

热处理对裂尖不同塑性变形状态下工业纯钛疲劳裂纹扩展行为的影响

李 建, 陆 磊, 周昌玉, 常 乐, 缪新婷, 周彬彬, 贺小华

(南京工业大学 江苏省极端承压装备设计与制造重点实验室, 江苏 南京 211816)

摘 要:开展热处理工业纯钛 TA2 在不同载荷水平下疲劳裂纹扩展实验, 考虑裂尖塑性变形程度, 研究疲劳裂纹扩展规律以及热处理状态对疲劳裂纹扩展不同阶段的适应性。结果表明, 不同疲劳载荷下热处理对疲劳扩展速率产生不同的影响。A 类加载热处理后的疲劳裂纹扩展速率下降是由于近门槛区有效载荷的降低, 以及近门槛值的提高。B 类加载下热处理对有效载荷以及裂尖塑性变形几乎没有影响。C 类与 D 类加载下热处理后裂尖塑性变形受到限制, 而导致疲劳裂纹扩展速率下降。

关键词: 工业纯钛; 疲劳裂纹扩展; 热处理

中图分类号: TG146.23; TG111.91

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)11-3745-08

钛材具有密度低、比强度及韧性高、耐酸碱、抗腐蚀、无磁性、生物相容性好等特点, 是一种非常有应用前景的金属结构材料^[1,2]。目前使用最广泛的钛合金是 Ti-6Al-4V (TC4)、Ti-5Al-2.5Sn (TA7) 和工业纯钛。工业纯钛按其杂质含量的不同, 分为 TA1、TA2、TA3 和 TA4 等多个牌号。化工设备上常用的工业纯钛是 TA2, 耐腐蚀性能和综合力学性能适中。研究表明, 合金的物理冶金性能对其疲劳性能的影响很显著^[3-6]。在冶金特性中, 晶粒尺寸是其中最重要的因素之一。晶粒尺寸显著影响疲劳裂纹的萌生和扩展行为。文献[7]的研究结果表明, 对于纯钛, 宏观裂纹扩展速率随着晶粒尺寸的增加而降低。Oberwinkler^[8]认为晶粒大小影响 Ti-6Al-4V 合金裂纹扩展的门槛值。粗晶粒裂纹扩展路径是曲折的, 断口表面的粗糙度比较大, 容易产生粗糙度诱发的裂纹闭合^[9-11]。研究发现粗晶粒结构裂纹扩展门槛值高, 扩展速率低, 从而具有较高的抗裂纹扩展阻力^[12]。Shou 等人^[13]认为疲劳裂纹扩展阻力由裂纹扩展路径偏折、裂纹闭合、和晶界等因素之间的共同作用决定的。粗晶粒由于晶界阻力比较小, 也有可能对裂纹扩展有利。Yoder 等人^[14]研究了晶粒尺寸对钛合金疲劳裂纹扩展行为的影响, 结果表明, 对疲劳裂纹扩展产生重要影响的不是单个晶粒的大小, 而是平均有效晶粒尺寸。然而, 目前国内外关于晶粒尺寸对疲劳裂纹扩展方面的研究主要集中在低载荷比 R 和低应力强度因子范围 ΔK 的近门槛阶段, 这一阶段裂尖塑性区和张开位移甚至会低于晶粒尺寸^[15]。晶粒

尺寸对钛合金疲劳裂纹扩展不同阶段的影响也不同。如果裂尖塑性区尺寸足够大, 裂纹扩展行为更大程度上受到材料的宏观力学性能的影响^[16]。这其中包括材料强度、断裂韧性等。这些材料特性的差别将会影响到裂尖塑性变形, 最终影响到疲劳裂纹扩展行为。

目前, 国内外对钛疲劳裂纹扩展方面研究主要针对 $\alpha+\beta$ 两相钛合金及新型 β 钛合金, 有关纯钛研究较少。文献[17]报道了纯钛组织与硬度的关系、纯钛超细晶粒化的组织与性能^[18]、纯钛循环变形的微观结构^[19]。除材料本身化学成分的影响外, 纯钛的力学性能主要与微观组织有关, 而纯钛的微观组织与其热加工、热处理有关。关于工业纯钛在热处理方面的研究, 在 650 °C 下对纯钛进行再结晶等温加热处理, 晶粒生长过程中原子扩散速率逐步提高, 晶粒增长速率增加, 晶粒尺寸趋于均匀^[20]。再结晶退火可使纯钛内部组织和性能均匀, 完全软化, 并具有合适的塑性和韧性^[21]。本研究对工业纯钛开展不同载荷水平和热处理工艺条件下疲劳裂纹扩展实验, 研究疲劳裂纹扩展规律以及热处理对疲劳裂纹扩展不同阶段的影响。

1 实 验

实验所用材料为工业纯钛板 TA2, 其化学成分(质量分数, %)为: Fe 0.08, C 0.01, N 0.02, H 0.001, O 0.01, Ti 余量。实验热处理状态为: M0 状态对应供货态、M1 状态为 750 °C/1 h 水冷处理(WQ)、M2

收稿日期: 2018-11-15

资助项目: 国家自然科学基金 (51475223, 51675260)

作者简介: 李 建, 男, 1989 年生, 博士生, 南京工业大学机械与动力工程学院, 江苏 南京 211816, E-mail: lijian83675215@163.com

