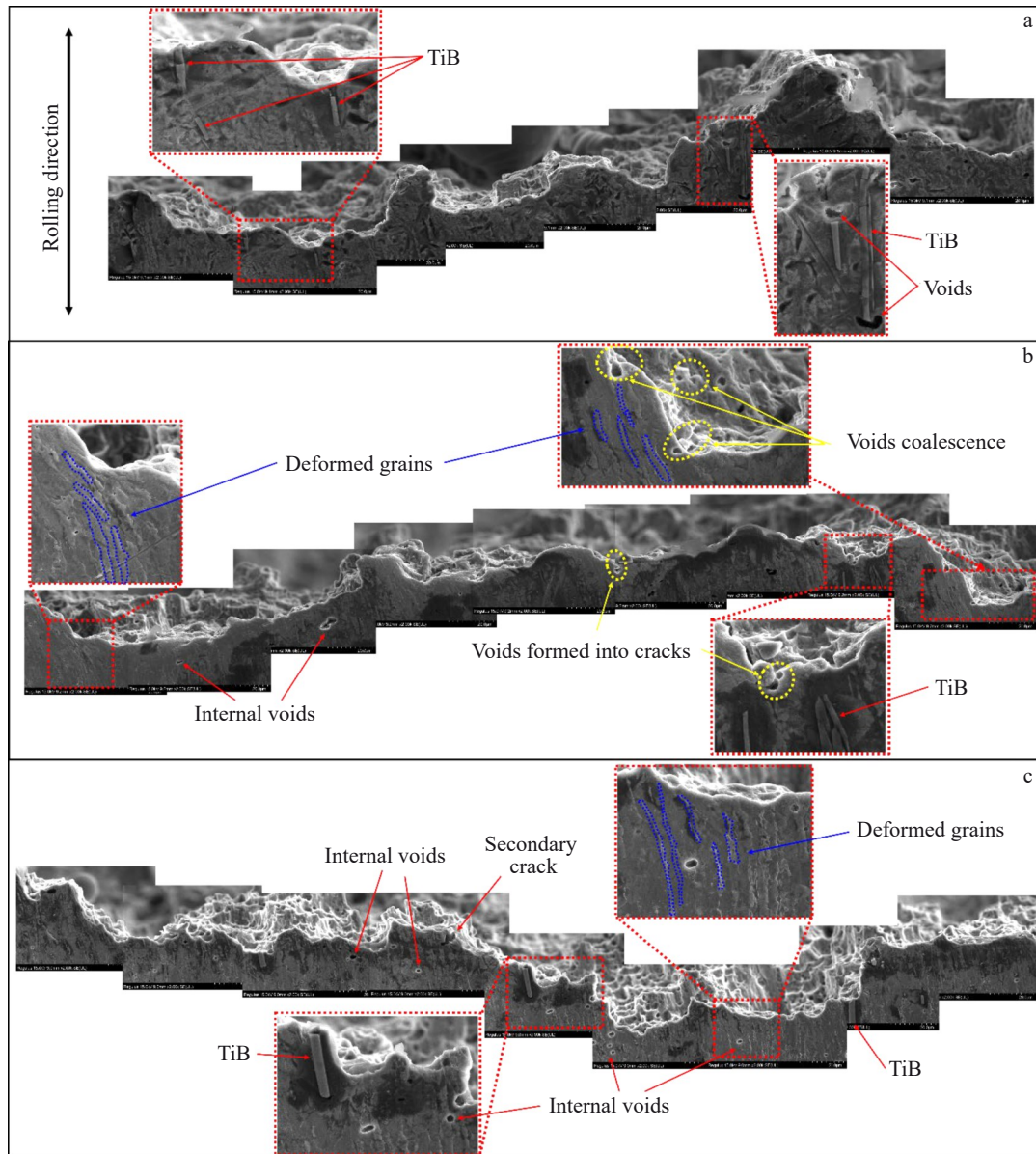


图10 Ti-2Fe-0.1B合金在应变幅值为1.4%不同保载时间时的断口剖面裂纹扩展

Fig.10 Fracture surface crack propagation of Ti-2Fe-0.1B alloy at strain amplitude of 1.4% under different dwell time: (a) 0 s, (b) 2 s, and (c) 10 s

