

高强韧 Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe 合金 低周疲劳性能研究

张 航¹, 孙洋洋^{1,2}, Igor. V. Alexandrov³, 方志刚⁴,
易承杰⁵, 董月成¹, 常 辉¹, 周 廉¹

(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 211800)

(2. 江苏先进无机功能复合材料协同创新中心, 江苏 南京 211899)

(3. 乌法国立航空技术大学, 俄罗斯 乌法 450008)

(4. 中国人民解放军 92228 部队, 北京 100072)

(5. 南京工业大学 2011 学院, 江苏 南京 211800)

摘 要: 通过室温下应变控制疲劳试验研究了高强韧 Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe 合金的低周疲劳性能。结果表明: 在高应变幅值下 ($\Delta\epsilon_r/2=1.0\%$, 1.2% , 1.4% , 1.6%), 合金的循环应力响应表现为初始循环软化, 而后趋于循环稳定; 在低应变幅值下 ($\Delta\epsilon_r/2=0.6\%$, 0.8%), 合金的循环应力响应表现为循环饱和特征。断口形貌观察发现: 应变幅值为 0.6% 时, 疲劳裂纹源只有一处, 在断口表面分布有大量细小的二次裂纹。当应变幅增加到 1.6% 时, 组织中发现多处疲劳裂纹源, 二次裂纹的数量明显减少, 但长度和宽度明显增加。透射电镜结果表明: 在低应变幅值下 ($\Delta\epsilon_r/2=0.6\%$), 在 α_p/β 界面处出现大量的位错堆积, 在此处易产生应力集中导致微裂纹形核。而在高应变幅值下 ($\Delta\epsilon_r/2=1.6\%$), 在 α_p 相中有明显的变形不均匀性, 在 α_p 相内出现大量的位错缠结和位错碎片, 并且在 α_s 相中出现一些位错塞积, 但在 β 基体中没有明显的位错堆积情况。由于长条 α_p 相的存在, 能够提升 α 相和 β 相变形的相容性, 延缓疲劳裂纹形核和扩展, 因此使 Ti-35421 合金有着优异的低周疲劳性能。

关键词: 低成本钛合金; 低周疲劳; 循环软化; 循环稳定

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)02-0588-07

钛合金由于其优异的耐腐蚀性能、可焊性、无磁性以及高的比强度等特点, 在舰船和海洋工程领域中展现出广泛的应用前景^[1,2]。高强 β 钛合金由于具有良好的冷热加工性能, 易锻造, 可轧制, 可固溶-时效处理获得较高的强韧匹配性等优点, 成为钛合金发展的主要方向之一^[3], 特别是近年来随着海洋工程用钛合金的产业化推进, 对于高性能钛合金板材的需求越来越紧迫^[4]。Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe (Ti-35421, 质量分数, %, 下同) 合金是在 Ti-3Al-5Mo-5V-4Cr-2Zr (Ti-B19)^[5] 合金基础上, 通过使用廉价的 Fe 元素来替代合金中昂贵的 V 元素开发出的海洋工程用低成本高强韧钛合金, 屈服强度达到 1200 MPa 的同时, 具有 $75.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 的断裂韧性^[6]。目前, 已经有使用廉价合金元素原料来降低合金成本的成功案例, 美国

Timet 公司用开发的低成本高强 β 钛合金 Timetal LCB (Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al), 来代替成本较高的 Ti-1023 (Ti-10V-2Fe-3Al), Timetal LCB 合金性能与 Ti-1023 相当, 成本仅为 Ti-6Al-4V 的 78%^[7]。

Ti-35421 合金作为深海装备耐压壳体战略性储备材料, 常常需要深潜至几千米甚至上万米的深度, 服役工况极其苛刻, 对材料的综合性能要求非常高。其中, 由于深海装备在长期使用伴随着在海水中的下潜与上浮, 承受反复作用的随机载荷, 面临低周疲劳失稳和损伤的挑战^[8,9]。因此, 本工作研究了不同应变幅值对 Ti-35421 合金低周疲劳性能的影响, 主要包括应变幅值对双态组织 Ti-35421 合金低周疲劳寿命, 循环应力响应, 位错结构的影响, 重点对 Ti-35421 合金循环软化, 循环稳定机理和疲劳寿命-应变关系进行分

收稿日期: 2020-07-29

基金项目: 国家自然科学基金重点项目 (51931008); 江苏省重点研发计划 (产业前瞻与关键核心技术—竞争项目) (BE2019119)

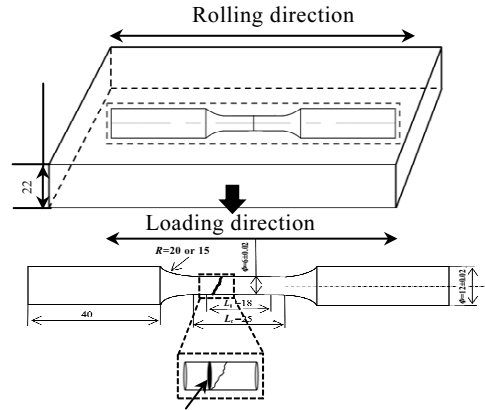
作者简介: 张 航, 男, 1996 年生, 硕士生, 南京工业大学材料科学与工程学院/新材料研究院, 江苏 南京 211800, E-mail: zh01225415@163.com

