

组织对医用 Ti-3Zr-2Sn-3Mo-25Nb 钛合金低周疲劳行为及变形机制的影响

麻西群, 余森, 程军, 周文昊

(西北有色金属研究院 陕西省医用金属材料重点实验室, 陕西 西安 710016)

摘要: 研究了具有2种不同组织(固溶态、时效态)的 Ti-3Zr-2Sn-3Mo-25Nb (TLM) 合金在室温应变控制的低周疲劳循环变形行为及微观变形机制。结果表明: TLM 合金的循环硬化/软化行为与应变幅和组织密切相关。固溶态合金的低周疲劳寿命更高, 且弹性模量均随循环周次和总应变幅的增大, 从保持不变到急剧增加, 时效态的弹性模量则在循环变形过程中基本保持不变。微观组织特征表明, 固溶态合金的循环变形机制主要依赖位错滑移、变形诱发的 α 马氏体和独特的“Z”型 β 孪晶协同作用, 而时效态合金则只是以位错滑移为主。

关键词: 近 β 钛合金; 低周疲劳; 弹性模量; 微观机制

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1767-07

Ti-3Zr-2Sn-3Mo-25Nb (TLM) 是国内外热点研究的一类新型生物医用近 β 钛合金材料^[1-5], 目前已被制作为硬组织替代的植入材料如人工关节、牙种植体等。这种近 β 钛合金具有宽泛可调的组织和性能, 固溶后合金的强度中等、塑性最佳、弹性模量最低; 时效后合金在保持 70 GPa 以上的弹性模量的同时具有较高的强度和中等的塑性^[6-8]。这2种热处理工艺下的力学性能都能符合骨科植入物对低模量高强度的要求。而作为硬组织替代的植入材料, 除了需具有与人体骨相匹配的弹性模量和强度以外, 疲劳强度也是植入体重要的评价指标, 尤其对于脊柱棒来说, 疲劳破坏直接决定了器械的使用寿命, 而这也是最常见的失效方式, 约占全部失效的 50%~90%^[9-10]。因此, 本实验将对2种不同组织的 TLM 合金低周疲劳性能进行研究, 研究不同应变幅下的循环应力应变行为, 尤其是循环加载过程中材料动态弹性模量的变化规律以及影响动态弹性模量变化的微观组织演化规律, 进而推测弹性模量在承载过程中的稳定性, 以此判断其植入人体的可靠性。

1 实验

本研究所用的原始材料为 $\Phi 10$ mm 的 TLM 合金热轧态棒材, 主要合金元素成分为 Nb: 23.6%, Mo: 3.02%,

Zr: 3.06%, Sn: 2.15%。其中杂质元素含量为 C: 0.023%, N: 0.023%, O: 0.13%, H: 0.001%。合金的相变点为 (710 ± 5 °C)。对样品进行2种热处理工艺: (1) 750 °C 保温 30 min, 水冷 (ST); (2) ST+时效 510 °C 保温 4 h (STA), 空冷。疲劳试样示意图如图 1 所示。

对称拉-压低周疲劳试验在 EHF-EV200k2-070-1A 型岛津电液伺服疲劳试验机上进行, 采用总应变幅控制, 三角波加载, 应变比 R 为 -1, 频率为 1 Hz。本实验分别对固溶态合金进行应变幅为 1.0%、1.3%、1.6%、2.0% 及对时效态合金进行 0.6%、0.8%、1.0%、1.3% 的循环加载试验。试样均发生疲劳断裂, 然后对断裂后的试样分别在扫描电镜 JSM-6460 型及 JEM-200CX 型透射电镜上进行疲劳断口及微观变形的观察, 分析其断口形貌、断裂方式及疲劳变形机制。

低周疲劳实验过程装有引伸计。根据 ASTM E606-12^[11] 应变控制疲劳实验中弹性模量的测量方法, 在应力应变滞回曲线上, 峰值拉伸应力之后, 材料进入弹性阶段, 通过对弹性阶段的曲线求斜率可得材料的弹性模量。

2 结果与讨论

2.1 合金的拉伸性能及微观形貌

图 2 是 TLM 合金在 2 种常规热处理下的室温拉伸

收稿日期: 2022-04-14

基金项目: 陕西省重点研发计划 (2021ZDLSF03-11); 西安市科技计划 (2021JH-06-0110, 21XJZZ0082); 国家自然科学基金 (51801162, 51901193), 国家重点研发计划 (2020YFC1107202)