多的孔洞大多处于  $\alpha/\beta$  相界面,从图 10a 中可以发现 TiB 相与  $\alpha,\beta$  相结合处也出现了孔洞,这些孔洞易在持续的循环载荷下相互连接发展为微裂纹,从图 10b 中可以观察到部分孔洞聚集相连这一现象。同时,由于保载时间的加入和较大的变形应力共同作用下,大量裂纹形核产生孔洞,加剧了主裂纹的扩展速率,降低了合金保载疲劳寿命,断裂面上存在的大量孔洞残留证明了这一点。而随着保载时间的增加,合金孔洞数量上升,断裂处的韧窝数量也更多(图 10c),反映了塑性变形随保载时间的增加而增加。

此外,裂纹附近的  $\alpha$  相表现为弯曲变形,这是由于 Ti-2Fe-0.1B 合金经过剧烈轧制变形后, $\alpha,\beta$  相大都沿轧制方向拉伸变长,而当裂纹扩展遇到近乎垂直的聚集  $\alpha$  相时,一般会沿  $\alpha$  相聚集的边界扩展,而当塑性变形程度较大时,裂纹会穿过  $\alpha$  相集束,引起相发生较大的塑性变形。图 10c 中裂纹扩展路径上的 TiB 相也呈现出裂纹穿过断裂的形式。因此,在应变幅值为 1.4% 时,较大的塑性变形使得 Ti-2Fe-0.1B 合金保载疲劳循环中的断裂形式为沿晶和穿晶的混合断裂。

### 3.3 保载疲劳组织演变及失效机制

为进一步探究 Ti-2Fe-0.1B 合金保载疲劳失效机制,对应变幅值在 1.4% 时的疲劳断裂试样,采用 EBSD 进行组织观察分析。不同保载时间下 Ti-2Fe-0.1B 合金的反极图(inverse pole figure, IPF) 以及对应的晶粒尺寸如图 11 所示。对比不同保载时间后的试样组织,由图 11a

可以发现保载 0 s 变形后的试样组织较为不均匀,整体以平行于基面的晶粒为主,并且晶粒之间晶粒尺寸和取向差较大,计算得到其平均晶粒尺寸约为 1.67  $\mu\text{m}$ (图 11d),相比 Wang 等<sup>[51]</sup>通过 EBSD 计算热轧 Ti-2Fe-0.1B 合金的平均晶粒尺寸 1.72  $\mu\text{m}$  而言,合金疲劳变形后,平均晶粒尺寸变小。如图 11b、11c 所示,与保载时间为 2 和 10 s 的疲劳断口附近组织相比,可以看出红色晶粒数量明显减少,绿色和蓝色晶粒数量增多,合金组织也更为均匀。表明相同变形程度下,保载时间对于晶粒取向影响较大,使得部分平行于基面的晶粒转变为了柱面和锥面组织,并且随着保载时间的增加,晶粒尺寸有不断减小的趋向,保载时间 2 和 10 s 时的平均晶粒尺寸分别约 1.66 和 1.64  $\mu\text{m}$ (图 11e、11f)。

不同保载时间下,疲劳循环过程中的 Ti-2Fe-0.1B 合金组织发生了变化,通过 EBSD 对保载疲劳失效后的组织进行动态再结晶分析。图 12 为 Ti-2Fe-0.1B 合金的晶粒取向扩展图(grain orientation spread, GOS),以蓝色再结晶晶粒和黄色亚结构为主体,红色变形晶粒占比较少。在 1.4% 的应变幅值下,随着保载时间增长,再结晶晶粒的体积分数明显变多。由于 Ti-2Fe-0.1B 合金保载疲劳变形中保持持续的峰值应力,使得动态再结晶的形成过程有足够的能量和一定的反应时间,促使其体积分数增加。保载时间 2 s 时,合金中的变形晶粒为 16.2%,而保载时间 10 s 的变形晶粒为 10.7%,可以认为相同变形量下,较短保载时间内应力的传递促使更多晶粒变形。而

