

# 超高强钛合金疲劳行为研究进展

袁天经,张欣蔚,景家瑞,吴小文,樊亚龙,赖敏杰,李金山

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072)

**摘要:**超高强钛合金具有高比强度、高淬透性、耐损伤和优异的耐腐蚀性等优点,被广泛应用于飞机起落架、机身框架和紧固件等高强度结构件的制备。在实际服役过程中,这些构件常常在循环载荷的作用下发生疲劳失效,因此深入研究超高强钛合金的疲劳失效规律和失效机理,既具有重要的科学意义,又能对实际工程应用提供指导。本研究综述了目前关于超高强钛合金疲劳行为的研究,并探讨了经变形及热处理调控的微观组织对合金疲劳损伤机制的影响。具体关注了在双态和全片层组织中, $\alpha$ 相的取向、体积分数、尺寸和分布等特征参数对合金在疲劳裂纹萌生和扩展两个阶段内的变形行为、损伤模式的作用机理。此外,还关注了超高强钛合金的疲劳性能强化手段,并对未来超高强钛合金疲劳研究方向进行了展望。

**关键词:**超高强钛合金;疲劳行为;微观组织;裂纹萌生;裂纹扩展

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

## Research Progress on Fatigue Behavior of Ultra-High Strength Titanium Alloys

YUAN Tianjing, ZHANG Xinwei, JING Jiarui, WU Xiaowen,  
FAN Yalong, LAI Minjie, LI Jinshan

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

**Abstract:** Possessing advantages of high specific strength, high harden ability and excellent corrosion resistance, ultra-high strength titanium alloys have been widely used in high-strength structural components such as landing gears, air frames and fasteners. These structural components are often subjected to cyclic loading during service, leading to fatigue failure as a common failure mode. Therefore, in-depth research on the fatigue failure behaviors and mechanisms of high-strength titanium alloys is not only of great scientific significance, but also provides important guidance for practical engineering applications. In this study, we review the existing researches on the fatigue behaviors of ultra-high strength titanium alloys, and discuss the influence of microstructure controlled by deformation and heat treatment on the fatigue damage mechanism. The effects of characteristic parameters such as orientation, content, size and distribution of  $\alpha$  phase in bimodal and full lamellar microstructures on the deformation behavior and damage mode during the initiation and propagation stages of fatigue cracks are specifically concerned. Additionally, we focus on fatigue strengthening processes of ultra-high strength titanium alloys and provide prospects for future research on fatigue of ultra-high strength titanium alloys.

**Keywords:** ultra-high strength titanium alloys; fatigue behavior; microstructure; crack initiation; crack propagation

收稿日期: 2024-03-11

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52071266)

作者简介: 袁天经,男,2001年生,本科,主要从事超高强钛合金方向的研究。E-mail: 981756523@qq.com

通讯作者: 李金山,男,1966年生,教授,主要从事航空航天高强韧钛及钛铝合金材料、先进金属材料精确热成形技术等研究。E-mail: lijsh@nwpu.edu.cn

引用格式: 袁天经,张欣蔚,景家瑞,等. 超高强钛合金疲劳行为研究进展[J]. 材料开发与应用,2024,39(4): 110-122.

YUAN T J, ZHANG X W, JING J R, et al. Research progress on fatigue behavior of ultra-high strength titanium alloys[J]. Development and Application of Materials, 2024, 39(4): 110-122.

钛合金凭借其优异的比强度、耐腐蚀性和生物相容性等优点,被广泛应用于航空航天、石油化工以及生物医疗等领域。在航空航天领域,为了减轻机身重量以获得更快的飞行速度和更优的燃油经济性,提升钛合金的比强度成为材料研发工作者不断追求的目标。因此,作为各种类型的钛合金中强度级别最高的一种,亚稳  $\beta$  钛合金受到了广泛的关注。最早的亚稳  $\beta$  钛合金可以追溯至 20 世纪 50 年代美国 Crucible 公司研发的 B120VCA 合金 ( $\text{Ti}-13\text{V}-11\text{Cr}-3\text{Al}$ ), 该合金被大量应用于 SR-71 侦察机<sup>[1]</sup>, 并使该飞机的最高速度达到了 3 马赫。自此,各国均开始致力于这类钛合金的研究,开发了一系列具有良好综合力学性能的亚稳  $\beta$  钛合金,如 Ti-15-3 ( $\text{Ti}-15\text{V}-3\text{Cr}-3\text{Sn}-3\text{Al}$ , 美国)、Ti-1023 ( $\text{Ti}-10\text{V}-2\text{Fe}-3\text{Al}$ , 美国)、BT22 ( $\text{Ti}-5\text{Al}-5\text{V}-5\text{Mo}-1\text{Cr}-1\text{Fe}$ , 俄罗斯)以及 Ti-B19 ( $\text{Ti}-3\text{Al}-5\text{Mo}-5\text{V}-4\text{Cr}-2\text{Zr}$ , 中国)等<sup>[2]</sup>。通过常规的固溶和时效热处理,这些合金均能获得 1 100 MPa 以上的超高强度,因此也被称为超高强钛合金。超高强钛合金通常含有大量的  $\beta$  稳定元素。这类钛合金在  $\beta$  转变点附近进行高温固溶后,经过迅速冷却,可以获得亚稳定的  $\beta$  基体。随后,通过对  $\alpha+\beta$  相区进行较低温度的时效处理, $\beta$  基体中会析出大量细小弥散的次生  $\alpha$  相 ( $\alpha_s$ ), 从而产生强烈的析出强化效果<sup>[3]</sup>, 对外表现为具有超高强度。此外,超高强钛合金中高含量的  $\beta$  稳定元素降低了其  $\beta$  相变点温度,使其具有高淬透性和较低的锻造流变应力<sup>[2]</sup>。

超高强钛合金飞行器构件在服役过程中往往需要承受变化的载荷,如起落架在降落时的冲击,直升机桨毂的高速旋转以及机翼在气流中的振动等,又因为构件的孔、螺纹和凹槽处的几何形状不连续,焊接接头存在不均匀组织等因素<sup>[4]</sup>, 在这些位置处易产生应力集中,发生疲劳断裂,且其断裂过程无明显征兆,危害极大。据统计,航空航天领域中大部分部件的失效都是由疲劳破坏引起的<sup>[5]</sup>。显然,材料的疲劳失效严重威胁着飞行器构件的可靠性,因此材料的疲劳性能是设计选材时的重要考量。此外,有研究表明<sup>[6-7]</sup>,材料强度的提高并不一定使疲劳性能得到同步提升,如“北极星”导弹在采用超高强度钢

设计后,反而在压力测试中破裂<sup>[8]</sup>。可见,若高强度材料的疲劳性能限制了其许用应力,那么高强度便失去意义,这一点对于超高强钛合金的选用尤为重要。如图 1 所示,近年来关于用 Ti-1023 合金制造的直升机桨毂的疲劳失效报道也表明,目前对超高强钛合金疲劳行为的认识尚不充分<sup>[9-10]</sup>,而航空航天工业的日益发展正不断对该类合金的疲劳性能提出更高的要求,因此有必要针对其疲劳行为开展进一步的研究工作。

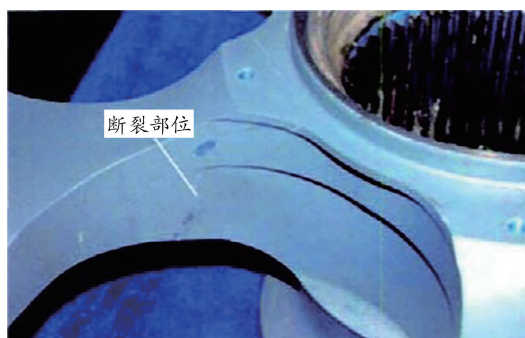


图 1 Ti-1023 直升机桨毂中央件失效案例<sup>[9]</sup>

Fig. 1 Failure case of central component of Ti-1023 helicopter hub<sup>[9]</sup>

本研究对超高强钛合金疲劳失效的两个主要阶段(疲劳裂纹萌生阶段和扩展阶段),分别从失效机制和组织调控的角度对相关研究进展进行总结回顾,并介绍超高强钛合金中疲劳寿命强化手段的研究进展,为超高强钛合金疲劳行为的研究提供新的思路。