作者简介: 麻西群, 女, 1981 年生, 教授, 西北有色金属研究院, 陕西省医用金属材料重点实验室, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86222297, E-mail: maxiqun23@126.com

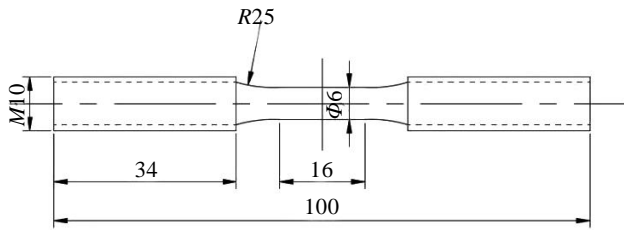


图 1 低周疲劳试样尺寸示意图

Fig.1 Dimension of low cycle fatigue specimens

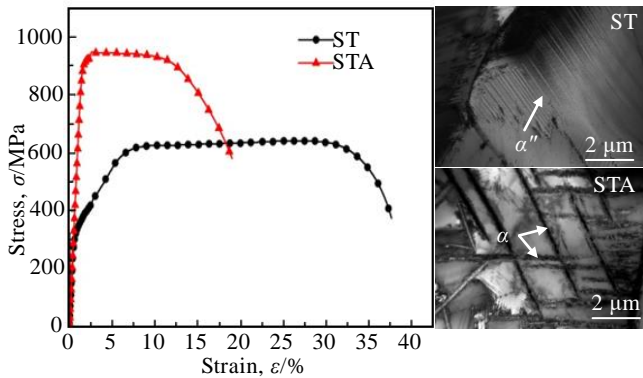


图 2 TLM 合金的室温拉伸应力-应变曲线及相应组织 TEM 照片

Fig.2 Stress-strain curves at room temperature and corresponding TEM images of the TLM alloy

应力-应变曲线。合金在 750 °C 的固溶处理下的晶粒尺寸约为 20 μm，其微观组织为 β+α''，在这种组织状态下合金的抗拉强度为 665 MPa，延伸率为 36%，弹性模量为 64.5 GPa^[6]。此外，510 °C 时效处理也是材料作为骨科器械使用时的另一种常用状态，此时合金的微观组织是由 β 相与相互交叉的纳米级的 α 马氏体组成^[6-8]，而这种组织状态下合金的抗拉强度为 930 MPa，伸长率为 18.5%，弹性模量为 70.6 GPa。2 种状态相比，时效态时合金在保持低模量和高塑性的同时，其强度

接近于传统医用 TC4ELI，这显示出此种状态下的合金更能够满足骨科器械对于高强度、低模量和高塑性的要求。

2.2 循环应力响应行为

图 3 为合金在室温低周疲劳过程中的循环应力-周次曲线。可见，固溶态合金在疲劳初期循环 10² 周次之前变形抗力呈线性增大趋势，均表现为明显的循环硬化现象。随着循环周次的增加，当循环周次达到 10²~10³ 时，较小应变幅（1.0%、1.3%）下，合金缓慢发生循环软化直至应力饱和后断裂。随着应变幅的增加，在较高应变幅为 1.6%、2.0% 疲劳中后期也有所不同。当应变幅为 1.6% 时，先发生循环软化，饱和后迅速发生循环硬化直至疲劳失效。而当应变幅为 2.0% 时，疲劳过程中均呈现出明显的循环硬化现象。时效态合金在 0.6%~1.3% 的应变幅下的疲劳过程均始终表现为稳定的循环应力饱和特征，直至疲劳断裂失效，这与时效态的近 β 钛合金 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe 和 Ti1023 及两相合金 TC21 的低周疲劳循环应力响应行为的研究结果基本相同^[12-14]。

