

$\alpha+\beta$ 钛合金旋转弯曲疲劳性能各向异性研究

陈松^{1,3}, 黄森森^{3,4}, 马英杰^{2,3,4}, 杨杰^{2,3}, 王倩^{3,4}, 梁玉¹,
雷家峰^{2,3,4}, 杨锐^{2,3,4}

(1. 沈阳化工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110142)

(2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

(4. 南方海洋科学与工程广东省实验室(珠海), 广东 珠海 519000)

摘 要: 研究了微观组织和织构对 β 锻造的 $\alpha+\beta$ 两相钛合金锻饼旋转弯曲疲劳性能各向异性的影响。利用 OM、SEM、XRD 和 EBSD 等手段表征了锻饼不同方向及不同厚度处的显微组织以及织构分布, 分析了微观组织和织构对旋转弯曲疲劳性能各向异性的影响。结果表明, 合金经 β 锻造后, 呈网篮组织特征, 原始 β 晶粒压扁拉长, 且晶界处存在再结晶晶粒; 锻饼形成 β 相 $\langle 100 \rangle$ //轴向的丝织构和 α 相 $\langle 0001 \rangle$ //径向的织构。径向试样旋转弯曲疲劳强度优于轴向试样, 这与锻饼的原始 β 晶粒形态和织构类型均有关, 原始 β 晶粒的排布导致不同取向裂纹萌生的难易程度和裂纹扩展路径曲折程度不同; 此外, α 相和 β 相织构也造成不同取向在循环加载时滑移系开动难易程度不同造成疲劳强度产生差异。

关键词: $\alpha+\beta$ 钛合金; 各向异性; 旋转弯曲疲劳; 织构

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)02-0435-14

钛合金由于比强度高、耐腐蚀性能好、抗疲劳性能优异等特点, 在航空、航天及海洋等领域具有广泛应用^[1]。 $\alpha+\beta$ 两相钛合金由 hcp 结构 α 相与 bcc 结构 β 相组成, 既有 α 型合金的热稳定性, 又有 β 型合金热处理强化的优势, 呈现出良好的综合性能^[2-3]。通常, $\alpha+\beta$ 两相钛合金的力学性能受到显微结构的影响, 可以采用不同的热加工及热处理工艺, 调控两相钛合金的相比、显微组织形态及尺寸等参数来优化合金力学性能。此外, 由于两相合金中的 α 相滑移系少, 热变形过程容易形成较强织构, 易导致合金力学性能的各向异性^[4]。以往研究主要集中在显微结构及织构对 $\alpha+\beta$ 两相合金静态力学性能的影响, 而绝大多数构件在实际服役过程中所受载荷的大小和方向处于不断变动状态, 失效过程显著快于静态载荷^[5], 因此有必要开展在动态疲劳载荷作用下, 显微结构和织构对复杂疲劳载荷作用下性能的影响。

钛合金疲劳性能通常受外在因素^[6]和材料成分^[7]、组织状态^[8]、微观织构^[9]等内在因素综合影响。钛合金不同显微组织对疲劳性能有一定的影响。孙洋洋等^[10]通过对 TC4ELI 合金片层组织和双态组织的低周疲劳

试样施加应力幅, 发现双态组织的低周疲劳性能优于片层组织, 这主要是因为片层组织中保留着的较宽原始 β 晶界, 随着循环周次的增加, 晶界处易堆积大量位错, 造成应力集中从而导致微裂纹, 之后在循环载荷作用下会快速扩展, 导致试样失效; 而双态组织的初生 α 相在裂纹萌生阶段可以起到阻碍作用, 使得双态组织抗裂纹萌生能力增强, 通过对扩展路径进行分析, 发现片层组织会对裂纹的扩展起到一定的阻碍作用, 然而由于低周疲劳寿命主要取决于裂纹萌生阶段, 因此双态组织表现出更为优异的低周疲劳行为。Shi^[11]等研究了 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金网篮组织中不同 α 片层形貌及尺寸对高周疲劳性能的影响, 发现 α 相形貌对疲劳裂纹的萌生行为有一定影响, 当组织中片状 α 相尺寸相对均匀、长宽比较低时, 高周疲劳性能最低, 而当 α 相呈细长片层形貌时, 基体具有最高的强度, 裂纹难以萌生, 从而具有良好的疲劳性能。刘小龙等人^[12]研究了等轴组织和双态组织的 TC4 合金旋转弯曲疲劳性能和超高周疲劳性能, 发现等轴组织和双态组织 TC4 合金的疲劳行为相似, 这主要是因为较高应力比下, 裂纹萌生机制是解理裂纹萌生, 该

收稿日期: 2023-03-20

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFC2801801); 国家自然科学基金 (51871225); 辽宁省自然科学基金 (2021-MS-260); 河北省中央引导地方科技发展资金 (226Z1012G)

作者简介: 陈松, 男, 2000 年生, 硕士生, 沈阳化工大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110142, E-mail: schen21h@imr.ac.cn

过程为初生 α 相的解理, 当含有较高初生 α 相比比例 (90% 和 50%), 裂纹萌生有足够的 α 相晶粒产生解理, 形成裂纹, 从而使得两种组织状态的 TC4 合金拥有相似的疲劳性能。

钛合金中织构也会对疲劳性能产生一定影响。Bridier^[13] 利用 EBSD 技术研究了微织构对双态组织 TC4 合金的疲劳行为, 表征了循环载荷下 TC4 合金滑移系的开动和疲劳裂纹的形成机制, 通过研究大量晶粒的循环塑性活动, 指出双相 TC4 合金在循环塑性变形中, α 相微织构对疲劳性能起主导作用, 基面滑移系和柱面滑移系优先开动; 疲劳裂纹在初生等轴 α 相中形核长大, 在基面和棱柱滑移面形成微裂纹, 但是基面裂纹出现更早、扩展更快, 从而形成主裂纹; 同时发现, α 相 {0001} 织构有利于疲劳裂纹的形成。Hémery 等人^[14] 研究了 5 种组织钛合金的低周疲劳裂纹形成的机理, 认为对于不同合金、微观结构的低周疲劳试样, 其裂纹萌生具有相似的形成机制, 早期裂纹均形成于 {0001} 滑移界面, 且扩展速度较快。

以往研究报道了显微结构和微织构对疲劳性能的影响, 而对疲劳各向异性的研究不够深入。旋转弯曲疲劳通过对试样四点加载, 使试样旋转并承受一定的弯矩, 产生弯矩的力恒定不变且不转动, 与高低周轴向拉压载荷相比, 旋转弯曲疲劳试样在循环加载时产生弯曲变形, 凸出一侧受拉, 凹入一侧受压, 试样断面存在应力梯度, 能够更好的反映微观组织和织构在复杂疲劳载荷下对疲劳性能的影响, 并且能够模拟材料在实际服役状态下的复杂应力状态^[15-16]。本工作以 β 锻造的 Ti-Al-Mo-Sn-Zr-Cr-V-Fe 系钛合金锻饼为研究对象, 着重分析不同取向对合金旋转弯曲疲劳性能的影响, 综合研究微观组织和织构对旋转弯曲疲劳性能的影响机制, 为进一步指导合金在复杂受力条件下的性能调控提供理论依据。

1 实 验

实验所用材料为 Ti-Al-Mo-Sn-Zr-Cr-V-Fe 系钛合金 ($\alpha+\beta \rightarrow \beta$ 转变温度 $T_\beta=875 \pm 5$ °C) 锻饼, 前期热加工工艺为: 坯料经 950 °C 保温 2 h 后, 进行两锻两拔, 变形量 60%, 最终得到直径 290 mm、厚度 110 mm 的饼坯, 退火 (700 °C, 4 h, AC) 后进行取样测试。图 1 为取样位置示意图, 将锻饼轴向定义为 AD 方向, 径向定义为 RD 方向。从锻饼 1/4、1/2 厚度处分别截取金相试样。经机械研磨和抛光后用 Kroll's 试剂腐蚀, 利用 Axiovert 200MAT 金相显微镜 (OM) 和 TESCAN MIRA3 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 对样品 RD-RD 面 (A 面)、AD-RD 面 (R 面) 进行组织观察, 并利

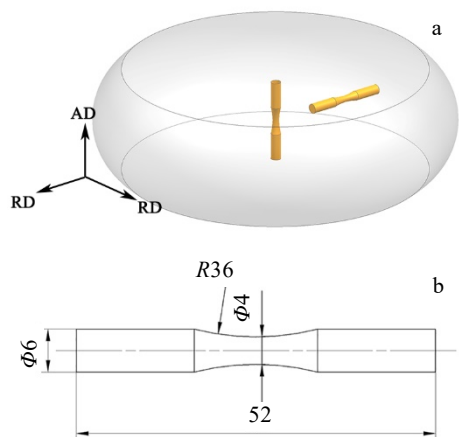


图 1 旋转弯曲试样的取样位置示意图及其样品尺寸

Fig.1 Schematic diagram of sampling direction of rotating bending fatigue specimen (a) and rotating bending fatigue specimen with dimensions (b) (AD—axial direction, RD—radial direction)

