

超细晶纯钛的微动疲劳特性

杨西荣, 王立元, 郝凤凤, 雷漫江, 刘晓燕, 罗 雷

(西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

摘 要: 利用自行设计的微动疲劳试验夹具研究超细晶纯钛在柱面-平面接触下的微动疲劳特性, 分析循环应力对其微动疲劳寿命的影响。通过观察接触区磨损和断口形貌, 分析其微动损伤机制。结果表明, 当法向载荷不变时, 超细晶纯钛的微动疲劳寿命随着循环应力的增加而减少, 比常规疲劳寿命更低。微动疲劳裂纹于接触区边缘萌生, 磨损区破裂严重且附着有磨粒, 在磨粒磨损作用下加速了试样的疲劳失效。断口同时呈现出疲劳形貌和微动形貌, 形貌从平滑转向粗糙直至断裂, 裂纹由小变大, 裂纹扩展速率也逐渐增加, 且在裂纹扩展区存在二次裂纹; 由于受力不均, 在裂纹扩展区与断裂区之间存在山脊状形貌。

关键词: 超细晶纯钛; 微动疲劳; 磨粒磨损

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)10-3433-06

微动疲劳是由于试样在承受外界交变载荷或交变应力而导致构件变形的现象。微动损伤会加速接触表面裂纹的萌生和扩展, 从而降低构件的疲劳寿命, 影响构件的正常工作和使用安全。微动疲劳多存在于机械构件、航空航天动力装置、火车轮毂等紧密配合部件当中, 被称为“工业癌症”。而钛及钛合金由于密度小、强度高、耐高温、耐腐蚀性好等优点在工业中广泛应用, 却又对微动很敏感。由微动疲劳引起的构件失效现象十分普遍, 较为典型的就是航天航空中燕尾榫微动疲劳失效。

石炜等^[1]研究 TC11 钛合金微动疲劳, 发现保持法向载荷恒定不变, 微动寿命随着轴向载荷的增加而减少; 而法向载荷的改变对微动疲劳寿命的影响不显著。卫中山等^[2]分析了 TC4 钛合金在柱面-平面接触条件下的微动疲劳行为, 其损伤机制以黏着磨损、磨粒磨损和接触疲劳为主, 且伴随有氧磨损。Wu 等^[3]在研究 Ti-1023 钛合金的微动疲劳行为时, 也发现微动表面的应力集中会促进微动裂纹的萌生和扩展。Walvekar 等^[4]研究了 Ti-6Al-4V 的微动损伤机制, 指出微动接触处的最大应力会加速微动疲劳失效。同样, Verma 等^[5]研究了在不同接触压力和应力比条件下 Ti-6Al-4V 的微动疲劳行为, 得出在高应力比下增加接触压力会增加微动疲劳寿命的结论。其次, Majzoobi 等^[6,7]在考虑循环运动硬化行为的条件下研究了 Al-7075 的弯曲微动疲劳性能, 发现循环法向载荷对微动疲劳寿命具有

破坏性影响。Hojjati-Talemi 等^[8]对汽车减振器微动疲劳失效机理进行研究, 结果显示微动损伤最先出现在接触界面, 萌生微动疲劳裂纹。超细晶纯钛^[9]由于晶粒细化而具有更高的强度、良好的塑性, 且无毒, 具有优异的生物相容性, 可用于航空汽车、紧固件、生物医用等领域, 尤其是作为新型人体器官植入件有着广阔的发展前景^[10]。因此, 研究超细晶纯钛的微动疲劳特性对构件设计、设备检修、零件防护、实施监测、材料的推广应用等均具有重要的指导意义。本实验针对超细晶纯钛进行微动疲劳试验, 分析循环应力与微动疲劳寿命之间的关系, 观察和分析超细晶纯钛的疲劳断口形貌, 研究其损伤机制, 为工件服役的安全性和可靠性提供依据。

1 实 验

本实验所用试样和微动块均为超细晶纯钛, 是由工业纯钛(表 1 为工业纯钛的化学成分)经 4 道次等通道转角挤压(equal channel angular pressing, ECAP)+旋锻(rotary swaging, RS)复合细化后获得。经拉伸试验检测得出超细晶纯钛的室温力学性能: 抗拉强度 $\sigma_b=722$ MPa, 屈服强度 $\sigma_s=650$ MPa, 延伸率为 20%, 断面收缩率为 67%, 杨氏模量为 100 GPa, 泊松比为 0.3。