2.3 弹性模量随循环周次的变化规律

材料的弹性模量是影响医用植入体植入手术成败的重要参数之一。一般而言，新型近 β 或亚稳 β 钛合金在变形过程中很可能发生复杂的相转变（如变形诱发 α'' 马氏体、ω 相等），这就导致疲劳等各种力学性能参数在植入后的加载过程中可能会发生时效性变化^[15-17]。Ninomi 等人通过对 TNTZ β 钛合金进行变形，以改变组织中 ω 相的形成与消失来控制其弹性模量的变化，从而获得医生手术时的可操作性^[18-20]。为了了解 TLM 合金的弹性模量在人体循环承载条件下的变化规律及变化范围，进而推测弹性模量的稳定性，判断其植入人体的可靠性。图 4 给出了 TLM 合金在室温低周疲劳过程中的动态弹性模量随循环周次的变化曲线。由图可见，在低周疲劳循环加载过程中，固溶处

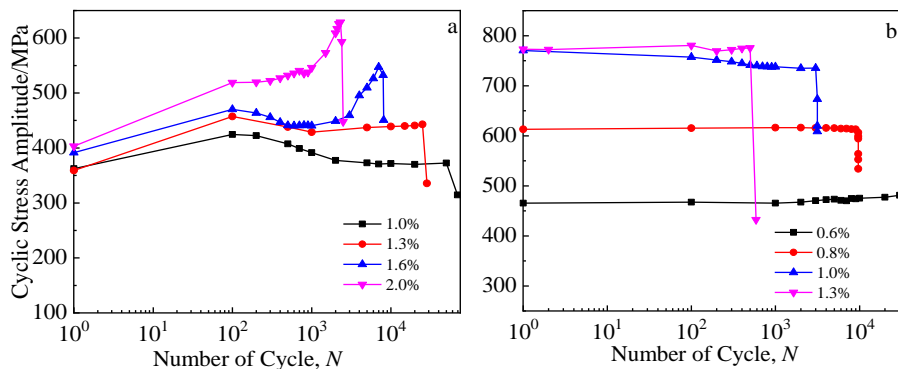


图 3 合金循环应力与周次关系曲线

Fig.3 Curves of cyclic peak stress vs the number of cycles for TLM alloy: (a) ST and (b) STA

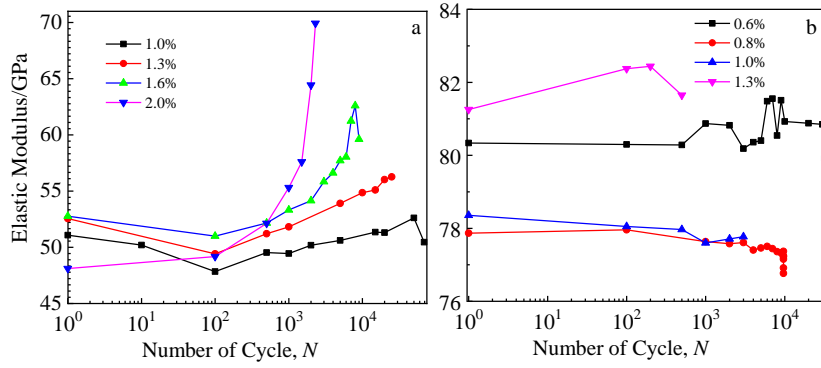


图 4 循环加载过程中合金的动态弹性模量曲线

Fig. 4 Dynamic elastic modulus curves of the TLM alloy during cyclic loading: (a) ST and (b) STA

理后的合金弹性模量的变化范围 (48~69 GPa) 均低于时效态合金 (77~82 GPa)。此外, 固溶态合金在循环约 10^2 周次前弹性模量有小幅下降, 而循环 10^2 周次后, 弹性模量反而异常增加, 尤其是当应变幅为 2.0% 时, 弹性模量急剧增加, 增加了约 20 GPa; 应变幅为 1.6% 时, 弹性模量增加约 10 GPa, 随着应变幅的降低, 弹性模量增加幅度逐渐减小, 如图 4a 所示。根据目前的研究结果^[21-22], 钛合金中相与弹性模量的关系 ($E_{\alpha''} < E_{\alpha} = 1.5E_{\beta}, E_{\omega} = 2E_{\beta}$) 可知, 弹性模量下降的原因主要由于 TLM 合金在加载过程中形成了一定量的应力诱发马氏体 α'' 所导致, 这种现象在许多 β 钛合金中都有所报道^[7,23-24]。而循环 10^2 周次后弹性模量增加的异常现象可能与较大应变幅疲劳变形过程中形成的 ω 或 α 相有关, 应变幅越大, 产生的变形过程中的此类相变数量也越多^[25]。Demon 在研究 TLM 经不同变形量时发生相变的过程可证实这一现象, 变形开始发生应力诱发 α'' 马氏体转变, 随着变形程度的增加, 后期还会发生应变诱发 α 相的转变^[3]。亚稳 β 钛合金 Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al 在较大应变幅 (3%、4%) 下的疲劳研究中也发现了这种弹性模量异常增加的现象^[26]。图 4b 中显示时效态合金在 4 种应变幅下的低周疲劳过程中的弹性模量随循环周次的增加基本保持稳定。当应变幅为 1.3% 时, 合金的弹性模量值最大, 且在循环过程中基本保持在 82 GPa 左右。同时, 弹性模量的变化趋势也随应变幅的减少有稍稍降低的趋势, 但均在 77 GPa 以上。时效态中由于大量存在的相互交叉的 α 相, 且应变幅较小, 导致了加载过程中组织内部应力诱发 α'' 马氏体的形成受阻, 因此, 加载过程中弹性模量相对较高且基本保持不变。