析，阐明低周疲劳失效机制，以期为高强韧 Ti-35421 合金结构件的疲劳设计与工程应用提供可参考的理论依据。

1 实验

Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe (Ti-35421) 合金通过三次真空自耗电弧炉熔炼，在 β 相区进行多道次锻造，在两相区轧制成 22 mm 厚的板材。合金的实际成分如表 1 所示。结合差示扫描量热法和金相法测定合金的相变点为 803±5 °C。合金经过两相区固溶+时效热处理：780 °C，1 h/AC+540 °C，8 h/AC，获得所需的双态组织。

静态拉伸和低周疲劳试样取样方向均平行于轧制方向。根据 GB/T 228.1-2010 《金属材料拉伸试验-室温试验方法》静态拉伸试验方法，在 ETM205D 万能拉伸试验机上进行拉伸试验，拉伸机夹头移动速率 1 mm/min。拉伸试样为直径 5 mm，标距 25 mm 的棒状试样。室温下低周疲劳试验在 MTS 370.10 型电液伺服疲劳试验机上进行，试验采用轴向全对称拉-压总应变控制，应变比 R=-1，三角波形加载，加载频率 0.5 Hz，根据拉伸应力-应变曲线选取 0.6%，0.8%，1.0%，1.2%，1.4%和 1.6% 6 组应变幅值，每组应变幅进行 4 次试验。试验过程中循环峰值应力下降 25%即认为试样失效。试验按照 GB/T 15248-2008 《金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》进行，试样尺寸如图 1 所示。使用 SEM 显微镜对疲劳断口进行观察，通过 TEM 观察疲劳后位错的形貌变化，从距离疲劳断口 1 mm 的位置切取厚度为 0.5 mm 的薄片，经过双喷减薄制备 TEM 试样，TEM 试样取样方向与轧制方向垂直，如图 1 所示。



TEM thin foil (perpendicular to the rolling direction)

图 1 Ti-35421 合金低周疲劳试样尺寸及试样取样方向
Fig.1 Low cycle fatigue specimen size and specimen sampling direction of Ti-35421 alloy

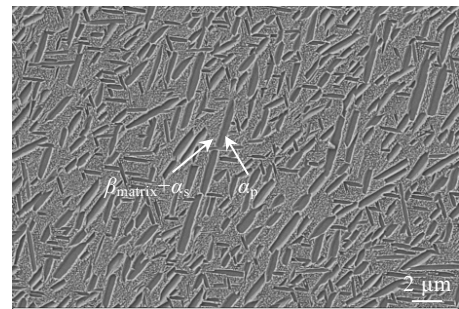


图 2 Ti-35421 合金显微组织形貌
Fig.2 Microstructure of Ti-35421 alloy

2 结果与讨论

2.1 Ti-35421 合金显微组织及拉伸性能

Ti-35421 合金经过 α+β 两相区固溶时效后，组织由弥散分布的板条初生 α_p 和 β_{trans} (时效析出的针状次生 α_s 和残留 β_{matrix}) 组成 (如图 2)。此时，合金的抗拉强度为 1313 MPa，屈服强度为 1240 MPa，延伸率为 9%，断面收缩率为 18%，拉伸应力-应变曲线如图 3 所示。应变幅值的选择是依据合金的拉伸应力-应变曲线 (如图 3)，应变幅值的范围包括合金的弹性变形阶段和屈服阶段。

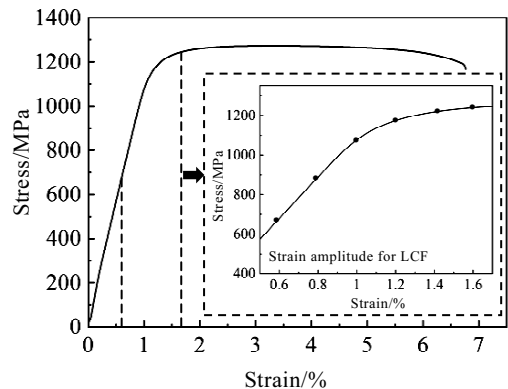


图 3 Ti-35421 合金拉伸应力-应变曲线
Fig.3 Tensile stress-strain curve of Ti-35421 alloy

表 1 Ti-35421 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-35421 alloy (wt%)						
Al	Mo	Cr	Zr	Fe	O	Ti
3.02	5.03	3.78	1.86	0.995	0.080	Bal.