微动疲劳试验(疲劳试样尺寸如图 1 所示)通过自行设计的专用夹具在 Instron 8801(50 kW)电液伺服疲劳试验机上进行, 选择拉-压疲劳加载方式, 循环载荷

收稿日期: 2019-10-26

基金项目: 国家自然科学基金(51474170)

作者简介: 杨西荣, 男, 1971 年生, 博士, 教授, 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055, 电话: 029-82202923, E-mail: lazy_yxr@qq.com

表 1 工业纯钛的化学成分

H	O	C	N	Fe	Ti
<0.15	<0.18	<0.08	<0.03	<0.2	Bal.

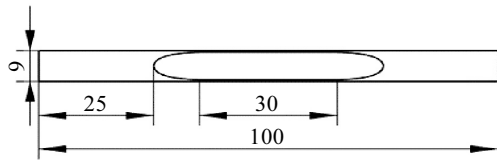


图 1 微动疲劳试验试样尺寸示意图

Fig.1 Dimension of sample for fretting fatigue test

波形为正弦波，频率 25 Hz，应力比 R 为 -1 ，轴向载荷设置为 $50\%σ_s$ 、 $40\%σ_s$ 、 $35\%σ_s$ 、 $25\%σ_s$ 、 $20\%σ_s$ 。微动块和微动疲劳试样表面之间采用柱面-平面接触方式，柱面半径 5 mm，接触面利用砂纸抛光，以减少应力集中对试验结果的影响。接触区正压力利用加载螺栓施加，通过薄膜传感器和压力显示器来测量法向载荷的大小。循环应力对微动疲劳寿命的影响在固定接触面正压力下进行研究，接触面正压力为 260 MPa。由于钛的缺口敏感性较高，在出现裂纹之后会很快断裂，设定试验在循环次数达到 10^6 时停止。

使用超声波清洗机对试样断口进行清洁 1 h，随后进行烘干 12 h 处理。利用扫描电子显微镜 (GeminiSEM 300) 观察微动疲劳试样的微动区损伤的形貌特征。使用透射电子显微镜 (JEM-200CX) 对试样的微观组态 (位错、亚晶等) 进行观察。在距离疲劳断口 10 mm 处截取厚度 0.5 mm 的样品，分别在 400#、800#、1000#、1500# 的砂纸上粗磨至 0.1 mm，最后在 2000#、3000# 砂纸上精磨至 0.03 mm，使用双喷电解液进行最终减薄。双喷液使用甲醛和 8% 的高氯酸，加速电压为 120 kV。

2 结果与讨论

2.1 微动疲劳寿命

微动疲劳试验结果如表 2 所示。试样发生的断裂均在微动接触区域，且在试样断口处发现了与普通疲劳断口相同的贝纹线^[2]，证明在试验过程中试样发生了疲劳断裂。

由表 2 可以看出，超细晶纯钛的微动疲劳寿命随着循环应力的增加而降低，但与超细晶纯钛的常规高周疲劳^[9]相比，其降低幅度并不是线性的。在循环应力由 $25\%σ_s$ 增加到 $35\%σ_s$ 时，其微动寿命降幅最大 (达到 82.5%)。这是因为材料的疲劳性能受到组织不均匀性、内部缺陷、加工方式、试验工况等偶然因素的

表 2 超细晶纯钛的微动疲劳试验结果

$σ_a$ / MPa	$σ_e$ (+)/ MPa	$σ_e$ (-)/ MPa	N_f / cycle	Status	Life decrease/%
130 (20% $σ_s$)	343.95	225.17	1000000	No fracture	
162.5 (25% $σ_s$)	369.13	227.5	773736	Fracture	22.63
227.5 (35% $σ_s$)	422.5	245.37	135000	Fracture	82.55
260 (40% $σ_s$)	450.33	260.0	77422	Fracture	42.65
325 (50% $σ_s$)	507.67	297.87	36451	Fracture	52.91