2.4 合金的低周疲劳寿命

低周疲劳的疲劳寿命一般用应变-疲劳寿命关系表示。低周疲劳寿命的长短取决于应变幅的大小, 循

环过程中的应变幅 ($\Delta\epsilon_t/2$) 包括弹性应变幅 ($\Delta\epsilon_e/2$) 和塑性应变幅 ($\Delta\epsilon_p/2$)。则应变幅 $\Delta\epsilon_t/2$ 和总的应力反向次数 $2N_f$ 的关系可以用式 (1)^[26] 表示为:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (1)$$

式中, σ_f' 为疲劳强度系数, E 为弹性模量, b 为疲劳强度指数, ϵ_f' 为疲劳塑性系数, c 为疲劳塑性指数, $2N_f$ 为载荷反向循环次数。

分别对 2 种状态下的 $\Delta\epsilon_e/2$ 、 $\Delta\epsilon_p/2$ 和载荷反向循环次数 $2N_f$ 两者关系进行非线性拟合, 所得曲线分别为固溶及时效状态下合金的弹性应变幅及塑性应变幅与疲劳寿命的拟合曲线 (如图 5 所示), 曲线拟合后所得的各个疲劳参数如表 1 所示。因此, 得到的 2 种状态下合金的低周疲劳寿命表达式如式 (2) 和式 (3)。

固溶态合金的疲劳寿命表达式为:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 7.126(2N_f)^{-0.812} + 3.857(2N_f)^{-0.240} \quad (2)$$

时效态合金的疲劳寿命表达式为:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 2.076(2N_f)^{-0.1} + 455.32(2N_f)^{-1.05} \quad (3)$$

因此, 根据式 (2) 和式 (3) 计算, 在总应变幅相同时, 固溶态合金的疲劳寿命更高, 弹性应变占主导地位。同时也说明, 材料在固溶态的强度越高, 其疲劳寿命更高。因此提高医用 TLM 合金在固溶态时的强度是解决合金用于植入体后临床长效性的有效方法。

2.5 TLM 合金低周疲劳变形的断裂行为

固溶态 TLM 合金在应变幅为 1.0%~2.0% 时的疲劳断口形貌基本一致, 而时效态试样在应变幅为 0.6%~1.3% 的疲劳断口形貌与其不同。图 6 是 TLM 合金试样分别在固溶态应变幅为 1.6%、时效态应变幅为 1.3% 时的断口形貌。两者都可清楚地观察到疲劳断口的疲劳源、裂纹扩展区和瞬断区 3 个区域, 且疲劳裂

