

# 两种不同热处理工艺下亚稳 $\beta$ 钛合金 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr 的低周疲劳行为

刘知多<sup>1</sup>, 张浩宇<sup>1</sup>, 周 舸<sup>1</sup>, 程 军<sup>2</sup>, 张兴君<sup>3</sup>, 陈立佳<sup>1</sup>

(1. 沈阳工业大学, 辽宁 沈阳 110870)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(3. 辽宁北方精密设备有限公司沈阳分公司, 辽宁 沈阳 110000)

**摘要:** 研究了固溶+等温时效及固溶+随炉冷却 2 种不同热处理工艺下 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr (质量分数, %) 合金的低周疲劳行为。结果显示: 固溶+等温时效处理后的 M1 合金显微组织中含有短棒状的晶内  $\alpha$  相以及连续晶界  $\alpha$  相; 固溶+随炉冷却处理后得到的 M2 合金显微组织中含有细长针状的晶内  $\alpha$  相、连续晶界  $\alpha$  相以及 WGB  $\alpha$  相。在 0.6%、0.7% 和 0.8% 的较低应变幅下 M1 合金和 M2 合金均呈现出循环稳定的现象, 晶内  $\alpha$  相间距较小的 M2 合金呈现出较高的应力幅值; 在 1.0% 的较高应变幅下, 由于背应力和摩擦应力的竞争机制, 导致 M1 合金和 M2 合金均呈现循环软化现象。在 0.9% 和 1.0% 的较高应变幅下 M2 合金的背应力硬化速率相对较小, 其循环软化现象更加明显, 其应力幅值相对较低。M2 合金的晶内  $\alpha$  相将基体分割为若干“封闭单元”且  $\beta$  晶界处形成了向晶内平行生长的 WGB  $\alpha$  相, 导致其低周疲劳寿命均低于 M1 合金。

**关键词:** 亚稳  $\beta$  钛合金; 随炉冷却; 低周疲劳行为; 摩擦应力; 背应力

中图分类号: TG146.2<sup>3</sup>; TG166.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)02-0658-09

亚稳  $\beta$  钛合金因为其比强度高、深淬透性好、冷热成型性能优良等特点而在航空航天领域中得到了广泛的应用<sup>[1-4]</sup>。例如  $\beta$ -21S 合金以及 VST55531 合金分别应用于制造波音 777 以及空客 350 的结构件<sup>[5]</sup>。该类合金的服役条件相对恶劣, 通常需要承受较大应力下的循环载荷, 容易导致合金产生疲劳损伤引起突然失效进而导致严重的事故<sup>[6]</sup>。因此亚稳  $\beta$  钛合金的低周疲劳性能也受到越来越多的关注。

众所周知, 亚稳  $\beta$  钛合金在热处理后析出的  $\alpha$  相可大幅度提高合金强度, 同时对合金塑性具有显著影响<sup>[7]</sup>。研究人员也发现, 析出  $\alpha$  相后合金的低周疲劳性能也发生显著变化<sup>[8]</sup>。张临财<sup>[9]</sup>等人的研究发现对于 Ti-10Mo-8V-1Fe-3.5Al 合金, 次生  $\alpha$  相的数量越多、间距越小则越难形成完成的滑移带, 进而提高了该合金的低周疲劳寿命。Kumar<sup>[10]</sup>等人对于 Ti-13Nb-13Zr 合金的研究发现, 该合金的低周疲劳寿命随着次生  $\alpha$  相平均尺寸的减小而显著提高。Pan<sup>[11]</sup>等人研究了  $\alpha$  相对于 Ti-55511 低周疲劳性能的影响, 研究发现  $\alpha_s/\beta$  界面处位错堆积的密度要远大于  $\alpha_p/\beta$  界面, 这一发现说明针状  $\alpha_s$  相对于低周疲劳

加载下位错滑移的阻碍作用更强。可见,  $\alpha$  相的数量、尺寸和形貌等对亚稳  $\beta$  钛合金的低周疲劳行为具有显著影响。

Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr (质量分数, %) 合金为一种新型的亚稳  $\beta$  钛合金, 基于 Mo 当量准则和 d-电子成分设计方法设计, 其 Mo 当量为 12.15, Bo、Md 值分别为 2.7823、2.3765。经过热处理后, 该合金的抗拉强度可达 1400 MPa 以上。作为具有高强度性能潜力的新型亚稳  $\beta$  钛合金, 其经过热处理析出  $\alpha$  相后的低周疲劳行为尚未明确。为此, 本实验以 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr 合金为研究对象, 对其进行 2 种不同工艺的热处理, 从而获得了  $\alpha$  相具有显著差异的 2 种组织, 并对其低周疲劳行为开展了研究, 以期为该合金在服役过程中的疲劳性能以及工业应用中热处理工艺制定提供参考。

## 1 实验

实验材料选用亚稳  $\beta$  钛合金 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr。原材料为高纯海绵钛、Al-Mo 中间合金、Al-V 中间合金、纯铁和海绵锆, 经过 2 次真空自耗熔炼得到  $\Phi 12$  mm

收稿日期: 2022-03-22

基金项目: 国家自然科学基金 (52104379, U21A20117); 辽宁省教育厅青年科技人才“育苗”项目 (LQGD2020012); 辽宁省“揭榜挂帅”科技攻关项目 (2021JH1/10400069)

作者简介: 刘知多, 男, 1996 年生, 硕士, 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870, E-mail: lzd9659@163.com

的铸锭，锻造得到合金板材。经测量得该合金的相变点为  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。利用电火花线切割在板材上切取制成所用试样。将试样分别进行  $870\text{ }^{\circ}\text{C} \times 0.5\text{ h}$  固溶+ $600\text{ }^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h}$  等温时效处理以及  $870\text{ }^{\circ}\text{C} \times 0.5\text{ h}$  固溶+ $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  随炉冷却处理，记为 M1 及 M2 合金。