状态为 850 °C/1 h 水冷处理(WQ)、M3 状态为 850 °C/1 h 随炉冷却处理(FC)。工业纯钛供货态为冷轧退火状态, 原始晶粒形状见图 1a, 晶粒大小很不均匀。750 °C 水冷(WQ), 晶粒开始变得均匀, 850 °C 水冷(WQ), 晶粒更加均匀。850 °C 随炉冷却(FC), 部分晶粒进一步生长。经实验测得材料热处理后的基本力学性能参数如表 1 所示。其中, σ_y 表示屈服强度, δ 表示延伸率, J_{IC} 表示断裂韧性。水冷处理后屈服强度 σ_y 与断裂韧性 J_{IC} 明显提高, 850 °C 处理后的屈服强度和断裂韧性最高, 延伸率 δ 略微下降。随炉冷却后的力学特性几乎没有变化。测量出来的平均晶粒尺寸约为 57 μm 。

在延性断裂中, 试样的尺寸效应通常会引起不同的裂纹尖端拘束水平, 会大大影响裂纹扩展行为。因此, 本实验中试样尺寸和初始裂纹长度相同。疲劳裂纹扩展实验选用标准 CT (compact tension) 试样, 试样示意图如图 2 所示。尺寸为宽度 $W=25$ mm, 厚度

$B=12.5$ mm 以及初始裂纹长度 $a_0=13$ mm。考虑载荷比和载荷幅, 裂纹扩展实验设计 4 种加载条件, 分别记为 A、B、C 和 D(见表 2)。其中 A 为低载荷比和低载荷幅加载, $R=0.1, \Delta F=1922$ N; B 为低载荷比和高载荷幅加载, $R=0.1, \Delta F=4803$ N; C 为高载荷比和低载荷幅加载, $R=0.8, \Delta F=1441$ N; D 为高载荷比和高载荷幅加载, $R=0.8, \Delta F=2400$ N。每种加载水平均考虑各种热处理工艺的影响。实验在室温下 MTS 809 伺服液压万能试验机上进行。采用力控加载方式, 三角波循环加载, 频率 5 Hz。采用柔度卸载法测裂纹长度^[22], 试样断裂后, 通过 JSM 6360 扫描电镜(SEM)对断口形貌进行测量。

2 结果与讨论

2.1 裂纹扩展速率

通常认为裂纹的扩展行为与裂尖塑性区的尺寸紧密相关^[23, 24]。根据断裂力学的相关知识^[25]发现当塑性

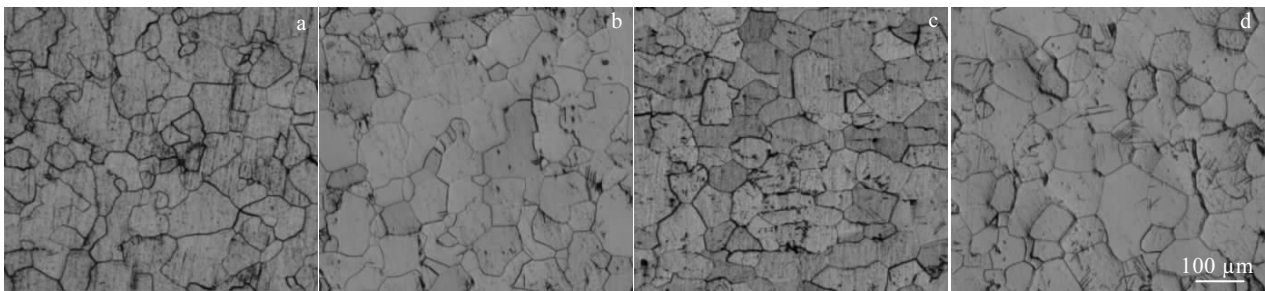


图 1 不同热处理下工业纯钛显微组织

Fig.1 Microstructures of TA2 under different heat treatments: (a) M0, (b) M1, (c) M2, and (d) M3

表 1 工业纯钛的力学性能

Table 1 Mechanical properties of TA2

Heat treatment	No.	σ_y/MPa	$\delta/\%$	$J_{IC}/\text{MPa}\cdot\text{m}$
As received	M0	339	32	0.21
750 °C/1 h/WQ	M1	375	30	0.56
850 °C/1 h/WQ	M2	407	29	0.61
850 °C/1 h/FC	M3	334	30	0.24

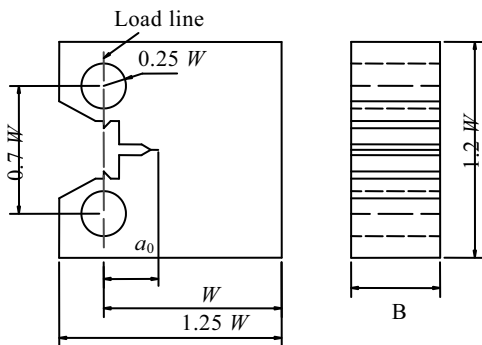


图 2 CT 试样示意图

Fig.2 Schematic drawing of the standard CT specimen

区尺寸与晶粒大小相当, 甚至比单个晶粒小, 裂尖的塑性变形受到应力强度因子 K 和微观组织的双重影响, 这个时候尾迹塑性区由粗糙度引起的裂纹闭合会减小裂纹扩展的有效驱动力, 此时属于裂纹扩展的近门槛阶段。随着加载水平提高, 塑性区尺寸大大超出单个晶粒尺寸大小, 此时如果限定在 K 控制的区域内, 裂纹扩展与裂尖断裂参量 K 和 ΔK 有关, 属于线弹性断裂行为。但是随着加载水平的提高, 裂尖塑性变形程度不断提高, 塑性区尺寸不断提高, 当塑性区演化到一定的程度将会超出裂尖 K 场范围, K 场也就失去了意义。此时, 裂尖附近的材料力学行为就不符合线弹性断裂行为了。裂纹扩展行为更大程度上受到材料的宏观力学性能的影响^[16]。这其中包括材料强度、断裂韧性等。这些材料特性的差别将会影响到裂尖塑性变形, 最终影响到疲劳裂纹扩展行为。