用 Image-Pro-Plus 6.0 图像处理软件计算原始 β 晶粒尺寸和长宽比。在锻饼 1/2 厚度处截取 20 mm (RD) \times 20 mm (RD) 试样, 经 2000# 砂纸研磨后, 利用 D8 DiscoverX 射线衍射仪 (XRD) 测定 α 相和 β 相的宏观织构, 经 TEXEval V2.0 软件归一化计算后得到两相相应极图。最后利用 Nordlys Max3 电子背散射衍射 (EBSD) 对两相织构进行表征。

在锻饼的 AD 和 RD 方向距表面 10 mm 切取加工圆柱形光滑旋转弯曲疲劳试样, 在 QBWP-10000 旋转弯曲疲劳试验机上进行室温测试, 转速 5000 r/min, 应力比 $R=-1$, 给定的疲劳极限循环次数 $N_f=10^7$, 试验终止条件为试样循环周次 N_f 达到 10^7 以上或者试样失效断裂, 每组应力条件下测试 3~6 支平行试样。并使用 SEM 观察旋转弯曲疲劳试样断口和裂纹扩展路径, 裂纹扩展路径如图 2 所示, 从疲劳裂纹萌生位置沿断口中心线切割断口。拉伸试验依照 GB/T 228.1-2010, 取直径为 5 mm、标距为 25 mm 的试样, 在 TSE105D 微机控制电子万能试验机上进行测试, Charpy V 型缺口冲击试样尺寸为 10 mm \times 10 mm \times 55 mm, 在 HIT450P 摆锤式冲击试验机上进行测试。

2 实验结果

2.1 显微组织观察

图 3 为 β 锻造锻饼 1/4 厚度和 1/2 厚度处的显微组织形貌。由图可见, 钛合金锻饼经 β 单相区锻造后, A 面原始 β 晶粒近似呈等轴状分布 (图 3a、3c), 晶

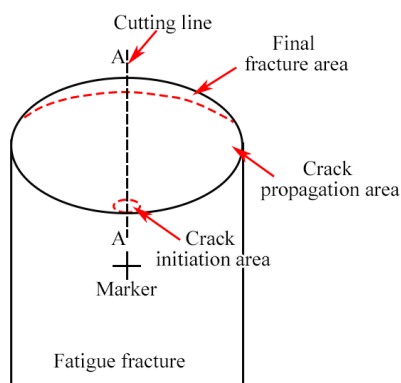


图2 疲劳断口的剖面切割示意图

Fig.2 Schematic diagram of section cutting of fatigue fracture

粒平均尺寸约 $1100\ \mu\text{m}$ ；R面原始 β 晶粒沿垂直于锻造方向被压扁拉长，呈扁平状（图3b、3d），其中1/4厚度处长宽比约为2，1/2厚度处长宽比约为5。从SEM

像可以看出，合金为网篮组织，由晶界 α 相（ α_{GB} ）、片层初生 α 相（ α_{p} ）和残余 β 相（ β ）组成，片层 α_{p} 相在 β 基体上交织分布。此外，原始 β 晶界呈锯齿状（图3e），部分再结晶 β 晶粒在晶界处形成（图3f），这主要是由于在 β 锻造过程中，等轴 β 晶粒沿RD方向伸长，同时发生动态回复和再结晶。动态回复过程中，合金内部位错大量增值，位错密度增加，在晶界处发生缠绕、塞积，在晶界处产生应力集中，从而导致晶界不规则^[17-18]。随着变形量的增加，为了减少应力集中，位错易发生交叉滑移和攀移，形成位错亚结构，即亚晶界，这些亚晶界不断地吸收位错并与位错相互作用，亚晶界的取向差增大，从而使亚晶界转变成大角度晶界并形成再结晶 β 晶粒。随后，在冷却过程中，部分 α 相优先在 β 晶界处按照Burgers析出并沿一定方向形核长大，随着冷却速率加快， α 相也会先析出的 α 相表面形核并与其几乎垂直^[1]的方向生长，使得晶粒内部呈现纵横交错的网篮状组织特征。

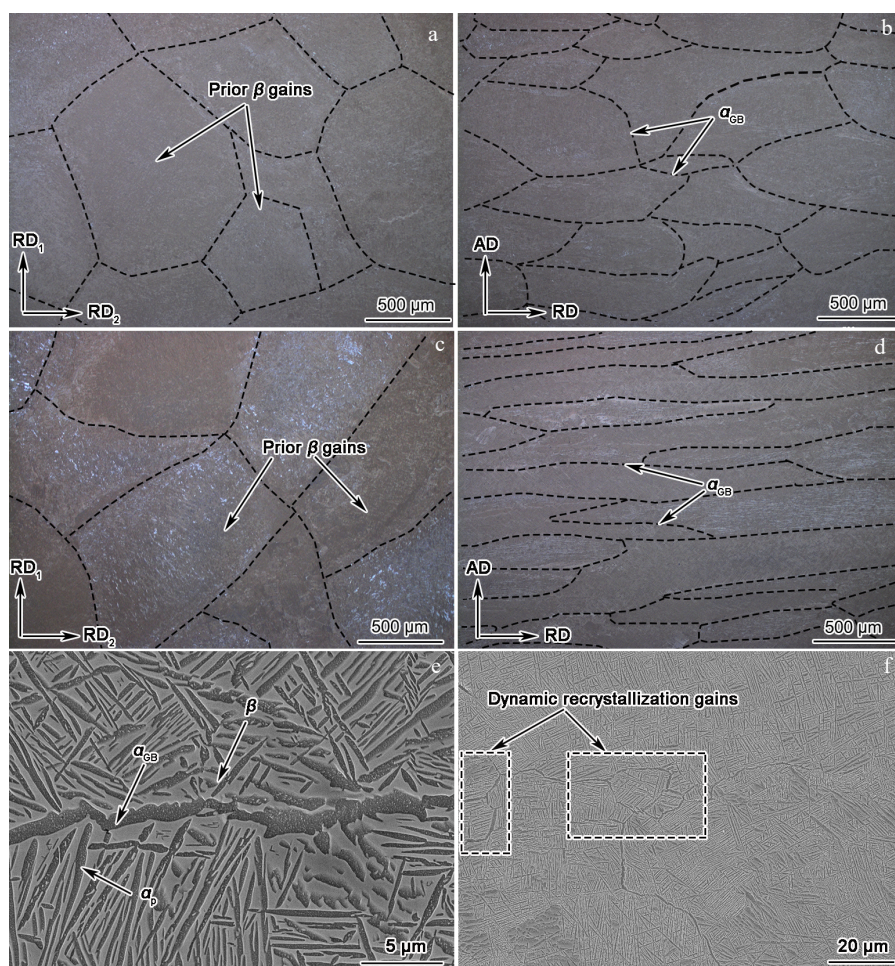


图3 锻饼1/4厚度和1/2厚度处显微组织

Fig.3 Microstructures of forged billet: (a) RD-RD plane of 1/4 thickness, (b) AD-RD plane of 1/4 thickness, (c) RD-RD plane of 1/2 thickness, (d) AD-RD plane of 1/2 thickness, (e) SEM image of 1/2 thickness, (f) SEM image of dynamic recrystallization gains of 1/2 thickness

2.2 织构分析

采用 XRD 测试锻饼 1/4 厚度和 1/2 厚度处的 α 相 $\{0002\}$ 、 $\{10\bar{1}0\}$ 和 β 相 $\{200\}$ 、 $\{110\}$ 的极图, 如图 4 所示。由图 4a、4b 可知, 在 α 相 $\{0002\}$ 极图上, α 相取向集中于晶体 c 轴与锻造方向呈 45° 或 90° (RD 方向) 的环形区域内, 从锻饼 1/4 厚度到 1/2 厚度, 晶体取向更加集中, 取向密度指数从 2.9 增加到 3.7。从棱柱面 $\{10\bar{1}0\}$ 极图中可以看出, $\{10\bar{1}0\}$ 取向主要分布在锻饼的 RD 方向, 不同厚度处取向密度指数无变化 (2.7)。从图 4c、4d 可以看出, 锻饼 β 相晶体取向较为集中, 存在 $\langle 200 \rangle // AD$ 、 $\langle 200 \rangle // RD$ 的织构, 从锻饼 1/4 厚度到 1/2 厚度, 织构强度增加, 取向密度指数由 3.6 (2.7) 增加到 4.3 (4.4); 1/4 厚度处 $\{110\}$ 面晶体

