

<https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20260143>

TA33 合金保载疲劳裂纹萌生的取向依赖性与微织构效应

王柏宁¹, 黄龙超¹, 赵敏³, 雷蕃¹, 曾卫东⁴, 王凯旋¹, 刘向宏^{1,2}

(1 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(2 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(3 陕西工业职业技术大学材料工程学院, 陕西 咸阳 712000)

(4 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072)

摘 要: 近 α 型 TA33 合金因具有优异的高温性能以及良好的室温疲劳强度, 已成功应用于先进航空发动机整体叶盘。然而, 准确理解微观尺度的疲劳裂纹萌生仍是工程领域一大挑战, 核心原因在于裂纹萌生过程对微观组织的固有敏感性。因此, 针对两种微织构区域 (MTR) 特征不同的 TA33 合金, 开展了疲劳寿命及保载疲劳敏感性的研究。研究表明, MTR 显著增加了保载疲劳敏感性并导致了更大的裂纹萌生面, 这与 MTR 内位错滑移及裂纹传递性密切相关。消除 MTR 后, no-MTR 合金萌生区被限制在 2~3 个晶粒范围内, 裂纹源区面积显著缩小。同时, 由于晶粒取向比较分散, 多位置形核使合金保载疲劳敏感性降低至 2.86。这些萌生特征均与 [0001] 取向域内的基面滑移密切相关, 不仅在低施密特因子 (SF) 的硬晶粒基面上开裂, 在高 SF 范围内同样存在萌生现象, 均表现出显著的“近基面”取向依赖性。

关键词: TA33 合金; 微织构; 保载疲劳; 裂纹萌生; 基面取向

中图法分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)xx-xxxx-xx

钛合金凭借低密度、优异的高温强度与比强度, 被广泛应用于航空发动机风扇盘、压气机盘和整体叶盘等转动部件^[1-4], 是航空发动机实现结构减重、提升推重比的关键材料。近年来, 为满足先进航空发动机与高马赫数航天飞行器高温承力构件的设计需求, TA33 合金成为极具应用潜力的候选材料。航空发动机完成起飞 - 巡航 - 降落的循环过程中, 压气机盘或整体叶盘常在较高应力水平下长时间承受恒定载荷, 该服役阶段即为“保载”阶段。在这个过程中, 受保载作用导致疲劳寿命大幅下降的现象称作保载效应^[5-6], 该效应会严重影响发动机钛合金转动的服役寿命, 导致盘件过早失效。据报道, 裂纹的萌生和扩展占疲劳总寿命的绝大部分^[7]。同时, 热加工过程中受原始 β 晶粒与变体选择的共同作用, 材料内部易生成取向统一的微织构区 (MTR)^[8-9]。MTR 的存在被认为是导致钛合金产生保载疲劳 (DF) 最重要的原因。与取向随机的无微织构区域 (no-MTR) 合金相比, MTR 特征加剧了裂纹的萌生和疲劳寿命的衰减程度。因此, 有必要深入分析 TA33 合金保载疲劳裂纹萌生特征, 厘清微织构对保载疲劳寿命的影响机制, 进一步揭示保载疲劳失效微观机理。

MTR 内部晶粒晶体取向高度统一, 易造成滑移变形局部集中, 大幅提升区域应变梯度与局部应力集中水平,

因此 MTR 是应变优先累积、疲劳裂纹提早萌生并快速扩展为破坏性裂纹的关键敏感区^[10]。区别于 no-MTR 组织, 受 α 相密排六方 (HCP) 晶体结构影响, MTR 在弹、塑性变形过程中表现出更强的力学各向异性。已有大量试验证实: 钛合金保载疲劳的特征小平面对称多优先萌生在 c 轴趋近载荷方向的 [0001] 基面取向晶粒中, 该类萌生晶粒易激活基面滑移。在解释小平面对称形成的机制中有几种代表性的理论模型来较好地阐释钛合金保载疲劳的失效机理。早期广泛接受的 DF 裂纹萌生模型涉及易滑移的软取向晶粒与难滑移的硬晶粒 (晶粒 c 轴平行于加载方向) 相邻的组合构型。由软取向引发的位错堆积在相邻界面导致硬晶粒产生显著的应力集中, 在剪切和拉伸应力下激活基面滑移并引发基面开裂^[11], 或者由软/硬晶粒在保载期间导致的应力再分配效应, 使硬晶粒局部应力水平上升, 沿基面形成小平面对称^[12]。近年来, 一些研究学者认为开裂是由晶粒内部强烈的滑移活动引起的, 因为经常观察到裂纹萌生晶粒具有中高基面 SF, 且形成的萌生小平面对称并不垂直于加载轴^[13]。综上, 保载疲劳裂纹萌生特征与微观机制仍存在争议, 尤其尚不明确 MTR 如何调控保载疲劳裂纹的萌生与扩展行为。

在这项工作中, 通过设计两种微织构特征的 TA33 合金, 研究了 TA33 合金保载疲劳裂纹萌生的取向依赖

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金重点项目 (项目号 52431001)

作者简介: 王柏宁, 男, 1996 年生, 博士, 工程师, 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018, E-mail: wbn0715@126.com

性与微织构效应。通过对宏观断口特征进行深入分析,结合定量倾斜断口分析技术 (Quantitative Tilted Fractography, QTF) 和电子背散射衍射 (Electron Backscatter Diffraction, EBSD), 阐明了保载小平面的萌生特征及其晶体取向依赖性。

1 实验材料与方法

1.1 材料特征

本研究使用的 TA33 合金, 其名义成分为 Ti-5.8 Al-4Sn-4Zr-0.7Nb-1.5Ta-0.4Si-0.06C (wt. %), 该成分设计兼顾高温强度、蠕变抗力与室温疲劳性能, 可满足先进航空发动机整体叶盘的服役要求。采用两种工艺路线制备对比试样: 通过常规锻造工艺制备含有明显微织构区域 (MTR) 的合金棒材, 在此基础上优化锻造与热处理参数, 调控 β 晶粒变形与相变变体选择行为, 消除取向聚集效应, 获得无微织构 (no-MTR) 的 TA33 合金。同时, 为了尽可能地排除显微组织和初生 α 晶粒对合金综合力学性能的影响, 在制备过程中定量控制了 no-MTR 和 MTR 合金等轴 α 晶粒的尺寸和含量。关于两种宏观取向特征不同的 TA33 合金, 其晶粒尺寸和含量已在之前的研究中给出量化结果^[13], 分别为 29 μm , 31 μm and 88%, 90%。