使用腐蚀液（氢氟酸:硝酸:水=1:3:7）对经过金相砂纸打磨、机械抛光后的合金试样表面进行腐蚀，使用 S-3400N 型扫描电子显微镜观察试样的显微组织形貌。使用 TenuPol-5 型电解双喷减薄仪制备 TEM 分析试样，双喷液为体积分数比为 1:7:12 的高氯酸、甲醇、正丁醇混合溶液，并使用 JEM-2100 型透射电子显微镜进一步观察热处理后合金中的次生  $\alpha$  相，统计次生  $\alpha$  相的平均相间距。使用 MTS Landmark370.10 电液伺服液压疲劳试验机分别对 2 种热处理后的疲劳试样进行低周疲劳实验，低周疲劳实验样品尺寸如图 1 所示。实验在室温环境下进行，采用轴向拉-压全反向总应变控制模式，应变比设定为  $R=-1$ ，并采用正弦波形进行实验，应变幅分别选择为 0.6%、0.7%、0.8%、0.9%、1.0%，循环频率为 1.0 Hz。当循环应力幅降为最大值的 80% 时终止实验，并将当前循环周次定义为合金的低周疲劳寿命，记录不同循环周次下合金的循环应力幅，记录自循环稳定起至中值寿命时不同周次的滞后环。

使用 S-3400N 型扫描电子显微镜对断口形貌进行观察。使用线切割在断口附近沿加载方向切取 TEM 分析试样，经砂纸打磨、双喷仪减薄后使用 JEM-2100 型透

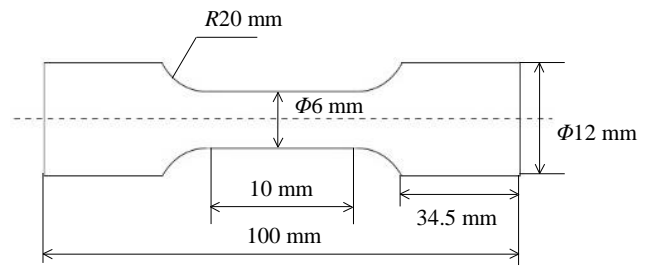


图 1 低周疲劳实验样品

Fig.1 Low-cycle fatigue test samples

射电子显微镜对疲劳断口附近的位错组态进行观察，分析疲劳断裂机理。研究不同的显微组织对于合金低周疲劳性能的影响。

## 2 实验结果

### 2.1 显微组织

图 2 为 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr 合金经过不同工艺热处理后的显微组织。由图 2a 和图 2b 可知，经过固溶+等温时效处理后，在  $\beta$  晶界处形成了连续的晶界  $\alpha$  相 (GB  $\alpha$ )；在  $\beta$  晶粒内析出了短棒状次生  $\alpha_1$  相 (rod-like  $\alpha_1$ )。由图 2c 和图 2d 可知经过固溶+随炉冷却处理后，在  $\beta$  晶界处形成了由 GB  $\alpha$  相形核并向晶内平行生长的 WGB  $\alpha$  相；在  $\beta$  晶粒内析出了针状  $\alpha_1$  相 (acicular  $\alpha_1$ )，其宽度明显减小，且间距变窄。

图 3 所示为合金经过固溶+等温时效及固溶+随炉

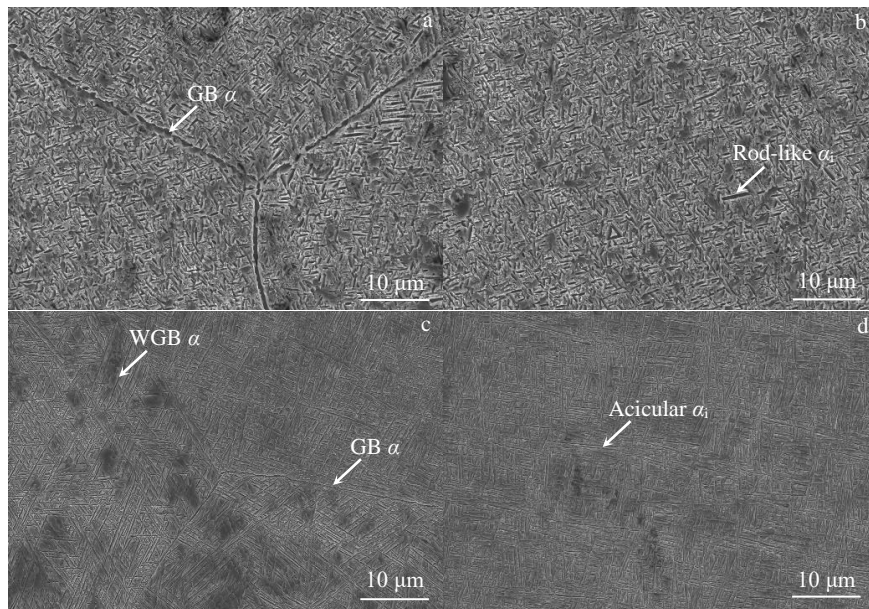


图 2 不同热处理后合金的显微组织

Fig.2 Microstructures of the alloy after different heat treatment: (a) solution and isothermal aging treatment, grain boundary; (b) solution and isothermal aging treatment, intragranular; (c) solution and furnace cooling treatment, grain boundary; (d) solution and furnace cooling treatment, intragranular