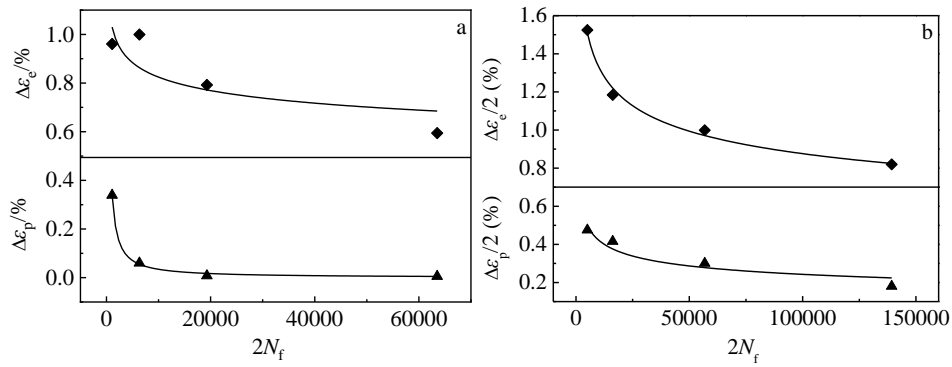


图 5 TLM 的应变幅-疲劳寿命拟合曲线

Fig.5 Fitting curves of the strain amplitudes vs fatigue life of TLM alloy: (a) ST and (b) STA

表 1 低周疲劳寿命曲线拟合后的疲劳参数

Table 1 Fatigue parameters of low cycle fatigue life fitting curves

Condition	σ'_i/E	b	ϵ'_i	c
ST	7.126	-0.812	3.857	-0.240
STA	2.076	-0.1	455.32	-1.03

纹主要萌生于试样表面或靠近表面的缺陷处。图 6a 中，固溶态断口处没有发生明显的宏观变形，断口形貌基本呈现二维平面状，很明显是由裂纹萌生区、裂纹稳态扩展区和裂纹失稳扩展到瞬时断裂区组成。晶内形成了清晰可见的大量平行的疲劳条带（疲劳辉纹），出现了晶间二次裂纹，并沿晶界扩展。裂纹扩

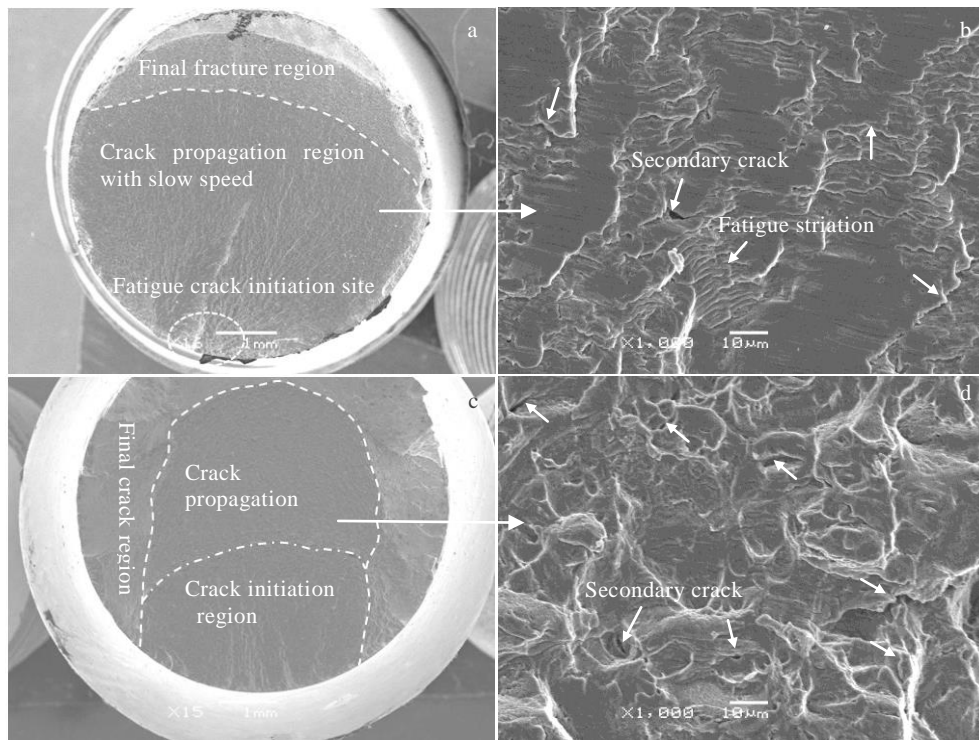


图 6 TLM 合金的低周疲劳断口形貌 SEM 照片

Fig.6 SEM images of TLM alloy fatigue fracture: (a, b) ST, $\Delta\epsilon_f/2=-1.6\%$; (c, d) STA, $\Delta\epsilon_f/2=-1.3\%$

展区面积较大，瞬时断裂区面积较小，呈月牙状，且瞬断区也是由大量的疲劳条带组成，说明断口稳定，这与大多数亚稳 β 钛合金的低周疲劳断口基本相同^[13,27-28]。