众所周知, 疲劳裂纹的扩展可以用裂纹扩展曲线描述。其中第 1 区称为裂纹从萌生到扩展的近门槛区,

表 2 不同参量预测裂纹稳定扩展数据

Table 2 Data of the stable fatigue crack growth prediction

Loading condition	Coefficient	Index	Heat treatment No.	Scope, da/dN(mm/cycle)
A	$C, 1.6 \times 10^{-8}$	$m, 3.2893$	M0	$>1.25 \times 10^{-4}, <3.39 \times 10^{-3}$
			M1, M2	$>3.52 \times 10^{-4}, <3.39 \times 10^{-3}$
			M3	$>1.76 \times 10^{-4}, <3.39 \times 10^{-3}$
B	$C, 2.4 \times 10^{-8}$	$m, 2.9813$	All	$<2.55 \times 10^{-3}$
C	$C, 2.8 \times 10^{-8}$	$m, 3.2893$	M0	$<5.11 \times 10^{-5}$
	$C, 2.2 \times 10^{-10}$	$m, 5.2269$	M1, M2	$<7.58 \times 10^{-5}$
D	$C, 2.4 \times 10^{-9}$	$m, 4.3623$	M3	$<5.62 \times 10^{-5}$
D	-	-	None	-

第 2 区是裂纹稳定扩展的线性区, 即是著名的 Paris 区, 第 3 区是失稳扩展的快速断裂区。目前在工程中应用最为广泛的是 Paris 和 Erdogan^[26]于 1963 年提出的著名的 Paris 公式:

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

式中, a 为裂纹长度; N 为循环次数; ΔK 为应力强度因子范围; C 为裂纹稳定扩展系数; m 为裂纹稳定扩展指数。当实验数据点与公式(1)预测的结果吻合, 说明裂纹扩展处在 K 控制的稳定扩展区域, 裂纹扩展与裂尖断裂参量 ΔK 有关, 不受到微观组织的影响。

图 3 表示裂纹扩展速率 da/dN 与 ΔK 的关系。从图 3a 可以看出疲劳裂纹扩展行为完全满足典型的线弹性断裂条件下扩展的 3 个阶段特征。对于 M0 原材料, 当裂纹扩展速率超过 1.25×10^{-4} mm/cycle, 裂纹扩展进

入稳定扩展区; 对于 M1 与 M2 材料, 当裂纹扩展速率超过 1.76×10^{-4} mm/cycle, 裂纹扩展进入稳定扩展区; 对于 M3 材料, 当裂纹扩展速率超过 3.52×10^{-4} mm/cycle, 裂纹扩展进入稳定扩展区。这说明热处理后, 近门槛值提高。在近门槛阶段, 裂纹扩展速率低于原材料, 尤其是 M1 与 M2 材料, 近门槛区裂纹扩展速率明显下降。在稳定扩展阶段, 热处理对裂纹扩展速率几乎没有影响, 说明裂纹扩展速率完全由 ΔK 决定。当裂纹扩展速率超过 3.39×10^{-3} mm/cycle, 裂纹扩展进入快速扩展阶段。具体的参数值见表 2。

从图 3b 可以发现裂纹扩展不存在近门槛区, 刚开始就处于 K 控制的稳定扩展区, 热处理前后裂纹扩展速率完全由 ΔK 决定。当裂纹扩展速率超过 2.55×10^{-3} mm/cycle, 裂纹扩展进入快速扩展阶段(具体值见表 2)。