影响。循环应力幅值越低，超细晶纯钛的疲劳寿命就越长。当循环次数达到 10^6 次时，对应的疲劳强度为 130 MPa。因超细晶纯钛对循环应力的高敏感性，当循环应力范围为 $(35\% \sim 50\%)σ_s$ 时，超细晶纯钛的疲劳寿命范围为 $1.35 \times 10^5 \sim 3.64 \times 10^4$ 次，随着循环应力的增大，材料易断裂，超细晶纯钛的微动疲劳寿命缩短。当循环应力为 $(20\% \sim 25\%)σ_s$ 时，超细晶纯钛对应的微动疲劳寿命范围达到 $1.0 \times 10^6 \sim 7.74 \times 10^5$ 次，材料具有较长的微动疲劳寿命，疲劳比 (疲劳极限/抗拉强度， $σ_{-1}/σ_b$) 为 0.18。当法向载荷保持不变时，超细晶纯钛的微动疲劳寿命随着循环加载应力的增加而减少。

与常规高周疲劳寿命相比，超细晶纯钛的微动疲劳寿命更低，断裂更快。从受力状态和变形的角度来分析，试样所受到的等效应力始终小于屈服强度，处于弹性阶段。根据等效应变的计算公式：

$$σ_e = \sqrt{\frac{1}{2}[(σ_1 - σ_2)^2 + (σ_2 - σ_3)^2 + (σ_3 - σ_1)^2]} \quad (1)$$

式中， $σ_1$ 、 $σ_2$ 、 $σ_3$ 为主应力。

常规疲劳时，

$$σ_e = σ_1 \quad (2)$$

$$σ_m = \frac{1}{2} σ_1 \quad (3)$$

而微动疲劳时，

$$σ'_e = \sqrt{(σ_1^2 + σ_3^2 - σ_1 σ_3)} \quad (4)$$

$$σ'_m = \frac{1}{2} \sqrt{(σ_1^2 + σ_3^2 - σ_1 σ_3)} \quad (5)$$

式中， $σ_m$ 、 $σ'_m$ 为平均等效应力。

常规疲劳时，试样仅仅受到循环应力的作用，而在微动疲劳试验中，试样同时承受循环应力和法向载荷的作用，常规疲劳时的等效应力小于微动疲劳时的等效应力，即 $σ_e < σ'_e$ ，则 $σ_m < σ'_m$ 。故而微动疲劳时试