2.2 循环应力响应

Ti-35421 合金的循环应力响应与应变幅值密切相关

关 (如图 4a 所示)。在低应变幅 ($\Delta\epsilon_f/2 < 1.0\%$) 时, 合金的循环应力始终表现为循环饱和特征, 直至合金宏观裂纹快速扩展, 试样疲劳失效。这种循环应力饱和特征与 Ti-1023 合金在应变幅为 0.6% 和 0.8% 时的结论一致^[10]。在高应变幅 ($\Delta\epsilon_f/2 \geq 1.0\%$) 时, 循环初始阶段循环应力幅值随着循环次数的增加逐渐减小, 表现为初始循环软化, 循环软化之后循环应力表现为循环稳定, 在瞬时断裂区循环应力快速下降。在此应变幅值范围内, Ti-35421 合金的循环应力响应与 Ti-5553^[11] 和 Beta-C^[12] 合金的循环应力响应相似。为了更加清晰表示循环软化及循环稳定, 将上述循环应力响应曲线改为循环应力与循环寿命分数关系曲线 (图 4b)。从图中可以清晰地看出, 在高应变幅值下 ($\Delta\epsilon_f/2 \geq 1.0\%$), Ti-35421 合金循环应力响应主要由 3 个阶段组成: (i) 初始循环软化阶段 (占疲劳总寿命的 10%~15%); (ii) 循环稳定阶段, 是循环应力响应最主要的阶段 (占疲劳总寿命的 75%~80%); (iii) 瞬时断裂阶段 (占疲劳总寿命的 5%~15%)。在低应变幅值下 ($\Delta\epsilon_f/2 < 1.0\%$), Ti-35421 合金循环应力响应主要分为 2 个阶段: (i) 循环稳定阶段 (占总寿命的 85%~90%); (ii) 瞬时断裂阶段 (占总寿命的 10%~15%)。为了定量描述合金循环过程中应力

幅值的变化, 定义 η 为循环软化程度^[13]:

$$\eta = (\sigma_{ini} - \sigma_i) / \sigma_{ini} \quad (1)$$

式中, σ_{ini} 是第 1 次循环时的应力幅值, σ_i 是第 i 次循环时的应力幅值, $i=2, 3, 4, \dots$ 。 η 与循环次数关系曲线如图 4c 所示。从图中可以看出, 在 $\Delta\epsilon_f/2 < 1.0\%$ 时, η 一直稳定在 0, 没有循环软化的出现。在 $\Delta\epsilon_f/2 \geq 1.0\%$ 时, 在循环初始阶段, 软化速率快速上升。当进入循环稳定阶段时, 软化速率基本维持恒定。随着应变幅值的增加, 合金的软化速率和程度都明显增加。

合金的循环软化/硬化由材料本身性质决定, 通常可以合理地根据单调拉伸的抗拉强度和屈服强度的比值确定循环变形特性^[14]。当合金的 $\sigma_{UTS}/\sigma_y \geq 1.4$ 时, 材料表现为循环硬化; 当 $\sigma_{UTS}/\sigma_y < 1.2$ 时, 材料表现为循环软化^[15]。Ti-35421 合金 $\sigma_{UTS}/\sigma_y < 1.2$, 合金表现为初始循环软化, 符合上述规律。对于双态 Ti-35421 合金而言, 由于 α 相的临界剪切应力小于 β 相, 同时由于大量细小的 α_s 的存在, 可以认为 β_{trans} 相中的位错移动可以忽略不计^[16], α 相在塑性变形过程中起着更重要的作用^[17], 双态组织的循环软化速率和软化程度主要与 α_p 相的塑性相关^[16,17]。在 $\Delta\epsilon_f/2 \geq 1.0\%$ 时, 由于循环应力大, α_p 相在参与塑性变形过程中大量的移

