

预应变对工业纯钛 TA2 疲劳裂纹尖端应变场的影响

何爵亨¹, 代巧¹, 包骐乐¹, 周金宇², 姜学艳¹

(1. 江苏理工学院 机械工程学院, 江苏 常州 213001)

(2. 金陵科技学院 机电工程学院, 江苏 南京 211169)

摘要: 钛制承压设备在制造和服役过程中会产生塑性变形, 影响其抗疲劳性能。为了研究预应变对工业纯钛 TA2 疲劳裂纹扩展行为的影响, 本研究对原始材料、预应变量为 10%、20% 和 30% 的材料进行疲劳裂纹扩展试验, 结合数字图像相关(digital image correlation, DIC)技术获取裂纹尖端应变场, 研究预应变对裂纹尖端应变场的影响。结果表明: 随着预应变量的增加, 稳态疲劳裂纹扩展阶段的扩展速率减小, 裂纹张开位移减小, 裂纹张开载荷增大, 裂纹尖端塑性区、塑性变形量以及循环塑性应变累积量均减小。因此, 预应变抑制了裂纹尖端的塑性变形及循环塑性累积, 致使裂纹闭合效应愈加明显, 从而抑制了裂纹的扩展。该研究结果对钛制承压设备的安全评定具有参考意义。

关键词: 预应变; 工业纯钛 TA2; 疲劳裂纹扩展; DIC

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2122-08

钛材是一种典型的弹塑性材料, 具有耐腐蚀、比强度高、质量轻等突出优点, 广泛用于介质腐蚀性强、寿命长、条件苛刻的设备^[1], 如汽轮机叶片、航空航天液压管路和换热器等。对于钛制设备, 一方面其材料内部不可避免存在微小缺陷, 在设备服役期间微小缺陷将萌生宏观裂纹, 随着循环载荷作用而扩展, 最终导致设备疲劳破坏^[2]; 另一方面设备在制造过程中, 材料可能产生一定量的塑性变形^[3,4], 研究表明弹塑性材料产生一定量的塑性变形后, 屈服强度将提高^[5-7]。因此工程上广泛采用预应变处理的方式使材料产生塑性变形, 以提高结构设计的许用应力, 有效降低设备厚度。

工程结构通常承受交变载荷作用, 因此疲劳与疲劳断裂是工程结构失效的主要形式之一。由于预应变处理会对金属材料性能产生显著影响, 因此预应变处理后的金属材料在局部破坏机制、疲劳性能和宏观断裂等方面将受到相应影响。Guo 等^[8]研究了预应变对 Fe-17Mn-0.8C 钢的低周疲劳性能的影响, 结果表明预应变有助于延长其疲劳寿命。Sun 等^[9]从微观的角度研究了预应变对双相钢 CP800 的拉伸性能的影响, 在有效的预应变范围内, 材料内部结构的位错强化使得屈服强度和抗拉强度得到了提高。代巧等^[10]研究了预应变对含裂纹钛制结构完整性的影响, 塑性变形能力随着预应变增加而减小。Al-Rubaie 等^[11]研究了预应变对

7475-T7351 铝合金疲劳裂纹扩展行为的影响, 随着预应变量的提高, 断裂韧性减小, 裂纹扩展速率呈现加快的趋势。Tao 等^[12]研究了预应变对 2205 双相不锈钢断裂行为的影响, 预应变会导致材料内部的铁素体和奥氏体塑性应变和位错密度增加, 使得裂纹萌生在铁素体(预应变量为 0% 和 5%)或者奥氏体(预应变量为 10%、15% 和 20%)区域。Li 等^[7]研究了预应变对工业纯钛疲劳裂纹扩展行为的影响, 在高载荷比和高载荷幅值下, 随着预应变量的增加, 疲劳寿命增加, 以及材料内部产生的孪晶和位错结构提高了抗疲劳裂纹的扩展性能。因此, 预应变处理会对材料的疲劳寿命、断裂韧性和疲劳裂纹扩展速率等性能产生显著影响。

为了研究预应变对工业纯钛 TA2 疲劳裂纹扩展行为的影响, 本研究对 TA2 进行预应变拉伸试验, 获取具有不同预应变量的材料, 然后对其进行疲劳裂纹扩展试验。结合 DIC 技术, 采用虚拟引伸计获取裂纹尖端张开位移, 并采用偏移法确定裂纹张开载荷 P_{op} , 同时获取循环载荷下裂纹尖端应变场, 建立循环塑性区内的应变环, 研究预应变对疲劳裂纹扩展过程中裂纹张开载荷 P_{op} 、裂纹尖端应变分布以及循环应变环的影响。