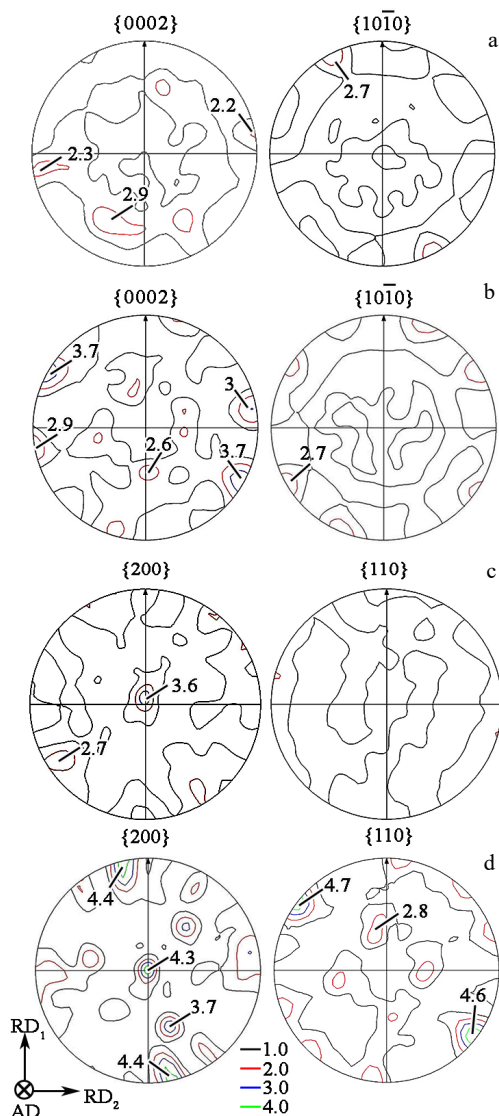


图 4 锻饼不同厚度处的极图

Fig.4 Pole figures (PF) distributions of α phase (a-b) and β phase (c-d) at the forging 1/4 thickness (a, c) and 1/2 thickness (b, d)

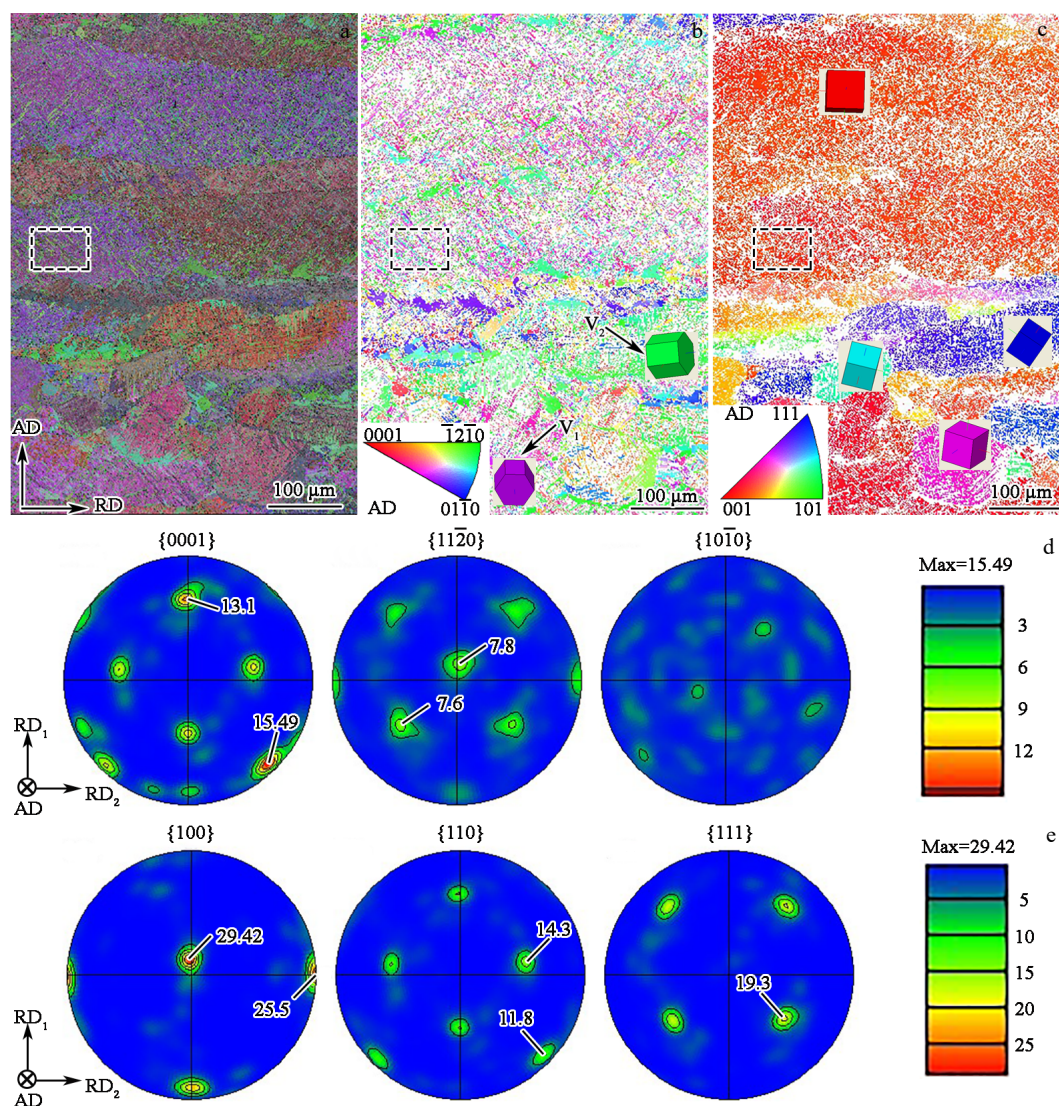
取向较分散, 而 1/2 厚度处 $\{110\}$ 面出现较强织构, $\langle 110 \rangle$ 主要与锻造方向呈 45° 和 90° (RD 方向) 环形区域内分布, 取向密度指数最高为 4.7。

研究表明^[19], 体心立方结构 (bcc) 钛合金在压缩过程中, 晶体会发生转动并存在择优取向, 形成 $\langle 100 \rangle$ 平行于压缩轴的强丝织构。同时, 在 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变过程中, α 相的晶体取向受 β 相影响, 两相间符合 Burgers 取向关系: $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$; $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$ 。分析可知, Ti-Al-Mo-Sn-Zr-Cr-V-Fe 合金在 β 单相区锻造后, 形成了 β 相 $\langle 100 \rangle // AD$ 强丝织构, 为了进一步表征 β 相织构对 α 相取向的影响, 对锻饼 1/2 厚度处进行步长 $0.7 \mu\text{m}$ 的 EBSD 数据采集, 如图 5 所示, 图中给出了扫描区域的欧拉角和菊池线衬度图 (图 5a)、 α 取向图和极图 (图 5b 和 5d)、以及 β 取向图和极图 (图 5c 和 5e)。极图表征织构结果与 XRD 宏观织构 (图 4) 具有较好的一致性, 同时由极图 (图 5d) 可以看出 α 相与 β 相符合 Burgers 关系。

一种取向的 β 晶粒可以析出 12 种不同取向的 α 相变体, 但从图 5b 可以看出, α 相多以“浅紫色” V_1 和“浅绿色” V_2 为主, 形成 α 相 c 轴与锻造方向呈 45° 或 90° 的织构以及 α 相 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // AD$ 的织构, 这主要是由于在 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变过程中, α 相存在变体选择^[20-21]。图 6 为图 5a 中矩形区域内 $\langle 100 \rangle // AD$ 的 β 相与 V_1 和 V_2 两种 α 相变体的 Burgers 关系示意图。在 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变过程中, 原始 β 晶粒存在 $\langle 100 \rangle // AD$ 强丝织构, α 相按 Burgers 取向关系析出, 此时 α 相 $\langle 0001 \rangle$ 与 β 相 $\langle 100 \rangle$ 呈现 45° (图 6a) 或 90° (图 6b) 的夹角, 因此 α 相形成 c 轴沿 RD 方向或与 AD 方向呈 45° 的相转变织构。通过分析 α 相 $\{11\bar{2}0\}$ 极图 (图 6b), 可以发现 V_2 的 α 相具有 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // AD$ 晶体取向, 这与 α 相晶体的密排六方结构有关, 在 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变过程中, V_2 的 α 相的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向与 β 相的 $\langle 111 \rangle$ 方向平行, 此时 α 相的 $\langle 1\bar{2}10 \rangle$ 方向与该 β 晶粒的 $\langle 111 \rangle$ 方向呈 120° 的夹角, 按照 Burgers 关系, α 相的 $\langle 1\bar{2}10 \rangle$ 方向将偏离 AD 方向约 5° , 形成 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // AD$ 且晶体 c 轴沿 RD 方向分布的织构类型。

2.3 拉伸和冲击性能各向异性

锻饼 AD 方向和 RD 方向不同厚度处的拉伸和冲击性能如表 1 所示。锻饼的整体屈服强度在 970 MPa 以上, 抗拉强度在 1060 MPa 以上。RD 方向整体性能高于 AD 方向, RD 方向中心处 (RD-1/2) 屈服强度比 AD 方向屈服强度高约 10 MPa, 且 RD-1/2 处的断后伸长率和冲击能均明显优于 AD 方向。锻饼不同方向的拉伸和冲击性能表现出明显的各向异性。对于 RD 方向, 不同厚度处的拉伸强度也表现出一定差异, 但塑韧性无明显差异, 这是由于锻造时 RD 方向变形量不均匀所造成的。

图5 锻饼中心处 $\alpha+\beta$ 相欧拉图、取向图和极图Fig.5 Euler maps (a) and inverse pole figures of α phase (b) and β phase (c); pole figures of α phase (d) and β phase (e) at the forging centre