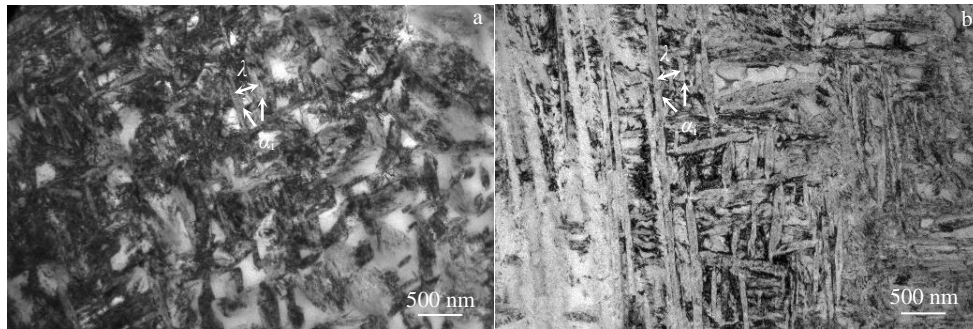


图 3 不同热处理后合金的 TEM 照片

Fig.3 TEM images of the alloy after different heat treatment: (a) solution and isothermal aging treatment and (b) solution and furnace cooling treatment

冷却处理后的 TEM 照片。通过对比图 3a 和图 3b 可以看出，与固溶+等温时效处理后试样相比，固溶+随炉冷却处理后试样中的  $\alpha_i$  相更加细长。与图 1 中的结论相符。此外通过图 3 还可以测得 2 种状态下试样中的  $\alpha_i$  相间距 ( $\lambda$ )。其中固溶+等温时效处理后试样的次生  $\alpha$  相的平均相间距为 92 nm，固溶+随炉冷却处理后试样中  $\alpha_i$  相的平均相间距更小，为 49 nm，这也与图 3 中得到的结论相符。

如图 4 所示，合金经过相变点以上温度固溶处理后获得全  $\beta$  相，通过 600 °C × 8 h 的等温时效处理获得了含有短棒状  $\alpha_i$  相及 GB  $\alpha$  相的 M1 组织；通过 600 °C 随炉冷却处理获得了具有针状  $\alpha_i$  相、GB  $\alpha$  相及 WGB  $\alpha$  相的 M2 组织。

### 2.2 循环应力响应行为

图 5 所示为 M1 及 M2 合金的循环应力响应曲线。由图可知，对于 M1 试样，在 0.6%~0.9% 应变幅下，试样的循环应力响应行为大体相似，即在疲劳变形的过程

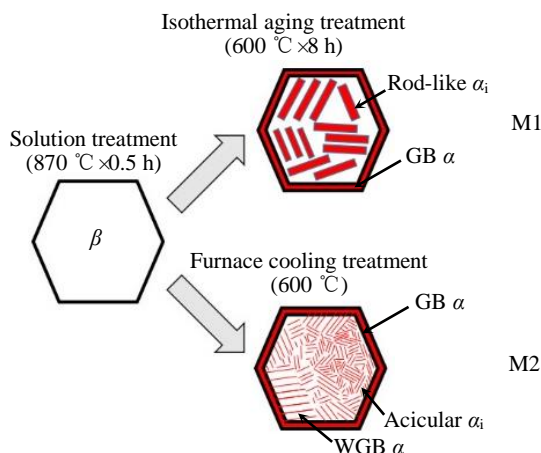


图 4 不同热处理工艺后合金的显微组织示意图

Fig.4 Microstructure diagram of the alloy after different heat treatment processes

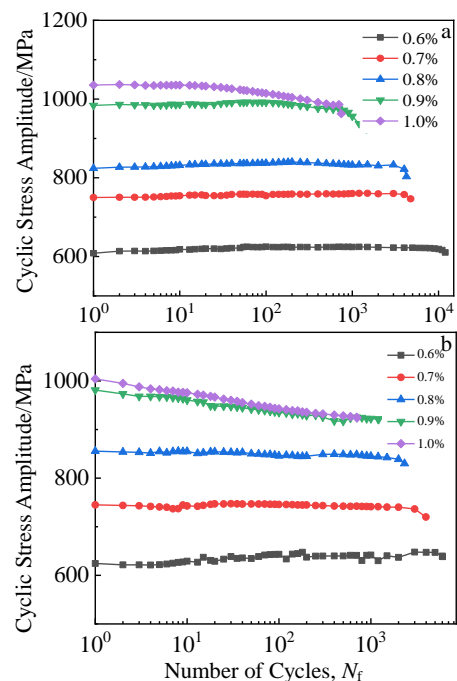


图 5 不同应变幅时 M1 和 M2 试样循环应力响应曲线

Fig.5 Cyclic stress response curves of M1 (a) and M2 (b) samples at different strain amplitudes

中均呈现出循环稳定的特征；在 1.0% 应变幅下，试样在疲劳变形的初期同样呈现出循环稳定的特征，在疲劳变形的中后期，其循环应力随着循环周次的增加而降低，即表现出了循环软化的现象。对于 M2 试样，在 0.6%~0.8% 应变幅下，试样同样呈现出循环稳定的特征；在 0.9% 及 1.0% 的外加应变幅下，试样从疲劳变形的初期就呈现出了不同程度的循环软化现象，循环软化的速率随着应变幅的增加而加大。M1 及 M2 试样在最终断裂前，其循环应力幅值都有明显的减小，这是宏观裂纹的形成及快速扩展导致的结果。

此外，在 0.6%、0.7%、0.8% 的应变幅下，M2 试样

的应力幅值均略高于 M1 试样；在 0.9%、1.0% 的应变幅下，M1 试样的应力幅值则略高于 M2 试样。随着应变幅的增大，二者的应力幅值随之增加。

### 2.3 低周疲劳行为

对于大多数金属材料，其低周疲劳寿命  $N_f$  与塑性应变幅  $(\Delta\varepsilon_p/2)$  在双对数坐标下满足线性关系，即符合 Coffin-Manson 关系<sup>[12]</sup>。其表达式如公式 (1) 所示：

$$\lg(\Delta\varepsilon_p / 2) = \lg(\varepsilon_f') + c \cdot \lg(2N_f) \quad (1)$$