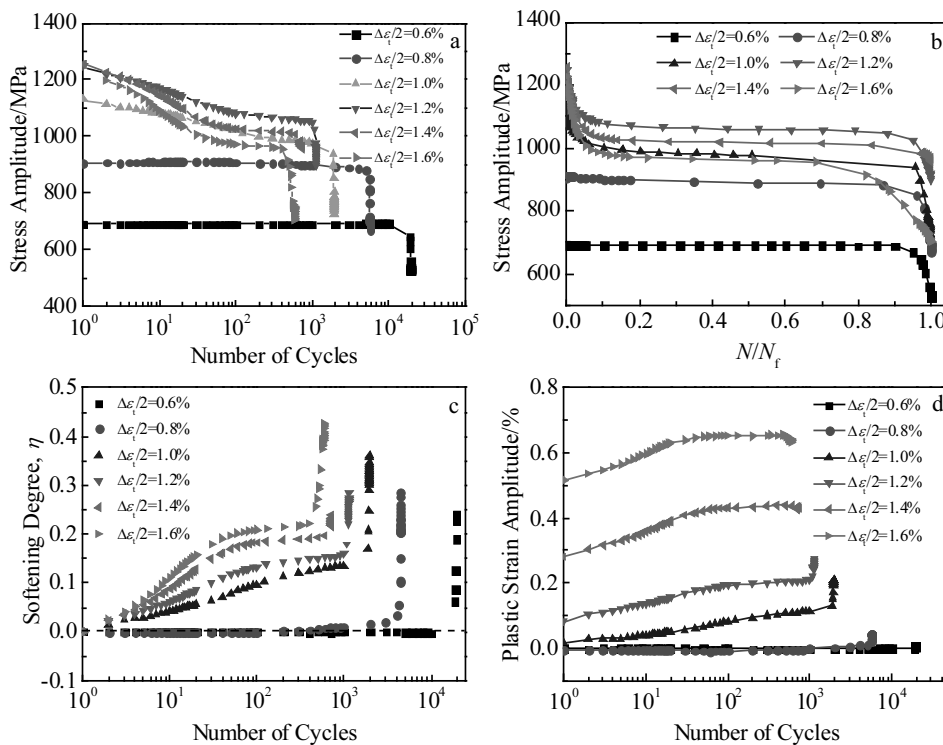


图 4 Ti-35421 合金循环变形响应曲线: 循环应力幅值随循环次数变化曲线; 循环应力与寿命分数变化曲线; 循环软化程度随循环寿命变化曲线; 塑性应变幅值随循环次数变化曲线

Fig.4 Cyclic deformation response curves of Ti-35421 alloy: (a) cyclic stress amplitude vs cyclic number; (b) stress amplitude vs cyclic fraction, N/N_f ; (c) softening degree, η vs cyclic number; (d) plastic strain amplitude vs cyclic number

动位错被激活, 导致 α_p 相内位错密度的增加, 在 α_p 相中出现大量的位错缠结和位错堆积, 且位错堆积出现在靠近 α_p 相界面处 (如图 5c)。当位错密度增加到一定程度时, 会导致位错湮灭的出现, 在 α_p 相界面处形成一些无位错区 (如图 5c 和 5d 所示) [18,19]。同时由于位错密度的增加, 在 α_p 相也会出现一些位错亚结构, 如位错碎片 (如图 5b)。位错亚结构和位错湮灭导致循环软化现象的发生 [19]。在相同应变幅下, 有利取向的 α_p 相在循环变形过程首先参与变形, 导致 α_p 相中出现不均匀塑性变形现象, 每个 α_p 相会有较大的位错密度差异。随着循环次数的增加, 已参与变形的 α_p 相有强烈的趋势将位错传递到相邻不利取向的 α_p 相和 β_{trans} 中。研究表明, α_p 相中的基面滑移易转移到 β_{trans} 和相邻的 α_p 相中, 而 α_p 相中柱面滑移可能受到 α/β 界面的阻碍, α_p 相中出现的位错线滑移方式可能是柱面 $\langle a \rangle$ 型滑移 (prismatic slip) (如图 5b 所示) [20]。如图 5d 所示, 由于高的应力, 在 α_p 相中激活的位错移动至 β_{trans} 中, 细小的 α_s 相中出现位错堆积, 同时在 α_s 和 β 基体界面交叉处易出现位错堆积。由于相界面和已有位错的阻碍, 位错将加速运动克服这些阻碍, 导致循环软化。

当应变幅较低时 ($\Delta\epsilon_f/2 < 1.0\%$), 循环稳定的出现归因于一种抵消机制。由于试样经过轧制变形, 再

热处理之后组织内仍然存在大量位错, 在低应力水平下, 激活有限的滑移系与已有位错发生湮灭导致轻微循环软化的出现。由于低应变幅下应力水平低, 位错在 α_p 相中被激活, 在循环加载过程中, 位错的移动受到轧制过程中生成的已有位错和相界面的阻碍, 导致大量的位错堆积在 α_p 相界面处 (如图 5a 所示), 相界面处的位错堆积导致循环硬化的出现。在 α_p 相界面位错处易形成应力集中, 应力集中处易导致微裂纹形核 [17]。循环软化和循环硬化的相互抵消导致 Ti-35421 在低应变幅值下出现循环稳定。

低周疲劳是一个塑形应变累积的过程, 通过应力-应变曲线计算出循环过程中塑性应变幅值的变化。如图 4d 所示, 总应变幅 $\Delta\epsilon_f/2=0.6\%$ 和 $\Delta\epsilon_f/2=0.8\%$ 时, 塑性应变幅值一直稳定在 0 附近, 表明试样在循环过程中处于弹性变形机制。尽管循环应力远低于屈服强度, 但在两相钛合金中, 由于 α 相和 β 相性能的差异, 会在局部区域产生应力集中, 导致在局部区域会存在微观塑性变形 [21,22]。在循环初期约 20 周次内, 塑性应变幅值随循环次数持续累积, 之后, 塑性应变幅值的累积速率减慢。在 $\Delta\epsilon_f/2=1.2\%$, 1.4% , 1.6% 时, 塑性应变幅值出现稳定阶段。循环应力幅值、循环软化速率和塑性应变幅值随循环次数的变化趋势十分吻合。