2.4 旋转弯曲疲劳性能各向异性

锻饼不同取向旋转弯曲疲劳试样的 $S-N$ 性能曲线如图7所示(其中带箭头数据点表示试样最终未断裂,即 $N_f > 10^7$,未带箭头数据点表示试样最终失效断裂,即 $N_f < 10^7$)。由图可知,锻饼RD方向的旋转弯曲疲劳性能整体上优于AD方向的旋转弯曲疲劳性能,对获得数据进行拟合可知,AD试样不同应力下的数据点较为集中,循环加载应力在580~722 MPa,加载应力与循环周次呈线性下降趋势,AD试样的疲劳极限约为520 MPa;RD试样数据点在640~700 MPa循环应力下的分散性较大,RD方向的疲劳极限约为620 MPa。

3 分析讨论

3.1 显微结构及织构对冲击和拉伸各向异性的影响

β 锻钛合金中,呈扁平状的原始 β 晶粒和织构会导致力学性能的各向异性。韧性是表征裂纹扩展阻力的一个重要因素^[22],图8为锻饼RD-1/2和AD的示波冲击的位移-载荷曲线,利用最大载荷 P_m 为界限,将吸收的总能量分为裂纹萌生能 E_1 和裂纹扩展能 E_2 ,其中 E_1 由弹性变形能 E_e 和塑性变形能 E_p 组成,代表裂纹萌生的难易程度; E_2 代表裂纹扩展的难易程度^[23-24]。通过不同方向示波冲击的曲线可知,在载荷加载初期,试样先发生弹性变形,表现为曲线波动,随后载荷急

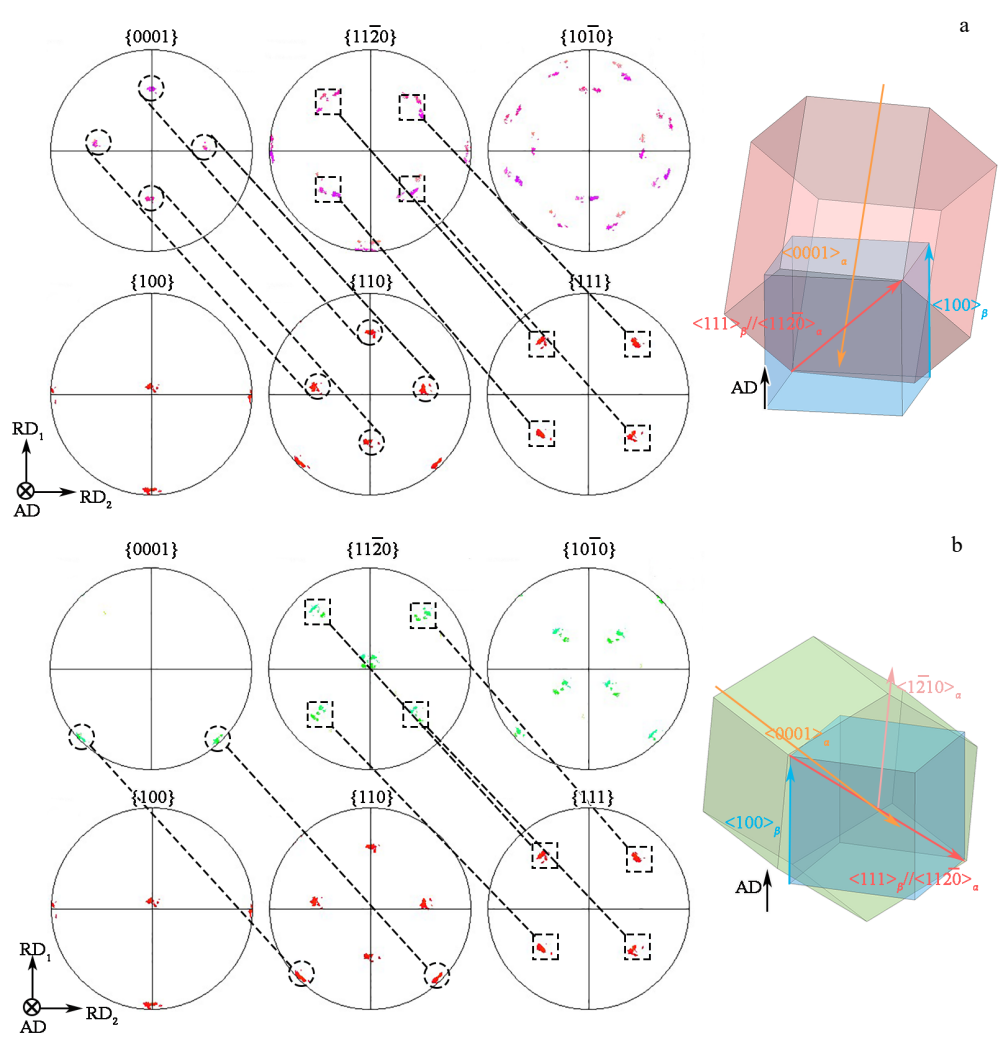


图 6 β 相与 2 种主要 α 变体的 Burgers 关系分析示意图

Fig.6 Schematic diagrams of Burgers relationship analysis between β phase and two major α variants: (a) 45° and (b) 90°

表 1 合金室温拉伸和冲击性能

Table 1 Tensile and impact properties at room temperature of the alloy

Direction	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	$Z/\%$	I/J
AD	972	1064	6.5	28	28
RD-1/4	1011	1099	12.0	22	42
RD-1/2	981	1066	12.0	26	41

Note: $R_{p0.2}$ —yield strength, R_m —tensile strength, A —elongation after fracture, Z —reduction of area, I —impact energy

剧增加，缺口根部产生应力集中，裂纹开始萌生，当载荷达到最大值，裂纹失稳继而快速扩展。RD-1/2 与 AD 试样的整体变化趋势无明显差异，但 RD-1/2 试样的裂纹萌生能 $E_1(24.7 \text{ J})$ 比 AD 试样 $E_1(13.5 \text{ J})$ 大得多，表明 RD-1/2 试样的抗裂纹萌生能力较强，裂纹更易在

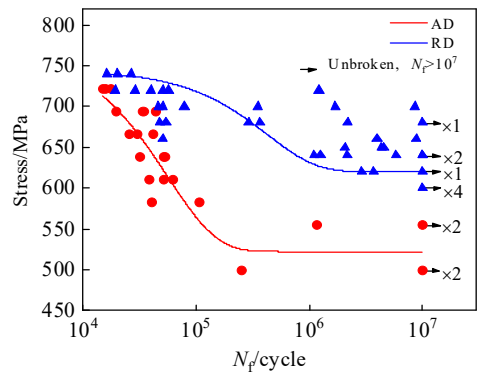


图 7 AD 与 RD 试样的旋转弯曲疲劳 S-N 曲线

Fig.7 Rotational bending fatigue S-N curves of AD and RD specimens

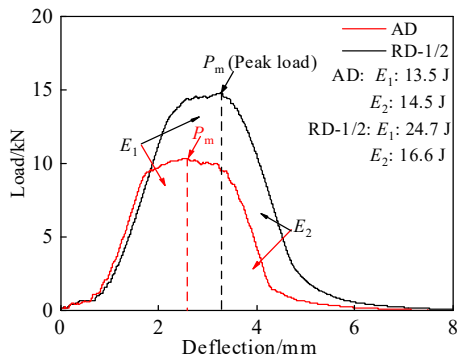


图8 AD与RD试样的示波冲击曲线

Fig.8 Load and impact energy deflection curves of AD and RD specimens: (E_1 -crack forming energy, E_2 -crack propagation energy)

AD 试样萌生; RD-1/2 试样的裂纹扩展能 E_2 (16.6 J) 与 AD 试样的 E_2 (14.5 J) 相差较小, 且 RD-1/2 试样的裂纹扩展能 E_2 仍高于 AD 试样, 表明 RD 试样有良好的抗裂纹萌生和抗裂纹扩展的能力。

通过对冲击断口形貌的观察, 可以更好的观察裂纹萌生与扩展阶段的差异, 图 9 为 AD 和 RD 试样的典型冲击断口形貌, RD 试样裂纹萌生区产生较大的起伏和二次裂纹, 表现为大小不一的韧窝和撕裂脊 (图 9e), 裂纹扩展区呈现分层现象, 存在层间裂纹 (图 9f)。研究表明^[25], 分层可降低应力分量, 使得单层韧带处于平面应力状态, 而平面应力状态的临界应力强度高于平面应变状态, 因此可以提供更多的能量释放率以及促进裂纹尖端的钝化, 从而获得较高韧性。AD 试样裂纹萌生区也产生起伏和二次裂纹 (图 9b), 但与 RD