EBSD 测试取样位置为棒材半径 1/2 处 (1/2R), 沿板材轴向 (AD) 取样, 观测视场尺寸为 2.5 mm $\times$ 2.5 mm。如图 1a 所示, no-MTR 合金晶粒取向呈均匀随机分布, 无明显取向聚集; 而 MTR 合金内部存在大量尺度 200~2000 μm 的连续取向相似区域 (图 1b), 呈现典型的微织构特征。MTR 强度的关键特征包括体积分数、尺寸以及晶粒取向的排列。为了对 MTR 进行更准确的从多个维度来表示 MTR 强度的差异, 通过 Wang 等人研究对其进行了量化^[13]。

$$k_{MTR}^{\theta_c} = \frac{\sum_{i=1}^{N_{MTR}} \sum_{j=1}^{N_{MTR}^i} V_i (2|\sin(\theta^i) - \sin(\bar{\theta})|)}{\sum_{i=1}^{N_g} V_i} \in [0, 1] \quad (1)$$

其中, θ_c 是相邻晶粒之间的 c 轴取向差角的阈值, 用于分割晶粒团簇或 MTR。 N_{MTR} 是微观结构识别的 MTR 数量, 这些 MTR 满足阈值 θ_c 取向差角和最小 MTR 尺寸标准; N_{MTR}^i 是第 i 个 MTR 中的晶粒数量; θ^i 为第 i 个 MTR 内部所有晶粒的平均 c 轴取向差角; $\bar{\theta}$ 为整个显微组织的平均 c 轴取向差角, 两者均相对于固定参考轴; V_i 第 i 个 MTR 内所有晶粒的总体积, 等效直径获得体积; 分母 Σ 代表该显微组织内所有晶粒的总体积, 通过分母归一化处理, 可将 MTR 强度特征值约束在 $0 \leq k_{MTR}^{\theta_c} \leq 1$ 范围内, 0 代表没有检测到 MTR 强度, 1 代表最高 MTR 强度。

基于上述量化方法, 以取向差阈值 $\theta_c=15^\circ$ 进行划

分, 小于该角度的相邻晶粒取向连续可归为同一 MTR, 大于该角度则晶粒取向关联性消失、不属于同一 MTR, 可保证 MTR 划分的科学性与统一性。 N_{MTR}^i 为第 i 个 MTR 内的晶粒数量定义为 4 个, 主要是为规避 EBSD 测试过程中测试误差、局部晶格畸变等干扰, 排除少量零散晶粒取向偏差带来的偶然性误差, 精准甄别微织构、保障 MTR 微织构表征的真实性与代表性, 选取 4 个连续取向相近晶粒作为最小 MTR 晶粒判定标准。晶粒体积通过 Image 软件由二维 IPF 取向图的等效直径计算得到。因此, 计算了两种合金的微织构强度, 得到 no-MTR 和 MTR 对应的微织构强度 $k_{MTR}^{15^\circ}$ 分别为 0.032 和 0.380, 其数值大小直接表征材料局部微区的取向聚集程度与微织构尺度。可以看出, no-MTR 合金的强度接近于 0, MTR 特征极弱, 几乎不存在 MTR 现象, 而 MTR 合金的强度达到 0.380, 满足小角度取向差条件的晶粒大幅聚集, 稳定的微织构大量存在且尺度较大, 表现出明显的 MTR 特征。

因此, 两者之间最明显的区别在于晶体取向的区域。同时, 表 1 给出了两种微织构特征不同的 TA33 合金室温拉伸性能, 其抗拉和屈服强度比较接近, 但 no-MTR 合金的塑性 (18.5%) 是 MTR 合金的 2 倍 (9.5%)。

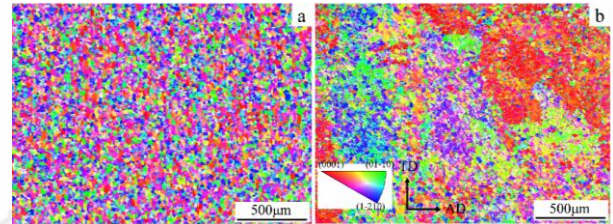


图 1 TA33 合金两种宏观 EBSD 取向特征不同的试样
Fig.1 Two types of TA33 alloy specimens with distinct macroscopic EBSD orientation characteristics: (a) no-MTR alloy; (b) MTR alloy

表 1 不同微织构合金室温拉伸性能

Table 1 Room-temperature tensile properties of alloys with different microtextures

Material	Tensile strength	Yield strength	Elongation
No-MTR TA33	900 MPa	770 MPa	18.5%
MTR TA33	890 MPa	777 MPa	9.5%

1.2 疲劳测试及表征

低周疲劳 (LCF) 和保载疲劳 (DF) 测试均在配备 TestStarII 控制系统的 MTS 810 型电液伺服疲劳试验机上完成, 设备加载精度高、稳定性好, 可满足高温钛合金疲劳试验要求。LCF 采用对称三角波加载, 应力上升与下降时间均为 1 s, 保证连续循环加载 (图 2a)。DF 采用梯形波加载, 在峰值应力处保载 120 s, 模拟航空发动机实际服役工况 (图 2b)。所用试样为标准板状试样,

宽度 15 mm、厚度 1.7 mm、标距段长度 45 mm(图 2c)。两种疲劳试验应力比 R 均设为 0.1, 最大外加应力统一取室温抗拉强度的 90%, 以保证试验条件一致性与可比性。因此, 结合表 1 力学性能, no-MTR 合金最大应力为 810 MPa, MTR 合金为 800 MPa, 确保试验在相近载荷水平下开展对比研究。

采用配备高灵敏度电子背散射衍射 (EBSD) 探头的 FEI-Helios-G4-CX 聚焦离子/电子双光束系统 (FIB-SEM), 完成试样宏观 EBSD 取向表征与疲劳断口精准定位分析。疲劳试验结束后, 在 TESCAN Mira3 场发射扫描电镜 (SEM) 上开展定量倾斜断口 (QTF) 分析^[14-15], 通过角度倾斜拍摄与坐标重建, 精确计算断口源区疲劳小平面的空间法向量, 并结合 EBSD 标定断裂小平面对应晶粒的晶体学取向。对于 TEM 试样观察: 在试样制备方面, 沿拉伸断裂部位线切割取样, 经机械减薄抛光至 50 μm 厚, 再采用氩离子减薄制成透射电镜试样, 利用 JEM-2100 型透射电子显微镜观测位错组态, 并基于 $g \times b$ 不可见原理系统判定位错滑移面、伯氏矢量与滑移类型。