样的变形程度更大，寿命也就更短，更容易失效。

图 2 为不同循环应力下微动疲劳断口形貌图。观察发现，随着循环应力的增加，裂纹扩展区的面积增加(如黑色圈所示)，断口平面也逐渐由光滑变为粗糙，

而断口粗糙度又与裂纹扩展速率相关，断口形貌越粗糙，裂纹扩展速率越快，受力更加不稳定，加快了试样失效，也为试样的微动疲劳寿命随着循环应力的增加而减小提供了证据。

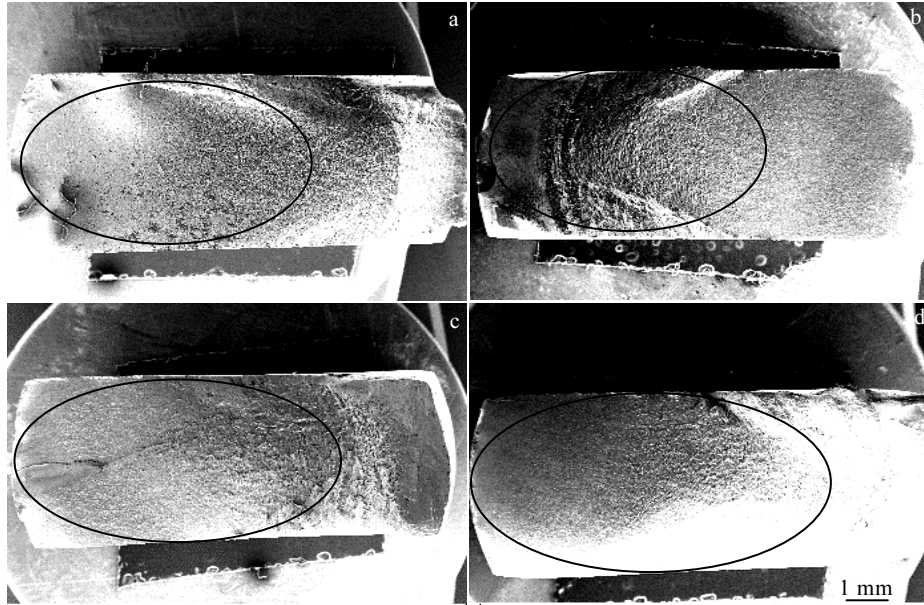


图 2 不同循环应力下的微动疲劳断口形貌

Fig.2 Fretting fatigue fracture morphologies under different cyclic stresses: (a) 25%σs, (b) 35%σs, (c) 40%σs, and (d) 50%σs

2.2 微动接触面形貌分析

在微动疲劳过程中，试样在法向的接触压力和切向的循环力的综合作用下萌生裂纹、扩展，直至断裂，试样失效。通过观察发现，微动疲劳断裂多发生在接触区边缘，这与微动块的形状、接触状态和应力分布有关。

在接触面边缘处易产生局部应力集中，导致初始裂纹形核，长大并扩展。法向载荷使得微动块与试样处于紧密接触状态，拉伸时试样受到轴向拉力和法向压力，压缩时试样受到轴向压力和法向压力，试样的受力处于波动状态。在机械作用下，试样产生塑性变形，试样的塑性下降，脆性增加，并在循环应力和表面摩擦力的作用下，表面产生疲劳裂纹，且裂纹方向垂直于微动方向。

微动疲劳磨损区一般被分为 3 个区域：滑移区、混合区和黏着区。图 3 为超细晶纯钛的微动磨损区表面形貌。在断口附近发现微动斑(如图 3a 中白色圆圈所示)，说明在微动疲劳过程中存在微动磨损，在微动块与试样接触边界处溢出的磨屑也证明了在试验过程中的确发生了微动运动。在微动磨损过程中，初期接触表面紧密接触，在法向载荷的作用下，粗糙峰彼此

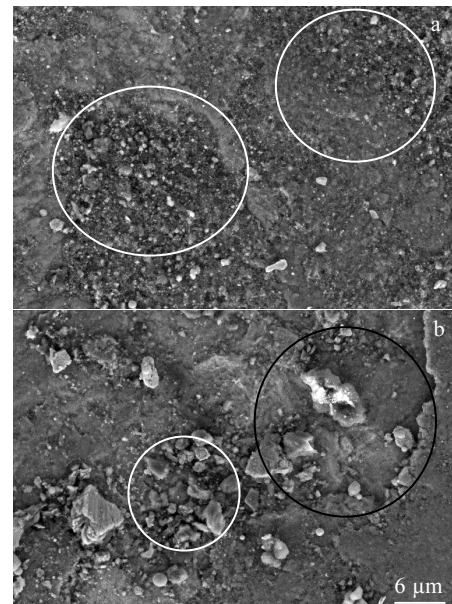


图 3 20%σs 时超细晶纯钛的微动磨损区形貌

Fig.3 Fretting wear morphologies of ultrafine grained pure titanium under 20%σs: (a) shape of the fretting wear zone; (b) etch pits and abrasive grains

嵌入，产生较高的接触应力，发生黏着磨损。同时由于氧化的作用，塑性变形层逐渐变硬变脆，会有部分材料脱离试样表面形成磨屑。磨屑既可加剧磨损，又可减轻磨损。初期的磨屑处在试样与微动块之间，再加上法向载荷的作用，产生磨损。当磨屑积累到一定量的时候，可作为中间层将试样与微动块分开，减少两者之间的直接接触，减轻黏着磨损，形成磨粒磨损。在微动磨损区中观察到蚀坑形貌，且附着有大量的磨粒（如图 3b 中白色圆圈所示），也有磨屑脱落之后的凹坑（如图 3b 中黑色圆圈所示）。附着在接触面之间的磨屑颗粒，是由于接触区一直处于高应力状态，引发严重的磨粒磨损，形成蚀坑，易产生应力集中，从而加剧微动损伤，缩短超细晶纯钛的微动寿命。

综上所述，超细晶纯钛的微动磨损机制包括磨粒磨损和疲劳接触，研究微动磨损对微动疲劳的防护技术（表面改性技术等）有着指导作用。例如，纯钛、钛合金经过氮离子注入后，其抗扭动微动疲劳性能得以提升。