图 6b 显示的时效态合金断口形貌与固溶态的平面状完全不同，呈“中凸外凹”型，二次裂纹多而深，出现了由晶间断裂和晶内断裂组成的混合断裂。裂纹扩

展区面积较小, 瞬时断裂区面积较大, 在试样中部会合断裂, 在疲劳过程中没有形成大量平行的疲劳辉纹, 而观察到许多等轴韧窝断裂形貌, 同时断口处呈现多源断裂 (如图 6b), 且不同疲劳源萌生的裂纹不在同一平面, 导致在裂纹扩展区产生不同的扩展阶梯。Niinomi 对固溶及时效态亚稳 β 钛合金 TNTZ 进行的低周疲劳研究发现, 时效态合金的疲劳初始及扩展区比固溶态合金面积更大, 疲劳寿命更长, 断口裂纹源大多始于次表面处, 主要原因是由于 α 相或 ω 相的析出在提高抗拉强度的同时还能提高其疲劳寿命^[29-31]。因此, 亚稳 β 钛合金由于具有较为复杂的组织及变形方式, 目前疲劳断裂机理还需进一步研究。

2.6 循环加载变形微观机制

选择典型的应变幅为 1.6% 的固溶态试样及 1.3% 的时效态试样进行 TEM 形貌观察 (如图 7)。图 7a 是固溶态试样在应变幅为 1.6% 时的微观形貌, 图中显示在 TLM 合金的循环变形过程中的变形特征主要表现为位错滑移 (如图 7a), 如 β 基体上的滑移线及 α'' 马氏体相界处的位错缠结。同时形成了数量较多且宽度为纳米级的“Z”型孪晶 (如图 7b) 和形变马氏体 (如图 7c)。通过衍射斑点表明这种“Z”型孪晶为变形过程中形成的 β 孪晶, 形变马氏体为变形诱发的 α'' 马氏体变体。而且平行的 β 孪晶形成中穿越初生 α''

相发生了一定角度的折射, 从而形成了这种独特的变形“Z”型 β 孪晶, 这种类型的孪晶在众多亚稳 β 钛合金的变形过程中还未曾被观察到, 这可能也是固溶态合金在低周循环变形过程中始终保持较低弹性模量的根本原因。这种独特的变形机制也恰好阐明了图 3a 中固溶态合金的循环软化及循环硬化行为, 当 β 基体上形成的变形诱发 α'' 马氏体及变形“Z”型 β 孪晶导致的可动位错增殖, 在保持一定形变速率的前提下, 循环应力降低, 即循环中期试样发生循环软化现象 (如图 3a); 当柱状滑移和基体滑移相互作用, 位错不断增殖并在初生 α'' 相边界上缠结 (如图 7c) 促使位错运动变得愈加困难, 以及在形变孪晶不断形成且相互达到饱和状态的过程中, 循环应力急剧增加, 直至断裂。图 7d 是时效态试样在应变幅为 1.3% 时的微观形貌, 图中显示时效态合金在循环加载过程中没有发现孪晶的形成, 只有位错运动发生在 α 马氏体析出相内部及周围的 β 基体上, 当位错大量在 α 马氏体周围塞积时, 引起应力集中, 裂纹形成并扩展导致最终断裂。因此, 时效态合金的变形方式以位错滑移为主导。同时, 由于时效态合金中 α 马氏体的析出相数量较多且相互交叉, 变形过程中位错增殖的速率和湮灭速率之间始终保持平衡, 这就阐明了图 3b 中整个循环过程中合金的循环稳定行为 (如图 3b)。