## 1 超高强钛合金的疲劳裂纹萌生行为

### 1.1 疲劳裂纹的萌生机制

一般来说,在金属材料循环加载过程中,其内部某些应力集中的位置会产生滑移带,但不会大范围扩展至其他区域,因此呈现出局部应变的特征。在钛合金中,疲劳加载过程中的局部位错滑移一般起始于密排六方结构的  $\alpha$  相<sup>[11-14]</sup>。在  $\alpha$  相中共有 4 种滑移系:基面滑移系 ( $0001$ ) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 、柱面滑移系 ( $10\bar{1}0$ ) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 、一次锥面滑移系 ( $10\bar{1}1$ ) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  和二次锥面滑移系 ( $11\bar{2}2$ ) $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ , 其中基面滑移系和柱面滑移系

通常具有较小的临界分切应力,易于开动<sup>[15]</sup>。并且,绝大多数情况下,柱面滑移的临界分切应力最小<sup>[16]</sup>,是 $\alpha$ 相的主要变形机制<sup>[17-18]</sup>。前期关于 Ti-55531 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr) 和 Ti-5553 合金疲劳行为的研究表明, $\alpha$ 相中的柱面滑移导致了裂纹萌生<sup>[19-20]</sup>。Liu 等<sup>[21]</sup>发现,在 TC17 高强钛合金 (Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr) 中,柱面滑移在裂纹萌生过程中优先开动。而 Wu 等<sup>[22]</sup>则报道了 Ti-7333 合金 (Ti-7Mo-3Cr-3Nb-3Al) 中裂纹近基面萌生的现象。可以看出,超高强钛合金的裂纹萌生一般与 $\alpha$ 相中的柱面滑移系 ( $10\bar{1}0$ )  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  或基面滑移系 ( $0001$ )  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  的开动有关。值得注意的是,在 $\alpha+\beta$ 型和近 $\alpha$ 型钛合金中,疲劳裂纹的萌生往往与基面滑移相关<sup>[23]</sup>。Luquiau 等<sup>[18]</sup>发现,在 Ti-6Al-4V 合金疲劳加载的过程中,虽然柱面滑移系开动的数量更多,但最终发展为裂纹的多为基面滑移系,这可能与基面在切应力和正应力共同作用下的解理有关,该机制主要发现于 $\alpha+\beta$ 型和近 $\alpha$ 型钛合金中。但目前尚未有关于超高强钛合金裂纹萌生过程中不同滑移系竞争关系的系统研究。

超高强钛合金中疲劳裂纹的萌生位置对微观组织结构非常敏感,尤其是对 $\alpha$ 相的体积分数、形貌和分布敏感。对于固溶温度在 $\beta$ 相变点以下、含有一定量初生 $\alpha$ 相( $\alpha_p$ )的钛合金组织而言, $\alpha_p$ 相通常是尺寸最大的 $\alpha$ 相,其位错滑移平均自由程长,是滑移系优先开动的位错。有研究表明,在变形过程中,Ti-55531 合金中 $\alpha_p$ 的伸长率远高于试样整体的,即比其他区域承担了更大的应变<sup>[20, 24]</sup>。如图 2 所示,该合金裂纹萌生的位置在 $\alpha_p$ 组织断裂后形成的刻面上,其法线方向与加载方向约呈 $45^\circ$ ,接近最大切应力方向。针对 TC17 钛合金超高周疲劳行为的研究也表明, $\alpha_p$ 区域是典型的应力集中位置。如图 3 所示,在该合金经过疲劳加载后的 KAM 图中,可以看到应变集中在 $\alpha_p$ 晶粒内一平面位置<sup>[21]</sup>。此外,在 Ti-7333 和 Ti-1023 合金中也有沿 $\alpha_p$ 的滑移面开裂形成刻面的研究报道<sup>[22, 25]</sup>。这说明在含有 $\alpha_p$ 相的超高强钛合金中,疲劳裂纹最可能萌生于具有易滑移取向的 $\alpha_p$ 晶粒处。在疲劳加载过程中, $\alpha_p$ 晶粒内发生平面滑移,导致滑移面

处应力集中,最终发生断裂形成刻面。这种裂纹萌生方式在亚稳 $\beta$ 型及 $\alpha+\beta$ 型钛合金中均较为常见<sup>[21, 26-28]</sup>。需要注意的是,有时 $\alpha_p$ 晶粒的取向并不完全处于最大切应力方向,适当的正应力分量也会促使发生断裂形成刻面<sup>[29]</sup>。切应力分量和正应力分量在钛合金疲劳裂纹萌生中的作用仍需进一步研究<sup>[13, 26]</sup>。此外,除 $\alpha_p$ 组织断裂形成刻面外,微孔聚合和 $\alpha/\beta$ 界面开裂也是超高强钛合金中可能出现的裂纹萌生方式<sup>[20, 30]</sup>。

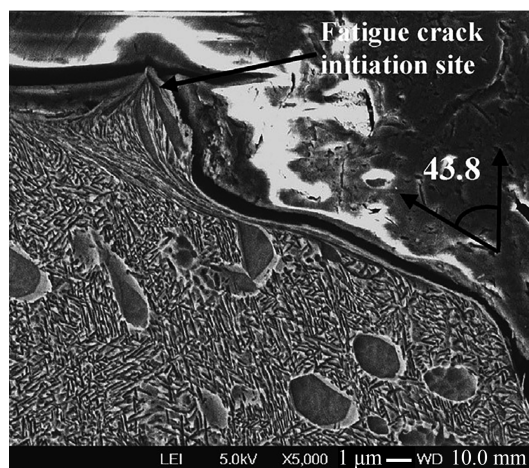


图 2 Ti-5551 合金中的裂纹萌生位置<sup>[20]</sup>

Fig. 2 Location of crack intitation in Ti-5551 allay<sup>[20]</sup>

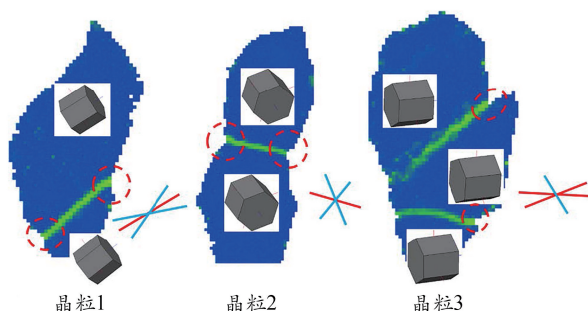


图 3 经超高周疲劳加载后 TC17 钛合金中 $\alpha_p$ 的 KAM 图<sup>[21]</sup>

Fig. 3 KAM diagram of  $\alpha_p$  in TC17 titanium alloy after ultra-high cycle fatigue loading<sup>[21]</sup>

在超高强钛合金中,随着 $\alpha_p$ 体积分数和尺寸的减小,其在疲劳裂纹萌生中的作用逐渐减弱。为了获得更高强度,通常需要减少 $\alpha_p$ 的析出并增加 $\alpha_s$ 的析出。在此情况下,由于 $\alpha_p$ 体积分数较小,且被 $\beta$ 转变组织分隔,无法发生交互作用,裂纹萌生机制会因此出现相应的转变<sup>[31]</sup>。如图 4 所示, $\beta$ -CEZ 合金 (Ti-5Al-2Sn-4Zr-4Mo-2Cr-1Fe) 在经过 $\alpha+\beta$ 相区的固溶处理后,



即使其组织中仍含有一定量的  $\alpha_p$ , 也会出现裂纹萌生于  $\beta$  转变组织中的现象<sup>[32]</sup>。另外, 由于超高强钛合金中含有大量的  $\beta$  稳定元素, 固溶强化作用会使得  $\beta$  相的本征强度高于  $\alpha$  相的<sup>[33]</sup>, 因此即使不含  $\alpha_p$ ,  $\alpha$  相 (如  $\alpha_s$ ) 仍属于组织中的易开裂位置。透射电子显微镜观察结果也显示, 在  $\beta$  转变组织的变形过程中,  $\alpha_s$  中的位错密度显著增加, 而  $\beta$  相中位错密度变化却不明显, 即  $\alpha$  相优先发生微区塑性变形<sup>[24]</sup>。在全片层组织的 Ti-55531 合金中, 微裂纹和微孔洞也主要在  $\alpha$  相一侧产生<sup>[34]</sup>。此外,  $\alpha$  片层易于形成具有相同取向的集束, 而拥有共同滑移面的  $\alpha$  集束在裂纹萌生时可以形成一个刻面<sup>[35]</sup>, 这意味着位错能够穿过  $\alpha$  集束。集束尺寸可以视为有效的位错自由程, 即位错滑移不会局限在单个  $\alpha_s$  中, 进而促进了裂纹的萌生。在具有网络组织的 Ti-55511 合金 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr) 中, 也有报道证明裂纹萌生于  $\alpha$  片层集束, 尤其是异常粗大的片层中<sup>[5, 36]</sup>。