2.3 疲劳断口分析

图 4 为超细晶纯钛的微动疲劳断口形貌图。由图 4a 可发现，微动疲劳裂纹多萌生在试样与微动块接触的边缘处，微动疲劳断口与普通疲劳断口相似，同样可分为裂纹源区（I 区）、裂纹扩展区（II 区）和瞬间断裂区（III 区），但其形貌与常规疲劳相比也存在一些差异。通过观察不同循环应力作用下试样的微动疲

劳断口形貌发现，随着循环应力的增加，裂纹源区的裂纹源均处于接触面边缘；裂纹扩展区的区域面积增加，整体平滑；瞬断区形貌较为锋利，呈 45° 斜面。由于试验过程中试样受力不均，整个断口同时呈现出微动疲劳形貌（如图 4a 中 2 区所示）和高周疲劳形貌。

由超细晶纯钛的微动疲劳断口宏观形貌（图 4a）可知，整体较为平滑，裂纹萌生处呈锯齿状。这是由于在试验过程中轴向应力的循环作用，使得试样表面两侧不断重复地张开、闭合，表面受到挤压和侵入，从而萌生裂纹。裂纹源多产生在接触区表面，一方面是由于试样表面晶粒的受力不均导致在微动过程中位错滑移，致使表面局部不均匀变形程度增大，试样形状发生改变产生面交叉，从而导致应力集中；另一方面是试样表面机加工刀痕、缺口等微观缺陷处的应力集中也会促进疲劳裂纹的萌生。

裂纹扩展区（II）在整个断口形貌中占据大部分面积且比较平整光滑，这与纯钛在经过 ECAP+RS 加工之后其晶粒细化有关。从图 4a 中可看到，裂纹的扩展方向（如图中白色箭头所示），裂纹由缓慢扩展向不稳定扩展转化，整个扩展区呈扇形分布。在轴向循环应力和法向应力的共同作用下，扩展区可分为 3 部分：1 区为轴向循环应力起主导作用下的裂纹扩展；2 区为法向应力起主导作用下的裂纹扩展区，呈对称分布，白色虚线箭头所示为扩展方向；而在 3 区，受到循环应力和法向应力的综合作用，且循环应力的作用比较

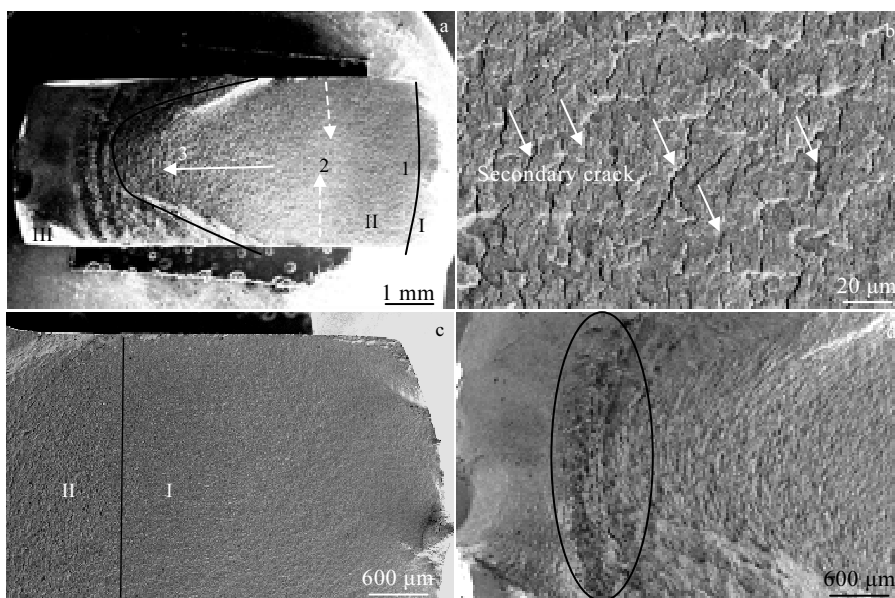


图 4 35%σ_s 时超细晶纯钛的微动疲劳断口形貌

Fig.4 Fretting fatigue fracture morphologies of ultrafine grained pure titanium under 35%σ_s: (a) fracture morphology, (b) secondary crack in the extended zone, (c) crack distribution, and (d) fracture zone