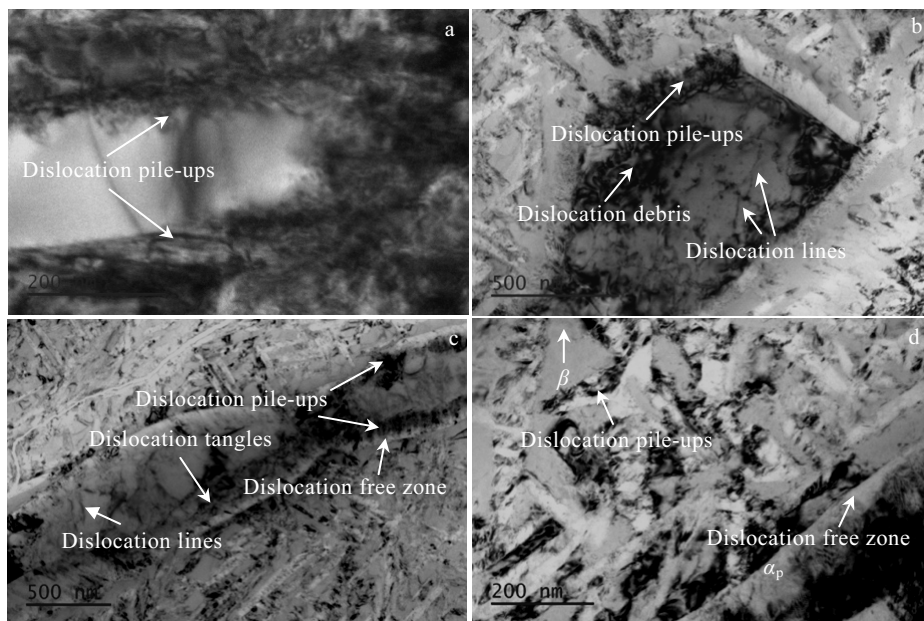


图 5 Ti-35421 合金疲劳变形后的 TEM 形貌: $\Delta\epsilon_f/2=0.6\%$ 时初生 α_p 相中的位错形貌; $\Delta\epsilon_f/2=1.6\%$ 时初生 α_p 相中的位错形貌; $\Delta\epsilon_f/2=1.6\%$ 时次生 α_s 和 β 基体的位错形貌

Fig.5 TEM images of Ti-35421 alloy after fatigue: (a) dislocation structure of primary α_p phase fatigued at $\Delta\epsilon_f/2=0.6\%$; (b, c) dislocation structures of primary α_p phase fatigued at $\Delta\epsilon_f/2=1.6\%$; (d) dislocation structure of secondary α_s and β matrix phases fatigued at $\Delta\epsilon_f/2=1.6\%$

2.3 疲劳寿命分析

对于应变控制低周疲劳试验，通常使用 Coffin-Manson 公式来描述总应变幅、塑性应变幅和弹性应变幅值之间的关系，即：

$$\frac{\Delta \varepsilon_f}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c + \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad (2)$$

公式右边第 1 项为塑性部分，第 2 项为弹性部分。其中 ε_f' 为疲劳延性系数， c 为疲劳延性指数； σ_f' 为疲劳强度系数， b 为疲劳强度指数， $2N_f$ 为断裂时应变反向次数， E 为弹性模量。通过最小二乘法拟合出的曲线（如图 6a 所示）求得公式如下所示：

$$\frac{\Delta \varepsilon_f}{2} = 29.96(2N_f)^{-2.005} + 0.022(2N_f)^{-0.134} \quad (3)$$

ASTM 标准^[23]将总应变幅值划分为塑性应变幅值和弹性应变幅值，塑性应变幅值和弹性应变幅值相同的疲劳寿命定义为过渡疲劳寿命 (N_T)。当 $N_f < N_T$ 时，从图 6a 中可以看出，塑性应变幅值的曲线位于弹性应变幅值的上方，表明在此阶段疲劳寿命主要受到塑性应变幅的控制；当 $N_f > N_T$ 时，从图中可以看出，弹性应变幅曲线位于塑性应变幅曲线上方，在此阶段疲劳总寿命主要受弹性应变幅的控制。在本实验中，Ti-35421 合金

的过渡疲劳寿命 (N_T) 为 260 周次。

一般而言，材料的强度越高，延性越低，其过渡疲劳寿命也就越低^[24]。与 Ti-1023^[24]合金的过渡疲劳寿命 140 周次相比，Ti-35421 合金的过渡疲劳寿命提高了近 1 倍。Ti-35421 合金的低周疲劳性能与典型的高强钛合金进行对比，如图 6b 所示：Ti-35421 合金与 Ti-1023^[24]都为近 β 钛合金，TC4^[25]为用量最大的高强 $\alpha+\beta$ 钛合金。从总应变幅与循环次数关系曲线中可以看出，Ti-35421 合金的低周疲劳性能优于 Ti-1023 和 TC4 合金。综上所述，Ti-35421 合金在 Ti-B19 合金的基础之上使用 Fe 代替 V 降低合金的成本，在满足拉伸性能的同时，有着比较优异的低周疲劳性能。