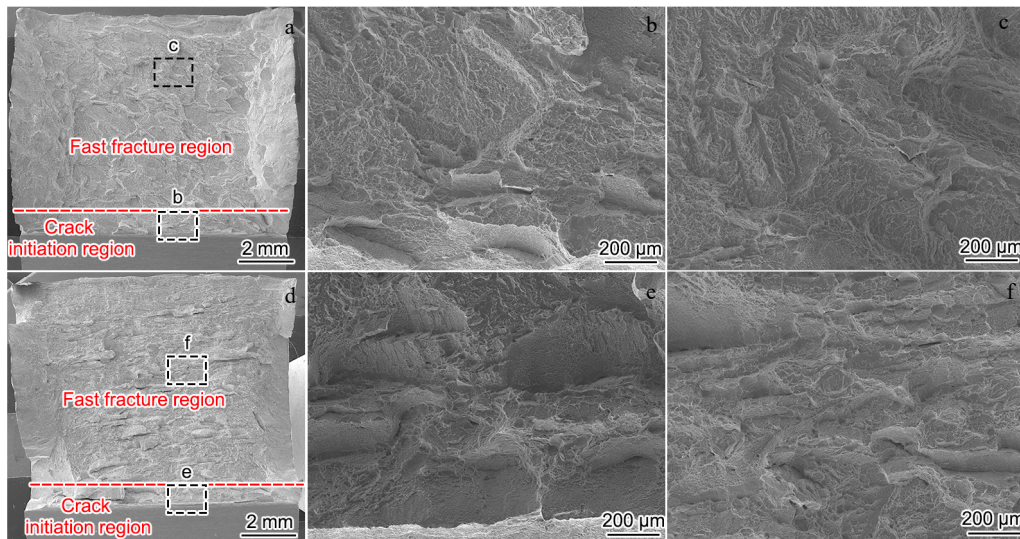


图9 不同方向的典型冲击断口形貌

Fig.9 Typical impact fracture morphologies of AD (a-c) and RD specimen (d-f)

试样相比, AD 试样起伏程度较低、二次裂纹数量少, 裂纹扩展区呈现较为平坦的河流状形貌, 从而导致 RD 试样有更高的冲击韧性。

同样地, 原始 β 晶粒也会对拉伸性能产生影响。研究认为^[26], β 锻造的 TC4 合金拉伸性能的各向异性主要与原始 β 晶粒有关, 锻造面的原始 β 晶粒尺寸明显大于径向的晶粒尺寸, 晶粒细化可导致 RD 拉伸试样具有较高的强度, 裂纹在 AD 试样的沿晶扩展是导致其拉伸塑性降低的主要因素。此外, 织构强度也会对拉伸强度产生较大影响。Won 等人^[27-28]对轧制态 CP-Ti 的各向异性机制进行了研究, 发现室温下主要是柱面和基面滑移系开动, 表述了 Schmid 因子分布与加载方向和 α 相 c 轴夹角的关系: 当加载方向与 α 相的 c 轴方向一致时, 柱面滑移系和基面滑移系的

Schmid 因子均为 0, 滑移系难以开启, 此时抗拉强度高; 随着加载方向逐渐偏离 α 相 c 轴, Schmid 因子逐渐增大, 当加载方向与 α 相 c 轴呈 45° 时, 基面滑移系的 Schmid 因子最大; 当加载方向与 α 相 c 轴垂直时, 柱面滑移系的 Schmid 因子最大, 但此时基面滑移系的 Schmid 因子为 0。锻饼在 β 锻造后, 形成了 α 相 c 轴与 AD 方向的环形织构和 c 轴沿某一 RD 方向的强织构。对于环形织构, 当沿 AD 和 RD 方向加载时, 其基面滑移系均易开动; 但对于 c 轴平行于 RD 试样方向的强织构, 沿 AD 方向加载时, 其加载方向与 c 轴呈 90° , 柱面滑移系更易开动, 由于柱面滑移系临界分切应力最低, 从而导致 AD 试样拉伸强度较低。

3.2 显微结构和织构对疲劳性能各向异性的影响

锻饼 RD 试样的旋转弯曲疲劳性能整体优于 AD 试

样,在较低应力下差异更加明显。对于两相钛合金, β 锻造后的扁平状原始 β 晶粒和织构对疲劳裂纹萌生难易程度和裂纹扩展模式均有一定影响,进而导致疲劳性能的各向差异。对疲劳试样的断口形貌观察有助于了解疲劳裂纹萌生阶段和裂纹扩展阶段的差异以及断裂机制,图 10 为锻饼 AD 和 RD 试样旋转弯曲疲劳断裂试样断口形貌。疲劳试样的疲劳源皆在表面,根据不同区域断口形貌特征,一般可将旋转弯曲疲劳试样断口面分为 3 个区域:疲劳裂纹萌生区、裂纹扩展区和瞬断区(图 10a 和 10f)。裂纹萌生区面积占比较小,由于应力集中,疲劳裂纹在此处萌生,断口较为平滑光亮,存在尺寸在几十微米的微裂纹和几微米的微孔洞(图 10d 和 10i),是典型的解理断裂。裂纹扩展区是疲劳裂纹亚稳扩展所形成的断口区域,该区占比试样断口的大部分,断口呈现与扩展方向一致的放射性河流状特征,在裂纹扩展区可以观察到与裂纹扩展方向相垂直的疲劳辉纹(图 10e)和二次裂纹(图 10c 和 10h)。瞬断区是裂纹失稳快速扩展所形成的区域,断口呈现大量韧窝和孔洞(图 10d 和 10j)。通过对比同水平应力下 AD 和 RD 试样的断口,其断口皆符合上述断口特征,但 RD 试样在裂纹扩展阶段后期出现大量垂直于裂纹扩展方向、尺寸在几

百微米的二次裂纹(图 10h),表明消耗了大量能量,因此 RD 试样的循环周次有所增加。

$\alpha+\beta$ 两相钛合金原始 β 晶粒形态对旋转弯曲疲劳性能也有一定影响。锻饼锻造后,原始 β 晶粒沿着垂直于锻造方向被压扁拉长, α_{GB} 变得曲折弯曲。随着循环加载的进行,在网篮组织中 α_{GB} 处易发生位错塞积和应力集中,从而裂纹易在 α_{GB} 处萌生^[29]。研究表明^[30-31],由于 α 相滑移系较少,循环加载时将导致 α/β 相界靠近 α 相一侧产生位错积累,位错的形核和积累将导致 α 片层产生高密度位错,从而导致微孔洞和微裂纹在 α 相中萌生。图 11 为 RD 试样和 AD 试样不同应力水平下裂纹萌生处的 SEM 照片,由图可知,疲劳裂纹易萌生于 α_{GB} 处(图 11a、11b、11e)或某些取向的片状 α_p 处(图 11c、11d、11f),尽管疲劳裂纹在多处萌生并长大(图 11a、11d、11f),但最终某一裂纹为主裂纹扩展。由于原始 β 晶粒呈长轴平行于 RD 方向的扁平状,使 AD 试样在循环加载时 α_{GB} 有效滑移长度长于 RD 试样^[32]。较短的有效滑移长度不仅在位错堆积处产生较小的应力,而且产生较小的解理区域,从而产生较小的裂纹,提高疲劳寿命^[33]。因此整体来说,AD 试样更易萌生裂纹,从而导致 AD 试样的疲劳性能降低。

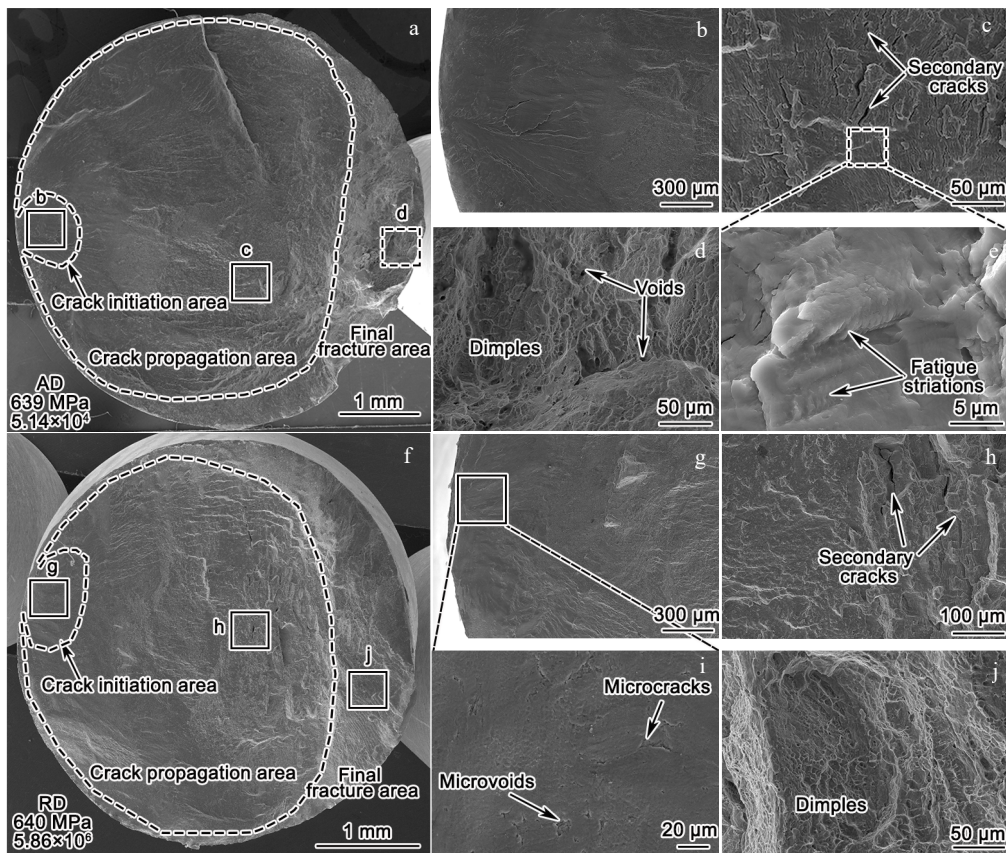


图 10 旋转弯曲疲劳断裂试样的断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of rotating bending fatigue AD (a-e) and RD specimen (f-j)