明显, 显现出辐射状的锥形形貌。在裂纹扩展区可观察到大量的二次裂纹 (如图 4b 所示), 这些二次裂纹与裂纹的扩展方向相垂直。二次裂纹的形成原因主要是裂纹在扩展过程中遇到晶界、亚晶界等高强度障碍时受到阻碍, 使得裂纹的扩展方向发生了改变, 故而形成了图中出现的二次裂纹。同样, 裂纹的扩展速率和断口的粗糙程度也受到试样的受力状态的影响, 从图 4c 可观察到, I 区比较平整光洁, 说明此处的试样受力均匀且平稳, 裂纹细小, 裂纹的扩展速率也较为缓慢; 而在 II 区, 裂纹明显且形貌粗糙不平, 说明试样受力不均, 裂纹的扩展速率也有所增加。

断裂区 (如图 4d 所示) 有尺寸较小的斜面, 在裂纹扩展区与断裂区之间可观察到山脊状形貌 (黑色圈), 这与试样的受力分布有关, 试样在循环应力作用下直接断裂。

综上所述, 超细晶纯钛的微动疲劳断裂发生在微动接触区的边缘部分, 说明微动区是发生微动疲劳断裂的高危区, 由微动造成的表面损伤 (塑性变形、蚀坑等) 易诱发裂纹的萌生和扩展, 从而造成微动疲劳失效。

2.4 微观组织分析

图 5 为超细晶纯钛不同循环应力下的透射电镜图。其中图 5a 为未经微动疲劳试验时超细晶纯钛的 TEM 组织, 图 5b、5c、5d 是循环应力为 $50\%\sigma_s$ 、 40% 、 $35\%\sigma_s$ 时的超细晶纯钛 TEM 组织。在图 5a 中可观察到, 板条状组织 (白色圈)、位错及位错胞 (白色虚线圈), 整个组织呈现出层状排列, 破裂的板条穿插其中, 这与超细晶纯钛试样的加工工艺有着很大的关系。经过微动疲劳试验之后, 仍然可以观察到板条状组织 (如图 5b 中白色圈)、被破坏的板条状组织 (如图 5b 中黑色圈)、小晶粒以及大量的位错缠结、位错胞 (如图 5c 中白色虚线圈) 等。在高循环应力作用下, 可观察到的位错数量较少, 晶粒数量较多; 低循环应力作用下, 位错数量较多。这表明随循环应力的增加, 板条组织破碎, 小晶粒数量增加, 而位错在内应力的作用下湮灭, 密度减少, 使得试样的塑性降低, 从而降低了超细晶纯钛的微动疲劳寿命。纯钛经过 ECAP+RS 变形之后, 工业纯钛的晶粒细化, 晶界和位错的数目增加, 位错缠结形成大量的位错胞, 使得超细晶纯钛的抗疲劳性能得以提高。