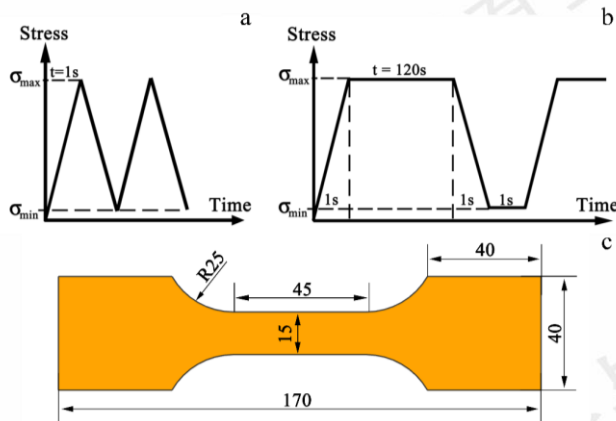


图 2 疲劳加载波形及试样尺寸

Fig.2 Fatigue loading waveform and specimen dimensions: (a) fatigue testing with triangular waveform; (b) Dwell fatigue test with trapezoidal waveform; (c) Fatigue specimen dimensions

1.3 定量倾斜断口分析技术 (QTF) 原理

定量倾斜断口分析技术 (QTF) 是一种能够精准表征疲劳断口小平面空间位向的先进定量分析方法, 可实现对疲劳与保载疲劳断裂小平面的几何参数、空间法向量及空间夹角的高精度测量, 弥补了常规断口观察只能定性描述的不足。在本研究中, QTF 技术被系统用于 TA33 合金保载疲劳断口的小平面特征解析, 通过定量获取小平面法向与加载轴之间的空间夹角, 为揭示裂纹萌生的晶体取向依赖性提供关键几何依据。采用 Sinha 等人^[15]描述的 QTF 原理进行实施, 如下表述所示。使用相同的放大率在两个不同的载物台倾斜角下采集相同区域

的高分辨率二次电子图像。识别两个图像中可识别的共同原点和三个特征 (A、B 和 C)。接下来, 基于每个位置的 (X, Y) 坐标, 可以将每个特征的 (X, Y) 坐标转换为由 X-Y-Z 定义的全局样本参考系, 如等式(2)、(3)和(4)所示。

$$X^i = \frac{x_1^i \cdot \sin\theta_2 - x_2^i \cdot \sin\theta_1}{\sin(\theta_2 - \theta_1)} \quad (2)$$

$$Y^i = y_1^i = y_2^i = \frac{y_1^i + y_2^i}{2} \quad (3)$$

$$Z^i = \frac{-x_1^i \cdot \cos\theta_2 + x_2^i \cdot \cos\theta_1}{\sin(\theta_2 - \theta_1)} \quad (4)$$

在等式 X^i , Y^i 和 Z^i 中, (x_1, y_1) 和 (x_2, y_2) 分别是特征点 A 在倾斜角度 θ_1 和 θ_2 处的坐标, 将断裂小平面上的两个点映射到样本参考系中, 可以构建一个矢量。例如, 特征点 A 和 B 之间连接的矢量可以由等式(5)确定。

$$\mathbf{AB} = (X^B - X^A)\mathbf{i} + (Y^B - Y^A)\mathbf{j} + (Z^B - Z^A)\mathbf{k} \quad (5)$$

将第三特征点 C 映射到样本参考系中并定义第二向量 $\mathbf{BC}$, 因此, 两个向量可以定义一个平面, 其中, $\mathbf{i}$, $\mathbf{j}$ 和 $\mathbf{k}$ 分别是沿 X、Y 和 Z (SEM 系统坐标系) 的单位向量。同样, 连接点 B 到点 C 的向量为如等式(6)。

$$\mathbf{AB} = (X^B - X^A)\mathbf{i} + (Y^B - Y^A)\mathbf{j} + (Z^B - Z^A)\mathbf{k} \quad (6)$$

则平面的法向量 $\mathbf{n}$ 来进行定义:

$$\mathbf{n} = \mathbf{AB} \times \mathbf{BC} \quad (7)$$

任何参考系都可以选择, 只要它的定义明确, 并且与 EBSD 参考系自洽。

则小平面法向与加载轴之间的夹角由等式(8)计算:

$$\alpha = \cos^{-1} \left(\frac{\mathbf{n} \cdot \mathbf{k}}{|\mathbf{n}|} \right) \quad (8)$$

这种定量倾斜断口分析技术被广泛应用, 对于解理面平面法向计算具有可靠性。

2 结果与分析

2.1 疲劳及保载疲劳寿命

两种合金的疲劳和保载疲劳测试结果如表 2 所示。No-MTR 合金 LCF 寿命为 14394 周次, DF 为 5016 周次, 而 MTR 合金 LCF 和 DF 寿命分别为 2723 和 183 周次。通过定量对比可见: no-MTR 合金的 LCF 寿命为 MTR 合金的 5.29 倍, DF 寿命为 MTR 合金的 27.41 倍。与低周疲劳相比, 在峰值应力保载后 TA33 合金的疲劳寿命明显降低。同时, MTR 合金的疲劳和保载疲劳寿命均显著低于 no-MTR 合金, 即当消除 MTR 时, 疲劳寿命会显著增加。一般来说, 将低周疲劳寿命与保载疲劳寿命的比值 (N_{LCF}/N_{DF}) 定义为保载疲劳敏感系数, 其作为保载疲劳敏感性强弱的评价指标。即保载疲劳敏感系数

越大,表示材料对保载越敏感,保载载荷导致的疲劳寿命衰减越严重。具体而言,对于 no-MTR 合金其保载疲劳敏感性仅为 2.86, MTR 合金的保载疲劳敏感性达到 14.88,如表 2 所示。这也表明 MTR 强度从 0.38 降低到 0.032,保载疲劳敏感性可以降低 5.2 倍,呈现明显正相关规律。因此,微织构对疲劳及保载疲劳寿命具有显著的影响,微织构强度越高,材料保载疲劳敏感性越大。保载疲劳敏感性也是高温钛合金在航空发动机上应用要重点关注的工程问题。

表 2 不同微织构合金低周疲劳及保载疲劳性能

Table 2 Low cycle fatigue and dwell fatigue properties of different microtextured alloys