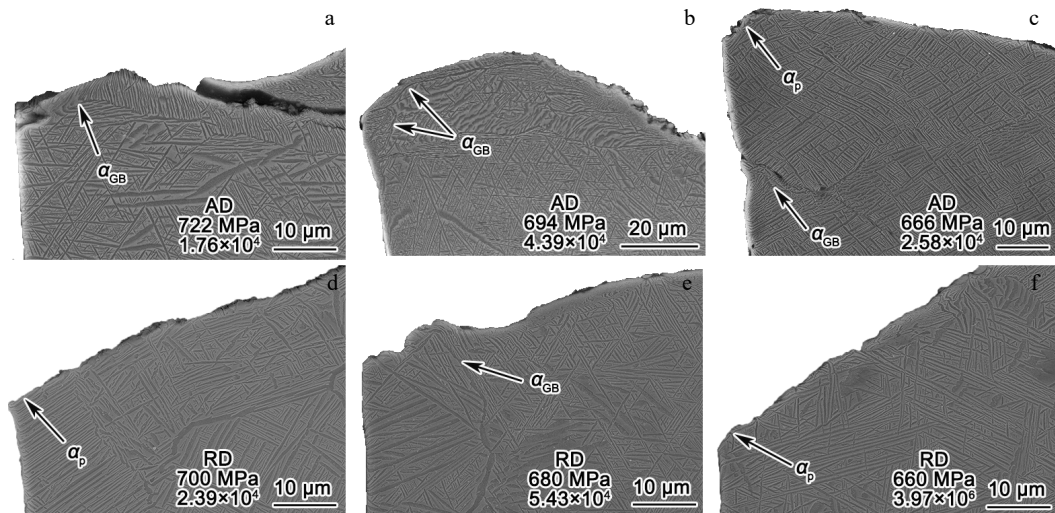


图11 AD和RD试样不同应力水平下疲劳源附近SEM照片

Fig.11 SEM images of the fatigue source under different stress levels in AD (a-c) and RD (d-f) specimens

为进一步分析微观组织对不同取向的疲劳裂纹萌生和扩展的影响,将AD和RD方向旋转弯曲疲劳试样按图2方式切割并观察其裂纹扩展路径(图12)。由图可知,疲劳裂纹以穿晶或沿晶模式扩展。当试样循环加载一定次数后,应力在试样表面原始 β 晶界处或某些位置高度集中,导致裂纹在 α_{GB} 处(图12a1和12b1)或某些 α_p 处萌生,同时裂纹萌生区产生大量的微孔洞、微裂纹(图12a5)和剪切带(图12b6),这些微孔洞和微裂纹在 α 相中形核,并沿着粗大 α_p 扩展。随着裂纹扩展至 α_{GB} 以及不同取向的 α_p 时,易发生偏转(图12a3和12b5),从而使裂纹扩展路径整体呈“之”字形。粗糙的裂纹扩展路径可以消耗大量能量,提高裂纹扩展阻力,同时在裂纹扩展区观察到大量二次裂纹(图12a3、12b2和12b4),并且随着裂纹扩展的进行,产生的二次裂纹尺寸也更大,这与图10所观察到的现象一致。在某些尺寸较大的二次裂纹末端,可以观察到裂纹的分叉和闭合(图12a6),这也会增加裂纹扩展阻力,使得疲劳性能提高。通过对比AD和RD的裂纹扩展路径,可以发现在相同应力水平下,RD试样的裂纹扩展路径(图12b)比AD试样(图12a)更加曲折,这主要是由于RD裂纹扩展方向与原始 β 晶粒垂直,裂纹在遇到晶界时发生偏转或者沿晶扩展一定距离(图12b3),晶界对疲劳裂纹扩展产生一定的阻碍作用^[34],从而使RD试样的裂纹扩展路径更加曲折,在相同应力水平下表现为更高的疲劳性能。

对于 $\alpha+\beta$ 两相钛合金,除了微观形貌对其力学性能有一定影响, α 相与 β 相组织也是一个不可忽视的

影响因素。研究表明^[35],对于具有立方织构的 β 钛合金,其疲劳裂纹萌生处表现为 β 晶粒的解理面,疲劳源处形成的微观小裂纹主要与 $\{110\}<111>$ 滑移系有关,但疲劳裂纹扩展行为对 β 织构并不敏感。在循环载荷下,位错被激活并沿着 $\{110\}$ 滑移带累积,随着位错密度增加,部分位错未能穿过 β 晶界,在 β 晶界处累积并形成微裂纹,随后微裂纹沿着滑移带上具有最高Schmid因子的 $\{110\}$ 滑移面扩展,最终形成了 β 解理面。

为了讨论 β 相组织对疲劳性能的影响,对锻饼中心厚度处的显微组织进行步长4 μm 的EBSD数据采集,见图13a,可以明显看到 $\{100\} // \text{AD}$ 的强织构,结果与图4所示的宏观织构具有较好的一致性。利用HKL-Channel 5软件对AD和RD试样循环加载时 β 相室温下常用滑移系 $\{110\}<111>$ 、 $\{112\}<111>$ 和 $\{123\}<111>$ 的Schmid因子进行计算,可以发现3种滑移系Schmid因子在0.4~0.5范围内的比例均高于0.85,滑移系均较易开启。进一步对比AD和RD试样可知,3种滑移系下的AD试样Schmid因子大于0.4的比例均高出RD试样约10%,说明AD试样相对更易启动滑移,且 β 相的 $\{110\}<111>$ 滑移系对疲劳裂纹的萌生具有一定的促进作用^[35],综上所述表明AD试样在循环加载时,滑移系更易启动,裂纹更易萌生。

锻造后的热加工过程中,部分 β 相会发生转变,形成 α 相组织。 α -Ti的对称性较低,导致 α 相的位错滑移临界分切应力具有较强各向异性。室温下, α -Ti主要是基面 $\langle a \rangle$ 滑移系和柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系开动,锥面

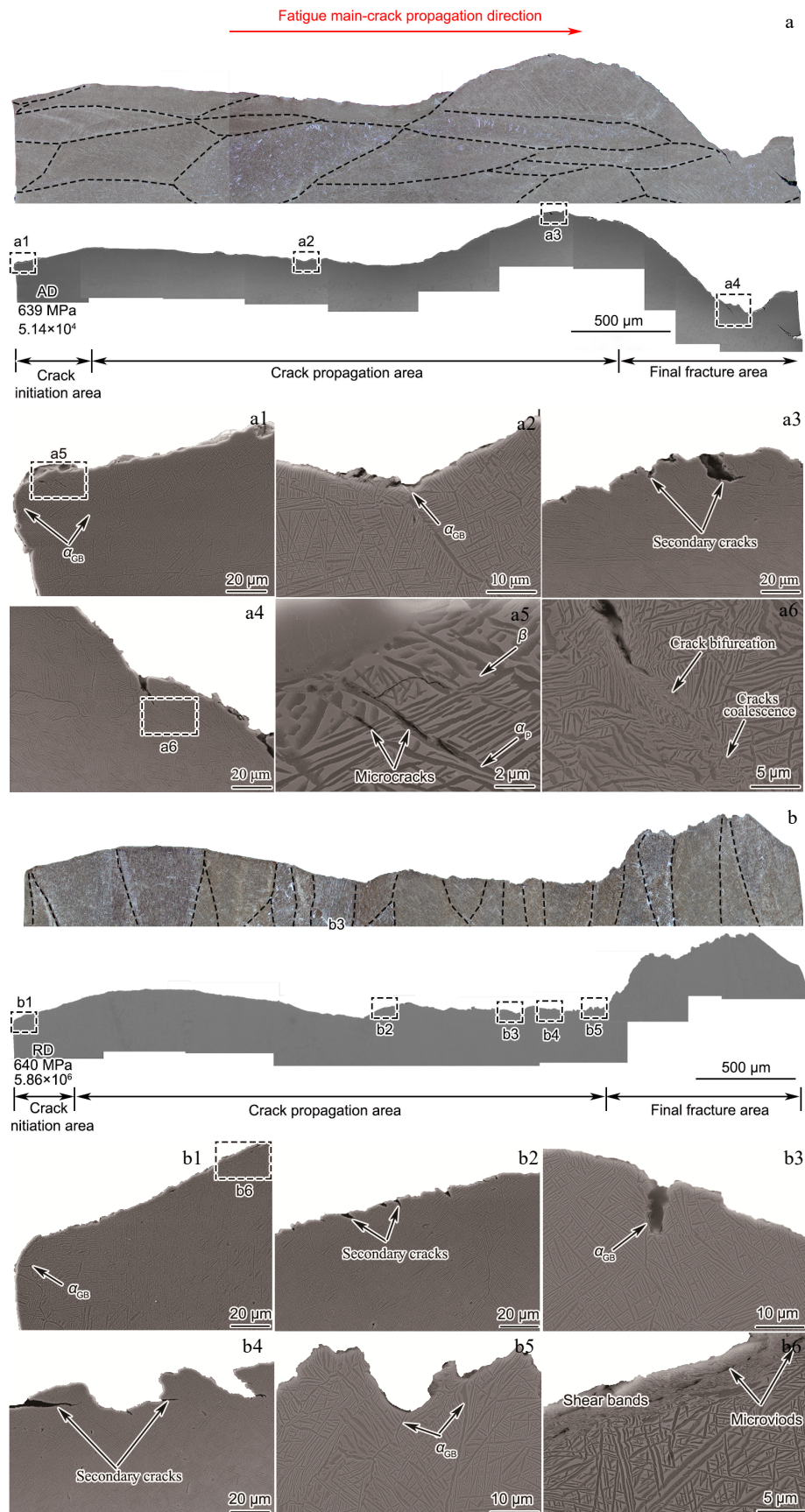
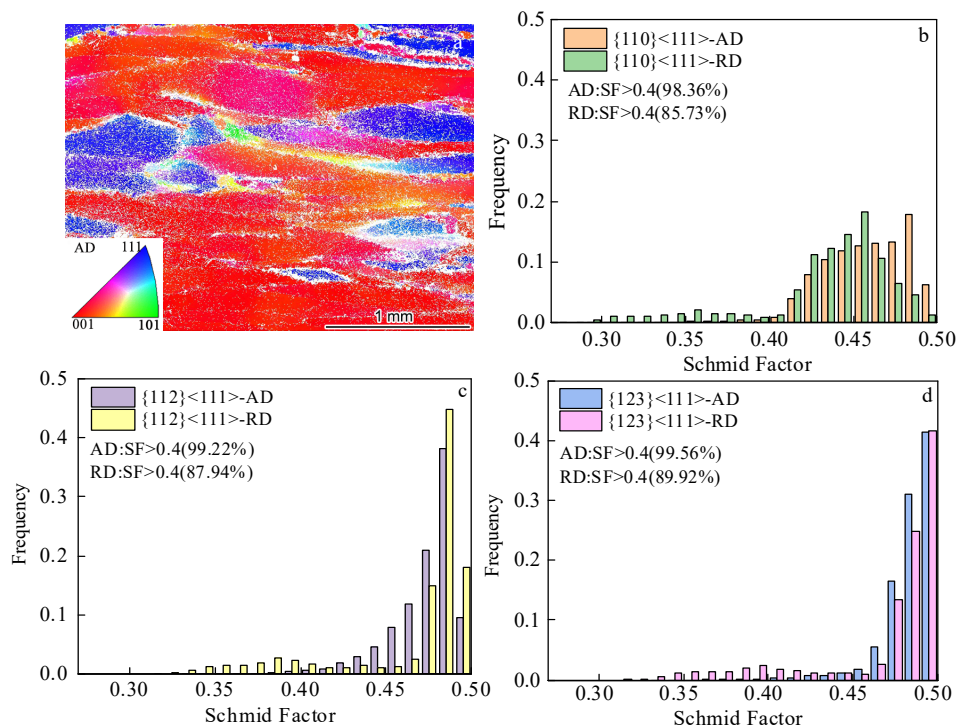