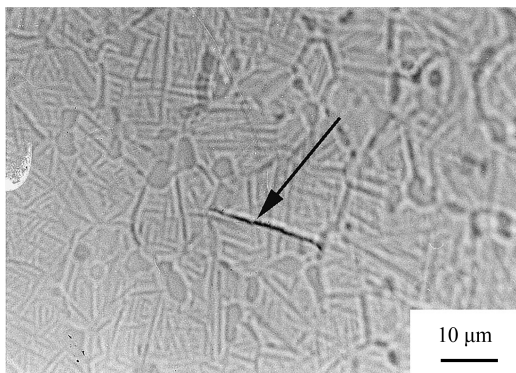


图 4  $\beta$ -CEZ 合金中的裂纹萌生位置<sup>[32]</sup>

Fig. 4 Crack initiation location in  $\beta$ -CEZ alloy<sup>[32]</sup>

除粗大的  $\alpha$  集束外, 粗大的晶界  $\alpha$  相 ( $\alpha_{GB}$ ) 也是常发生疲劳失效的脆弱位置。 $\alpha_{GB}$  及其附近的无析出区域是合金中易发生变形的区域<sup>[34, 37]</sup>, 其与  $\beta$  基体的强度差异会导致滑移的不均匀性, 使裂纹在亚表面萌生, 导致合金疲劳性能下降<sup>[38-39]</sup>。

值得注意的是, 在含有高数密度的细小弥散分布的  $\alpha_s$  的超高强钛合金中, 裂纹萌生受  $\alpha$  相的影响减弱, 转而更多受到  $\beta$  晶粒的影响。有研究发现, 在具有全  $\beta$  转变组织的 Ti-22V-4Al 合金中, 裂纹萌生刻面的尺寸与  $\beta$  晶粒尺寸接近,

远大于  $\alpha_s$  的<sup>[40]</sup>, 如图 5 所示。Wu 等<sup>[41]</sup> 也关注了  $\beta$  晶粒取向对裂纹萌生刻面的影响, 发现刻面易在  $\beta$  相的 (110) 晶面上产生。

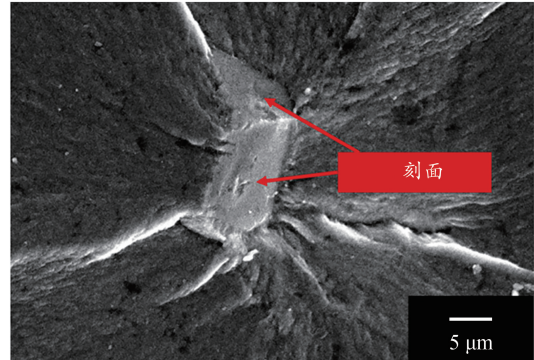


图 5 Ti-22V-4Al 合金裂纹萌生处的刻面<sup>[40]</sup>

Fig. 5 Facet at the crack initiation site in Ti-22V-4Al alloy<sup>[40]</sup>

综上所述, 无论是  $\alpha_p$ 、粗大  $\alpha$  片层集束还是  $\alpha_{GB}$ , 超高强钛合金的裂纹萌生位置往往与组织中尺寸最大的  $\alpha$  相有关。一方面,  $\alpha$  相中的滑移系易于开动; 另一方面, 尺寸更大的  $\alpha$  相可以提供更长的有效滑移距离, 从而促进裂纹的萌生。裂纹萌生的过程可以理解为基面或柱面滑移系在具有易滑移取向的粗大  $\alpha$  相中开动, 随后发生平面滑移, 导致应变在滑移面中不断积累, 最终在外力和位错塞积的共同作用下, 滑移面发生断裂形成刻面, 或在界面位置形成微孔洞进而导致开裂。在  $\alpha+\beta$  型和近  $\alpha$  型钛合金中也有相似的裂纹萌生机理, 区别主要在于超高强钛合金并未表现出明显的基面滑移倾向。此外, 由于超高强钛合金主要通过析出细小弥散分布的  $\alpha_s$  进行强化, 因此在这种类型的组织中, 裂纹萌生更多地受到  $\beta$  晶粒的影响。

亚表面裂纹萌生现象是超高强钛合金中另一个值得关注的疲劳裂纹萌生特征。这种现象在其他种类的钛合金中也普遍存在。一般来说, 由于材料表面难以避免地存在一定程度的高低起伏 (粗糙度不为 0), 材料表面容易产生应力集中, 加之表面处于平面应变状态, 位错滑移的阻碍更小, 因此疲劳裂纹倾向于在材料表面萌生<sup>[5, 42]</sup>。而萌生于材料亚表面或内部的裂纹一般是由材料内部存在的特殊组织或裂纹引起的。但在关于超高强钛合金亚表面裂纹萌生现象的



研究中,初始组织的表征结果均显示未存在明显的特殊组织或裂纹<sup>[5, 25, 43-44]</sup>。Chandran 等<sup>[45]</sup>将 Ti-1023 合金中的  $\alpha_p$  团簇视为引发裂纹萌生的内部特殊组织,并认为  $\alpha_p$  团簇在材料的表面和内部区域内的分布符合泊松分布,相应的蒙特卡洛模拟结果很好地说明了疲劳试验中材料表面和亚表面裂纹萌生现象。此后 Jha 等<sup>[46]</sup>又统计了 Ti-6246 合金(Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo)中疲劳裂纹萌生处的组织特征,认为在某些小概率随机出现的异质结构中,结构的不均匀程度越高,裂纹越容易萌生。结合超高强钛合金中裂纹萌生位置的特征可知,若多个异常粗大且具有易滑移取向的  $\alpha_p$  或  $\alpha$  片层聚集在一起,那么其很容易成为裂纹萌生位置,即使材料的组织均匀,这种异质结构也可能以较小概率出现材料的组织均匀,难以完全消除。同样基于统计结果,Shi 等<sup>[5]</sup>对 Ti-55511 合金的亚表面裂纹萌生机制提出了一种解释,认为近表面区域只占试样体积的一小部分,因此在试样内部出现更粗大  $\alpha$  相的可能性更高,进而导致亚表面裂纹萌生的可能性更高,但该观点还需进一步的验证。

超高强钛合金的疲劳裂纹萌生还对加工过程中产生的缺陷十分敏感。铸造钛合金过程中产生的气孔、缩松、缩孔和夹杂物<sup>[47]</sup>,以及增材制造钛合金中存在的气孔、未熔合区域和粗大柱状晶<sup>[48]</sup>,都是容易产生应力集中和疲劳裂纹萌生的位置。其中增材制造钛合金的抗拉强度虽然已经与锻件的相近,但由于生产过程中的固有缺陷使其疲劳强度不足,导致其应用推广受到了很大的阻碍<sup>[49-50]</sup>。对于锻造钛合金而言,其结构中一般不含有孔洞或夹杂物,但在锻造过程中产生的组织可能会一直遗传至材料热处理结束,而由取向相近的晶粒组成的微组织区域在循环载荷中更容易发生疲劳裂纹萌生以及裂纹聚合<sup>[51-52]</sup>。Chandran 等<sup>[45]</sup>发现 Ti-1023 合金中偶然出现的  $\alpha_p$  团簇往往会成为疲劳裂纹萌生位置,因此也将  $\alpha_p$  团簇视为缺陷。部分超高强钛合金中还用 Fe 元素作为  $\beta$  稳定元素,如 Ti-1023 合金、Ti-5553 合金和 Timetal-LCB 合金(Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al)等。由于 Fe 元素具有高扩散速率,当其含量较高时,合金易在熔炼过程中发生偏析形成  $\beta$  斑。在时效过程中,由于  $\beta$  斑内

$\alpha_s$  的析出被抑制,导致时效强化效果不足,因此  $\beta$  斑在循环加载中会最先发生变形。Zeng 等<sup>[53]</sup>指出  $\beta$  斑是应力、应变集中位置,会显著降低 Ti-1023 合金的低周疲劳性能。除上述合金的内部组织中的缺陷,超高强钛合金的表面状态对疲劳性能也有很大影响。例如, Ni 等<sup>[54]</sup>发现冲击凹坑和划伤会降低 TB6 钛合金(Ti-10V-2Fe-3Al)的高周疲劳性能。Chi 等<sup>[55]</sup>发现当表面缺陷大于临界尺寸时,疲劳裂纹会从 TC17 钛合金的表面缺陷处萌生,从而降低疲劳强度。