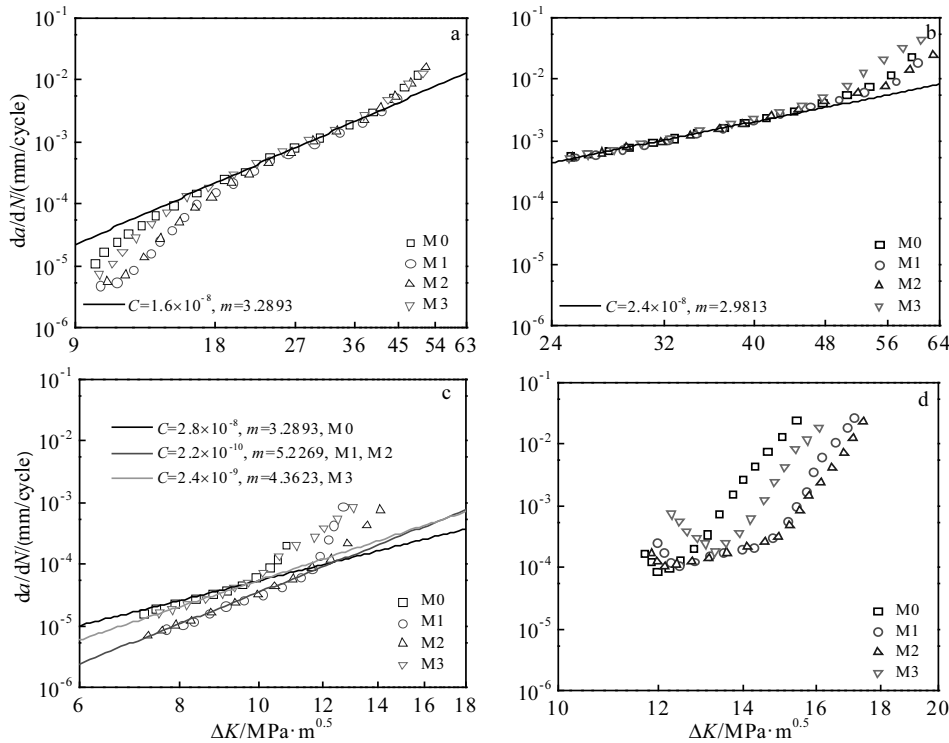


图 3 工业纯钛在不同载荷条件下疲劳裂纹扩展速率与 ΔK 的关系

Fig.3 Crack growth rate da/dN vs ΔK under different loading conditions: (a) $R=0.1, \Delta F=1922$ N; (b) $R=0.1, \Delta F=4803$ N; (c) $R=0.8, \Delta F=1441$ N; (d) $R=0.8, \Delta F=2400$ N

从图 3c 可以发现, 刚开始裂纹扩展就进入稳定扩展区, 热处理前后裂纹扩展速率产生很明显的差异, 热处理会降低疲劳裂纹扩展速率, M3 热处理后的差异较小, 可能是因为 M3 材料力学性能与热处理前相近。对于 M0 原材料, 当裂纹扩展速率超过 5.11×10^{-5} mm/cycle, 裂纹扩展进入快速扩展阶段; 对于 M1 与 M2 材料, 当裂纹扩展速率超过 7.58×10^{-5} mm/cycle, 裂纹扩展进入快速扩展阶段; 对于 M3 材料, 当裂纹扩展速率超过 5.62×10^{-5} mm/cycle, 裂纹扩展进入快速扩展阶段。这说明热处理后, 稳定扩展区更广, 尤其是 M1 热处理与 M2 热处理后的材料, 具体的数值同样见表 2。

从图 3d 可以发现裂纹扩展速率完全不受 ΔK 控制, 疲劳裂纹扩展不存在稳定扩展阶段。其中, M0 材料疲劳裂纹扩展速率最高, M1 与 M2 热处理下疲劳裂纹扩展速率最低, M3 热处理疲劳裂纹扩展速率介于中间。热处理后的数据差别很大。如图 3c 与图 3d 所示, 高载荷比加载下, 相同的 ΔK 水冷处理后裂纹扩展速率明显比较低。具体数值见表 2。

图 4 为不同疲劳载荷以及不同热处理对裂纹扩展闭合的影响。其中, K_{op} 表示裂纹张开应力强度因子, K_{max} 表示最大应力强度因子。 K_{op}/K_{max} 越大意味着裂纹扩展有效载荷越低。从图 4a 中可以发现 A 类加载条件下, 裂纹扩展初始阶段不同热处理对裂纹扩展有效载荷差别很大, M0 材料裂纹扩展有效载荷最高, M2 处理后的裂纹扩展有效载荷最低。这反映了热处理对

近门槛区裂纹闭合的影响。根据文献[27]裂尖小范围屈服条件下塑性区尺寸计算公式得出:

$$r_c = \frac{2}{3\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

式中, r_c 为裂尖反向塑性区尺寸; ΔK 为应力强度因子范围; σ_y 为屈服强度。以原始材料 M0 与 M2 材料作比较, 计算结果发现在 $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ 时, M0 材料的塑性区尺寸为 $23 \mu\text{m}$, M2 材料的塑性区尺寸为 $16 \mu\text{m}$, 都低于平均晶粒尺寸 $57 \mu\text{m}$ 。说明 M2 材料裂纹扩展更易于受到局部微观组织的影响, 塑性区尺寸下降使得裂纹扩展的近门槛值提高, 同时降低了近门槛区的疲劳裂纹扩展速率。与此同时 M2 材料晶界密度提高进一步阻碍裂纹扩展, 有利于裂纹扩展路径偏折。在其他加载条件下, 热处理后裂纹扩展有效载荷几乎没有差异。结合图 3 的结果可以推测除了 A 类加载条件下存在近门槛区的影响, 其它加载条件几乎不存在裂纹扩展近门槛区。因此, 在 B、C 和 D 类加载条件下热处理对裂纹扩展影响是由宏观力学性能决定的。有效载荷可以由标准 ASTM-647^[22]中规定的 2% 柔度偏离的方法确定。

根据断裂力学相关知识, 可以发现裂尖塑性变形程度可以通过塑性区尺寸以及裂尖张开位移等参量表征^[28]。而裂尖张开位移与试样加载线位移之间也存在直接联系^[29]。图 5 为不同疲劳载荷以及不同热处理下加载线位移与 ΔK 的关系。可以看出在 A 类与 B 类加载