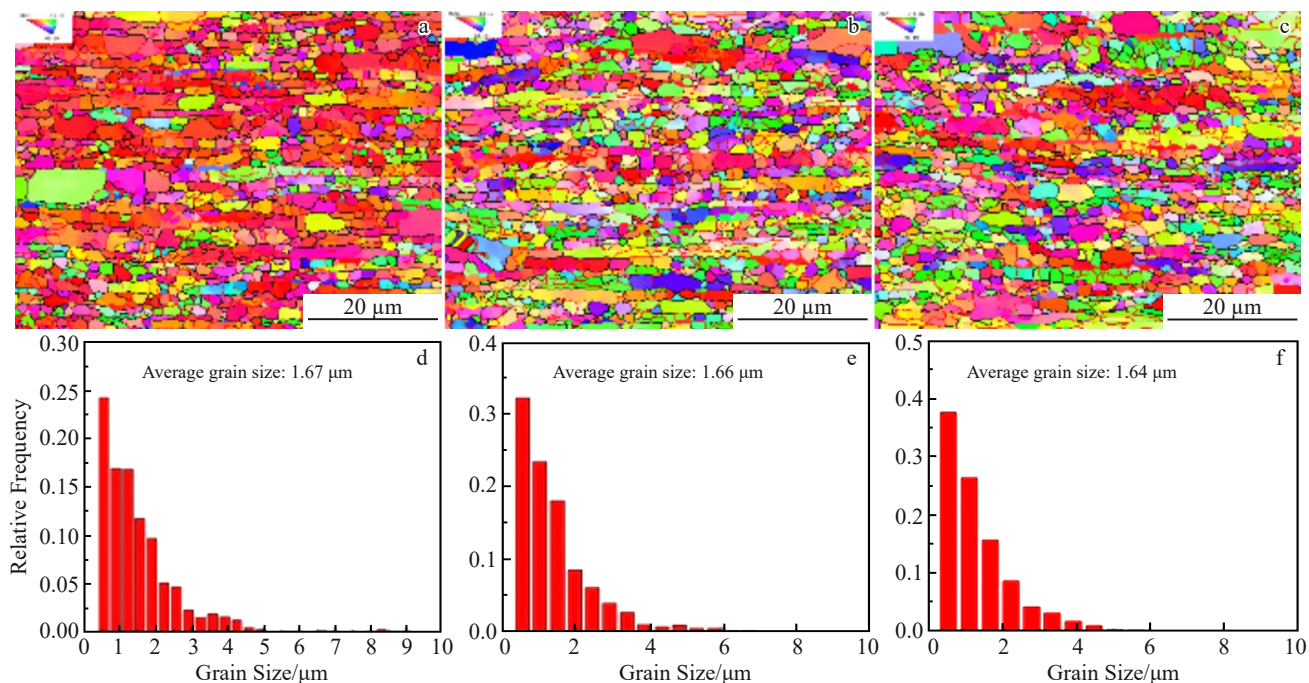


图 11 Ti-2Fe-0.1B 合金在应变幅值为 1.4% 时不同保载时间下的 IPF 图和晶粒尺寸分布

Fig.11 IPFs (a–c) and grain size distributions (d–f) of Ti-2Fe-0.1B alloy at strain amplitude of 1.4% under different dwell time : (a, d) 0 s, (b, e) 2 s, and (c, f) 10 s