2.4 疲劳断口分析

由于应变幅对合金的疲劳损伤有着显著的影响，为此对 Ti-35421 合金在低应变幅 ($\Delta \varepsilon_f/2=0.6\%$) 和高应变幅值 ($\Delta \varepsilon_f/2=1.6\%$) 下低周疲劳断口形貌进行详细的分析。图 7a 和 7b 分别为双态 Ti-35421 合金 2 种不同应变幅下的宏观疲劳断口形貌。疲劳断口分为 3 个区域：① 裂纹起始区；② 裂纹扩展区；③ 瞬时断裂区。对比 2 种应变幅值下宏观疲劳断口可知，在低应变幅值下，疲劳裂纹区（包括裂纹萌生与裂纹扩展区）的面积明显大于高应变幅，表明在低应变幅值下疲劳裂纹形核和扩展寿命优于高应变幅值下。如图 7c 和 7d 所示，在低应变幅和高应变幅值下疲劳裂纹均起始于试样的表面，表明试样内部没有明显冶金缺陷。在 $\Delta \varepsilon_f/2=0.6\%$ 时，由于应力水平低，疲劳裂纹只有一处裂纹起始位点，裂纹源区有大量的放射线（图 7c）。在裂纹扩展区，垂直于裂纹扩展方向出现大量细小的二次裂纹（如图 7e 所示）。二次裂纹的形成是由于在疲劳裂纹扩展过程中，在主裂纹尖端塑性区出现应力集中，当应力集中达到临界值时，二次裂纹将出现在裂纹尖端塑性区。二次裂纹的出现将在一定程度上降低应力集中，同时降低主裂纹扩展的驱动力。除此之外，二次裂纹的出现会形成新的界面意味着大量的能量消耗，二次裂纹的形成对于降低疲劳裂纹的扩展速率是有益的^[13]。当总应变幅值增加到 $\Delta \varepsilon_f/2=1.6\%$ 时，试样变形程度大，试样为多处裂纹起始位点，在裂纹起始位点附近出现二次裂纹和疲劳辉纹（如图 7d），表明在高应变幅值下，裂纹起始的循环次数少。由于在应变幅值为 1.6% 时，试样变形较大，在裂纹扩展区二次裂纹的数量减少，但是二次裂纹的长度和深度都明显增加，如图 7f 所示。由于在高应变幅值下，疲劳过程循环次数少，裂纹扩展区面积小，在裂纹扩展区出现非常明显的光滑刻面（见图 7f），光滑刻面的形成可能是由于在高应变幅下，大变形的挤压和反复摩擦形成。

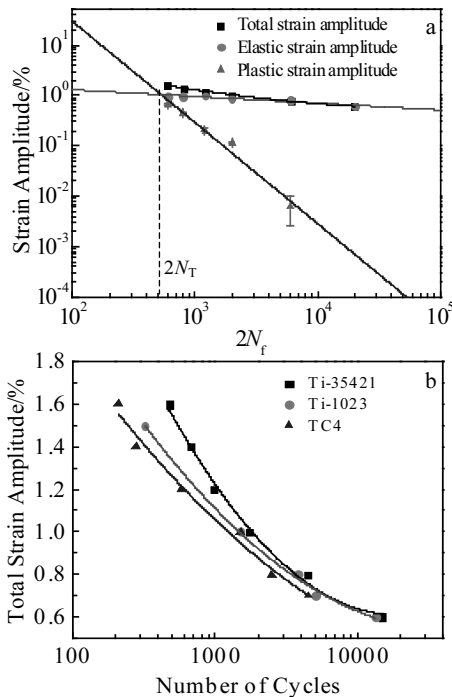


图 6 Ti-35421 合金低周疲劳寿命曲线：Coffin-Manson 拟合寿命曲线；Ti-35421 合金与典型合金疲劳寿命对比

Fig.6 Low cycle fatigue curves of Ti-35421 alloy: (a) Coffin-Manson equation fitting curve; (b) comparison of the LCF curves of several titanium alloys