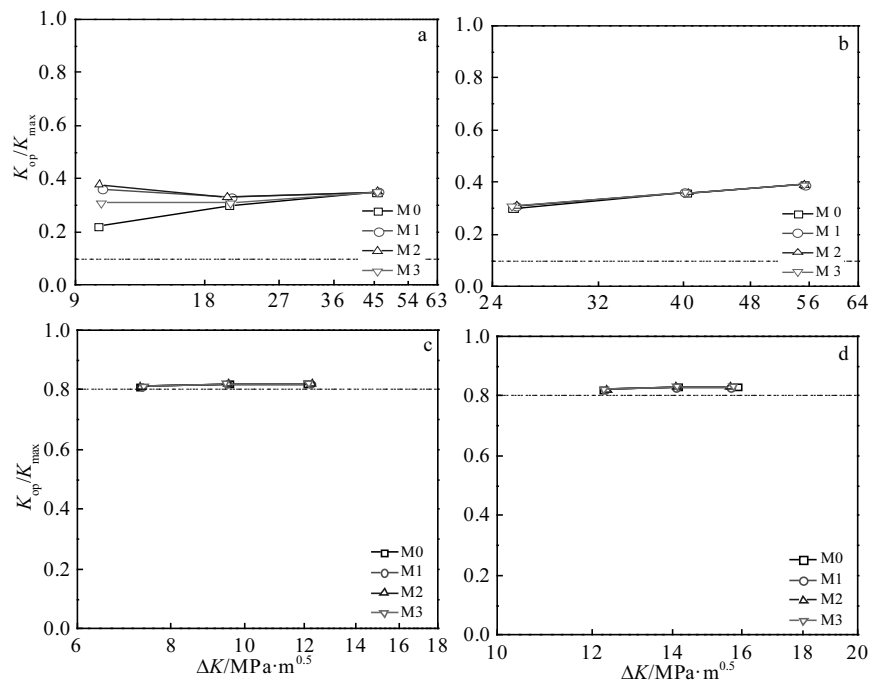


图 4 工业纯钛在不同载荷条件下有效载荷幅与 ΔK 的关系

Fig. 4 Comparison of normalized opening stress intensity factor range versus ΔK under different loading conditions: (a) $R=0.1$, $\Delta F=1922 \text{ N}$; (b) $R=0.1$, $\Delta F=4803 \text{ N}$; (c) $R=0.8$, $\Delta F=1441 \text{ N}$; (d) $R=0.8$, $\Delta F=2400 \text{ N}$

下, 不同的热处理条件几乎不影响到试样的加载线位移, 可以推测热处理几乎不影响裂尖塑性变形, 这也间接说明了在 A 类加载近门槛区热处理降低了疲劳裂纹扩展速率是因为近门槛区裂纹闭合程度提高, 有效载荷降低造成的。然而 C 类与 D 类加载下, 热处理对加载线位移产生很明显的影 响, 热处理普遍降低了加载线位移, 尤其是在水冷热处理以及 D 类加载下。但是结合图 4 中的观察结果, 发现 C 类与 D 类加载下热处理并没有改变裂纹扩展有效载荷, 这也间接说明了在 C 类

与 D 类加载下热处理降低了疲劳裂纹扩展速率是因为裂尖塑性变形受到阻碍而造成的。随着载荷比和载荷幅的提高, 裂尖塑性变形对裂纹扩展作用不可忽略。在疲劳裂纹扩展的稳定扩展阶段以及快速扩展阶段, 热处理后材料的强度与断裂韧性相应提高, 从而抑制了裂尖塑性变形, 阻碍了疲劳裂纹扩展速率。

2.2 疲劳裂纹扩展断口分析

图 6~图 9 给出了不同加载水平下断口形貌图。其中图 6a1~6d1 表示裂纹扩展初始阶段的形貌, 图

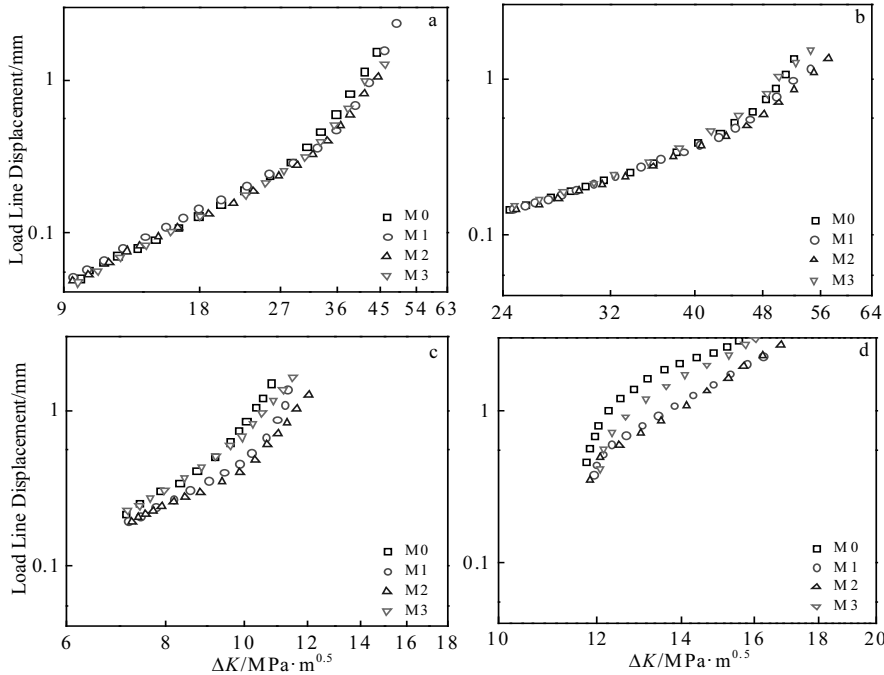


图 5 工业纯钛在不同载荷条件下加载线位移与 ΔK 的关系

Fig.5 Comparison of load line displacement versus ΔK under different loading conditions: (a) $R=0.1, \Delta F=1922$ N; (b) $R=0.1, \Delta F=4803$ N; (c) $R=0.8, \Delta F=1441$ N; (d) $R=0.8, \Delta F=2400$ N