式中， $\varepsilon_f'$  为疲劳延性系数； $c$  为疲劳延性指数； $2N_f$  为发生疲劳破坏时的载荷反向周次。

通过在 Basquin 公式引入弹性模量  $E$ ，可以确定在双对数坐标下金属材料的低周疲劳寿命  $N_f$  与弹性应变幅  $(\Delta\varepsilon_e/2)$  满足线性关系<sup>[13]</sup>。其表达式如公式 (2) 所示：

$$\lg(\Delta\varepsilon_e / 2) = \lg\left(\frac{\sigma_f'}{E}\right) + b \cdot \lg(2N_f) \quad (2)$$

式中， $\sigma_f'$  为疲劳强度系数； $b$  为疲劳强度指数； $2N_f$  为发生疲劳破坏时的载荷反向周次； $E$  为弹性模量。

图 6 所示为 M1 试样及 M2 试样的应变幅与载荷反向周次关系曲线。由图可知，二者的塑性应变幅、弹性应变幅与载荷反向周次之间的关系均为线性相关，与公

式 (1) 与公式 (2) 中的结论一致，即符合 Coffin-Manson 公式以及 Basquin 公式。

图 7 所示为总应变幅与疲劳寿命之间的关系。由图可知，对于 M1 与 M2 试样，其疲劳寿命都随着外加应变幅的增加而减小。在相同的应变幅下，M1 试样的疲劳寿命均高于 M2 试样。

### 2.4 低周疲劳断口

图 8 所示为 M1 试样及 M2 试样在低应变幅 (0.6%) 与高应变幅 (1.0%) 下的疲劳裂纹源区形貌。可以看出，所有的疲劳裂纹均萌生于试样表面；在较低的外加应变幅下 M1 及 M2 试样的裂纹源区面积均大于高应变幅。这是因为较大的外加应变幅为合金中位错的萌生及滑移提供了更多的能量，进而加速了裂纹的萌生，因此在较高的外加应变幅作用下，试样的裂纹源区面积有所减小。

图 9 所示为 M1 试样及 M2 试样在 0.6% 应变幅下的裂纹扩展区形貌。由图可知，二者在疲劳扩展区均出现了二次裂纹，二次裂纹可以消耗裂纹扩展的能量、减缓裂纹扩展速率，因此二者在较低的应变幅下均体现出更长的疲劳寿命。通过对比图 9a 及图 9b 可以看出，M1

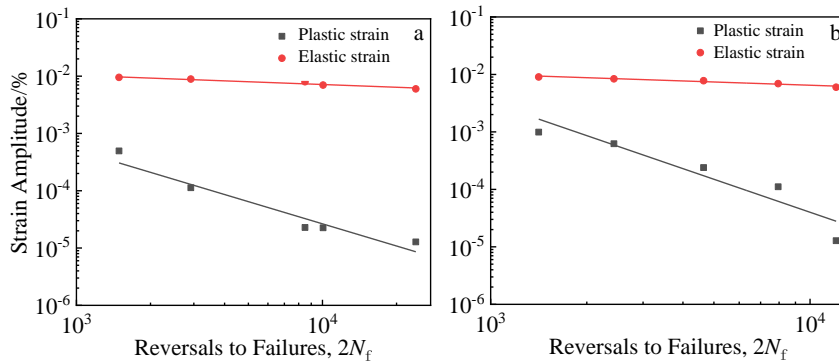


图 6 M1 和 M2 合金试样应变幅-载荷反向周次曲线

Fig.6 Strain amplitude versus reversals to failure of M1 (a) and M2 (b) samples

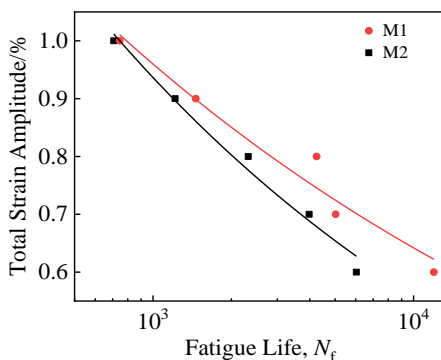


图 7 M1 和 M2 合金试样总应变幅-疲劳寿命曲线

Fig.7 Total strain amplitude versus fatigue life of M1 and M2 samples

试样的二次裂纹的深度明显大于 M2 试样，这也与 M1 试样在相同应变幅下疲劳寿命更长的结论相契合。

图 10 所示为 M1 试样及 M2 试样在 0.6% 应变幅及 1.0% 应变幅下的瞬断区形貌。由图可知，对于 M1 试样及 M2 试样在瞬断区内都观察到了大量的韧窝，且在较高的应变幅下韧窝的尺寸均相对较大且深度更深；此外还可以发现在相同的外加应变幅下，M2 试样比 M1 试样的韧窝更深。

## 3 分析与讨论

根据 Correll 的内应力分离理论，可以将内应力分解为摩擦应力 ( $\sigma_f$ ) 和背应力 ( $X$ )<sup>[14]</sup>。其中摩擦应力源于阻