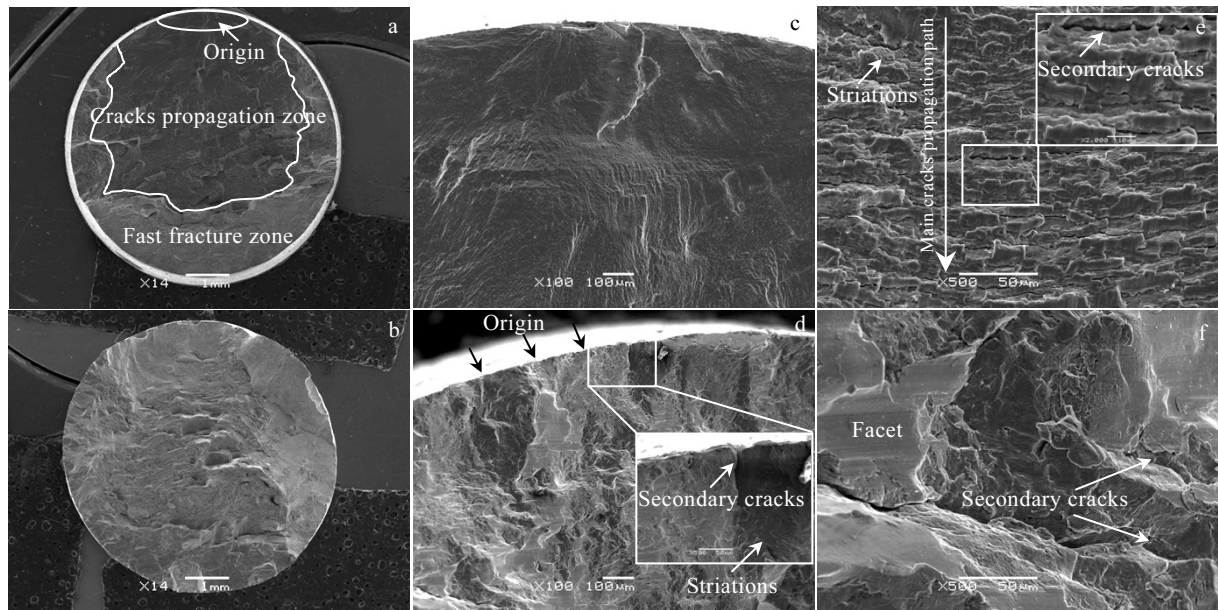


图7 Ti-35421 合金不同总应变幅下试样疲劳断口形貌

Fig.7 SEM morphologies of the fracture surface of Ti-35421 alloy fatigued at total strain amplitudes $\Delta\epsilon_t/2=0.6\%$ (a, c, e) and $\Delta\epsilon_t/2=1.6\%$ (b, d, f): (a, b) overall; (c, d) crack origin; (e, f) crack propagation

3 结 论

1) 在 $\Delta\epsilon_t/2 < 1.0\%$ 时, Ti-35421 合金的循环应力响应表现为循环稳定; 在 $\Delta\epsilon_t/2 \geq 1.0\%$ 时, 循环应力响应表现为初始的循环软化, 接着表现为循环稳定。

2) 合金的循环软化主要是由于在高应变下, α_p 相内位错之间相互作用形成一些位错亚结构和位错湮灭; 由于高应变下循环次数少, α_p 相存在变形严重的变形不均匀现象, 位错有强烈的趋势在已变形和未变形的 α_p 相之间传递, 位错将加速运动, 导致循环软化。

3) Ti-35421 合金的低周疲劳 Coffin-Manson 应变疲劳寿命公式如下:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 29.96(2N_f)^{-2.005} + 0.022(2N_f)^{-0.134}$$

通过计算得到合金的过渡疲劳寿命 $N_1=260$ 。

4) 在低应变幅值 ($\Delta\epsilon_t/2=0.6\%$) 时, 大量的位错堆积在 α_p/β 相界面处, 因此会在 α_p/β 界面处产生应力集中, 成为疲劳微裂纹的形核位点; 在高应变幅值下 ($\Delta\epsilon_t/2=1.6\%$), α_p 相存在严重变形不均匀, 在 α_p 相内存在大量的位错缠结、位错碎片和一些位错线, 高应变下出现的滑移线可能是柱面 $\langle a \rangle$ 型滑移。

参考文献 References

[1] Chang Hui(常 辉), Liao Zhiqian(廖志谦), Wang Xiangdong

(王向东). *Titanium Alloys for Marine Applications*(海洋工程钛金属材料)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2017: 272

[2] Chen Jun(陈 军), Wang Tingxun(王廷询), Zhou Wei(周伟) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2015, 32(6): 8

[3] Zhang Pingping(张平平), Wang Qingjuan(王庆娟), Gao Qi(高颀) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2012(14): 59

[4] Dong Yuecheng(董月成), Fang Zhigang(方志刚), Chang Hui(常辉) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2020, 39(3): 185

[5] Chang Hui(常 辉), Zeng Weidong(曾卫东), Luo Yuanyuan(罗媛媛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(10): 1589

[6] Chen Fuwen, Xu Guanglong, Cui Yuwen *et al. Materials*[J], 2019, 12(17): 2791

[7] Li Xianmin(李献民), Liu Li(刘 立), Dong Jie(董 洁) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2015, 34(5): 401