1 实验

试验材料为热轧工业纯钛 TA2 板, 板厚 5 mm, 根据金属材料拉伸试验标准 GB/T 228.1-2010, 设计如

收稿日期: 2021-06-15

基金项目: 国家自然科学基金(51805230, 52075232); 江苏省研究生科研与实践创新计划项目(SJCX20_1038)

作者简介: 何爵亨, 男, 1995 年生, 硕士生, 江苏理工学院机械工程学院, 江苏 常州 213001, E-mail: 914260153@qq.com

图 1a 的预应变拉伸试样。试样采用线切割加工成形, 表面经打磨抛光达到表面质量要求。在 MTS 810 试验机上进行预应变拉伸试验, 使试样产生一定量的塑性应变, 将原始标距长度 L_0 拉伸至预定长度 L_{pre} , 试样预应变变量 ε_{pre} 则表示为^[10]:

$$\varepsilon_{pre} = \frac{L_{pre} - L_0}{L_0} \quad (1)$$

总共进行 3 组预应变拉伸试验, 加载速率为 $1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 获取预应变量为 10%、20% 和 30% 的试样, 如图 1a 所示。

预应变拉伸处理后, 根据金属材料疲劳裂纹扩展试验标准 GB/T 6398-2017, 通过线切割将原始材料及预应变处理材料加工成标准紧凑拉伸(compact tension, CT)试样, CT 试样及其切割分布如图 1b 所示。已有研究表明: 经过预拉伸, 标距段材料组织结构随着应变变量增加发生变化; 随着变形量的增加, 工业纯钛晶粒尺寸减小^[13], 孪晶数量增加^[14], 孪晶边界长度增加、晶向偏离角增大^[15], 这些微观组织的变化对拉伸方向和垂直于拉伸方向的疲劳裂纹扩展性能产生影响。同时, 工业纯钛材料存在各向异性, 其轧制方向与垂直方向的拉伸性能^[16]和疲劳性能^[17,18]均存在差异, 不同晶粒取向将对裂纹尖端应力状态和变形产生影响^[19]。本工作研究的是当裂纹扩展方向与预应变方向垂直时, 预应变对疲劳裂纹扩展行为的影响。

在室温条件下, 根据金属材料疲劳裂纹扩展试验标准 GB/T 6398-2017, 通过 MTS 810 试验机对原始材料及预应变处理材料的 CT 试样进行疲劳裂纹预制, 采用三角波加载, 加载频率为 10 Hz, 载荷比为 0.1, 最大应力强度因子设置为 $12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; 通过柔度法测量裂纹长度, 试样原始缺口长度 8 mm, 预制裂纹长度 1.5 mm, 获得原始裂纹长度为 9.5 mm 的 CT 试样。随

后进行疲劳裂纹扩展试验, 采用恒载控制的加载方式, 载荷峰值设置为 1.3 kN, 三角波加载, 加载频率为 4 Hz, 载荷比为 0.1。

在疲劳裂纹扩展试验过程中, 采用数字图像相关(digital image correlation, DIC)技术观测试样表面变形, DIC 观测系统如图 1c 所示。DIC 技术是一种非接触式的精密光学测量方法, 主要通过高速相机监测试样在循环加载过程中表面散斑位置的变化情况, 再由后处理软件比较散斑的相对位移变化, 计算试样的表面位移和应变。基于 DIC 技术测得的位移场和应变场可用于建立断裂力学控制参量^[20-22]、表征裂纹闭合效应^[23], 以及疲劳裂纹扩展行为的研究^[24]。在试验之前, 需要对试样表面进行喷漆处理, 使试样表面铺上一层具有高对比度的散斑分布, 如图 1b 所示。

2 结果与讨论

2.1 预应变对疲劳裂纹扩展速率的影响

通过疲劳裂纹扩展试验获得了工业纯钛 TA2 的疲劳裂纹扩展速率 da/dN 及应力强度因子幅 ΔK , 图 2 给出了原始材料和预应变量为 10%、20%、30% 材料 CT 试样的 $da/dN-\Delta K$ 关系。由图可以看出, 原始材料和预应变量为 10% 的试样有明显的疲劳裂纹扩展初始阶段和稳态扩展阶段, 而快速扩展阶段并不明显; 预应变量为 20% 和 30% 的试样则有明显的疲劳裂纹扩展 3 个阶段。在裂纹扩展的近门槛值阶段, 预应变的影响并不明显; 在稳态疲劳裂纹扩展阶段, 裂纹扩展速率随预应变量的增加而减小; 在最后的快速裂纹扩展阶段, 预应变越大, 试样失效时的裂纹长度越长, 快速扩展阶段越明显。这主要是由于预应变处理后, 工业纯钛材料产生孪晶组织, 诱发塑性变形^[25], 导致晶粒尺