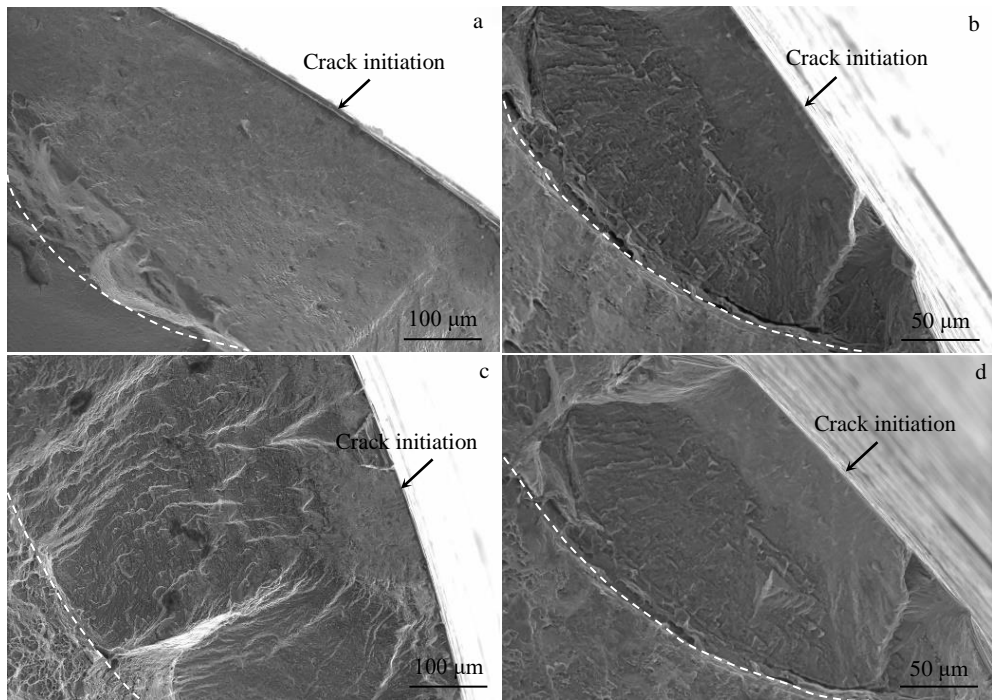


图 8 M1 和 M2 试样疲劳裂纹源区形貌

Fig.8 Fatigue crack source region: (a) M1 sample at low strain amplitude of 0.6%, (b) M1 sample at high strain amplitude of 1.0%, (c) M2 sample at low strain amplitude of 0.6%, and (d) M2 sample at high strain amplitude of 1.0%

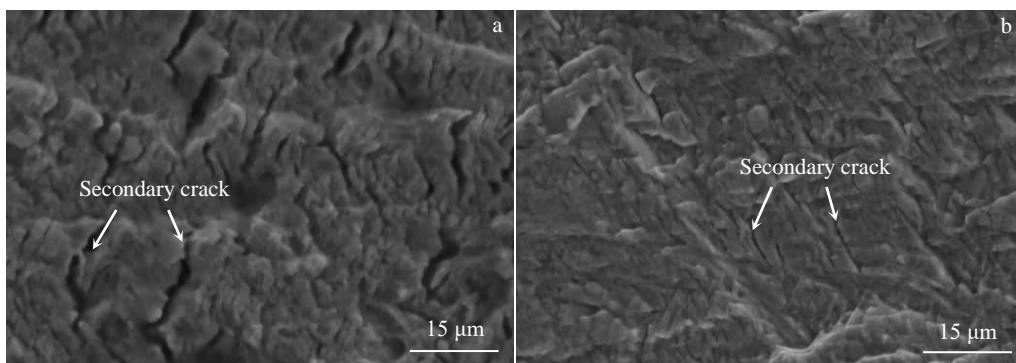


图 9 M1 和 M2 试样在 0.6%应变幅下的疲劳裂纹扩展区形貌

Fig.9 Fatigue crack propagation regions at strain amplitude of 0.6% for M1 (a) and M2 (b) samples

碍位错运动的短程阻力；背应力是可动位错之间的长程作用力。因此可以使用摩擦应力与背应力在循环加载下的变化规律研究材料出现循环软化现象的原因。采用文献[15]中的 Correll 理论来计算摩擦应力和背应力，计算方法如图 11 所示，图中  $\sigma$  为应力， $\epsilon_p$  为应变。此外，文献 [16] 指出  $\epsilon_{offset}$  的取值范围一般可以选择在  $5 \times 10^{-6} \sim 1 \times 10^{-3}$  之间，考虑到引伸计精度并结合本实验的数据情况，本研究选取  $\epsilon_{offset}$  的值为  $1 \times 10^{-4}$ 。依据上述方法，选取不同循环周次下的滞后环，以  $\epsilon_{offset}$  为基准点绘制直线，记录直线与卸载曲线的交点坐标，其中交点至峰值应力之差为摩擦应力数值的 2 倍，交点至下峰

值应力之差为背应力数值的 2 倍，依此可计算得出不同循环周次下摩擦应力以及背应力的数值。

根据图 11 的方法，可以绘制出 M1 试样及 M2 试样在 0.9%、1.0% 应变幅下摩擦应力 ( $\sigma_F$ ) 和背应力 ( $X$ ) 与循环周次之间的关系 (图 12)。由图 12 可知，随着循环周次的增加，M1 试样及 M2 试样的摩擦应力均发生软化，且在不同应变幅下其软化速率大体相同，而背应力表现出不同速率的循环硬化现象。因此可以认为 2 种热处理状态下的 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr 合金在高应变幅下表现出的循环稳定及循环软化现象是摩擦应力循环软化以及背应力循环硬化共同作用的结果。对比 M1