## 1.2 微观组织对裂纹萌生寿命的影响

超高强钛合金可以通过组织调控实现综合力学性能的匹配提升<sup>[56]</sup>,目前已有大量研究对通过不同工艺处理后具有不同组织的钛合金的疲劳性能进行探索。在高周疲劳条件下,疲劳寿命主要取决于裂纹萌生寿命<sup>[31, 57]</sup>。对于不同的组织类型,组织特征对裂纹萌生寿命影响的研究结果不尽相同。有研究表明,由于  $\alpha_p$  在裂纹萌生阶段可以承受更多循环周次,因此具有双态组织的 Ti-5553 合金相比于具有片层组织的呈现出更高的疲劳强度<sup>[43]</sup>。也有研究表明,在 TC21 钛合金中,片层组织的变形更协调,滑移不可逆性更低,因此该合金在片层组织状态下呈现出更高的疲劳强度<sup>[58]</sup>。Boyer 等<sup>[57]</sup>研究了 Ti-15-3 合金经过多种加工工艺和热处理制度处理后的微观组织和性能表现,发现其疲劳强度与微观组织没有直接联系,而是与抗拉强度呈相关关系。大量高强度近  $\beta$ 、亚稳  $\beta$  钛合金疲劳强度数据的统计结果显示,在不同的组织类型中,影响疲劳强度的微观组织也有所不同。总的来说,含有弥散分布的细小  $\alpha_s$  的组织类型同时具有最高的抗拉强度和疲劳强度,细化的  $\beta$  晶粒也可有效提高合金的疲劳强度<sup>[59]</sup>。此外,尺度更小的  $\alpha_{GB}$  也有助于提升高周疲劳性能<sup>[60]</sup>。这些研究结果均与细化组织以抵抗裂纹萌生的观点相吻合<sup>[61]</sup>。此外, Kocan 等<sup>[62]</sup>在关于 Timetal-LCB 合金的研究中发现,由于塑性和应变均匀程度的提高,提高时效温度和延长时效时间也能够提高合金的疲劳强度。一般来说,提高时效温度和延长时效时间会导致  $\alpha_s$  的粗化,使得强度下降、塑性升高。虽然粗化的  $\alpha_s$  会增加位错自由程,使滑移更易开动,但粗化后塑性的提高也能使合金在裂纹萌生

阶段承受更多的加载循环周次。

综上可知,超高强钛合金的疲劳裂纹萌生寿命对组织类型非常敏感,多种微观组织特征均能对疲劳强度产生影响,因此很难建立组织类型与疲劳强度之间规律的对应关系。但在一般情况下, $\alpha$  相的晶粒细化能够有效提高超高强钛合金的疲劳强度。最大的  $\alpha$  相尺寸在裂纹萌生阶段的位错滑移自由程长,表明  $\alpha$  相的晶粒尺寸可能是衡量微观组织抵抗裂纹萌生能力的决定性参数之一。但只依据  $\alpha$  相的晶粒尺寸来衡量组织抵抗裂纹萌生能力是不充分的,还需要结合其他参数进行更准确的评价。

超高强钛合金的强化也依赖于大量细化的  $\alpha_s$  晶粒,呈弥散分布的细小  $\alpha_s$  晶粒能同时提高钛合金的抗拉强度和疲劳强度。在高强度情况下,抗拉强度和疲劳强度一般保持正相关关系。例如,在抗拉强度高达 1 650 MPa 时,Ti-55511 合金的疲劳强度比抗拉强度较低的同类型合金的更高<sup>[30]</sup>。这与普通钢铁材料的情况有所不同,因为普通钢铁材料内部往往含有硬质夹杂物,所以在抗拉强度达到一定数值后,疲劳强度会随抗拉强度的提高而下降<sup>[7]</sup>。不过需要注意的是,强度越高,材料对缺口越敏感<sup>[63]</sup>。虽然超高强钛合金的疲劳性能随着强度的升高,依然可以保持较高水平,但由于其塑性下降,组织难以协调变形以缓解应力集中,因此会呈现很高的缺口敏感性。例如,Drechsler 等<sup>[64]</sup>的研究表明,Ti-1023 合金缺口敏感度接近于 1。

## 2 超高强钛合金的疲劳裂纹扩展行为

### 2.1 疲劳裂纹扩展机制

疲劳裂纹扩展可以分为两个阶段。在第一个阶段,裂纹所受应力较小,裂纹尖端塑性区局限在几个晶粒内,只在最大切应力方向附近有滑移系开动,导致裂纹倾斜扩展,形貌特征为解理刻面。在钛合金中,裂纹源一般保持着同裂纹萌生位置相似的刻面形貌,在较远的位置才出现疲劳条纹形貌<sup>[65]</sup>。一些研究也表明,裂纹可能从多个刻面萌生,即在裂纹源处可以观察到由多个刻面形成的团簇,如图 6 所示<sup>[13, 44]</sup>。在超高强钛合金试样剖面轮廓中也显示出裂纹在裂纹源区

倾斜扩展的特征<sup>[43, 66]</sup>,这说明裂纹的初期扩展受到了切应力的控制,倾向于沿滑移面扩展。此外,由于裂纹尖端塑性区范围小,而裂纹在扩展初期对微观组织十分敏感,因此裂纹扩展常受到晶界、晶粒取向差异等因素的影响<sup>[67-68]</sup>。

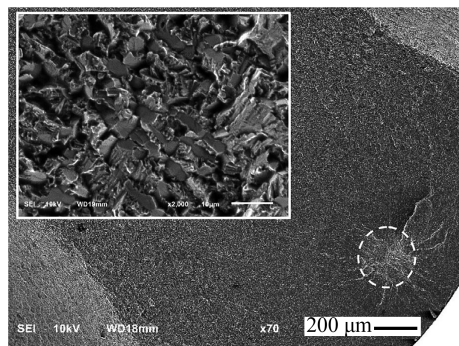


图 6 TC17 钛合金裂纹扩展初期的倾斜刻面团簇<sup>[44]</sup>

Fig. 6 Titled faceted clusters in the early stages of crack propagation in TC17 titanium alloy<sup>[44]</sup>

在第二阶段,裂纹尖端塑性区扩大,裂纹两侧滑移系对称开动,裂纹沿水平方向扩展。随裂纹长度的不断增加,裂纹逐渐转变为失稳扩展模式,呈现出与静态加载断裂接近的断口形貌,一般为韧窝形貌特征<sup>[41]</sup>。疲劳条纹的出现是这一阶段的典型特征<sup>[69-70]</sup>。如图 7 所示,在超高强钛合金中,疲劳条纹往往出现在  $\alpha_p$  或粗大  $\alpha$  相处。 $\alpha_p$  取向的差异还会引起疲劳条纹方向的变化<sup>[36, 71]</sup>,这是由于  $\alpha_p$  本征强度低且为单相组织,更容易发生塑性变形,因此疲劳条纹更加清晰。同时,条纹间距的测量结果表明, $\alpha_p$  中裂纹扩展的速率高于  $\beta$  转变基体的<sup>[15]</sup>。还有研究发现,在裂纹扩展初期,疲劳条纹一般在软取向的  $\alpha$  晶粒中形成,并且裂纹扩展速率远小于解理模式扩展的硬取向  $\alpha$  晶粒的<sup>[72]</sup>。

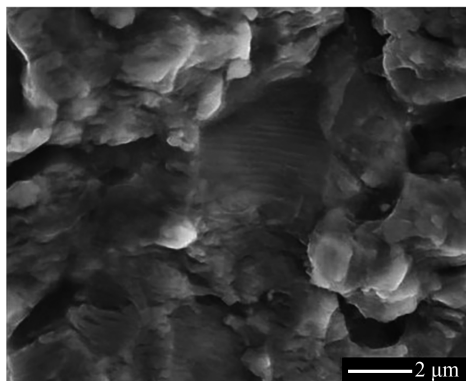


图 7 Ti-55511 合金中  $\alpha_p$  上的疲劳条纹<sup>[36]</sup>

Fig. 7 Fatigue streaks on  $\alpha_p$  in Ti-55511 alloy<sup>[36]</sup>



在粗大片层 $\alpha$ 组织中,由于裂纹倾向于沿 $\alpha/\beta$ 界面或在 $\alpha$ 集束内扩展,因此容易出现裂纹扩展路径的偏折。并且,晶粒尺寸越大,片层 $\alpha$ 的取向越一致,裂纹扩展路径的偏折程度便越大,断口形貌也越粗糙<sup>[34, 73-74]</sup>,这一特征也使得片层组织中容易产生更多的二次裂纹<sup>[15]</sup>。需要注意的是,其他因素也可能导致裂纹扩展路径的偏折。例如,在 $\beta$ -C合金(Ti-8V-6Cr-4Mo-