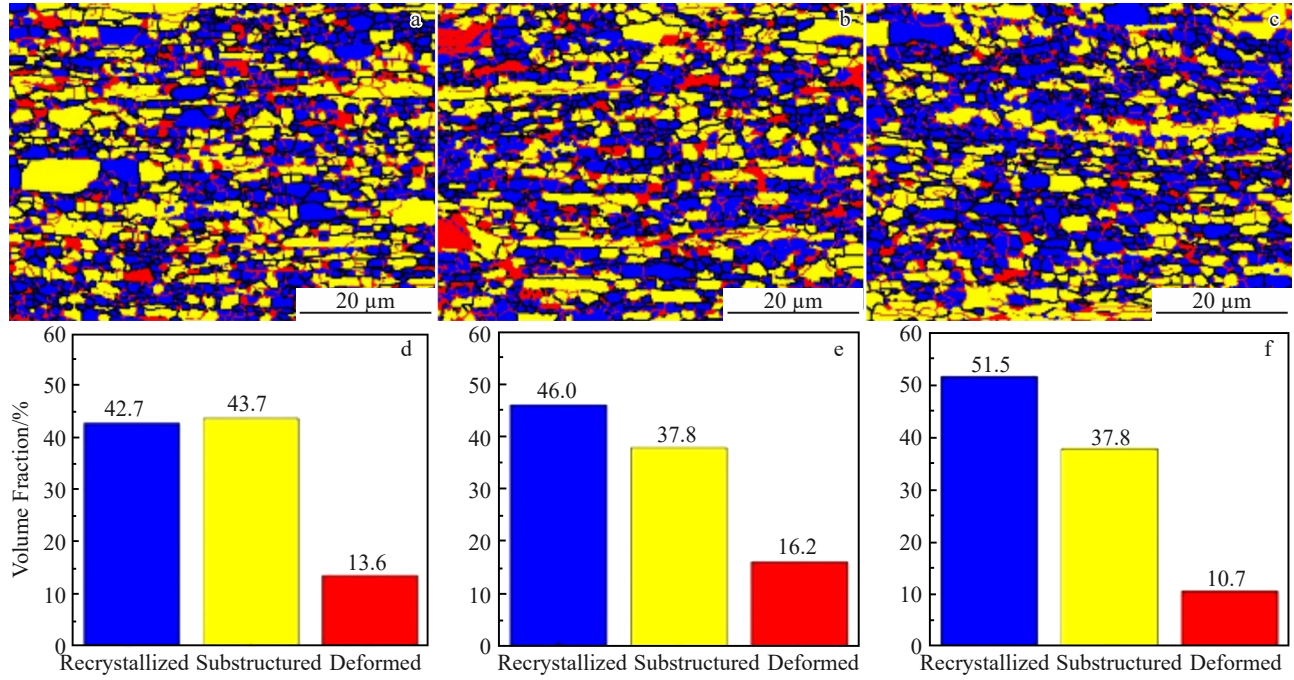


图 12 Ti-2Fe-0.1B 合金在应变幅值为 1.4% 时不同保载时间下的 GOS 图及再结晶分数统计图

Fig.12 GOS maps (a–c) and recrystallization volume fraction diagrams (d–f) of Ti-2Fe-0.1B alloy at strain amplitude of 1.4% under different dwell time: (a, d) 0 s, (b, e) 2 s, and (c, f) 10 s

保载时间增加后，部分变形晶粒开始转变为过渡的亚结构，最后亚结构的转变促使动态再结晶增加。

图 13 为 Ti-2Fe-0.1B 合金的核平均取向差 (kernel average misorientation, KAM) 分布图。其中图 13a~13c 所示的 KAM 图可以宏观表示组织的几何必须位错密度

(geometrically necessary dislocation, GND)。将  $KAM > 1^\circ$  的部分视为高位错密度 (绿色);  $KAM < 1^\circ$  的部分视为低位错密度 (蓝色)。由图 13d~13f 中可以发现, 3 种状态下的 Ti-2Fe-0.1B 合金组织中低位错密度区域占主要部分, 其占比都在 90% 以上。而高密度位错区的占比随着