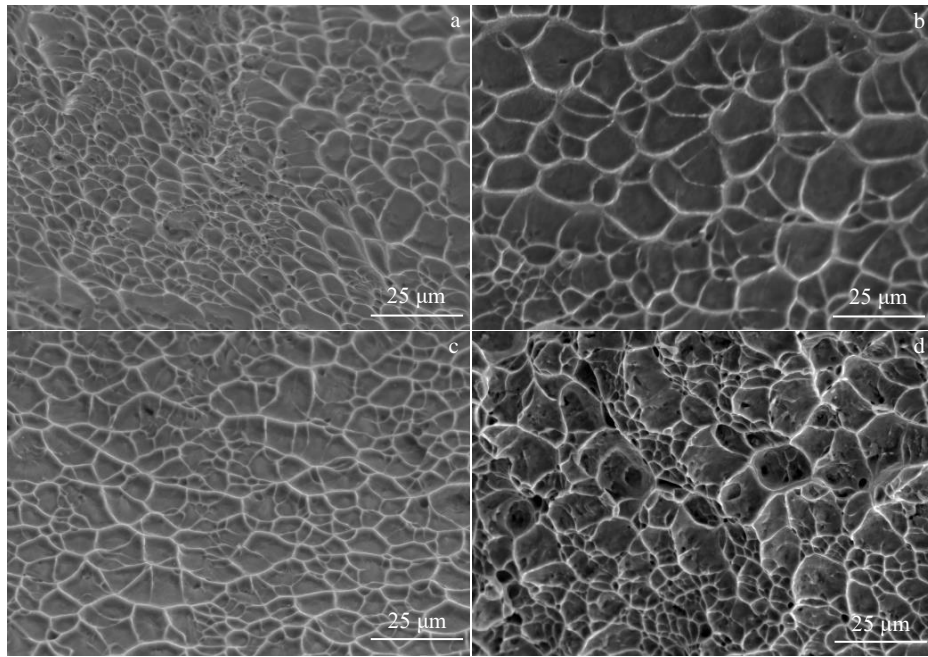


图 10 M1 和 M2 试样瞬断区形貌

Fig.10 Fast fracture regions: (a) M1 sample at low strain amplitude of 0.6%, (b) M1 sample at high strain amplitude of 1.0%, (c) M2 sample at low strain amplitude of 0.6%, (d) M2 sample at high strain amplitude of 1.0%

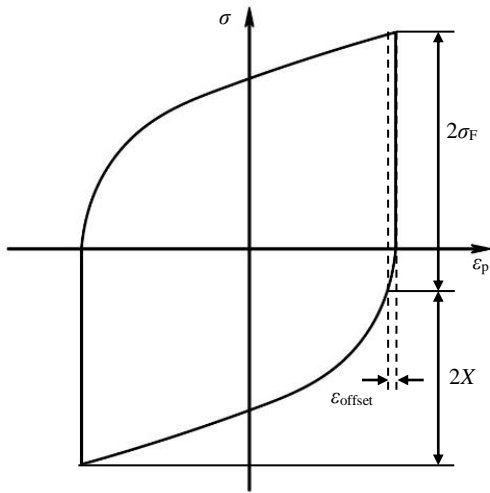


图 11 由疲劳迟滞回线确定背应力和摩擦应力

Fig.11 Determination of the back stress and the friction stress from fatigue hysteresis loop

试样在 0.9% 及 1.0% 应变幅下摩擦应力及背应力随循环周次的变化可以发现，二者摩擦应力的软化速率基本相同，而 0.9% 应变幅下该状态试样的背应力循环硬化程度要明显更高，因此在 0.9% 应变幅下 M1 试样整体呈现出了稳定的循环特征，而在 1.0% 应变幅下则呈现出循环软化的现象；对比 M2 试样在不同应变幅下背应力的变化趋势同样可以发现，在 1.0% 应变幅下试样背应力的硬化

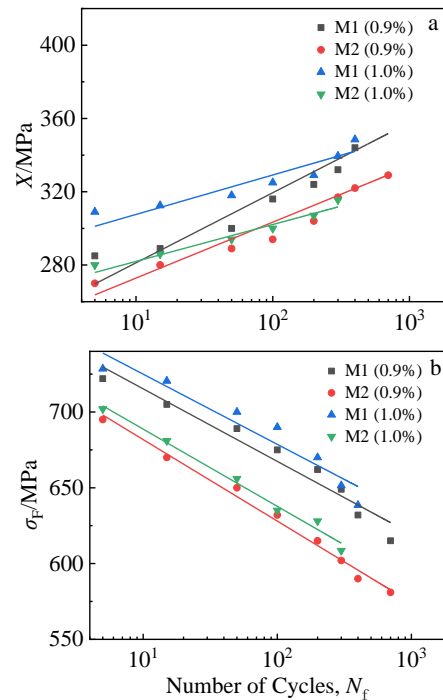


图 12 M1 和 M2 试样背应力和摩擦应力随循环次数的变化

Fig.12 Variation of the back (a) and the friction (b) stresses with cyclic numbers for M1 and M2 sample

速率更小，因此其循环硬化程度更大。此外，对比在相同外加应变幅下 M1 试样以及 M2 试样背应力的循环硬

化速率可以发现,在 0.9% 及 1.0% 应变幅下, M2 试样背应力的循环硬化速率均低于 M1 试样,这也解释了在高应变幅下 M2 试样的循环软化程度更大的原因,因此也导致了在 0.9% 及 1.0% 的外加应变幅下 M1 试样的循环应力幅超过了 M2 试样。

类似地, Xu<sup>[17]</sup> 等人对于不同的显微组织 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr 合金低周疲劳行为的研究同样发现不同的显微组织是导致合金低周疲劳行为出现差异的主要原因。实验结果表明,该合金的循环软化行为与位错的湮灭以及次生  $\alpha$  相的孪晶有关。其中,在经过循环载荷作用后,具有细小次生  $\alpha$  相组织的合金孪晶密度更大,因此导致了在高应变幅作用下具有该组织的合金表现出了更强烈的循环软化。

研究[18]表明低周疲劳行为主要是由疲劳裂纹的萌生以及扩展决定的。其中,疲劳裂纹的萌生主要是由于循环载荷下位错滑移产生的。文献[19]指出,位错的运动很难绕过密排六方结构的  $\alpha_i$  相,因此合金中大量的  $\alpha_i/\beta$  界面的存在可以有效地阻碍位错滑移,这导致了位错在  $\alpha_i/\beta$  界面处大量堆积进而引起应力集中导致裂纹更容易在  $\alpha_i/\beta$  界面处形核。图 13 所示为 0.8% 应变幅下, M1 及 M2 试样疲劳断裂后断口处 TEM 照片。由图可知,对于 M1 及 M2 试样,位错均在  $\beta$  基体上滑移,聚集在  $\alpha_i/\beta$  界面处。M2 处理后试样中的次生  $\alpha$  相交互排列形成了许多封闭小单元,这种封闭单元的存在减小了位错运动的空间,因而对于位错萌生以及运动的阻碍效果更加显著。因此在较低的应变幅下, M2 试样呈现出了更高的循环应力幅。