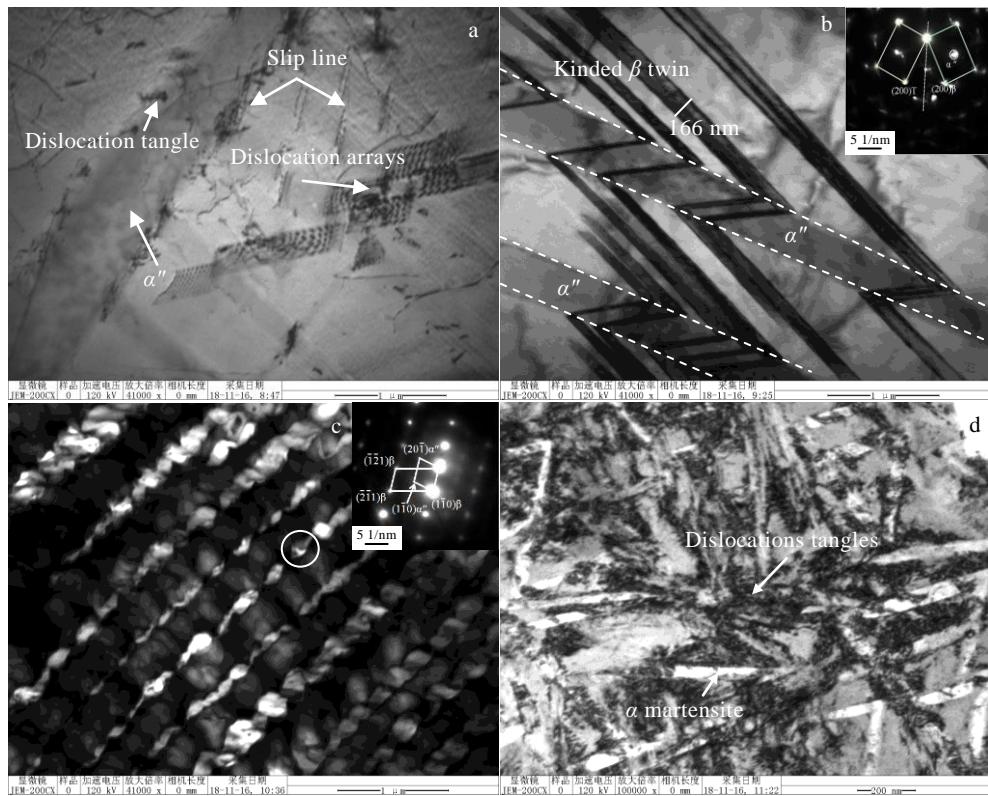


图 7 TLM 合金低周疲劳变形断裂后的微观形貌 TEM 照片

Fig.7 TEM images of TLM fatigue specimens cycled to failure: (a-c) ST, $\Delta\epsilon_t/2=1.6\%$; (d) STA, $\Delta\epsilon_t/2=1.3\%$

3 结 论

1) 在总应变幅相同时, 固溶态合金的疲劳寿命更高, 弹性应变占主导地位。循环 10^2 周次后, 固溶态合金的弹性模量均随循环周次的增加而增加, 但始终低于时效态合金; 而时效态合金的弹性模量随循环周次的增加基本保持不变。

2) 固溶态 TLM 合金在低周循环变形过程中表现出的循环软化/硬化特征, 其微观变形机制是以位错的滑移、变形诱发 α' 马氏体和独特的“Z”型 β 孪晶共同作用; 而时效态合金则表现出稳定的循环饱和特征, 塑性变形方式以位错滑移为主导。