Material	No-MTR	MTR
LCF/Cycles	14394	2723
DF/Cycles	5016	183
Dwell-fatigue sensitivity (N_{LCF}/N_{DF})	2.86	14.88

2.2 保载疲劳断口形貌

图 3 为 no-MTR 合金保载疲劳宏观和局部断口形貌特征。从图 3a 可以看出,整体断口特征比较均匀,在内部也发现了一些疲劳小平面,其表面存在一定微米间距的疲劳条带,如图 3b 和 c 所示。断裂源区主要由裂纹萌生区和扩展区组成,萌生晶粒表现为由单个或两个晶粒组成的准解理面特征(如图 3d 和 3e)。同时,对这些准解理小平面的观察也发现其尺寸可能与等轴 α 晶粒的尺寸有关。no-MTR 合金裂纹萌生区被限制在 2~3 个等轴 α 晶粒范围内,尺度约 29~31 μm ,裂纹源区面积小且分散。在裂纹萌生区域和扩展区域之间存在明显的起伏台阶和撕裂脊,而撕裂脊主要在解理小平面的周围,其长度与 α_p 晶粒的界面尺寸相关。因此,总体来看,DF 断裂的内部结构是均匀的,但仍明显的可以看出,断口的主裂纹由次表面萌生并向内部扩展。断口表面具有大量分散的小平面,这些小平面对应出次表面或内部形核,无连续稳态裂纹扩展区域,故断口中未观测到非常明显且密集的疲劳条带。

与 no-MTR 的合金相比,图 4a 显示存在 MTR 的合金,其断口表现出更明显的起伏特征。从微观上可以看出 MTR 合金的疲劳裂纹源区尺度更大,形成了尺寸大于 500~700 μm 的连续的平面状解理小平面,如图 4b 和 4c 所示。这是由于 MTR 内部晶粒的晶体取向一致性导致滑移传递和裂纹传递具有连续性^[16-17],使 MTR 类似“大晶粒”以兼容的方式变形。由于连续传递,故形成大尺度的连续解理小平面,萌生区面积为 no-MTR 合金的 16~24 倍。该合金同样表现出次表面萌生裂纹的特征,但连续的小平面延续到样品表面。由于取向的高度集中,

萌生晶粒与裂纹扩展区之间没有明显的台阶。一旦裂纹超过萌生的 MTR 尺度,它就不在通过解理面机制扩展^[18]。因此,从图 4 可以看出,一簇大平面的萌生小平面之外未观察到明显的非小平面扩展区。同时,在 MTR 合金源区的扩展边缘发现了疲劳条带的存在,其宽度在 1~2 μm 范围内,如图 4d 和 4e 所示。

因此,与 no-MTR 合金相比, MTR 内有效滑移长度的增加和裂纹扩展的无约束区域使得 MTR 合金更易发生失稳断裂。这种行为导致 no-MTR 保载样品在断口内呈现由多个单独的 α_p 晶粒在不同位置形成的萌生面,而 MTR 合金中的裂纹萌生(晶粒尺度)可在单个小尺度或大尺度裂纹扩展后发展成主裂纹。虽然 MTR 不会改变裂纹的萌生行为,但会导致更大的萌生平面。

2.3 裂纹萌生取向依赖性

为了进一步阐明裂纹萌生小平面与加载方向(LD)、晶体取向的关系,通过 QTF 技术结合断裂表面上的 EBSD,确定次表面及内部源区内的萌生小平面晶体取向,如图 5 所示。对图 5a 中 no-MTR 萌生区内小平面编号为 A、B 的晶粒以及图 5b 中 MTR 萌生区内小平面编号为 C、D、E、F、G、H、I、J、K 等 11 个萌生晶粒进行了分析。QTF 的原理在于通过将样品旋转到一定角度,分别得到两次旋转角度下相同位置的坐标信息来进行小平面空间法向量的计算。表 3 所示为 11 个萌生小平面晶粒计算获得的空间法向量表达式,如 1.3 节所介绍的。通过计算得到的裂纹小平面的空间法向量(F)如表 3 所示,表示为 $\mathbf{F}=\mathbf{i}+\mathbf{j}-\mathbf{k}$ 形式,其中 $\mathbf{i}$ 、 $\mathbf{j}$ 和 $\mathbf{k}$ 分别为沿着 SEM 系统坐标系 X、Y 和 Z 的单位矢量。通过求解小平面的空间法向得到平面法向与加载方向(LD)之间的夹角,发现断裂的萌生小平面法向主要与 LD 在 36°夹角的范围内形成,如表 4 所示,这表明萌生面在断裂时承受着较大的法向应力。

此外,在 QTF 倾斜位置下对断口直接进行 EBSD 测试,获得萌生晶粒的局部反极图取向特征以及极图分布特征,得到的结果图 5a 和 b 的结果所示。进一步比较萌生平面晶粒的 c 轴与拉伸轴之间的夹角和对应的滑移系 SF 值,萌生晶粒 c 轴与加载轴夹角为 6.49°~35.7°,如表 4 所示。因此,通过 QTF 结合 EBSD 发现,这些萌生的晶粒均与(0001)基面相关,即小平面晶粒 c 轴靠近 LD。这些结果表明,保载疲劳的小平面断裂具有明显的取向倾向性,且并不完全与(0001)基面重合,属于近基面断裂

通常,萌生小平面的准解理面性质加上它们在基面上形成的事实可能会错误地暗示它们的形成是脆性断裂的结果,但已有证据表明保载疲劳倾向于基面断裂且与基面滑移相关^[19-21]。根据小平面晶粒的 c 轴与 LD 的夹

角和对应最大基面施密特因子 (SF), 当 c 轴和 LD 之间的角度小于 8° 时, 发现在 DF 中小平面晶粒的基面和柱面滑移 $SF_{\max} < 0.1$, 如表 4 所示。此类晶粒滑移阻力显著偏高, 循环保载载荷作用下位错运动受限, 应力无法通过滑移方式有效松弛, 应力集中效应持续加剧, 在相邻取向晶粒作用下诱发低 SF 硬晶粒裂纹形核。