此外可以使用位错堆积模型来解释次生  $\alpha$  相的强化作用<sup>[20]</sup>。假定位错萌生于 2 个相邻的  $\alpha_i$  相之间而后开始滑移,最终聚集到  $\alpha_i$  相界面处。此时位错堆积前端的局部应力为  $N\tau b$ ,  $\alpha_i/\beta$  界面阻碍位错运动而产生的排斥力为  $\tau^*b$ , 在平衡状态时其关系如公式 (3) 所示<sup>[21]</sup>:

$$N\tau b = \tau^*b \tag{3}$$

式中,  $\tau$  是位错运动施加的应力;  $\tau^*$  为  $\alpha_i/\beta$  界面产生的应力场,其值与位错源的位置以及界面能量有关;  $b$  为伯格斯矢量。

此外,堆积位错的数量可以使用式 (4) 表示<sup>[22]</sup>:

$$N = \pi(1-\nu)\tau\lambda/2Gb \tag{4}$$

式中,  $\nu$  为泊松比;  $G$  为剪切模量; 设位错源位于 2 个  $\alpha_i$  相之间, 则  $\lambda/2$  为位错的运动距离。

根据式 (3) 及式 (4) 可以推出  $\alpha_i/\beta$  界面对于阻碍位错运动的临界应力  $\tau_{\max}$  为:

$$\tau_{\max} = \sqrt{\frac{2Gbt^*}{\pi(1-\nu)\tau\lambda}} = k_0 / \sqrt{\lambda} \tag{5}$$

式中,  $k_0$  为材料常数。由式 (5) 可知  $\alpha_i$  相之间的间距  $\lambda$  越小则  $\alpha_i/\beta$  界面对于阻碍位错运动的临界应力  $\tau_{\max}$  越大。

根据图 3 测得, M1 试样  $\alpha_i$  相的平均相间距为 92 nm, M2 试样  $\alpha_i$  相的平均相间距为 49 nm。结合式 (5) 中的结论可知, 由于 M2 试样中  $\alpha_i$  相的相间距更小, 其对于位错运动的阻碍作用也更强, 因此在较低的应变幅下 M2 试样的循环应力幅要高于 M1 试样。这一理论也进一步解释了在较低的外加应变幅下, M2 试样的循环应力幅普遍更高的原因。同时, 较大的循环应力幅也造成了 M2 试样疲劳寿命的降低。此外, 由于 M2 组织中相的形成, 低周疲劳裂纹不仅沿着 GB  $\alpha$  相扩展, 而且沿着 WGB  $\alpha$  相扩展, 因此 WGB  $\alpha$  相的存在促进了疲劳裂纹的扩展, 降低了 M2 试样的低周疲劳寿命, 这也与图 4 中的结论相符。Zhang<sup>[23]</sup> 等人对于不同组织 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe 合金的低周疲劳行为的研究同样发现, WGB  $\alpha$  相对于低周疲劳裂纹的扩展起到了促进作用, 进而降低了该合金的低周疲劳寿命。

其次, 在如图 8 所示的疲劳扩展区中, M1 试样中的二次裂纹的深度和数量要明显大于 M2 试样。在主裂纹的扩展阶段, M1 试样中更深、更多的二次裂纹极大地消耗了疲劳裂纹扩展的能量, 丰富了疲劳裂纹扩展的

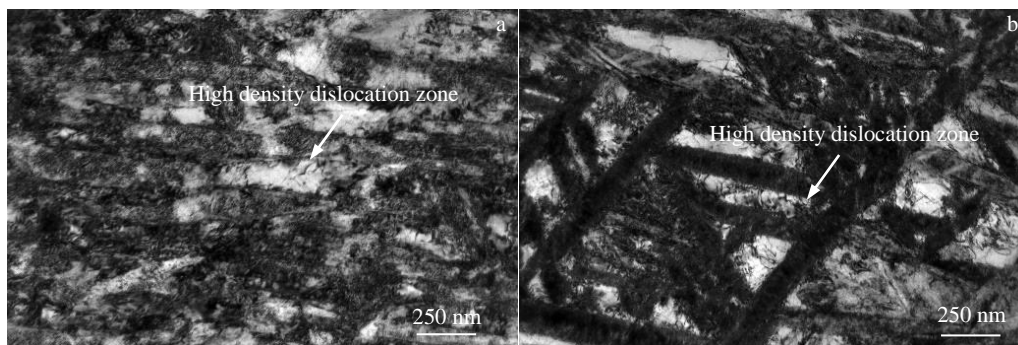


图 13 M1 和 M2 疲劳试验后试样的 TEM 照片

Fig.13 TEM images of M1 (a) and M2 (b) samples after fatigue tests at strain amplitude of 0.8%

方向,降低了主裂纹扩展速率,因而表现出了更长的疲劳寿命。

文献[24]指出,在高周疲劳条件下,合金的高周疲劳行为主要是由裂纹的萌生以及扩展阶段决定的。在裂纹扩展阶段,当裂纹运动到 $\alpha_i/\beta$ 界面处受到较大的阻力时,裂纹可能会发生分叉甚至改变其扩展路线,这也导致了裂纹扩展阻力的增加。从图2及图3可以看出,M2中次生 $\alpha$ 相的尺寸更小、数量更多,因此对于微裂纹扩展的阻力更大。在微裂纹萌生阶段,M2中交错排列的次生 $\alpha$ 相将 $\beta$ 基体分割成若干封闭小单元。由前文分析可知,这些封闭小单元对于位错的萌生及滑移具有明显的阻碍效果,对于微裂纹的萌生的阻碍效果更好。因此,在高周疲劳条件下,M2合金的对于变形的抵抗能力更强,其可能具有相对较好的高周疲劳性能。