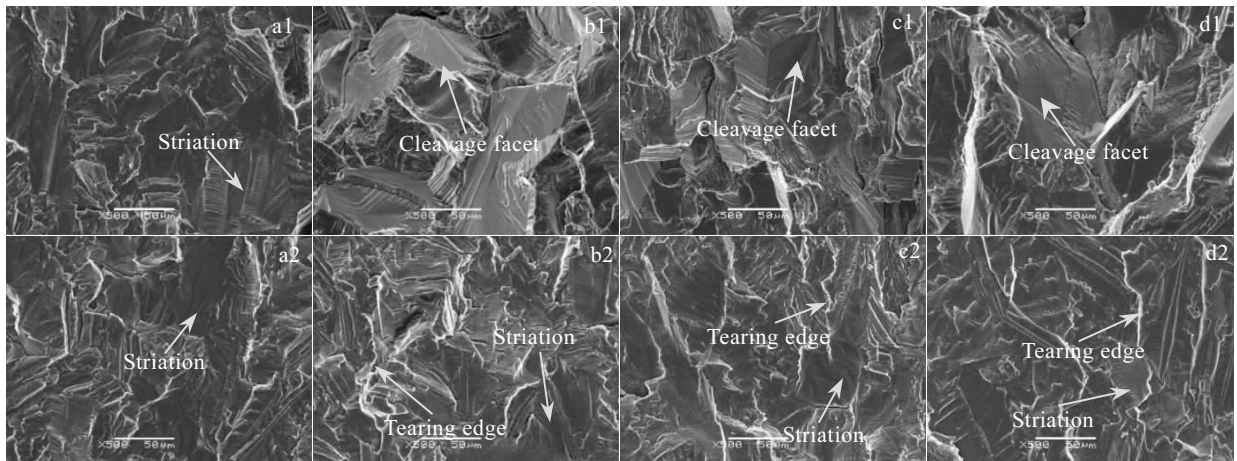


图 6 试样在 A 类载荷下的断口形貌

Fig.6 Fracture surface morphologies of CT specimens under loading A condition: (a1) M0, initial stage; (b1) M1, initial stage; (c1) M2, initial stage; (d1) M3, initial stage; (a2) M0, intermediate stage; (b2) M1, intermediate stage; (c2) M2, intermediate stage; (d2) M3, intermediate stage

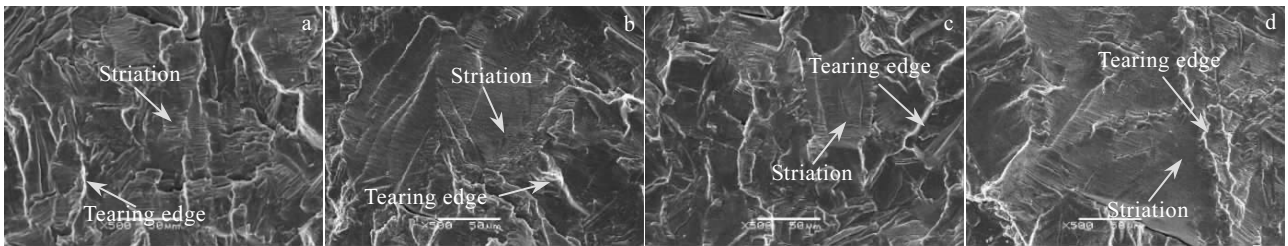


图 7 试样在 B 类载荷下的断口形貌

Fig.7 Fracture surface morphologies of CT specimens under loading B condition: (a) M0, intermediate stage; (b) M1, intermediate stage; (c) M2, intermediate stage; (d) M3, intermediate stage