4Zr-3Al)中, $\beta$ 退火组织中的裂纹扩展路径比在时效组织中的更曲折,如图8所示<sup>[38]</sup>。Jha等<sup>[75]</sup>和Duerig等<sup>[76]</sup>研究了 $\alpha$ 时效处理和 $\omega$ 时效处理对Ti-1023合金裂纹扩展的影响,发现 $\omega$ 时效处理也可以引起裂纹扩展路径的偏折,这是因为 $\omega$ 相易被切割,导致平面滑移,使得裂纹在扩展至不同 $\beta$ 晶粒时出现偏折。因此,相比于经 $\alpha$ 时效处理的裂纹面, $\omega$ 时效处理后的更加粗糙。

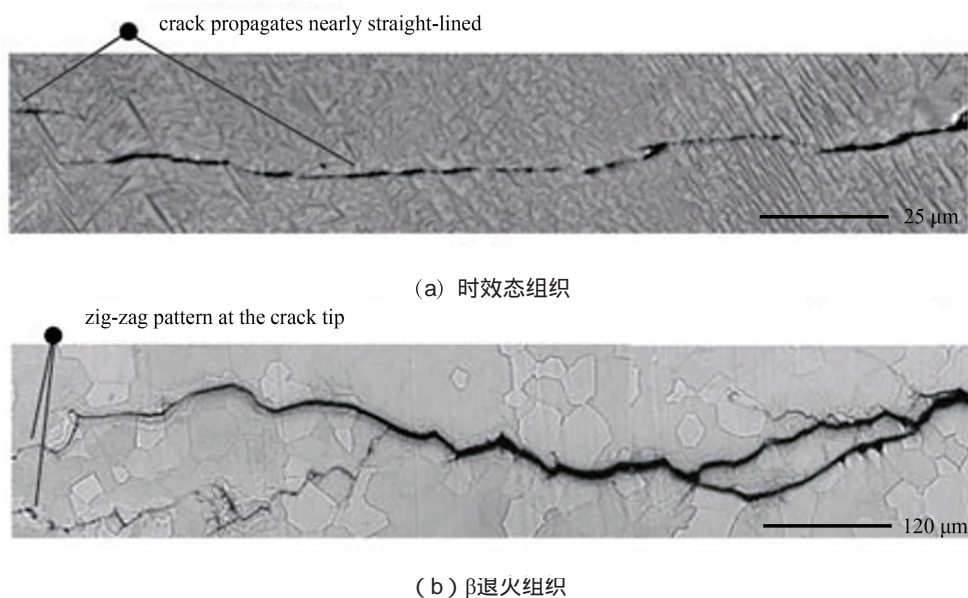


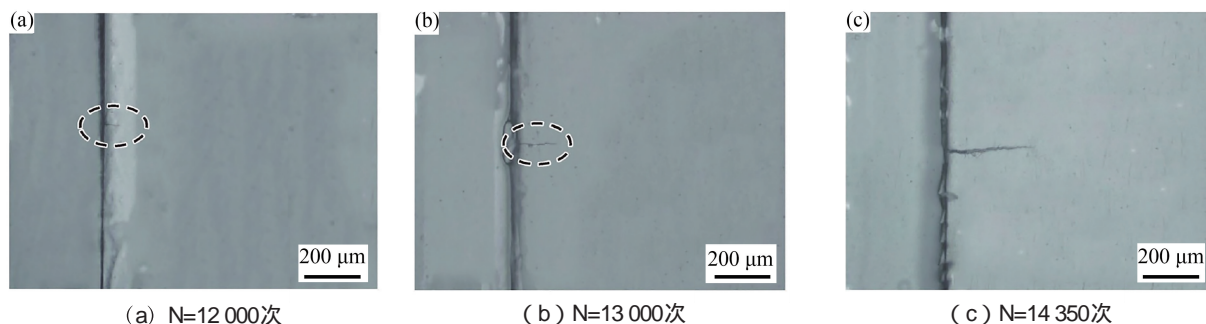
图8  $\beta$ -C合金中的裂纹扩展路径<sup>[38]</sup>

Fig. 8 Crack extension paths in  $\beta$ -C alloy<sup>[38]</sup>

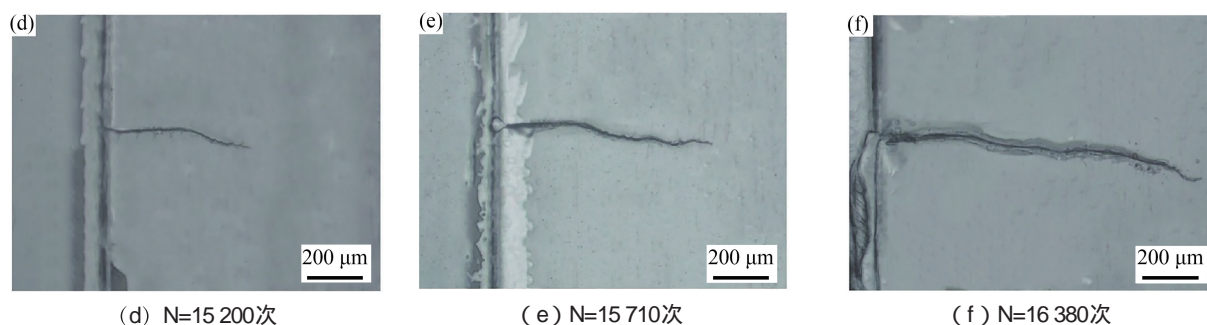
## 2.2 微观组织对裂纹扩展速率的影响

微观组织对裂纹初期的扩展速率有显著影响,另外当裂纹尺寸与异质结构或裂纹尖端的塑性区尺寸相当时,可能会导致裂纹扩展速率异常,此时裂纹的扩展速率往往与裂纹扩展速率试验的结果不一致。例如,即使在应力强度因子 $\Delta K$ 低于裂纹扩展门槛值 $\Delta K_{th}$ 时,裂纹仍然能扩展,或出现裂纹扩展速率异常高或停滞现象。此外,扩展速率曲线也往往会因微观组织的变化而

发生波动<sup>[77]</sup>。这种现象通常被称为小裂纹效应。一些研究表明,在超高强钛合金中,晶界会对小裂纹效应产生影响。如图9所示,TB6钛合金的小裂纹会受到晶界的阻碍,并以“Z”字型扩展<sup>[68]</sup>。Xue等<sup>[78]</sup>通过同步辐射X射线断层扫描成像技术原位观察了亚稳 $\beta$ 型钛合金Ti-22V-4Al中的小裂纹萌生行为,同样发现晶界对小裂纹具有阻碍作用,并且小裂纹在晶内的扩展速率要高于长裂纹在均匀组织中的扩展速率。





图 9 TB6 钛合金疲劳小裂纹的扩展过程<sup>[68]</sup>Fig. 9 Expansion process of small fatigue cracks in TB6 titanium alloy<sup>[68]</sup>

长裂纹尖端的塑性区较大,在微观组织特征尺寸远小于塑性区尺寸时,裂纹的扩展主要受微观组织整体的影响,而钛合金中粗大的片层组织可以引起裂纹的偏折,这不仅能延长裂纹的扩展路径,增加裂纹扩展的能量消耗,还能使裂纹由 I 型裂纹转为 I、II 型混合裂纹,降低裂纹尖端的有效应力强度因子<sup>[15]</sup>。此外,裂纹偏折还会导致断裂面粗糙度增加,诱发裂纹闭合效应<sup>[75-76]</sup>。Schmidt 等<sup>[38]</sup>对比了具有双重时效组织和  $\beta$  退火组织的  $\beta$ -C 合金的裂纹扩展行为,结果显示该合金在双重时效组织状态下,裂纹扩展呈现平直的穿晶断裂特征;在  $\beta$  退火组织状态下出现晶间开裂现象,裂纹路径曲折并产生分支,因而裂纹扩展门槛值更高。Huang 等<sup>[43]</sup>在 Ti-55531 合金中观察到了类似的现象,发现该合金在片层组织状态下的裂纹扩展路径比在双态组织状态下的更加曲折,呈现出更强的抗裂纹扩展能力。片层组织的这一特征也出现在损伤容限型钛合金中。该类合金的损伤容限性能一般可以通过利用  $\beta$  退火工艺产生片层组织或降低间隙型元素含量获得。对于用损伤容限型钛合金制造的部件,即使部件存在初始裂纹,也会因其高韧性使裂纹在被探测到之前不会扩展至临界尺寸<sup>[79]</sup>。因此,引入片层组织是超高强钛合金进行损伤容限设计的一种重要手段。例如,有研究表明,Ti-1023 合金经  $\beta$  锻形成片层组织、粗大晶粒和  $\alpha_{GB}$  后,牺牲了一定塑性但提高了韧性,进而实现损伤容限设计<sup>[80]</sup>。考虑到更可靠的损伤容限设计,在波音 787 飞机的起落架上使用的是  $\beta$  退火处理的 Ti-5553 合金<sup>[81]</sup>。在低周