图 12 疲劳试样断口截面的 SEM 和 OM 照片

Fig.12 Cross section fracture SEM and OM images of the fatigued AD (a) and RD (b) specimens

图13 β 相晶粒取向图和 Schmid 因子分布图Fig.13 Pole figures (a) and Schmid factor maps (b-d) of β phase

$\langle c+a \rangle$ 滑移系的临界分切应力比柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系高 3~4 倍而难以开动^[36-37]。临界分切应力 τ 的大小由截面上的正应力 F/A 和取向因子 (Schmid 因子) $\cos\phi\cos\lambda$ 所决定, 因此可以通过计算 Schmid 因子确定 α 相滑移系开动的难易程度^[38], 进一步讨论 α 相织构对疲劳性能的影响。

由镢饼中心处极图 (图 4) 可知, α 相织构表现为 c 轴与锻造方向呈 45° 的环形区域或 c 轴沿着某一 RD 方向, 对镢饼中心处的 EBSD 数据进一步分析, 将 AD 和 RD 试样加载时的反极图叠加柱面 $\langle a \rangle$ 和基面 $\langle a \rangle$ 滑移系的 Schmid 因子等高线, 如图 14 所示。AD 试样在加载时表现为两处织构: (1) 与 $\langle 0001 \rangle$ 方向呈现约 45° 夹角处, 该织构取向密度指数为 5.6, 其基面滑移 Schmid 因子较高, 约为 0.43 (图 14a), 但其柱面滑移 Schmid 因子较低 (约 0.27); (2) 靠近 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向也呈现较强的织构, 其取向密度指数为 5.3, 柱面滑移 Schmid 因子较高, 约为 0.45 (图 14b)。对于 RD 试样, 其加载时表现为与 AD 试样位置相同的两处织构 (图 14c 和 14d), 但 RD 试样两处织构的取向密度指数与 AD 试样相比均较低 (分别为 2.3 和 2.9)。因此, 在循环加载时, AD 试样的基面和柱面滑移系更易开动。研究表明^[15,39-41], 在循环加载时, α 相的基面滑移系 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和柱面滑移系 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 提供了晶粒的循环塑性变形行为, 而疲劳源处的微裂纹易由基面滑移形成。在循环加载下, 基面滑移系和柱面滑移

面开动, 位错沿着滑移带累积, 部分位错通过 α/β 边界转移到相邻的 α 相, 剩余位错在 α/β 边界靠 α 相一侧塞积, 随着应力集中, 位错密度增加, 裂纹形核并沿着滑移带传播, 由于基面 $\{0001\}$ 为密排面具有较低的结合能, 裂纹易在基面的滑移面上产生, 并且基面裂纹在扩展时遇到相同基面取向时, 裂纹扩展阻力较小, 容易扩展。相同循环加载应力下, 与 RD 试样相比, AD 试样的基面滑移系更易开动, 导致 AD 更易产生微裂纹。因此, 从 α 相织构角度也可以判断 AD 试样疲劳寿命低于 RD 试样。

3.3 疲劳性能分散性分析

由于 RD 试样在镢饼厚度方向随机取样, 造成 RD 方向 $S-N$ 曲线 (图 7) 数据较为分散。为了进一步分析 RD 方向组织和织构对旋转弯曲疲劳性能的影响, 对镢饼 1/2 厚度处和 1/4 厚度处各取 3 支试样, 在加载应力为 640 MPa 下进行旋转弯曲疲劳实验, 并对镢饼 1/4 厚度处的显微组织和织构进行观察。镢饼 1/4 厚度 A 面原始 β 晶粒呈等轴状 (图 3a), R 面原始 β 晶粒沿垂直于锻造方向拉长 (图 3b), 长宽比约为 2, 与 1/2 厚度处金相组织 (图 3b, 3c) 相比, 其原始 β 晶粒长宽比更低。1/4 厚度处 β 相极图 (图 4c) 呈现与 1/2 厚度处 (图 4d) 相同的 $\langle 100 \rangle // AD$ 方向的织构类型, 织构强度有所降低, α 相织构也呈现 c 轴平行某一 RD_i 方向的强织构, 但织构强度相较于 1/2 厚度处有所降低。

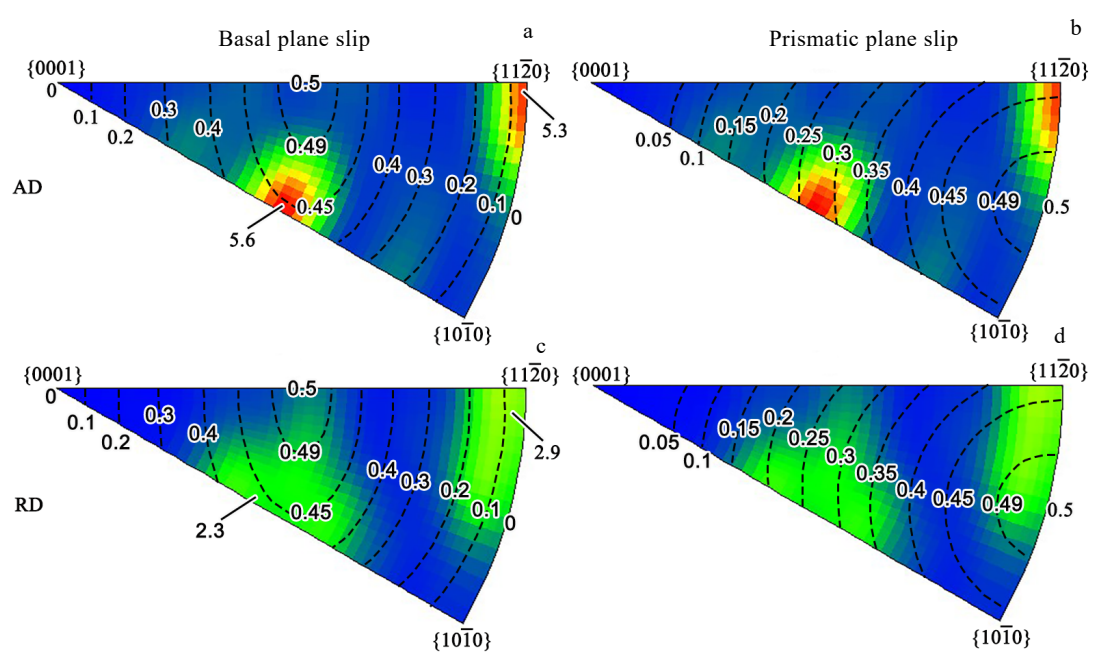


图 14 镁饼 AD 和 RD 试样的反极图叠加基面 $\langle a \rangle$ 和柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系的 Schmid 因子等高线图