在其他情况下, 疲劳平面都具有高的基面 SF。正如图 6 所示, 有利于 DF 的主要取向明显集中在 $[0001]$ 极。这归因于 α -Ti 的弹性各向异性对应力状态的影响, 特别是, 取向域向 $[0001]$ 极点移动, 而不是向 $[10\bar{1}0]$ 和 $[2\bar{1}\bar{1}0]$ 极点移动。对此类高基面 SF 晶粒主要以晶粒内基面滑移带侵入/挤出机制以及基面扭转晶界萌生裂纹^[21-22], 如表 4 中晶粒 J 所示。值得强调的是, 高 SF 晶粒在 DF 与 LCF 下的开裂位置和主导机制具有高度相似性, 即两种条件下裂纹均优先在 (0001) 基面附近萌生, 由基面滑移带的局部塑性集中诱发^[22]。然而, 保载阶段的时间依赖性 (120 s 峰值保载) 引入了室温蠕变与应力松弛效应, 使得晶粒的损伤累积速率显著加快^[23]。因此, 在长时间保载疲劳载荷下, 可动位错不断滑移、增殖并形成大量位错缠结与滑移带, 局部塑性变形不断累。同时, 保载期间的应力松弛行为也会改变晶粒内部的局部应力分布, 进一步促进基面滑移带的侵入/挤出程度, 这与无保载的 LCF 条件下仅由循环塑性累积驱动的损伤模式存在本质差异。LCF 中高 SF 晶粒虽也发生滑移, 但因缺少时间依赖的蠕变贡献, 其位错运动更趋近于普通的变形机制, 损伤累积速率较低。此外, 与室温拉伸等变形不同, 在

保载疲劳中, 钛合金会优先激活基面滑移而非柱面滑移^[20]。尽管基面滑移阻力较低, 但长时间保载下蠕变-疲劳的交互作用使得基面滑移带内的应力损伤迅速聚集, 进而诱发基面微裂纹萌生。

综上, 低 SF 晶粒以界面处应力集中诱导硬晶粒基面主导开裂, 高 SF 晶粒以滑移累积损伤驱动开裂。前者属于保载疲劳中破坏性最强的一种, 后者高 SF 晶粒萌生裂纹则相对破坏性较小, 其损伤加速与保载期间的蠕变-疲劳交互作用密切相关。因此, 保载疲劳萌生小平面的形成在低 SF (硬晶粒) 和高 SF 的情况下的均可形成, 而在硬晶粒的基面上萌生这与软硬晶粒形核模型相关。其由软取向晶粒 (或 MTR) 导致相邻不利滑移硬取向晶粒 (或 MTR) 的基面开裂。同时, 进一步比较断裂晶粒的小平面和 (0001) 基面, 发现小平面并不与 (0001) 基面严格重合, 如表 4 中法向和 c 轴与 LD 的夹角差所示, 这表明裂纹萌生为近基面开裂。据报道, 小平面特征的形成通常与脆性断裂有关, 但如果没有局部塑性变形, 则无法形成上述小平面表面上的脊^[24]。如图 3e 和 4c 中萌生面上特征所示。这种近基面开裂而非真正的基面开裂可能是观察到的基面位错缓慢运动的结果。

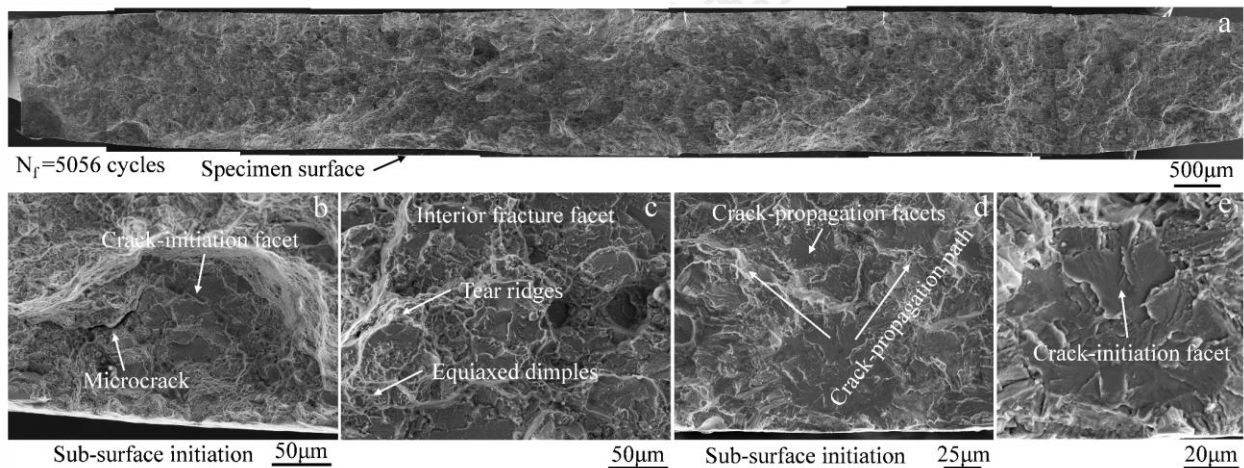


图 3 no-MTR 合金保载疲劳断口 SEM 图像

Fig. 3 SEM image of no-MTR alloy dwell fatigue fracture: (a) Macroscopic morphology; (b) and (c) Local magnification; (d) and (e) Morphology of crack initiation region

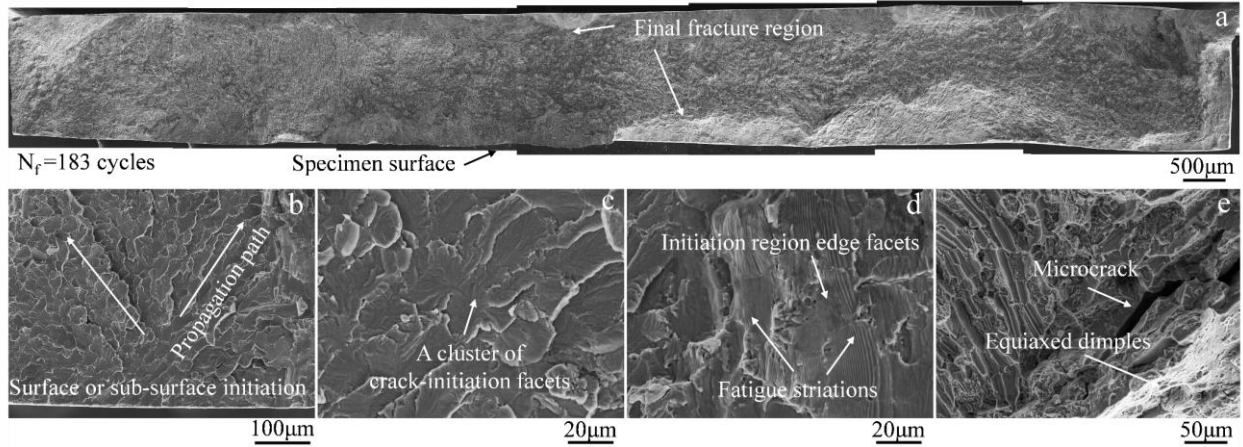


图 4 MTR 合金保载疲劳断口 SEM 图像

Fig. 4 SEM image of MTR alloy DF fracture: (a) Macroscopic morphology; (b) and (c) Morphology of crack initiation region; (d) and (e) Local magnification