[8] Qu Ping(屈 平). *Exploratory Study of the Creep Characteristic for Titanium Deep-Sea Pressure Shell*(深海钛合金耐压结构蠕变特性探索研究)[D]. Beijing: China Ship Research and Development Academy, 2015

[9] Chen Xiaoyu(陈孝渝). *Low Cycle Fatigue of Submarine and Submersible Structures*(潜艇和潜水器结构的低周疲劳)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1990: 149

[10] Chen Wei(陈 威), Sun Qiaoyan(孙巧艳), Xiao Lin(肖 林)

- et al. Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 1911
- [11] Huang Jun, Wang Zhirui, Xue Kemin. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(29-30): 8723
- [12] Christ H J, Alvarez A M, Birnbaum H K *et al. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2010, 19(12): 1421
- [13] Gao P F, Lei Z N, Li Y K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 736: 1
- [14] Socie D. *International Journal of Fatigue*[J], 2006, 28(2): 173
- [15] Singh N, Gouthama, Singh V. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 325(1-2): 324
- [16] Luquiau D, Feaugas X, Clavel M. *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 224(1-2): 146
- [17] Terlinde G, Rathjen H J, Schwalbe K H. *Metallurgical Transactions A*[J], 1988, 19(4): 1037
- [18] Tan Changsheng, Li Xiangli, Sun Qiaoyan *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2015, 75: 1
- [19] Huang Chaowen, Zhao Yongqing, Xin Shewei *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2017, 94: 30
- [20] Hémerly S, Villechaise P. *Acta Materialia*[J], 2017, 141: 285
- [21] Elshaer R N, Ibrahim K M, Barakat A F *et al. Open Journal of Metal*[J], 2017, 7(3): 39
- [22] Ankem S, Margolin H, Greene C A *et al. Progress in Materials Science*[J], 2006, 51(5): 632
- [23] ASTM Standard, ASTM STP 520[S]. 1973
- [24] Huang Lijun(黄利军), Huang Xu(黄旭). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(5): 703
- [25] Xu Haifeng, Ye Duyi, Mei Linbo. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 700: 530

Study on Low Cycle Fatigue Behavior of Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe Alloy with High Strength and Toughness

Zhang Hang¹, Sun Yangyang^{1,2}, Igor. V. Alexandrov³, Fang Zhigang⁴,
Yi Chengjie⁵, Dong Yuecheng¹, Chang Hui¹, Zhou Lian¹

(1. College of Materials Science and Engineering/Tech Institute for Advanced Materials, Nanjing Tech University, Nanjing 211800, China)

(2. Jiangsu Collaborative Innovation Center for Advanced Inorganic Function Composites, Nanjing 211899, China)

(3. Ufa State Aviation Technical University, Ufa 450008, Russia)

(4. Unit 92228 of Chinese People's Liberation Army, Beijing 100072, China)

(5. College of 2011, Nanjing Tech University, Nanjing 211800, China)

Abstract: Low cycle fatigue (LCF) behavior of Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe (Ti-35421) alloy with bimodal microstructure consisting of lath $\alpha(\alpha_p)$ and β_{trans} was investigated by strain-controlled mode at room temperature. Results indicate that cyclic stress amplitudes of the Ti-35421 alloy with bimodal microstructure show cyclic softening at first, then reach to cyclic stability at high strain amplitude ($\Delta\epsilon_t/2=1.0\%, 1.2\%, 1.4\%, 1.6\%$). However, the cyclic stress response characterizes cyclic saturation at low strain amplitudes ($\Delta\epsilon_t/2=0.6\%, 0.8\%$). Only one fatigue crack source is found by fracture morphology observation when $\Delta\epsilon_t/2=0.6\%$, while a large number of small secondary cracks occur on the surface. On the contrary, multiple fatigue crack sources generate when the strain amplitude increases to 1.6%. The number of secondary cracks reduces, but the length and width of the secondary cracks increase significantly. TEM results indicate that a large number of dislocations generate at the α_p/β_{trans} interface at the low strain amplitude ($\Delta\epsilon_t/2=0.6\%$), which leads to micro-crack nucleation due to the stress concentration. Meanwhile, at high strain amplitude ($\Delta\epsilon_t/2=1.6\%$), deformation inhomogeneity phenomena occur in the α_p phase, a large number of dislocation tangles and dislocation debris form in the α_p phase, and some dislocation pile-ups form in the α_s phase instead of β matrix. Due to the elongated α_p phase, it can improve the compatibility of alloy α phase and β phase deformation, and delay crack nucleation and propagation. Therefore, Ti-35421 alloy has excellent low cycle fatigue performance.

Key words: low cost titanium alloy; low cycle fatigue; cyclic softening; cyclic stability

Corresponding author: Dong Yuecheng, Ph. D., College of Materials Science and Engineering/Tech Institute for Advanced Materials, Nanjing Tech University, Nanjing 211800, P. R. China, E-mail: dongyuecheng@njtech.edu.cn