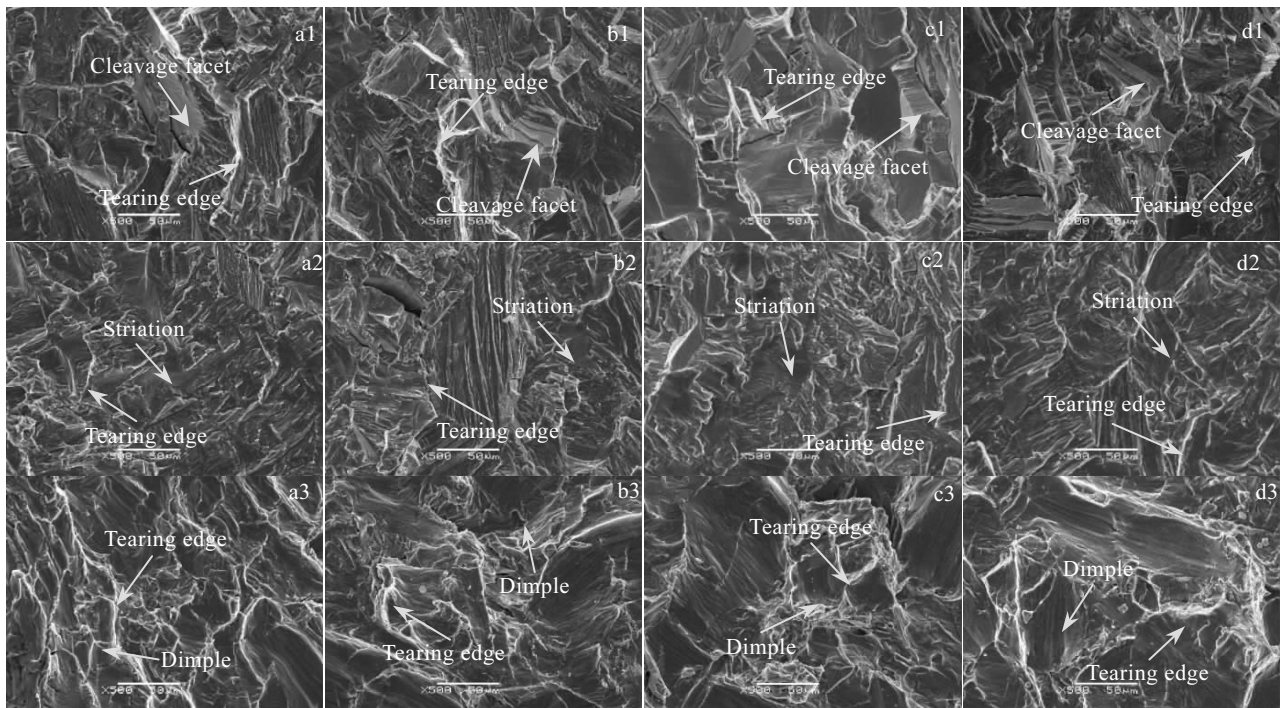


图 8 试样在 C 类载荷下的断口形貌

Fig.8 Fracture surface morphologies of CT specimens under loading C condition: (a1) M0, initial stage; (b1) M1, initial stage; (c1) M2, initial stage; (d1) M3, initial stage; (a2) M0, intermediate stage; (b2) M1, intermediate stage; (c2) M2, intermediate stage; (d2) M3, intermediate stage; (a3) M0, intermediate-late stage; (b3) M1, intermediate-late stage; (c3) M2, intermediate-late stage; (d3) M3, intermediate-late stage

6a2~ 6d2 表示裂纹扩展中期的形貌，图 6a3~6d3 表示裂纹中后期的形貌。A 类加载下断口形貌如图 6 所示。原材料初始阶段断口表面相对平滑，热处理后的初始阶段会有不同程度的解理小平面，断口表面变得粗糙，根据文献[9]中的研究结果发现这会提高裂纹闭合效应，降低裂纹扩展有效载荷，水冷处理最明显。扩展中期断口表现为疲劳辉纹，伴随着一些撕裂棱特征。B 类加载下断口形貌如图 7 所示。断口形貌特征与 A 类加载下中期的断口形貌特征相似。伴随着大量撕裂棱特征，这说明存在明显的塑性变形痕迹，属于裂尖

小范围弹塑性断裂。热处理对断口形貌并没有什么影响。

C 类加载下断口形貌如图 8 所示。前期有部分解理平面，热处理会适当提高断口表面解理程度。但是前期断口也伴随着一些撕裂棱，说明前期裂尖已经不是线弹性断裂了。裂纹扩展中期，断口形貌特征与 B 类加载下断口形貌特征相似，同样伴随着大量撕裂棱。在裂纹扩展中后期，断口表面呈现许多韧窝特征。这一特征与文献[30]中结果类似。Hamon 等人^[28]发现随着载荷比以及最大应力强度因子 K_{max} 的提高，断口韧

窝特征更明显, 在高 K_{\max} 以及高载荷比的条件下断口表现出与准静态加载韧性断裂下相类似的韧窝特征。韧窝附近还伴随着许多短小不平整的疲劳辉纹特征, 裂纹扩展需要消耗更多的塑性变形, 扩展阻力大。另外热处理后的形貌特征没有本质区别。D 类加载下断口形貌如图 9 所示。断口形貌与 C 类加载条件下裂纹扩展中后期的形貌特征很相似, 热处理对断口形貌并没有什么影响。

结合疲劳裂纹扩展速率以及疲劳裂纹扩展有效载

荷, 可以推断, A 类加载热处理后的疲劳裂纹扩展速率下降是由于近门槛区的有效载荷下降, 以及近门槛值的提高造成的。而 C 类与 D 类加载热处理后材料强度与断裂韧性提高了, 导致裂尖塑性区尺寸降低, 限制了裂尖塑性变形, 而导致疲劳裂纹扩展速率下降, 这与 A 类加载下的试验数据有着本质不同的结论。B 类加载下热处理后的疲劳裂纹扩展速率几乎没有什么变化, 可以说明 B 类加载下裂纹扩展区域既不受近门槛区的影响, 也没受到材料宏观力学性能的影响。

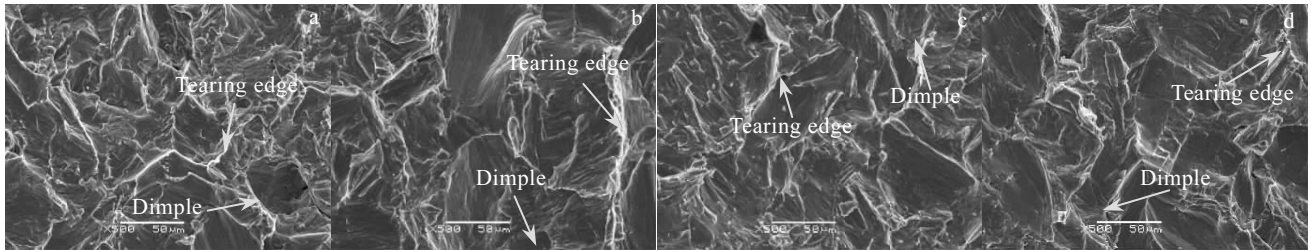


图 9 试样在 D 类载荷下的断口形貌

Fig.9 Fracture surface morphologies of CT specimens under loading D condition: (a) M0, intermediate stage; (b) M1, intermediate stage; (c) M2, intermediate stage; (d) M3, intermediate stage