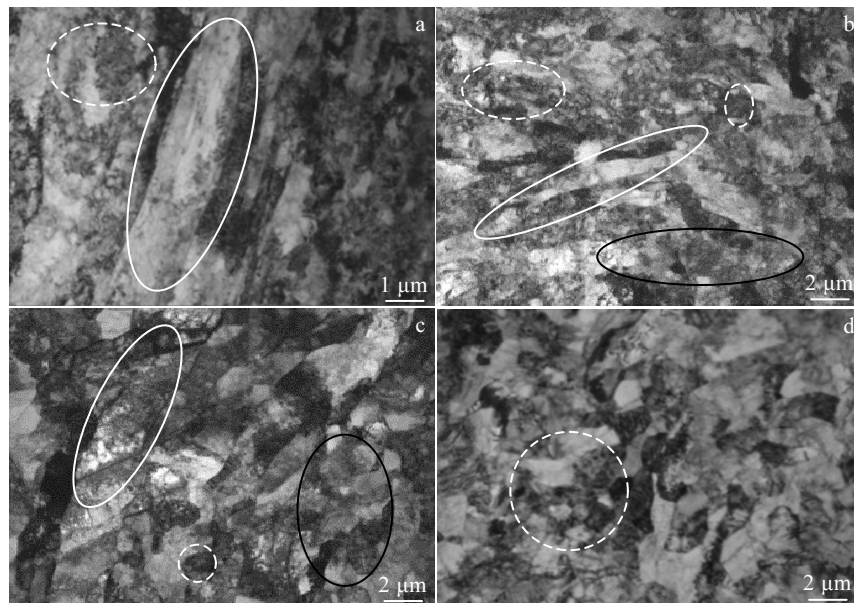


图 5 不同循环应力下超细晶纯钛的透射电镜图

Fig.5 TEM images of ultrafine grained pure titanium without fretting fatigue (a) and with different cyclic stresses; (b) $50\%\sigma_s$, (c) $40\%\sigma_s$, and (d) $35\%\sigma_s$

3 结 论

1) 在法向载荷相同时, 超细晶纯钛的微动疲劳寿命随着循环应力的增加而减少, 其微动疲劳寿命比常规高周疲劳寿命更低。本实验条件下, 超细晶纯钛的

微动疲劳强度极限值为 130 MPa。

2) 根据受力状态的不同, 可将裂纹扩展区分为 3 个区域: 循环应力主导区、法向载荷主导区和循环应力与法向载荷综合作用区, 其中存在大量的二次裂纹。

3) 试样与微动块之间存在磨损, 超细晶纯钛微动

磨损机制主要为磨粒磨损和接触疲劳。随着循环应力的增加,板条组织破碎,小晶粒增加,位错密度减小,塑性降低,超细晶纯钛的抗微动疲劳能力降低,其微动寿命降低。

参考文献 References

- [1] Shi Wei(石 炜), Wen Weidong(温卫东), Cui Haitao(崔海涛). *Mechanical Science and Technology(机械科学与技术)*[J], 2014, 33(3): 447
- [2] Wei Zhongshan(卫中山), Wang Min(王 珉), Zhang Ming(张明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2006, 35(7): 1050
- [3] Wu G Q, Li Z, Sha W *et al. Wear*[J], 2014, 309 (1-2): 74
- [4] Walvekar A A, Leonard B D, Sadeghi F *et al. Tribology International*[J], 2014, 79(79): 183
- [5] Verma V K, Naseem H, Raman S G S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 707: 647
- [6] Majzoobi G H, Jouneghani F Z, Khademi E. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 82(9-12): 2137
- [7] Majzoobi G H, Abbasi F. *Tribology Transactions*[J], 2017, 65(4): 1
- [8] Hojjati-talemi R, Zahedi A, Baets P D. *International Journal of Fatigue*[J], 2015, 73: 58
- [9] Luo Lei(罗 雷), Zhao Xicheng(赵西成), Yang Xirong(杨西荣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(7): 185
- [10] Bang Jiangtao(邦江涛). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2013

Fretting Fatigue Characteristics of Ultrafine Grained Pure Titanium

Yang Xirong, Wang Liyuan, Hao Fengfeng, Lei Manjiang, Liu Xiaoyan, Luo Lei

(Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: The fretting fatigue characteristics of ultra-fine grained pure titanium under cylindrical-plane contact were studied by using a fretting fatigue test fixture designed by ourselves, and the effect of cyclic stress on its fretting fatigue life was analyzed. The fretting damage mechanism was analyzed by observing the wear and fracture morphology of the contact zone. The fretting fatigue life of ultra-fine grained pure titanium decreases with the increase of cyclic stress when the normal load is constant. The fretting fatigue crack originates at the edge of the contact zone, and the wear zone breaks seriously and has abrasive particles attached to it, which accelerates the fatigue failure of the specimen under the action of abrasive wear. The fracture surface shows both fatigue morphology and fretting morphology. The morphology changes from smooth to rough to fracture, the crack grows from small to large, the crack growth rate increases gradually, and there are secondary cracks in the crack propagation zone. There is a ridge-like morphology between the crack propagation zone and the fracture zone due to the uneven force.

Key words: ultrafine grained pure titanium; fretting fatigue; abrasive wear

Corresponding author: Yang Xirong, Ph. D., Professor, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, Tel: 0086-29-82202923, E-mail: lazy_yxr@qq.com