Fig.14 Schmid factors contour lines of basal plane $\langle a \rangle$ (a, c) and prismatic planes $\langle a \rangle$ (b, d) slip system by inverse pole figures stacking of AD (a-b) and RD (c-d) specimens

旋转弯曲疲劳测试结果见表 2，循环加载应力为 640 MPa 时，镁饼 1/4 处试样旋转弯曲疲劳性能优于 1/2 处试样。这主要是由不同位置处原始 β 晶粒的形貌和织构强度所造成的，由前述可知，疲劳裂纹易在原始 β 晶界处形核，1/4 厚度处原始 β 晶粒长宽比较 1/2 处更低，从而在取样时 1/2 试样表面晶界比例比 1/4 处试样更高，因此中心处试样较 1/4 处试样更易在表面晶界处产生裂纹。同时，由于 1/2 处 $\langle 0001 \rangle_a // RD$ 织构强度增强，柱面和基面滑移系更易开动，导致 1/2 处疲劳性能下降。因此，对于 RD 方向试样，厚度方向原始 β 晶粒变形量的不同使原始 β 晶粒形貌和织构强度有所差异，从而导致 RD 试样旋转弯曲疲劳性能较为分散。

表 2 不同厚度处 RD 试样的旋转弯曲疲劳循环周次

Table 2 Rotating bending fatigue cycles of specimens at different thicknesses in RD direction

Direction-position	$N_f \times 10^6$	Direction-position	$N_f \times 10^6$
	4.17		2.41
RD-1/4	>10	RD-1/2	1.90
	2.10		0.967

Note: N_f —fatigue cycle

4 结 论

- 1) β 锻造的 $\alpha + \beta$ 钛合金镁饼为网篮组织，R 面原始 β 晶粒沿着垂直于锻造方向被压扁拉长，呈扁平状； β 相含 $\langle 100 \rangle // AD$ 的丝织构， α 相受 Burgers 关系影响析出 $\langle 0001 \rangle // RD$ 和 c 轴与 AD 呈 45° 的 2 种织构类型；镁饼厚度方向由于变形不均匀，织构强度存在一定的差异。
- 2) β 锻镁饼呈现明显的力学性能各向异性，RD 方向强度、塑性优于 AD 试样；AD 方向旋转弯曲疲劳极限约 520 MPa，RD 方向优于 AD 方向，约 620 MPa。
- 3) 扁平状原始 β 晶粒排布和 $\alpha + \beta$ 两相织构共同导致了镁饼不同方向疲劳性能的差异。原始 β 晶粒的排布造成截面内晶粒数量的差异导致不同取向裂纹萌生的难易程度不同， α 相 $\langle 0001 \rangle // RD$ 的织构和 β 相 $\langle 100 \rangle // AD$ 的丝织构使得 RD 试样的旋转弯曲疲劳性能优于 AD 试样。

参考文献References

[1] Lütjering G, Williams J C. Translated by Lei Ting(雷霆), Yang Xiaoyuan(杨晓源), Fang Shuming(方树铭). Titanium(钛, 第二版)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2011: 1

- [2] Yang Rui(杨锐), Ma Yingjie(马英杰), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57: 1455
- [3] Huang Sensen(黄森森), Ma Yingjie(马英杰), Zhang Shilin(张仕林) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55: 741
- [4] Ren Junqiang, Qi Wang, Zhang Binbin *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 831: 142187
- [5] Suresh S. Translated by Wang Zhongguang(张中光), Zang Qishan(臧启山), Li Shouxin(李守新). *Fatigue of Material*(材料的疲劳)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1999: 15
- [6] Guo Ping(郭萍), Pan Hao(潘浩), Jia Guoyu(贾国玉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(1): 301
- [7] He Bo(何波), Lei Tao(雷涛), Sun Changqing(孙长青) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48: 3048
- [8] Liu Zhiduo(刘知多), Zhang Haoyu(张浩宇), Zhou Ge(周舸). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 53(2): 658
- [9] Helstroffer A, Hémery S, Andrieu S *et al. Materials Letters*[J], 2020, 276: 128198
- [10] 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: 1623
- [11] Shi Xiaohui, Zeng Weidong, Xue Shikun *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 631: 340
- [12] Liu Xiaolong(刘小龙), Sun Chengqi(孙成奇), Zhou Yantian(周砚田) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52: 923
- [13] Bridier F, Vilechaise P, Mendez J. *Acta Materialia*[J], 2008, 56: 3591
- [14] Hémery S, Stinville J C, Wang F *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 219: 117227
- [15] Wu Yulun, Hu Rui, Yang Jieren *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 735: 40
- [16] Zhu Baohui(朱宝辉), Zhong Jingming(钟景明), Wang Kai(汪凯) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2021, 45: 1153
- [17] Fan J K, Kou H C, Lai M J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 584: 121
- [18] Meng L, Kitashima T, Tsuchiyama T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 771: 138640
- [19] Li Ping(李萍), Duan Yuanpei(段园培), Xue Kemin(薛克敏) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(5): 872
- [20] Liu Qiaomu(刘巧沐). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2018, 39: 60
- [21] Zhao Zibo, Wang Qinjiang, Hu Qinmaio *et al. Acta Materialia* [J], 2017, 126: 372
- [22] Duan Q Q, Qu R T, Zhang P *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 142: 226
- [23] Deng Wei(邓伟), GaoXiuhua(高秀华), Qin Xiaomei(秦小梅) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46: 533
- [24] Li Shaoqiang(李少强), Chen Wei(陈威), Zha You(查友) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50: 911
- [25] Chen Wei, Zeng Weidong, Zhao Yaohua *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, A807: 140825
- [26] Weng Hanbo, Huang Sensen, Yang Jie *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2022, 1: 28
- [27] Won Jong Woo, Park Kyung-Tae, Hong Seong-Gu *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 637: 215
- [28] Won Jong Woo, Park Chanhee, Hong Seong-Gu *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 651: 245
- [29] Tan Changsheng, Sun Qiaoyan, Zhang Guojun *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 138: 105724
- [30] Tan Changsheng, Li Xiangli, Sun Qiaoyan *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2015, 75: 1
- [31] Joseph Sudha, Bantounas Ioannis, Lindley Trevor C *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2018, 100: 90
- [32] Lütjering G, Albrecht J, Sauer C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 468: 201
- [33] Matthew K Dunstan, James D Paramore, Fang Z Zak *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 131: 105355
- [34] Güngör Salih, Edwards Lyndon. *Materials Science and Engineering A*[J], 1993, 160: 17
- [35] Wu Zhihong, Kou Hongchao, Chen Nana *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 141: 105827
- [36] Wang L, Zheng Z, Phukan H *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 132: 598
- [37] Lin Ping, Hao Yonggang, Zhang Baoyou *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 707: 172
- [38] Bridier F, Vilechaise P, Mendez J. *Acta Materialia*[J], 2005, 53: 555
- [39] Briffod Fabien, Shiraiwa Takayuki, Enoki Manabu *et al. Materialia*[J], 2022, 22: 101401
- [40] Wu Zhihong, Kou Hongchao, Chen Nana *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 798: 140222
- [41] Pilchak A L, Willuams R E A, Williams J C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41: 106

Anisotropy of Rotating Bending Fatigue Properties of $\alpha+\beta$ Titanium Alloy

Chen Song^{1,3}, Huang Sensen^{3,4}, Ma Yingjie^{2,3,4}, Yang Jie^{2,3}, Wang Qian^{3,4}, Liang Yu¹, Lei Jiafeng^{2,3,4}, Yang Rui^{2,3,4}

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Chemical Technology, Shenyang 110142, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

(3. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences,

Shenyang 110016, China)

(4. Southern Marine Science and Engineering Guangdong Laboratory (Zhuhai), Zhuhai 519000, China)

Abstract: The effects of microstructure and texture on the rotating-bending fatigue anisotropy of an $\alpha+\beta$ two-phase titanium alloy by β forging were investigated. The microstructure and texture distribution of forged billet in different directions and at different thicknesses were characterized by OM, SEM, XRD and EBSD, and the effects of microstructure and texture on the rotating-bending fatigue anisotropy were analyzed. The results show that after β forging, the alloy has the characteristics of basket-weave microstructure, the prior β grains are flattened and elongated, and there are recrystallized grains at the grain boundary. The texture of β -phase $\langle 100 \rangle$ // axial direction and α -phase $\langle 0001 \rangle$ // radial direction is formed by forged billet after β forging. The rotating-bending fatigue strength of radial direction samples is better than that of axial direction samples, which is related to the morphology and texture type of the prior β grains of forged billet. The arrangement of the prior β grains leads to different initiations of cracks and different tortuous degrees of crack growth path. In addition, the α and β textures also cause the fatigue strength differences due to the difficulty of slip systems activation of samples in different directions under cyclic loading.

Key words: $\alpha+\beta$ titanium alloys; anisotropy; rotating bending fatigue properties; texture

Corresponding author: Ma Yingjie, Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China,
E-mail: yjma@imr.ac.cn