3 结 论

1) A 类加载下疲劳裂纹扩展行为完全满足典型的线弹性断裂条件下的 3 个阶段特征。B 类与 C 类加载下不存在门槛区, 有很长的稳定扩展区。D 类加载下不存在稳定扩展区。

2) A 类加载下热处理提高近门槛值, 降低近门槛区疲劳裂纹扩展速率。B 类加载下热处理对疲劳裂纹扩展速率几乎没有影响。C 类加载与 D 类加载下热处理会降低整个阶段的疲劳裂纹扩展速率。水冷热处理对疲劳裂纹扩展速率的影响最明显。

3) A 类加载下热处理会大大提高前期的解理程度, 断口表面变得粗糙。B 类加载下热处理对断口形貌特征几乎没有影响。C 类加载下热处理会适当提高断口表面前期解理程度。D 类加载下热处理对断口形貌特征也没有什么影响。

4) A 类加载热处理后的疲劳裂纹扩展速率下降是由于近门槛区有效载荷的降低, 以及近门槛值的提高。B 类加载下热处理对有效载荷以及裂尖塑性变形几乎没有影响。C 类与 D 类加载下热处理后裂尖塑性变形受到限制, 而导致疲劳裂纹扩展速率下降。

参考文献 References

[1] Peng J, Zhou C Y, Dai Q *et al.* *Materials Science and*

Engineering A[J], 2014, 611: 123

[2] Peng J, Zhou C Y, Dai Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 590: 329

[3] Chen Y Q, Yi D Q, Jiang Y *et al.* *Philosophical Magazine*[J], 2013, 93: 2269

[4] Agnew S R, Vinogradov A Y, Hashimoto S *et al.* *Journal of Electronic Materials*[J], 1999, 28: 1038

[5] Zhou M Z, Yi D Q, Liu H Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 4070

[6] Chen Y Q, Pan S P, Zhou M Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 580: 150

[7] Robinson J L, Beebers C J. *Metal Science Journal*[J], 2013, 7: 153

[8] Oberwinkler B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 5983

[9] Yin D Y, Liu H Q, Chen Y Q *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2016, 84: 9

[10] Suresh S. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16: 249

[11] Yoder G R, Cooley L A, Crooker T W. *Metallurgical Transactions A*[J], 1978, 9: 1413

[12] Chowdhury P B, Sehitoglu H, Rateick R G *et al.* *Acta Materialia*[J], 2013, 61: 2531

[13] Shou W B, Yi D Q, Liu H Q *et al.* *Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2016, 16: 304

- [14] Yonder G R, Cooley Y A, Crooker T W. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 1979, 11: 805
- [15] Hanlon T, Kwon Y N, Suresh S. *Scripta Materialia*[J], 2003, 49: 675
- [16] Gall K, Sehitoglu H, Kadioglu Y. *Acta Materialia*[J], 1996, 44: 3955
- [17] Poondla N, Srivatsan T S, Patnaik A *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 486: 162
- [18] Fu Wenjie(付文杰), Zhao Xicheng(赵西成), Yang Xirong(杨西荣) *et al. Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)*[J], 2008, 22(3): 303
- [19] Chen Changqiang(陈常强), Li Shouxin(李守新), Li Guangyi(李广义) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2004, 40(3): 241
- [20] Fan Yajun(樊亚军), Zhang Zhanying(张战英), Chen Zhihong(陈志宏) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2013, 34(S1): 22
- [21] Duan Xiaoge(段晓鸽), Jiang Haitao(江海涛), Liu Jixiong(刘继雄) *et al. Rare Metals(稀有金属)*[J], 2012, 36(3): 353
- [22] *ASTM E647-08 Standard*[S]. 2008
- [23] García A M, Sehitoglu H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1997, 28: 2263
- [24] Kamp N, Parry M R, Singh K D *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52: 343
- [25] Zhong Qunpeng(钟群鹏). *Study of Crack(裂纹学)*[M]. Beijing: Higher Education Press, 2014
- [26] Paris P, Erdogan F. *Transactions of the ASME Journal of Basic Engineering*[J], 1963, 85: 528
- [27] Irwin G R. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 1968, 1: 241
- [28] Antunes F V, Sousa T, Branco R *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2015, 71: 53
- [29] *ASTM E1820-13 Standard*[S]. 2013
- [30] Hamon F, Henaff G, Halm D *et al. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2012, 35: 160

Effect of Heat Treatment on Fatigue Crack Growth Behavior of Commercially Pure Titanium under Different Crack Tip Deformation Conditions

Li Jian, Lu Lei, Zhou Changyu, Chang Le, Miao Xinting, Zhou Binbin, He Xiaohua

(Jiangsu Key Lab of Design and Manufacture of Extreme Pressure Equipment, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

Abstract: Fatigue crack propagation experiment of commercially pure titanium TA2 under different load levels after heat treatment was carried out. With consideration of the degree of plastic deformation of crack tip, the adaptability of heat treatment state to different stages of fatigue crack growth was investigated. The results show that heat treatment has different effects on the fatigue crack growth rate under different loading conditions. The decrease of fatigue crack growth rate with heat treatment in loading A condition is due to the reduction of the effective load near the threshold region and the increase of the near threshold value. Heat treatment in loading B condition has little effect on the effective load and the plastic deformation of crack tip. The plastic deformation of crack tip is restricted after heat treatment under loading C and D conditions, which decrease the fatigue crack growth rate.

Key words: commercially pure titanium; fatigue crack growth; heat treatment

Corresponding author: Zhou Changyu, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Power Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, Tel: 0086-25-58139951, E-mail: changyu_zhou@163.com