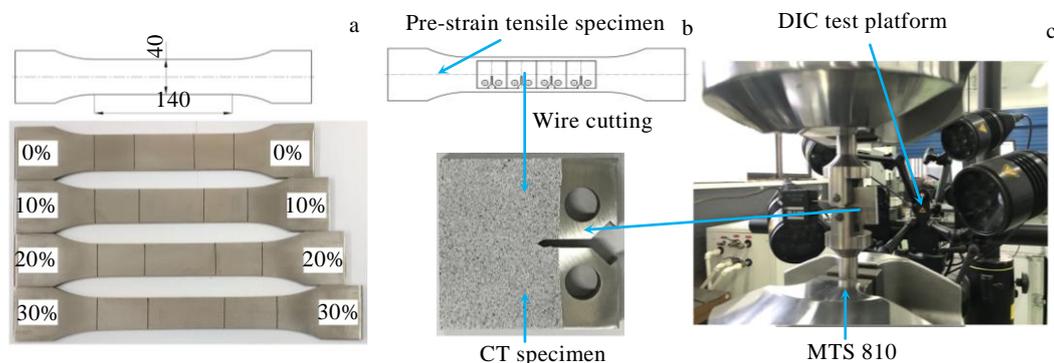


图 1 预应变拉伸试样和疲劳裂纹扩展 CT 试样

Fig.1 Pre-strain tensile specimens and fatigue crack propagation CT specimens: (a) size of pre-strain specimen and results of pre-strain treatment; (b) schematic diagram of cutting distribution of CT specimen; (c) fatigue crack propagation test equipment, specimen, and DIC test platform

寸减小^[13, 26], 使材料强化^[25], 塑性变形能力降低; 随着变形量的增加, 孪晶数量增加^[14], 孪晶边界长度增加^[15], 同时工业纯钛的晶粒取向也将发生变化^[27], 位错的活性能力增强, 材料内部的整体位错密度明显增大^[6], 而由于孪晶数量及孪晶边界长度增加, 孪晶边界将阻碍位错运动, 降低了材料裂纹尖端微观组织的位错迁移率, 进而导致材料的抗疲劳性能增强^[6], 以及裂纹扩展速率减缓^[7]。

2.2 预应变对裂纹张开载荷的影响

在循环载荷作用下, 金属材料裂纹尖端附近会形成一定范围的塑性区, 在其后方形成不可逆变形的塑性尾迹区, 塑性尾迹区的残余塑性变形产生残余压应力, 从而导致疲劳裂纹扩展过程中的裂纹闭合现象^[28], 裂纹闭合行为的改变是驱动裂纹扩展的主要机制^[29]。由于在循环加载过程中, 只有当载荷达到一定值时, 裂纹面才会张开, 且只有裂纹面张开后裂纹才会发生扩展, 裂纹面张开时的载荷则被称为裂纹张开载荷 P_{op} ^[30]。由此可见裂纹张开载荷 P_{op} 是确定裂纹张开的参数, 能够用于表征疲劳裂纹扩展过程中的裂纹张开

效应。因此, 将根据 DIC 获得的循环载荷下工业纯钛 TA2 疲劳裂纹尖端位移场, 确定 CT 试样的裂纹张开载荷, 分析预应变对裂纹张开载荷的影响。

2.2.1 基于 DIC 的裂纹张开载荷

裂纹张开载荷 P_{op} 的试验测定方法主要有直接法和间接法, 而间接法更为常用, 主要是利用试验测得裂纹张开位移(crack opening displacement, COD)、背面位移或应变等间接获取柔度曲线来确定。基于柔度曲线确定裂纹张开载荷 P_{op} 时, 可采用偏移法^[31]、曲线拟合^[32]和斜率分析^[33]等方法, 以寻找柔度曲线由线性阶段进入非线性阶段的转折点, 该点对应载荷即为裂纹张开载荷 P_{op} 。本节将基于 DIC 技术获取 COD, 结合偏移法确定裂纹张开载荷。