疲劳或材料存在缺口等情况中,因裂纹萌生速率可能非常迅速,裂纹的扩展速率将会对疲劳寿命产生显著的影响。有研究显示,当试样的疲劳总寿命约为  $10^4$  周次时,裂纹萌生寿命小于  $10^3$  周次,即裂纹扩展寿命占据了大部分的疲劳寿命,这表明低周疲劳寿命主要受到裂纹扩展过程影响<sup>[57, 67]</sup>。目前,损伤容限设计的采用已经大大减小了低周疲劳失效的概率<sup>[42]</sup>。值得注意的是,有报道称在 TC17 钛合金中,具有高韧性的微观组织并没有显著提高裂纹扩展寿命,其意义主要在于增加临界裂纹长度,从而提高了失效前及时检测出裂纹的概率,而不是延长疲劳寿命<sup>[15]</sup>。

综上,裂纹长度不同,或者说裂纹尖端的塑性区尺寸不同,对超高强钛合金裂纹扩展行为产生影响的微观组织特征也有所不同,只有与塑性区尺寸相当的微观组织才会对裂纹扩展产生明显的影响。材料抵抗裂纹扩展的能力一方面来自本征韧性(由材料自身的强塑性决定),另一方面来自非本征韧性(由裂纹扩展路径的曲折程度决定)。在小裂纹阶段,裂纹长度有限,抵抗裂纹扩展的能力主要来源于小尺度微观组织,如  $\alpha/\beta$  界面或  $\beta$  转变组织的本征韧性;长裂纹尖端的塑性区大,其本征韧性主要取决于材料的宏观力学性能,其中具有良好强塑性匹配的组织会呈现较高的本征韧性,而非本征韧性大多依靠片层组织获得。超高强钛合金片层组织的非本征韧性对抵抗裂纹扩展的作用非常明显。例如,在  $\beta$ -C 合金中,经双重时效后组织对应的  $\Delta K_{th}$  仅略高于直接时效后的,而经过  $\beta$  退火处理后组织对应的  $\Delta K_{th}$  大幅高于前两者的<sup>[38]</sup>。

### 3 表面强化处理研究现状

表面强化是提升钛合金疲劳性能的常见手段,通过表面强化处理可以有效延长钛合金表面裂纹萌生的寿命。常见的表面强化工艺包括机械喷丸、激光冲击、超声滚压、挤压、滚压、离子注入、滚磨光整加工等,其作用机理大多是在材料表面一定深度处引入残余压应力,以抵消一部分疲劳加载时的拉应力<sup>[82]</sup>。此外,引入的压应力还可以提高裂纹闭合程度,从而降低裂纹扩展速率<sup>[83]</sup>。

目前,探究各种表面强化处理的工艺参数对强化效果的影响是超高强钛合金疲劳强化研究的主要方向。如尹小乐通过正交试验分析了超声滚压工艺的静压力、振动幅度、主轴转速及进给速度对强化效果的影响,并给出了最优处理方案<sup>[84]</sup>。选用不合理的参数进行强化处理反而会损害钛合金的疲劳性能。例如,Kocan等<sup>[62]</sup>的研究表明,喷丸和滚压使 Timetal-LCB 合金内部产生了用于抵消残余压应力的拉应力,促进了疲劳裂纹的萌生,使裂纹源转移到了试样内部,导致经过这种表面强化处理的试样的疲劳性能明显低于表面进行电解抛光处理的。但 Drechsler等<sup>[64]</sup>对 Ti-1023 合金的研究表明,同样与经表面电解抛光处理的试样进行对比,喷丸和滚压处理后试样的疲劳性能均得到提高。需要注意的是,后者在疲劳试验中使用了缺口试样进行测试,有报道指出,喷丸能够降低 TB6 钛合金的缺口敏感性,这也说明在不同的试验条件下,相同的疲劳强化工艺能呈现出不同的效果<sup>[85]</sup>。引入残余压应力是表面强化处理的主要作用机制,通过检测残余应力状态也可分析不同工艺的强化作用。例如,徐松超等<sup>[86]</sup>研究了干、湿法喷丸在 TC17 高强钛合金中产生的残余应力状态,发现干法喷丸的最大残余应力更大、出现位置更深,而湿法喷丸试样得益于水的润滑和缓冲作用,其表面粗糙度低,疲劳强化效果更好。罗学昆等<sup>[87]</sup>检测了 TB6 钛合金激光冲击+喷丸复合强化的残余应力场,发现复合强化同时获得了喷丸和激光冲击的优势,即兼具前者的残余压应力大

和后者的残余压应力深的特点。超高强钛合金的疲劳强化手段还可以与热处理配合进行组织调控。例如,Berger等<sup>[88]</sup>发现, $\beta$ -21S 合金(Ti-15Mo-3Al-2.7Nb-0.2Si)在喷丸后会出现选择性时效现象,即时效过程中, $\alpha_s$ 会在喷丸表面附近选择性地快速析出,并且发现低 O 含量能够促进时效析出和残余应力的释放。

除在表面引入残余压应力的强化手段外,Zhang等<sup>[89]</sup>还报道了电磁冲击对  $\beta$ -21S 合金疲劳性能的改善作用,其作用机制为通过电磁冲击细化  $\alpha_{GB}$  组织、降低位错密度和晶内应力集中程度。

### 4 结论

本研究对超高强钛合金疲劳行为的相关研究,尤其是对疲劳裂纹萌生机制的研究进行了综述,并总结如下:

(1)等轴初生  $\alpha$  相、针状次生  $\alpha$  相或片层状次生  $\alpha$  相均可对疲劳裂纹萌生机制产生重要影响。

(2)当初生  $\alpha$  相的体积分数较高时,疲劳裂纹通常在初生  $\alpha$  相中萌生;当初生  $\alpha$  相的体积分数较低时,粗大的  $\alpha$  片层集束和晶界  $\alpha$  相也常成为裂纹萌生位置。

(3)当大量的细小针状次生  $\alpha$  相弥散分布于  $\beta$  基体时,裂纹萌生转而受  $\beta$  晶粒影响。

(4)在疲劳裂纹扩展过程中,裂纹扩展路径受微观组织的影响,并且只有与裂纹尖端塑性区尺寸相当的微观组织才会对裂纹扩展路径产生明显的影响。通常情况下,裂纹扩展路径越曲折则裂纹扩展寿命越长。

(5)通过合理的表面强化工艺处理一般可以有效提升超高强钛合金的疲劳性能,其作用机理通常是在表面层引入压应力,以抵消一部分疲劳加载时的拉应力;或提高裂纹闭合程度,从而降低裂纹扩展速率。但不合理的表面强化工艺则会恶化疲劳性能。

目前关于超高强钛合金裂纹萌生行为的研究大多仍局限在现象描述上,缺少对其主导微观机制和多种机制竞争关系的深入讨论,对于亚表

面裂纹萌生等特殊现象,也尚未出现可以被广泛接受的解释。此外,由于超高强钛合金中  $\alpha_p$  体积分数较小以及  $\alpha_s$  相细小且均匀弥散分布,因此需要研究  $\beta$  相以及  $\alpha/\beta$  界面的位错传递在裂纹萌生中的作用。在探究工艺和组织对超高强钛合金疲劳性能影响的工作中,应从微观机制的角度寻找起本质作用的微观因素,并关注微观组织和疲劳性能之间定量关系的建立,以便准确预测超高强钛合金的疲劳行为。