参考文献 References

- [1] Wang Lan, Zhou Wenhao, Yu Zhentao *et al.* *ACS Applied Materials and Interfaces*[J], 2021, 13: 15 017
- [2] Yu Sen, Zeng Depeng, Zhu Hui *et al.* *Journal of Material Science, Metals and Corrosion*[J], 2022, 57: 5298
- [3] Damon Kent, Wang Gui, Yu Zhentao *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2011, 4: 405
- [4] Matthew S Dargusch, Wang Gui, Damon Kent *et al.* *ACS Biomaterials Science and Engineering*[J], 2019, 5: 5844
- [5] Wang Jingyi, Liu Liangwen, Yang Mei *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 901: 163 560
- [6] Ma Xiqun, Niu Hongzhi, Yu Zhentao *et al.* *Rare Metals*[J], 2018, 37(10): 846
- [7] Ma Xiqun(麻西群), Han Yong(憨勇), Yu Zhentao(于振涛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(9): 1535
- [8] Ma Xiqun, Niu Hongzhi, Su Yongjun *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(10): 3095
- [9] Ma Xinkai, Chen Zhuo, Zhong Dongling *et al.* *Journal of Materials Science and Technology* [J], 2021, 75: 27
- [10] Mitsuo Niinomi. *Biomaterials*[J], 2003, 24: 2673
- [11] Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing. ASTM E 606[S]. ASTM International, 2012
- [12] Zhang Haoyu, Zhang Zhipeng, Li Zhengyuan *et al.* *The Electrochemical Society 242nd ECS Meeting, Advancing Solid State and Electrochemical Science and Technology*[C]. Atlanta: Materials Research Express 2020, 7: 026 555
- [13] Sun Qiaoyan, Tan Changsheng, Xiao Lin *et al.* *12th International Fatigue Congress, Low Cycle Fatigue*[C]. Poitiers: Matec Web of Conference, 2018, 165: 15 006
- [14] Chen Wei(陈威), Sun Qiaoyan(孙巧艳), Xiao Lin(肖林) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 1911
- [15] Li Qiang, Ma Guanghao, Li Junjie *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2019, 54: 8675
- [16] Lawrence E Murr. *Handbook of Materials Structures, Properties, Processing and Performance*[M]. Switzerland: Springer International Publishing AG, 2015: 569
- [17] Mitsuo Niinomi, Masaaki Nakai. *Novel Structured Metallic and Inorganic Materials*[M]. Singapore: Springer Nature Singapore Pte Ltd, 2019: 435
- [18] Mitsuo Niinomi, Carl J Boehlert. *Advances in Metallic Biomaterials, Spring Series in Biomaterials Science and Engineering 3*[M]. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2015: 179
- [19] Li Qiang, Cheng Chao, Li Junjie *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2020, 29: 2871
- [20] Liu Huihong, Mitsuo Niinomi, Masaaki Nakai *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2014, 82: 29
- [21] Hon Y H, Wang J Y, Pan Y N. *Materials Transactions*[J], 2003, 44: 2384
- [22] Majumdar P, Singh S B, Chakraborty M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 489: 419
- [23] Pedro Akira Bazaglia Kuroda, Fernanda de Freitas Quadros, Karolyne dos Santos Jorge Sousa *et al.* *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*[J], 2020, 31: 19
- [24] Srijan Acharya, Aumeet Mishra, Yazar K U *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 8: 4046
- [25] Ma Xiqun, Yu Zhentao, Han Yong *et al.* *Rare Metals*[J], 2012, 31(4): 318
- [26] Zheng Xiulin(郑修麟). *Mechanical Properties of Materials (材料的力学性能, 第二版)*[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2001: 103
- [27] Wu Zhihong, Kou Hongchao, Chen Nana *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2020, 141: 105 872
- [28] Tan Yuanbiao, Liu Wengchang, Xiang Song *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49: 6040
- [29] Liu L, Maresca F, Hoefnagels J P M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2021, 205: 116 533
- [30] Liu Yinong, Yang Hong. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 260: 240
- [31] Liu Y J, Zhang Y S, Zhang L C *et al.* *Materialia*[J], 2019, 6: 100 299

Effect of Microstructure on Low Cycle Fatigue Behavior and Deformation Mechanisms of Ti-25Nb-3Mo-2Sn-3Zr Alloy for Biomedical Application

Ma Xiqun, Yu Sen, Cheng Jun, Zhou Wenhao

(Shaanxi Key Laboratory of Biomedical Metal Materials, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: Cyclic deformation behavior and micromechanisms in strain controlled low cycle fatigue of a near β -Ti alloy Ti-3Zr-2Sn-3Mo-25Nb (TLM) with two different microstructures, i.e. solution treatment and aging treatment conditions, were investigated at room temperature. The results show that the cyclic hardening/softening behavior of TLM alloy is significantly correlated with strain amplitude and microstructure. The low cycle fatigue life of the alloy after the solution treatment is higher, and the elastic modulus increases sharply from constant with the increase in cycle number and total strain amplitude, while the elastic modulus of the aged alloy has little change during the cycle deformation. The microstructure characteristics show that deformation mechanism of the solid solution alloy is mainly dependent on the formation and interaction of dislocation slip, deformation-induced α martensites and the unique "Z" type β twin, while the aging alloy is mainly dependent on dislocation slip.

Key words: near β titanium alloy; low cycle fatigue; elastic modulus; deformation mechanism

Corresponding author: Ma Xiqun, Professor, Shaanxi Key Laboratory of Biomedical Metal Materials, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86222297, E-mail: maxiqun23@126.com