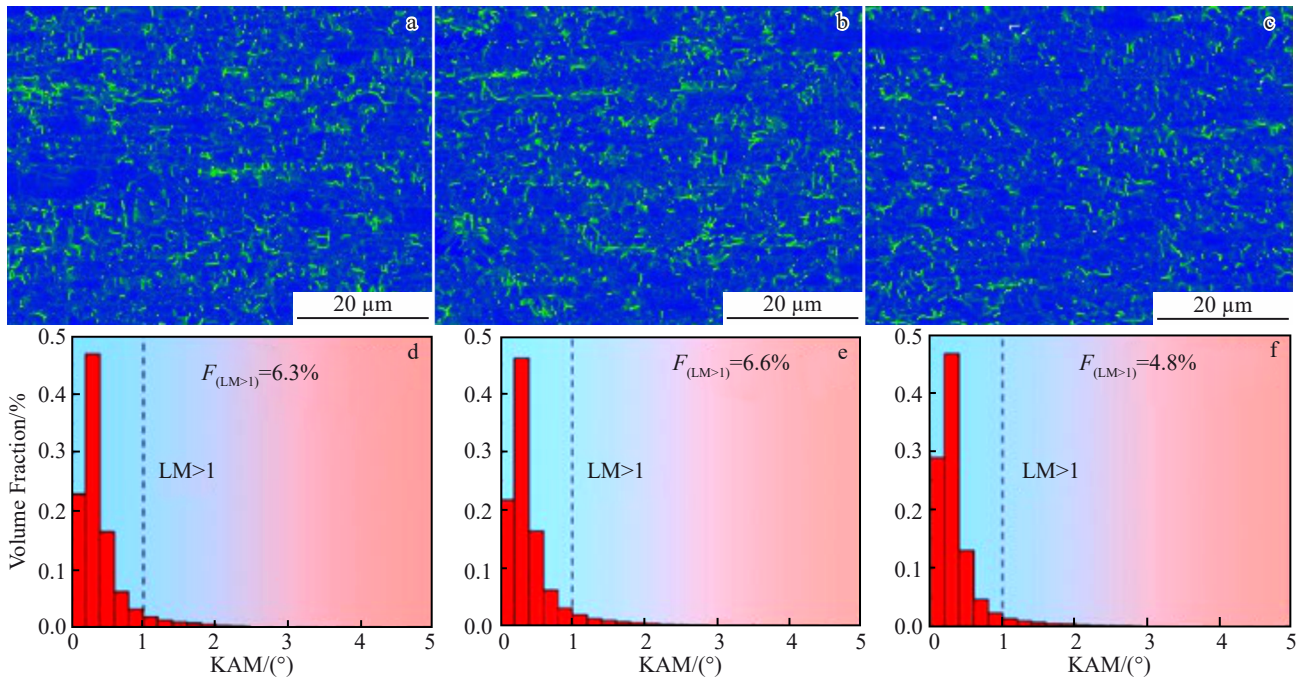


图 13 Ti-2Fe-0.1B 合金在应变幅值为 1.4% 时不同保载时间下的 KAM 分布图

Fig.13 KAM maps (a–c) and KAM distribution histograms (d–f) of Ti-2Fe-0.1B alloy at strain amplitude of 1.4% under different dwell time : (a, d) 0 s, (b, e) 2 s, and (c, f) 10 s

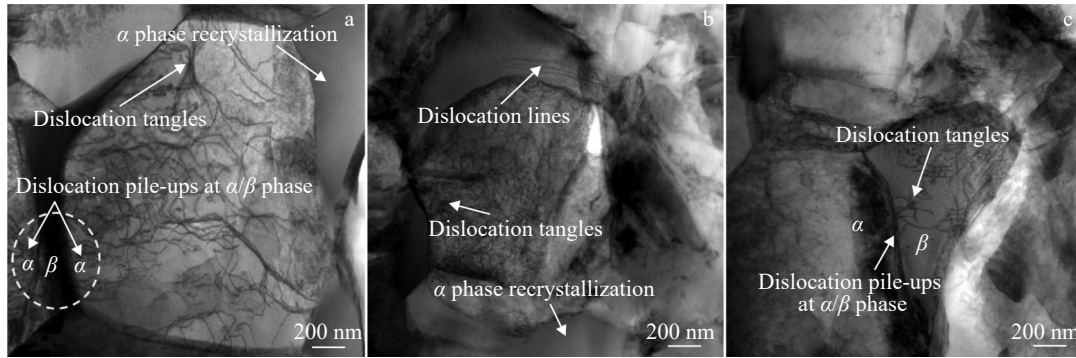


图 14 Ti-2Fe-0.1B 合金在应变幅值为 1.4% 时不同保载时间下的 TEM 形貌

Fig.14 TEM morphologies of Ti-2Fe-0.1B alloy at strain amplitude of 1.4% under different dwell time: (a) 0 s, (b) 2 s, and (c) 10 s

保载时间先增加后降低,与图 12 中变形晶粒体积分数变化对应,即变形晶粒越多的合金组织中高密度位错区就越多。试样受到持续的峰值应力加载,激活了  $\alpha$  相中较多的位错滑移,而较短的保载时间使得位错可能来不及发生位错湮灭,就运动到下一个晶粒中,促使变形晶粒和位错密度上升。

图 14 为 Ti-2Fe-0.1B 合金在应变幅值为 1.4% 时的 TEM 形貌。从图 14 中能够清晰地看到大量位错堆积在  $\alpha/\beta$  相界面处出现位错塞积。而部分位错排列移动,发展成了位错线,最后逐渐贯穿整个晶粒。此外,图中除了  $\alpha$  相内的部分位错缠结,还存在由位错亚结构形成的动态再结晶晶粒,其晶界较为明显,晶界内没有明显位错。结合上述 EBSD 得到的 IPF、GOS 和 KAM 图,由此可以推断,持续的疲劳循环加载过程促使晶粒变形,使得 Ti-2Fe-0.1B 合金内部位错密度增加,导致位错缠结发展形成亚结构晶粒,进而促使小角度晶界数量增长,最后表现为连续的动力学再结晶行为<sup>[20,22]</sup>。

### 3.4 保载疲劳寿命预测

为体现 Ti-2Fe-0.1B 合金保载疲劳寿命的优异性,除了保载时间,其余加载条件相同的情况下,与纯 Ti<sup>[52]</sup>、TA15<sup>[53]</sup> 和 Ti80<sup>[54]</sup> 这几种典型钛合金的低周疲劳寿命进