#### 参考文献:

- [1] KOLLI R P, DEVARAJ A. A review of metastable beta titanium alloys[J]. *Metals*, 2018, 8(7): 506.
- [2] COTTON J D, BRIGGS R D, BOYER R R, et al. State of the art in beta titanium alloys for airframe applications[J]. *JOM*, 2015, 67(6): 1281-1303.
- [3] 张崇乐,包翔云,张金钰,等. 亚稳态  $\beta$  钛合金的成分设计、变形机制与力学性能研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2021, 50(2): 717-724.
- [4] 张新全,李金山,陶曼飞,等. 新型高强亚稳  $\beta$  钛合金电子束焊接接头组织与力学性能[J]. *铸造技术*, 2023, 44(5): 411-418.
- [5] SHI X H, ZENG W D, XUE S K, et al. The crack initiation behavior and the fatigue limit of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe titanium alloy with basket-weave microstructure [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 631: 340-349.
- [6] ZOU C L, PANG J C, QIU Y, et al. The high-cycle fatigue fracture mechanism and fatigue strength prediction of compacted graphite iron[J]. *International Journal of Fatigue*, 2022, 161: 106881.
- [7] PANG J C, LI S X, WANG Z G, et al. Relations between fatigue strength and other mechanical properties of metallic materials [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2014, 37(9): 958-976.
- [8] SCHÜTZ W. A history of fatigue[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1996, 54(2): 263-300.
- [9] 黄文俊,喻澌鉴,张晓英,等. 直升机旋翼钛合金桨毂中央件失效分析及制造技术[J]. *航空制造技术*, 2010, 53(20): 68-72.
- [10] 艾剑波,李满福,覃海鹰,等. 某型直升机 Ti1023 钛合金中央件提前疲劳破坏原因分析[J]. *直升机技术*, 2008(4): 33-36.
- [11] CHAN K S, LEE Y D. Effects of deformation-induced constraint on high-cycle fatigue in Ti alloys with a duplex microstructure[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39(7): 1665-1675.
- [12] ZHANG Z, HUANG C W, XU Z L, et al. Influence of Notch root radius on high cycle fatigue properties and fatigue crack initiation behavior of Ti-55531 alloy with a multilevel lamellar microstructure[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 6293-6311.
- [13] LI W, XING X X, GAO N, et al. Subsurface facets-induced crack nucleation behavior and microstructure based strength evaluation of titanium alloys in ultra long life regime[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 761: 138055.
- [14] TAN C S, LI X L, SUN Q Y, et al. Effect of  $\alpha$ -phase morphology on low-cycle fatigue behavior of TC21 alloy [J]. *International Journal of Fatigue*, 2015, 75: 1-9.
- [15] 张赛飞. TC17 钛合金三种典型组织的疲劳与断裂性能研究[D]. 西安:西北工业大学, 2017.
- [16] JONES I P, HUTCHINSON W B. Stress-state dependence of slip in Titanium-6Al-4V and other H.C. P. metals [J]. *Acta Metallurgica*, 1981, 29(6): 951-968.
- [17] BRIDIER F, VILLECHAISE P, MENDEZ J. Slip and fatigue crack formation processes in an  $\alpha/\beta$  titanium alloy in relation to crystallographic texture on different scales [J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(15): 3951-3962.
- [18] LUQUIAU D, FEAUGAS X, CLAVEL M. Cyclic softening of the Ti-10V-2Fe-3Al titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, 224(1-2): 146-156.
- [19] HUANG J, WANG Z R, XUE K M. Cyclic deformation response and micromechanisms of Ti alloy Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-0.5Fe[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(29-30): 8723-8732.
- [20] HUANG C W, ZHAO Y Q, XIN S W, et al. High cycle fatigue behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr titanium alloy with bimodal microstructure[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 695: 1966-1975.
- [21] LIU F L, PENG H T, LIU Y J, et al. Crack initiation mechanism of titanium alloy in very high cycle fatigue regime at 400 °C considering stress ratio effect[J]. *International Journal of Fatigue*, 2022, 163: 107012.
- [22] WU Z H, KOU H C, CHEN N N, et al. The effects of grain morphology and crystallographic orientation on fatigue crack initiation in a metastable  $\beta$  titanium alloy Ti-7333 [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 798: 140222.
- [23] LIU C H, XU X, SUN T Z, et al. Microstructural effects on fatigue crack initiation mechanisms in a near-alpha titanium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2023, 253: 118957.



- [24] HUANG C W, ZHAO Y Q, XIN S W, et al. Effect of microstructure on tensile properties of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 693: 582-591.
- [25] JHA S K, RAVI CHANDRAN K S. An unusual fatigue phenomenon: duality of the S-N fatigue curve in the  $\beta$ -titanium alloy Ti-10V-2Fe-3Al[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48(8): 1207-1212.
- [26] JHA S K, SZCZEPANSKI C J, GOLDEN P J, et al. Characterization of fatigue crack-initiation facets in relation to lifetime variability in Ti-6Al-4V[J]. *International Journal of Fatigue*, 2012, 42: 248-257.
- [27] LAVOGIEZ C, HÉMERY S, VILLECHAISE P. On the mechanism of fatigue and dwell-fatigue crack initiation in Ti-6Al-4V[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 183: 117-121.
- [28] 许亚利, 吴小文, 赖敏杰, 等. 钛合金变形织构及其影响研究进展[J]. *铸造技术*, 2022, 43(12): 1021-1031.
- [29] BANTOUNAS I, DYE D, LINDLEY T C. The role of microtexture on the faceted fracture morphology in Ti-6Al-4V subjected to high-cycle fatigue[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(11): 3908-3918.
- [30] NAYDENKIN E V, MISHIN I P, RATOCHKA I V, et al. Fatigue and fracture behavior of ultrafine-grained near  $\beta$  titanium alloy produced by radial shear rolling and subsequent aging[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 810: 140968.
- [31] HALL J A. Fatigue crack initiation in alpha-beta titanium alloys[J]. *International Journal of Fatigue*, 1997, 19(93): 23-37.
- [32] PETERS J O, LÜTJERING G. Comparison of the fatigue and fracture of  $\alpha+\beta$  and  $\beta$  titanium alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(11): 2805-2818.
- [33] 李强. 高强  $\beta$  钛合金热处理工艺优化及疲劳性能研究[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2018.
- [34] HUANG C W, ZHAO Y Q, XIN S W, et al. High cycle fatigue behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr titanium alloy with lamellar microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 682: 107-116.
- [35] RUPPEN J A, EYLLON D, MCEVILY A J. Sub-surface fatigue crack initiation of  $\beta$ -annealed Ti-6Al-4V[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1980, 11(6): 1072-1075.
- [36] WU G Q, SHI C L, SHA W, et al. Microstructure and high cycle fatigue fracture surface of a Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 575: 111-118.
- [37] LÜTJERING G, ALBRECHT J, SAUER C, et al. The influence of soft, precipitate-free zones at grain boundaries in Ti and Al alloys on their fatigue and fracture behavior[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 468-470: 201-209.
- [38] SCHMIDT P, EL-CHAIKH A, CHRIST H J. Effect of duplex aging on the initiation and propagation of fatigue cracks in the solute-rich metastable  $\beta$  titanium alloy Ti38-644[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(9): 2652-2667.
- [39] KOKUOZ B Y, RACK H J, KOSAKA Y. High-cycle fatigue crack initiation and growth in TIMETAL LCB[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, 14(6): 773-777.
- [40] XUE G G, NAKAMURA T, FUJIMURA N, et al. Initiation and propagation processes of internal fatigue cracks in  $\beta$  titanium alloy based on fractographic analysis[J]. *Applied Sciences*, 2020, 11(1): 131.
- [41] WU Z H, KOU H C, CHEN N N, et al. The effect of cubic-texture on fatigue cracking in a metastable  $\beta$  titanium alloy subjected to high-cycle fatigue[J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 141: 105872.
- [42] 石晓辉. 网篮组织 TC18 钛合金损伤容限性能及高周疲劳强度研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2016.
- [43] HUANG C W, ZHAO Y Q, XIN S W, et al. Effect of microstructure on high cycle fatigue behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr titanium alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 94: 30-40.
- [44] HUANG Z Y, LIU H Q, WANG H M, et al. Effect of stress ratio on VHCF behavior for a compressor blade titanium alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2016, 93: 232-237.
- [45] RAVI K S, JHA S K. Duality of the S-N fatigue curve caused by competing failure modes in a titanium alloy and the role of Poisson defect statistics[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(7): 1867-1881.
- [46] JHA S K, SZCZEPANSKI C J, JOHN R, et al. Deformation heterogeneities and their role in life-limiting fatigue failures in a two-phase titanium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2015, 82: 378-395.
- [47] COTTON J D, CLARK L P, PHELPS H R. Titanium investment casting defects: a metallographic overview[J]. *JOM*, 2006, 58(6): 13-16.
- [48] 任永明, 林鑫, 黄卫东. 增材制造 Ti-6Al-4V 合金组织及疲劳性能研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(10): 3160-3168.
- [49] LIU F L, HE C, CHEN Y, et al. Effects of defects on tensile and fatigue behaviors of selective laser melted titanium alloy in very high cycle regime[J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 140: 105795.