## 4 结 论

1) 通过对合金进行 870 °C ×0.5 h 固溶+600 °C ×8 h 等温时效处理,获得了短棒状晶内 $\alpha$ 与连续晶界 $\alpha$ 的组织;通过对合金进行 870 °C ×0.5 h 固溶+600 °C 随炉冷却处理,获得了细长针状晶内 $\alpha$ 、连续晶界 $\alpha$ 及WGB $\alpha$ 的组织。

2) 在 0.9%和 1.0%的高应变幅下,M1和M2合金的摩擦应力均发生软化,M2合金的背应力硬化速率低于M1合金,M2合金的应力幅值低于M1合金,M2合金发生了更明显的循环软化。

3) 在 0.6%、0.7%和 0.8%的低应变幅下,M1和M2合金均表现为循环稳定;细小且交错分布的晶内 $\alpha$ 相使得M2合金的应力幅相对较高。

4) WGB $\alpha$ 相的存在促进了疲劳裂纹的扩展,使得M2合金的低周疲劳寿命均低于M1合金。

## 参考文献 References

- [1] Sun Huanying(孙欢迎), Zhao Jun(赵 军), Liu Yian(刘翊安) *et al. Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)*[J], 2019, 19(7): 537
- [2] Liu Yingying, Zhang Le, Shi Xiaonan *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(12): 3666
- [3] Zhang Shunhu, Liu Jiarong, Liu Xinying. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2021, 194: 104 561
- [4] Sun Yangyang(孙洋洋), Chang Hui(常 辉), Fang Zhigang(方志刚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(5): 1623
- [5] Li Yi(李 毅), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2020, 34(S1): 280
- [6] Wang Qi, Sun Qiaoyan, Xiao Lin *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2016, 25(1): 241
- [7] Dong Ruifeng, Li Jinshan, Fan Jiangkun *et al. Materials Characterization*[J], 2017, 132: 199
- [8] Gunawarman B, Niinomi M, Akahori T *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2005, 25(3): 304
- [9] Zhang Lincai(张临财), Guo Xiaodong(郭啸栋), Sun Qiaoyan(孙巧艳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(10): 2153
- [10] Kumar P, Mahobia G S, Chattopadhyay K *et al. Key Engineering Materials*[J], 2019, 813: 122
- [11] Pan Suping, Liu Huiqun, Chen Yuqiang *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 132: 105 372
- [12] Zhang Hang(张 航), Sun Yangyang(孙洋洋), Alexandrov I V *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(2): 588
- [13] Borrego L P, Jesus J D, Ferreira J A M *et al. Procedia Structural Integrity*[J], 2019, 18(C): 651
- [14] Sun Yangyang, Alexandrov I V, Dong Yuecheng *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 5277
- [15] Jha J S, Dhala S, Toppo S P *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 155: 2
- [16] Xu Haifeng, Ye Duyi, Mei Linbo. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 700: 530
- [17] Xu Zilu, Huang Chaowen, Tan Changsheng *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 803: 140 505
- [18] Fournier B, Sauzay M, Caes C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 437(2): 183
- [19] Edwards P, Ramulu M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 598: 327
- [20] Song Zhenya(宋振亚), Zhang Lincai(张临财), Guo Xiaodong(郭啸栋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2014, 43(2): 435
- [21] Zhu Wenguang, Lei Jia, Zhang Zhixin *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2019, 762: 138 086
- [22] Du Zhaoxin, Xiao Shulong, Xu Lijuan *et al. Materials and Design*[J], 2014, 55: 183
- [23] Zhang Haoyu, Zhang Zhipeng, Li Zhengyuan *et al. Materials Research Express*[J], 2020,7(2): 026 555
- [24] Huang Chaowen, Zhao Yongqing, Xin Shewei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 682: 107



## Low-Cycle Fatigue Behavior of Metastable $\beta$ Titanium Alloy Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr with Two Kinds of Heat Treatment

Liu Zhiduo<sup>1</sup>, Zhang Haoyu<sup>1</sup>, Zhou Ge<sup>1</sup>, Cheng Jun<sup>2</sup>, Zhang Xingjun<sup>3</sup>, Chen Lijia<sup>1</sup>

(1. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(3. Shenyang Branch, Liaoning North Precision Equipment Co., Ltd, Shenyang 110000, China)

**Abstract:** The low-cycle fatigue behavior of Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr alloy under two different heat treatment processes of solution+isothermal aging and solution+furnace cooling was studied. The results show that the microstructure of M1 alloy after solution+isothermal aging treatment contains short rod-like intracrystalline  $\alpha$  phase and continuous grain boundary  $\alpha$  phase. The microstructure of M2 alloy obtained after solid solution+furnace cooling treatment contains elongated acicular intragranular  $\alpha$  phase, continuous grain boundary  $\alpha$  phase and WGB  $\alpha$  phase. M1 and M2 alloys exhibit cyclic stability at low strain amplitudes of 0.6%, 0.7% and 0.8%, and M2 alloy with smaller intracrystalline  $\alpha$  phase spacing exhibits higher stress amplitudes. At a high strain amplitude of 1.0%, due to the competitive mechanism of back stress and friction stress, both M1 and M2 alloys exhibit cyclic softening. Under high strain amplitudes of 0.9% and 1.0%, the back stress hardening rate of M2 alloy is relatively small, the cyclic softening phenomenon is more obvious, and the stress amplitude is relatively low. The intracrystalline  $\alpha$  phase of M2 alloy divides the matrix into several “closed units” and forms a WGB  $\alpha$  phase parallel to the intracrystalline at the  $\beta$  grain boundary, resulting in lower cycle fatigue life than M1 alloy.

**Key words:** metastable  $\beta$  titanium alloy; furnace cooling; low cycle fatigue behavior; friction stress; back stress

---

Corresponding author: Zhang Haoyu, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, E-mail: zhanghaoyu@sut.edu.cn