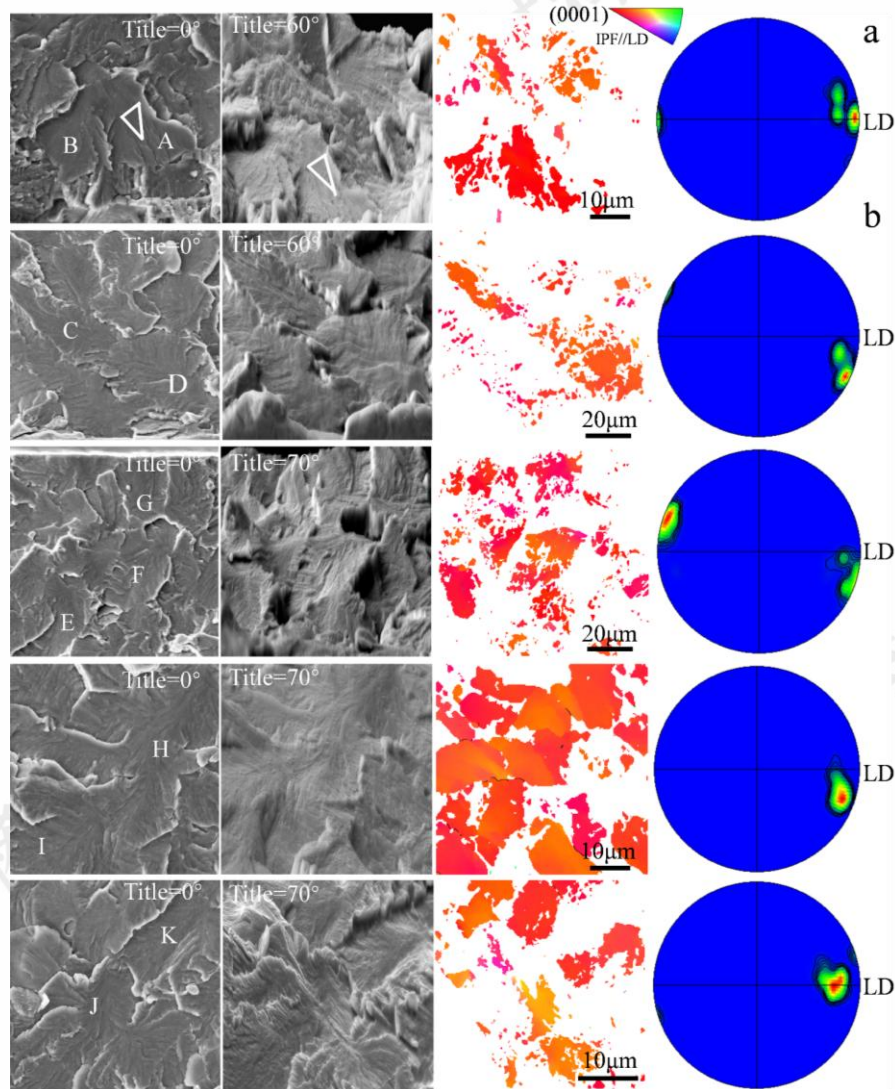


图 5 no-MTR 和 MTR 合金保载疲劳裂纹源区断口组织图、QTF 倾转后的断口组织、萌生小平面 EBSD 取向图及对应的极图

Fig. 5 Fracture morphology in the source region of no-MTR and MTR alloys for dwell fatigue cracks, fracture morphology after QTF tilting, EBSD orientation map of crack initiation facets, and corresponding pole figure: (a) no-MTR alloy; (b-c) MTR alloy

表 3 裂纹平面相对于加载轴的空间法向量

Table 3 Spatial normal vectors of crack planes relative to loading axis

Grain ID	Spatial normal vector of crack plane
A	$F=-i+0.05j-1.86k$
B	$F=i+0.35j-1.41k$
C	$F=-i+0.508j+2.23k$
D	$F=-i-0.0049j-1.413k$
E	$F=i-0.166j-1.53k$
F	$F=i+0.85j-1.921k$
G	$F=i+1.279j-5.9k$
H	$F=i+0.83j-1.6k$
I	$F=i-0.2j-1.42k$
J	$F=i+0.0048j-1.41k$
K	$F=i-0.031j-1.5k$

表 4 裂纹萌生小平面及其对应的晶粒基面与拉伸轴的关系

Table 4 Relationship between crack initiation facets and their corresponding grain base surfaces and tensile axes

TA33 alloy	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K
Normal relative to LD/°	27.6	36.8	26.6	34.9	32	33.9	14	34.9	36	33.9	34
c-axis relative to LD / °	6.49	7.98	21.53	26.1	16.1	16.5	20.3	25.2	29.3	20.4	35.7
Angular difference between normal and c-axis / °	21.11	28.82	5.07	8.8	15.9	17.4	6.3	9.7	6.7	13.5	1.7
Basal SF-max	0.08	0.09	0.35	0.38	0.25	0.38	0.3	0.35	0.42	0.47	0.32

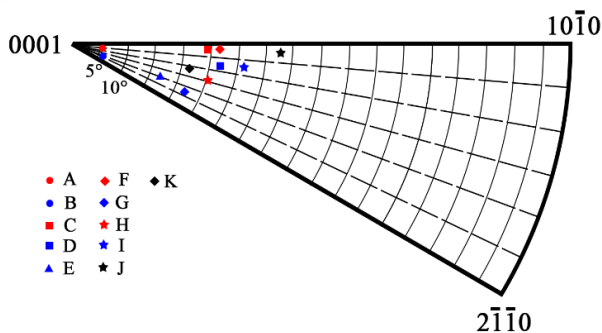


图 6 疲劳裂纹源区小平面断裂的取向依赖性

Fig. 6 Orientation dependence of facet fracture in the source region of fatigue cracks