行对比。如图 15 所示,绘制出几种钛合金的疲劳寿命随应变幅值变化拟合曲线。从图 15 中可以看到钛合金的疲劳寿命都随应变幅值的增大而减小,其中 Ti-2Fe-0.1B 合金低周疲劳寿命最为优异,纯钛的低周疲劳性能最差。证明了在纯钛基础上添加 Fe、B 元素合金化、降低了成本的同时,也提高了其拉伸性能和疲劳性能。而随着 Ti-2Fe-0.1B 合金疲劳循环中引入保载时间,其疲劳寿命开始不断下降,并随保载时间的增加而降低,但是不同应变幅值下 Ti-2Fe-0.1B 合金的保载疲劳寿命相比其余几种典型钛合金的低周疲劳寿命仍然更为优异,而一般情况下,钛合金的保载疲劳寿命会低于低周疲劳寿命。由此可以认为 Ti-2Fe-0.1B 合金的保载疲劳寿命在这几种钛合金中最为优异。

应变幅值( $\Delta\epsilon/2$ )控制的保载疲劳试验由塑性应变幅值( $\Delta\epsilon_p/2$ )和弹性应变幅值( $\Delta\epsilon_e/2$ )这 2 部分组成,如公式(1)所示:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_p}{2} + \frac{\Delta\epsilon_e}{2} \quad (1)$$

其中,塑性应变幅度( $\Delta\epsilon_p/2$ )和应变幅载荷反向周次( $2N_f$ )之间的关系使用 Coffin-Manson(C-M)公式来描述,如公式(2)所示:

$$\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (2)$$

而描述弹性应变幅值( $\Delta\epsilon_e/2$ )与疲劳寿命的关系时,通常使用公式(3)所示的 Basquin 公式。

$$\frac{\Delta\epsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (3)$$

根据公式计算出 Ti-2Fe-0.1B 合金的塑性应变幅值和弹性应变幅值,通过最小二乘法拟合,并求得不同保载时间下的 Coffin-Manson 和 Basquin 公式,分别得到保载时间为 0、2 和 10 s 时的总应变幅值与疲劳应变循环次数的关系公式(4)~(6),通过此关系公式能够预测 Ti-2Fe-0.1B 合金保载时间在 0、2 和 10 s 下的保载疲劳寿命:

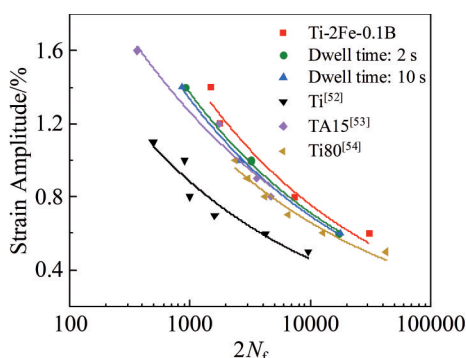


图 15 Ti-2Fe-0.1B 合金与纯钛等典型钛合金的 Coffin-Manson 曲线  
Fig.15 Coffin-Manson curves of Ti-2Fe-0.1B alloy and typical titanium alloys

$$0 \text{ s: } \frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 53.96(2N_f)^{-0.492} + 2.913(2N_f)^{-0.126} \quad (4)$$

$$2 \text{ s: } \frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 30.819(2N_f)^{-0.423} + 2.644(2N_f)^{-0.126} \quad (5)$$

$$10 \text{ s: } \frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 30.553(2N_f)^{-0.427} + 2.655(2N_f)^{-0.128} \quad (6)$$

## 4 结论

1)  $\Delta \varepsilon_t/2=0.6\%$ 时,与保载0 s的比较来看,有保载时间引入的合金软化程度更高,出现应力松弛现象。而当 $\Delta \varepsilon_t/2=1.4\%$ 时,3种保载时间的试样初期循环中都出现了循环硬化,这与内部位错增殖阻碍塑性变形相关。低应变幅值下,合金主要表现为弹性变形,疲劳寿命较长;而在较高应变幅值下,塑性变形主导,应力松弛现象愈加明显,尤其是保载时间较长时。

2)  $\Delta \varepsilon_t/2=1.4\%$ 时,试样断口的裂纹萌生一般从表面及附近的多个点位形核,随着保载时间增加,裂纹扩展速度增大,造成试样断口表面愈发粗糙,导致合金疲劳寿命不断下降。韧窝数量逐渐增多也表明保载时间提高了循环中的塑性变形。在不同保载时间的剖面断裂处都发现了TiB增强相,其随机分布在晶界处。由于其强度和硬度较高,提高了合金的强度,一定程度上阻碍裂纹扩展。