- [50] FATEMI A, MOLAEI R, SHARIFIMEHR S, et al. Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V including surface finish effect [J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 100: 347-366.
- [51] SZCZEPANSKI C J, JHA S K, LARSEN J M, et al. Microstructural influences on very-high-cycle fatigue-crack initiation in Ti-6246 [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39 (12): 2841-2851.
- [52] LE BIAVANT K, POMMIER S, PRIOUL C. Local texture and fatigue crack initiation in a Ti-6Al-4V titanium alloy [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2002, 25(6): 527-545.
- [53] ZENG W D, ZHOU Y G, YU H Q. Effect of beta flecks on low-cycle fatigue properties of Ti-10V-2Fe-3Al [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2000, 9(2): 222-227.
- [54] NI Y, ZHOU C W. Influence of Surface Defect on the High Cycle Fatigue behavior of TB6 Titanium Alloy [J]. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, 122 (10): 991-999.
- [55] CHI W Q, WANG W J, XU W, et al. Effects of defects on fatigue behavior of TC17 titanium alloy for compressor blades: crack initiation and modeling of fatigue strength [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2022, 259: 108136.
- [56] 李金山, 唐斌, 樊江昆, 等. 高强亚稳  $\beta$  钛合金变形机制及其组织调控方法 [J]. *金属学报*, 2021, 57(11): 1438-1454.
- [57] BOYER R R, RACK H J, VENKATESH V. The influence of thermomechanical processing on the smooth fatigue properties of Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 243 (1-2): 97-102.
- [58] TAN C S, SUN Q Y, ZHANG G J, et al. High-cycle fatigue of a titanium alloy: the role of microstructure in slip irreversibility and crack initiation [J]. *Journal of Materials Science*, 2020, 55(26): 12476-12487.
- [59] JHA S K, RAVICHANDRAN K S. High-cycle fatigue resistance in beta-titanium alloys [J]. *JOM*, 2000, 52(3): 30-35.
- [60] CAMPANELLI L C, DA SILVA P S C P, BOLFA-RINI C. High cycle fatigue and fracture behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr alloy with BASCA and double aging treatments [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 658: 203-209.
- [61] 乔生儒, 张程煜, 王泓. 材料的力学性能 [M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2015: 163-166.
- [62] KOCAN M, WAGNER L, RACK H J. Fatigue performance of metastable  $\beta$  titanium alloys: effects of microstructure and surface finish [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, 14 (6): 765-772.
- [63] CHAPETTI M. Static strengthening and fatigue blunt-notch sensitivity in low-carbon steels [J]. *International Journal of Fatigue*, 2001, 23 (3): 207-214.
- [64] DRECHSLER A, DÖRR T, WAGNER L. Mechanical surface treatments on Ti-10V-2Fe-3Al for improved fatigue resistance [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 243 (1-2): 217-220.
- [65] BANTOUNAS I, DYE D, LINDLEY T C. The effect of grain orientation on fracture morphology during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(12): 3584-3595.
- [66] XU Z L, HUANG C W, WAN M P, et al. Influence of microstructure on strain controlled low cycle fatigue crack initiation and propagation of Ti-55531 alloy [J]. *International Journal of Fatigue*, 2022, 156: 106678.
- [67] DEMULSANT X, MENDEZ J. Microstructural effects on small fatigue crack initiation and growth in ti6al4v alloys [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 1995, 18(12): 1483-1497.
- [68] 许良, 黄双君, 回丽, 等. TB6 钛合金疲劳小裂纹扩展行为 [J]. *材料工程*, 2019, 47(11): 171-177.
- [69] 刘新灵, 张峥, 陶春虎. 疲劳断口定量分析 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2010: 18-19, 24-29.
- [70] 钟群鹏, 赵子华. 断口学 [M]. 北京: 高等教育出版社, 2006: 252-258.
- [71] LI Z Y, LIU X L, WU G Q, et al. Fretting fatigue behavior of Ti-6Al-4V and Ti-10V-2Fe-3Al alloys [J]. *Metals and Materials International*, 2019, 25 (1): 64-70.
- [72] PILCHAK A L. Fatigue crack growth rates in alpha titanium: Faceted vs. striation growth [J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(5): 277-280.
- [73] WANG K, BAO R, JIANG B, et al. Effect of primary  $\alpha$  phase on the fatigue crack path of laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near  $\beta$  titanium alloy [J]. *International Journal of Fatigue*, 2018, 116: 535-542.
- [74] 吴帮炜. 显微组织对 TC4 钛合金断裂韧性与疲劳裂纹扩展速率的影响 [D]. 沈阳: 东北大学, 2018.
- [75] JHA S K, RAVICHANDRAN K S. Effect of mean stress (stress ratio) and aging on fatigue-crack growth in a metastable beta titanium alloy, Ti-10V-2Fe-3Al [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(3): 703-714.

- [76] DUERIG T W, ALLISON J E, WILLIAMS J C. Microstructural influences on fatigue crack propagation in Ti-10V-2Fe-3Al[J]. Metallurgical Transactions A, 1985, 16(5): 739-751.
- [77] BENEDETTI M, FONTANARI V, LÜTJERING G, et al. The effect of Notch plasticity on the behaviour of fatigue cracks emanating from edge-notches in high-strength  $\beta$ -titanium alloys[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75(2): 169-187.
- [78] XUE G G, NAKAMURA T, FUJIMURA N, et al. Initiation and propagation of small fatigue crack in beta titanium alloy observed through synchrotron radiation multiscale computed tomography [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2022, 263: 108308.
- [79] 郭萍. TC4-DT 钛合金损伤行为研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2015.
- [80] 王美姣, 孟祥军, 廖志谦, 等. Ti-1023 合金的研究现状[J]. 材料开发与应用, 2009, 24(5): 66-69.
- [81] BOYER R R, BRIGGS R D. The use of  $\beta$  titanium alloys in the aerospace industry[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14(6): 681-685.
- [82] 杨胜强, 李永刚, 李文辉. 航空钛合金抗疲劳表面改性技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2017, 60(13): 28-35.
- [83] 高玉魁. 喷丸对 Ti-10V-2Fe-3Al 钛合金拉拉疲劳性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(1): 60-63.
- [84] 尹小乐. 钛合金表面超声滚压强化工艺优化及其腐蚀、疲劳行为研究[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2021.
- [85] 罗学昆, 赵春玲, 查小晖, 等. 喷丸对 TB6 钛合金疲劳应力集中敏感性的影响[J]. 材料导报, 2021, 35(12): 12114-12118.
- [86] 徐松超, 盖鹏涛, 付雪松, 等. 干、湿喷丸强化对 TC17 钛合金喷丸强化层的影响[J]. 表面技术, 2021, 50(9): 91-98.
- [87] 罗学昆, 赵春玲, 查小辉, 等. 激光冲击、喷丸及其复合强化对 TB6 钛合金表面完整性及轴向疲劳性能的影响[J]. 科技导报, 2021, 39(9): 48-55.
- [88] BERGER M C, GREGORY J K. Residual stress relaxation in shot peened Timetal 21s [J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 263(2): 200-204.
- [89] ZHANG D H, SHI D P, WANG F, et al. Electromagnetic shocking induced fatigue improvement via tailoring the  $\alpha$ -grain boundary in metastable  $\beta$  titanium alloy bolts[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 966: 171536.

(上接第 65 页)

- [3] 董瑞峰, 李金山, 唐斌, 等. 航空紧固件用钛合金材料发展现状[J]. 航空制造技术, 2018, 61(4): 86-91.
- [4] 王健, 黄鑾杰, 金伟. 热处理对 TB9 合金力学性能及显微组织的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(S1): 129-133.
- [5] 李蒙, 凤伟中, 关蕾, 等. 航空航天紧固件用钛合金材料综述[J]. 有色金属材料与工程, 2018, 39(4): 49-53.
- [6] 尚庆慧, 郭金明, 王国栋, 等. 固溶和时效处理对 TB9 钛合金显微组织及力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2023, 52(14): 147-149.
- [7] 韩伟松, 朱宝辉, 李建锋, 等. 热处理对 Ti-38644 钛合金棒材组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(10): 185-190.
- [8] 王雪萌, 张思倩, 袁子尧, 等. 时效处理对 Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr 合金力学性能的影响[J]. 材料研究学报, 2017, 31(6): 409-414.
- [9] LI C M, HUANG L, ZHAO M J, et al. Hot deformation behavior and mechanism of a new metastable  $\beta$  titanium alloy Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al in single phase region[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 814: 141231.
- [10] 牟芑威, 吕书锋, 杜赵新. 固溶和时效温度对铸态 TC18 合金组织性能的影响[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(2): 61-66.
- [11] DONG E T, YU W, CAI Q W, et al. Effects of  $\beta$  grain - growth behaviors on lamellar structural evolution and mechanical properties of TC4-DT alloy [J]. Materials Research Express, 2020, 7(6): 066514.