2.4 位错滑移特征

为了阐明 no-MTR 和 MTR 内位错滑移变形机制,对拉伸断裂后的样品进行 TEM 观察,如图 7 所示。可以看出,在 no-MTR 合金中由于取向分散,位错主要终止于界面,滑移传递的可能性较小,如 7a 所示。对于 MTR 内,相似取向的晶粒内部位错滑移具有一致性。图 7b 显示了在 $B=[2\bar{1}10]$ 和 $g=[0002]$ 双光束条件观察到的位错特征,发现存在平行于基面的滑移迹线,如黄色虚线及白色箭头所示。在 $g=[0002]$ 条件下位错基本消光。这

一现象进一步佐证了该类位错的滑移面为基面,其伯氏矢量方向与 $g=[0002]$ 方向垂直,符合位错消光的基本原理。

为暴露排列在滑移带中的位错组态,明确位错的具体类型与分布规律,调整衍射条件。首先选择 $B=[2\bar{1}10]$ 和 $g=[01\bar{1}2]$ 、 $B=[01\bar{1}1]$ 和 $g=[\bar{1}10\bar{1}]$, 分别如图 7c 和 7d。在 $g=[01\bar{1}2]$ 条件下,留下较短的基面位错投影长度,出现了稍微不明显的位错阵列(图 7c)。当在远离 $B=[2\bar{1}10]$ 的 $B=[01\bar{1}1]$ 和 $g=[\bar{1}10\bar{1}]$ 条件下,发现这些基面位错阵列为伯氏矢量平行于滑移方向的螺旋位错(图 7d 黄色虚线)。基于 $g \times b$ 不可见分析,确定了基面 $\langle a \rangle$ 位错为 $(1/3)[\bar{2}110]$ 型,即 $(0001)[\bar{2}110]$ 位错。同时,正如图 7d 所示,这些 MTR 内的 $(0001)[\bar{2}110]$ 基面螺旋位错在遇到相邻晶粒后可以通过滑移传递直接穿过晶粒(图 7d 蓝色虚线)。因此,与 no-MTR 中位错终止于晶界相比,MTR 内由于位错的长程滑移,使得应变在此区域快速聚集,导致局部应变过大^[20]。最后,这种应变累积效应直接影响合金的力学性能与服役寿命。与 no-MTR 相比,MTR 放大了晶粒变形尺度上的影响效应,晶粒间的相互作用变成了易于累积应变的 MTR 间的相互作用。因此,相较于 no-MTR 合金更易发生过早失效,这也进一步揭示了 MTR 存在对合金变形失效的不利影响机制,为后续优化合金结构、

提升力学性能提供了重要的实验依据。

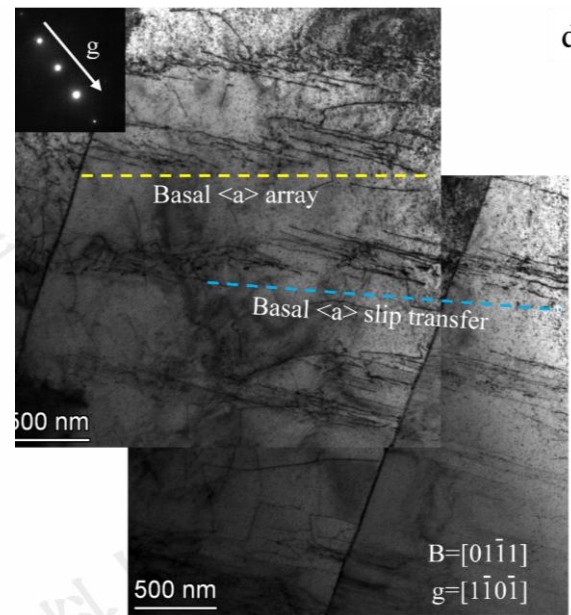
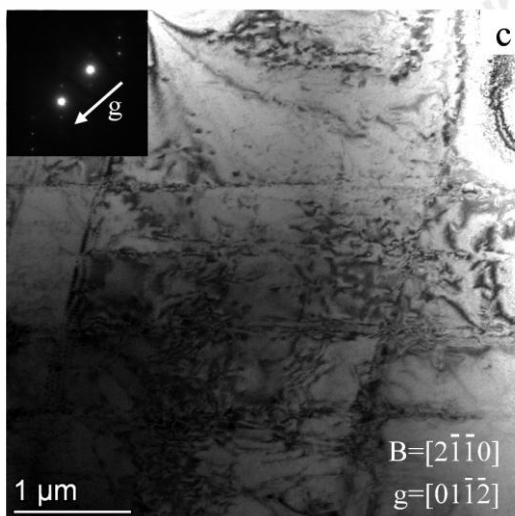
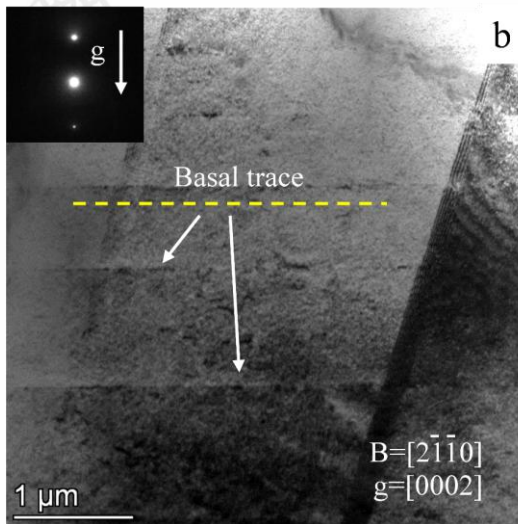
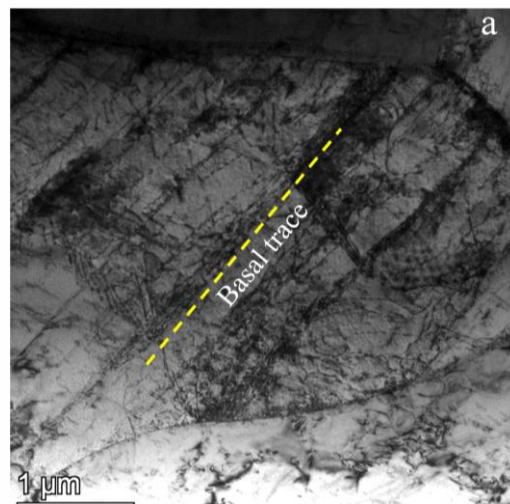