3)合金组织在保载疲劳循环变形时,较大的载荷会促使晶粒发生变形,使得合金内部位错密度增加,导致位错缠结逐渐发展形成亚结构晶粒,进而促使小角度晶界数量增长,最后表现为连续的动力再结晶行为,并随着保载时间增加,这一现象加剧。

4)与TA15、Ti80等几种传统钛合金相比,Ti-2Fe-0.1B合金的疲劳寿命明显更高,其保载10 s后的寿命也要高于部分合金。证明在纯钛基础上添加Fe、B元素合金化、降低了成本的同时,也提高了其拉伸性能和低周疲劳性能。

### 参考文献 References

- [1] Najafizadeh M, Yazdi S, Bozorget M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds Communications*[J], 2024, 3: 100019
- [2] Yang Yingli(杨英丽), Luo Yuanyuan(罗媛媛), Zhao Hengzhang(赵恒章) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S2): 538
- [3] Srivastava M, Jayakumar V, Udayan Y *et al.* *Applied Materials Today*[J], 2024, 41: 102481
- [4] Feng Yingfang(冯颖芳). *World Nonferrous Metals*(世界有色金属)[J], 2012(4): 54
- [5] Zhao Qinyang(赵秦阳), Chen Yongnan(陈永楠), Xu Yiku(徐义库) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(11): 3127
- [6] Zhao Shuai(赵帅), Xiao Han(肖寒), Qin Tiechang(秦铁昌) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 4053

- [7] Li Han(李汉), Liu Fengzhu(刘凤竹), Cui Yunfeng(崔云峰) *et al.* *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2024, 39(4): 38
- [8] Zeng L R, Chen H L, Li X *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(5): 782
- [9] Huang S X, Zhao Q Y, Yang Z *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 504
- [10] Li A, Wang Q, Chen R R *et al.* *Materials Today Communications* [J], 2025, 42: 111111
- [11] Bettles C J, Tomus D, Gibson M A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(15): 4899
- [12] Cai Z Y, Chen J Y, Du P *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 887: 161349
- [13] Hong S H, Hwang Y J, Park S W *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 793: 271
- [14] Bodunrin M O, Chown L H, Omotoyinbo J A. *Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 38: 564
- [15] Wang Liang(王亮), Yan Hui(颜卉), Jiang Botao(姜博涛) *et al.* *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2022, 42(5): 535
- [16] Chen F W, Xu G L, Cui Y W *et al.* *Materials*[J], 2019, 12(17): 2791
- [17] Ogawa A, Niikura M, Ouchi C *et al.* *Journal of Testing and Evaluation*[J], 1996, 24(2): 100
- [18] Sandlöbes S, Korte-Kerzel S, Raabe D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 748: 301
- [19] Liu Xin(刘鑫), Zhu Xiaoxian(朱晓弦), Guo Yanhua(郭艳华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3476
- [20] Zhang Yao(张尧), Chang Hui(常辉), Li Guangzhou(李广州) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 180
- [21] Mi Y Y, Lu Y, Wang D L *et al.* *Materials*[J], 2024, 17: 1282
- [22] Wang Y H, Li X, Alexandrov I V *et al.* *Materials*[J], 2020, 13: 5117
- [23] Zhang B, Wang Y Y, Chang H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 900: 163473
- [24] Dai G Q, Niu J Z, Guo Y H *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 1881
- [25] Mi Y Y, Wang Y H, Wang Y. *Materials*[J], 2023, 16: 2955
- [26] Wang Y Y, Jin Y H, Guo Y *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 31: 1853
- [27] Wang Zhongguang(王中光). *Bulletin of Chinese Academy of Sciences*(中国科学院院刊)[J], 1993, 8(3): 204
- [28] Bache M R, Cope M, Davies H M *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 1997, 19: 83
- [29] Bache M R. *International Journal of Fatigue*[J], 2003, 25: 107
- [30] Wang L, Ye C, Sun C Q *et al.* *Ocean Engineering*[J], 2024, 303: 117646
- [31] Zhang W Y, Shu Q N, Fan J K *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2025, 205: 109