图 7 No-MTR 和 MTR 内位错滑移特征

Fig. 7 Dislocation slip characteristics within no-MTR and MTR: (a) Characteristics of dislocation in no-MTR; (b) $B=[2\bar{1}\bar{1}0]$ and $g=[0002]$ two-beam condition; (c) $B=[2\bar{1}\bar{1}0]$ and $g=[01\bar{1}\bar{2}]$ two-beam condition; (d) $B=[01\bar{1}1]$ and $g=[\bar{1}10\bar{1}]$ two-beam condition

3 结论

基于两种微观结构特征不同 TA33 合金, 研究了微织构对保载疲劳的影响以及裂纹形核机制。采用定量倾斜断口技术 (QTF) 和 EBSD 确定了断口内部裂纹萌生的小平面及其晶粒取向与加载方向的关系。得到如下结论:

(1) MTR 是导致 TA33 合金保载疲劳断裂行为差异化的核心因素。两种合金近基面开裂的萌生机制基本一致, 但 MTR 合金的萌生区和扩展区之间较低的阻碍导致大尺度源区小平面的形成。

(2) 保载疲劳裂纹萌生具有显著的(0001)基面取向择优特征。裂纹萌生源区小平面法向与加载轴夹角 $\leq 36.8^\circ$, c 轴集中于[0001]域, 在低 SF (≤ 0.1) 硬晶粒与高 SF (≥ 0.2) 基面晶粒中均可萌生裂纹。

(3) 对于 no-MTR 合金, 位错滑移多在晶界终止, 多点分散形核, 有效抑制保载疲劳损伤。而 MTR 内位错滑移的传递连续性, 显著降低了疲劳裂纹扩展阻力。

参考文献 References

- [1] Gao Xiongxiang, Zeng Weidong, Zhang Shafei et al. *Acta Materialia*[J], 2017, 122: 298-309.
- [2] Yan Feihao(闫飞昊), Wang Gang(王岗), Fan Jinwei(范金伟) et al. *Development and Application of Materials*(材料进展与

- 开发[J], 2021, 36(6): 97-102.
- [3] Wang Delong(王德龙), Wang Chu(王楚), Liu Anjian(刘安健), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(08): 1987-1998.
- [4] Liu Xiaoyan(刘晓燕), Wang Zixuan(王子轩), Yang Xirong(杨西荣), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(5): 1191~1198.
- [5] Boutana N, Bocher P, Jahazi M et al. *International Journal of Fatigue* [J], 2013, 51: 49-56.
- [6] Brandes MC, Mills MJ, Williams JC et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41(13): 3463-3472.
- [7] Li Yanping(李艳萍), Huang Wei(黄玮), He Yan(赫燕), et al.. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(01): 62-75.
- [8] Xu Yali(许亚利), Zhang Binbin(张斌斌), Lu Xiaoyang(卢晓阳) et al. *Development and Application of Materials*(材料进展与开发)[J], 2021, 36(4): 14-22.
- [9] Gey N, Bocher P, Uta E et al. *Acta Materialia*[J], 2012, 60: 2647-2655.
- [10] Hémery S, Dang VT, Signor L et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49: 2048-2056.
- [11] Bache MR. *International Journal of Fatigue*[J], 2003, 25(9): 1079-1087.
- [12] Hasija V, Ghosh S, Mills MJ. *Acta Materialia* [J], 2003, 51: 4533-4549.
- [13] Wang Boning, Zeng Weidong, Zhao Zibo et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2024, 182: 104116.
- [14] Sushant K, Szczepanski, Christopher J et al. *Acta Materialia*[J], 2015, 82, 378-395.
- [15] Sinha V, Pilchak AL, Jha SK et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49A: 1061-1078.
- [16] Wang Boning, Zeng Weidong, Zhao Zibo et al. *Materials science & Engineering A*[J], 2023, 881, 145419.
- [17] Echlin MP, Stinville JC, Miller VM et al. *Acta Materialia*[J], 2016, 114: 164-175.
- [18] McBagonluri F, Akpan E, Mercer C et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2005, 405: 111-134.
- [19] Hémery S, Bertheau D, Hamon F et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2023, 179: 108068.
- [20] Liu C, Thomas R, Sun T et al. *Acta Materialia*[J], 2022, 233: 117967.
- [21] Lavogiez C, Dureau C, Nadot Y et al. *Acta Materialia*[J], 2023, 244:118560.
- [22] Wang Boning, Zeng Weidong, Zhao Zibo et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2026, 244: 313-330
- [23] Zheng Zebang, Balint, DS, Dunne, FPE. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J]. 2017, 107: 185-203.
- [24] Pilchak AL. Williams JC. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2011, 42: 1000-1027.

Orientation Dependence and Microtexture Effects on dwell Fatigue Crack Initiation in TA33 Alloy

Wang Boning¹, Huang Longchao¹, Zhao Min³, Lei Fan¹, Zeng Weidong⁴, Wang Kaixuan¹, Liu Xianghong^{1,2}

(1.Western Superconducting Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

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

(3.School of Materials Engineering, Shaanxi Polytechnic University, Xianyang 712000, China)

(4.School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Near- α TA33 alloy has been successfully employed in integrally bladed disks of advanced aeroengines due to its outstanding high-temperature performance and favorable room-temperature fatigue strength. Nevertheless, accurately understanding fatigue crack initiation at the microscale is still a major challenge in engineering, which mainly stems from the inherent sensitivity of the crack initiation process to the microstructure. Therefore, the fatigue life and dwell fatigue sensitivity of TA33 alloys with different microtexture region (MTR) characteristics were systematically investigated. Results show that MTR significantly aggravates dwell-fatigue sensitivity and gives rise to a larger crack initiation area, which is closely associated with dislocation slip and crack transmission within MTR. After removing MTR, the crack initiation zone in the no-MTR alloy is confined to 2~3 grains, and the area of the crack source region is remarkably reduced. Meanwhile, the dispersed grain orientations and multi-site nucleation decrease the dwell-fatigue sensitivity of the alloy to 2.86. These initiation characteristics are closely related to basal slip in the [0001] orientation domain. Crack initiation occurs not only on basal planes of hard grains with low Schmid factor (SF) but also

in the high SF range, both exhibiting a pronounced near-basal orientation dependence.

Key words: TA33 alloy; microtexture; dwell fatigue; crack initiation; basal orientation

Corresponding author: Liu Xianghong, Ph. D., Professorate Senior Engineer, Western Superconducting Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, P. R. China, E-mail: xhLiu@c-wst.com