- [32] Zhu J Z, Xie J J, Wang J *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 29: 2204
- [33] Xi G Q, Lei J F, Qiu J K *et al. Materials & Design*[J], 2020, 194: 108909
- [34] Qiu J K, Ma Y J, Lei J F *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45: 6075
- [35] Zheng Z B, Stapleton A, Fox K *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2018, 111: 234
- [36] Yazar K U, Mishra S, Kumar L *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2022, 152: 103140
- [37] Kassner M E, Kosaka Y, Hall J A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(9): 2383
- [38] Zhang Z. *Acta Materialia*[J], 2018, 156: 254
- [39] Gerland M, Lefranc P, Doquet V *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 507(1–2): 132
- [40] Nie B H, Song Y, Huang X Y *et al. Crystals*[J], 2022, 12(6): 796
- [41] Sun Y Y, Chen F, Qian S W *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 5951
- [42] Sun Y Y, Qian S W, Chang H *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 8396
- [43] Li X K, Zhu S P, Liao D *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2022, 159: 106788
- [44] Wang C, Sun Y Y, Mi Y Y *et al. Metals*[J], 2023, 13(7): 1208
- [45] Shen S X, He B, Wang H M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 890: 145883
- [46] Beranger A S, Feaugas X, Clavel M. *Materials Science and Engineering A*[J], 1993, 172(1–2): 31
- [47] Zeng Lingrong(曾令荣). *Effect of Volume Fraction of Primary  $\alpha$  Base on Fatigue Properties of Ti-6Al-4V Alloy and Micromechanism of Dwell Effect*(初生 $\alpha$ 相体积分对Ti-6Al-4V合金保载疲劳性能影响及保载效应微观机理研究)[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2018
- [48] Helbert A L, Feaugas X, Clavel M. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(3): 939
- [49] Postnikova M N, Kotov A D, Bazlov A I *et al. Materials*[J], 2023, 16(10): 3714
- [50] Konstantinov A S, Bazhin P M, Stolin A M *et al. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J] 2018, 108: 79
- [51] Wang Y H, Li X, Alexandrov I V *et al. Materials*[J], 2020, 13(22): 5117
- [52] Zhang Qianqian(张欠欠), Liu Xiaoyan(刘晓燕), Luo Lei(罗雷) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2019, 26(2): 219
- [53] Gao P F, Lei Z N, Li Y K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 736: 1
- [54] Wang Q, Ren J Q, Xin C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 934: 167856

## Strain-Controlled Dwell Fatigue Behavior and Fracture Characteristics of Low-Cost Ti-2Fe-0.1B Alloy

Wang Delong<sup>1</sup>, Wang Chu<sup>1</sup>, Liu Anjian<sup>1</sup>, Dong Yuecheng<sup>1</sup>, Igor V. Alexandrov<sup>2</sup>

(1. Tech Institute for Advanced Materials, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

(2. Department of Materials Science and Physics of Metals, Ufa University of Science and Technology, Ufa 450008, Russia)

**Abstract:** The low-cycle dwell fatigue behavior and fracture characteristics of a cost-effective Ti-2Fe-0.1B alloy with lamellar microstructure were investigated. Strain-controlled low-cycle fatigue tests incorporating tension-compression with dwell time of 0, 2, and 10 s were conducted under various strain amplitudes. The results reveal that at lower strain amplitudes ( $\Delta\epsilon/2=0.6\%$ ), specimens with all dwell durations exhibit continuous cyclic softening during initial cycles. Conversely, at higher strain amplitudes ( $\Delta\epsilon/2=1.4\%$ ), an initial cyclic hardening phase precedes subsequent softening, which is primarily attributed to dislocation multiplication and entanglement, forming temporary barriers that impede plastic deformation in early stages. The fatigue life of Ti-2Fe-0.1B alloy demonstrates significant strain amplitude and dwell time dependence. At high strain amplitude ( $\Delta\epsilon/2=1.4\%$ ), the life reduces (710→426 times). At intermediate strain amplitude ( $\Delta\epsilon/2=1.0\%$ ), specimens maintain stable fatigue life under short dwell periods (1604→1610 times), while low strain amplitude ( $\Delta\epsilon/2=0.6\%$ ) testing reveals non-monotonic life variations (15 478→8543→8887 times) with the prolongation of dwell time. Comparative analysis with conventional titanium alloys (TA15, Ti80) demonstrates that dwell fatigue resistance of Ti-2Fe-0.1B alloy is better. Microstructural characterization of fracture profiles reveals the presence of precipitated TiB phases. These high-strength and high-hardness precipitates contribute to enhanced matrix strength and can provide effective crack propagation resistance through reinforcement mechanisms, which improves the overall fatigue performance of alloy's.

**Key words:** titanium alloy; alloying elements; dwell fatigue; fracture characteristics

Corresponding author: Dong Yuecheng, Ph. D., Associate Professor, Tech Institute for Advanced Materials, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, E-mail: dongyuecheng@njtech.edu.cn