首先, 基于 DIC 获取了裂纹尖端位移场, 采用后处理软件中的虚拟引伸计获取裂纹张开位移 COD, 确定某个循环内的载荷位移关系曲线。在裂纹尖端塑性区后方尾迹区内布置如图 3a 所示的虚拟引伸计, 在循环加载过程中, 虚拟引伸计会随着试样变形而产生位移变化, 虚拟引伸计两点之间的相对位移即代表该位置处的 COD。一个循环加载过程中, COD 随加载、卸载的变化将形成如图 3b 所示的 COD 环。在单个循环内, 加载初期的 COD 值随载荷的变化曲线处于弹性变形阶段, 随后材料进入塑性变形阶段, COD 值随载荷的增加而增加, 持续到 P_{max} ; 在卸载过程中, COD 值随载荷的减小而减小, 直到 COD 值为 0, 裂纹闭合。

其次, 通过 COD 随载荷变化曲线, 获取塑性 COD, 即 COD_{pl} 。在图 3b 中, COD 环在初始加载阶段的线性部分是由材料的弹性变形决定的, 随着载荷增加至 P_{op} , 裂纹开始张开, 因此裂纹张开发生在塑性变形阶段, 需要将弹性 COD 移除。对 COD 初始加载曲线进行线性拟合可求解出线性部分的 COD 值, 即 COD_{lin} , 如图 3b 中的红色部分所示, 总 COD 值减去 COD_{lin} , 求解出塑性部分的 COD 值^[34]。

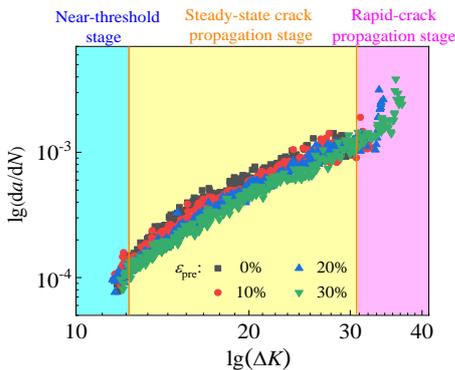


图 2 预应变对疲劳裂纹扩展速率的影响

Fig.2 Effect of pre-strain on fatigue crack propagation rate

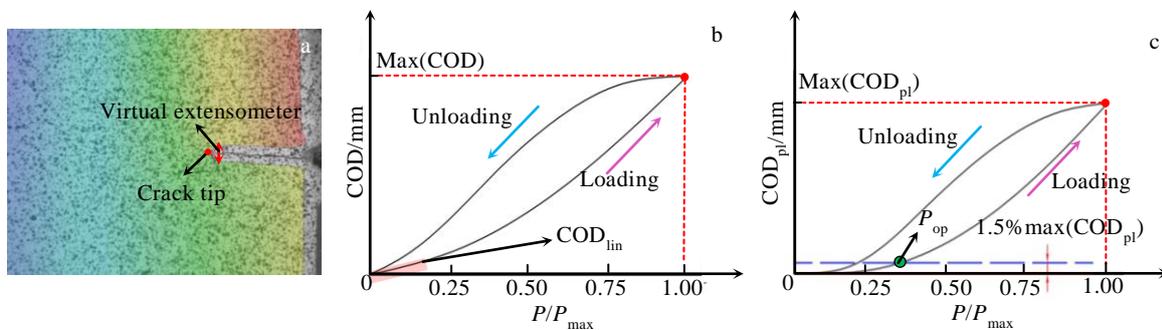


图 3 基于 DIC 获取裂纹张开载荷

Fig.3 Obtaining crack opening load based on DIC: (a) virtual extensometer in crack tip zone; (b) COD-load curves; (c) plastic COD-load curves

$$COD_{pl} = COD - COD_{lin} \quad (2)$$

最后, 通过塑性 COD 值随载荷变化建立塑性 COD 环, 如图 3c 所示。将最大塑性 COD 的 1.5% 所对应的载荷定义为裂纹张开载荷^[34], 因此 1.5% max(COD_{pl}) 的偏移线与塑性 COD 加载曲线的交点则为裂纹张开载荷 P_{op} 。

2.2.2 预应变对 TA2 裂纹张开载荷的影响

由于通过 DIC 技术获取裂纹张开位移 COD 时, 裂纹尖端后方尾迹区不同位置的 COD 值有所不同, 也将对裂纹张开载荷的确定产生影响, 因此需要确定合理的取点位置。工业纯钛 TA2 原始材料及预应变处理材料 CT 试样, 在裂纹长度 $a=14$ mm 时, 取距裂尖 0.05、0.1、0.2、0.3、0.4、0.5 mm 位置处的 COD 值, 建立其随载荷 P/P_{max} 的变化曲线, 如图 4 所示。

从图 4 可以看出, 随着距裂尖距离的增加, 各试样相同载荷下的 COD 值、COD 峰值以及 COD 环面积均呈现递增趋势, 体现了裂纹面由加载端向着裂纹尖端逐渐张开的过程。同时从图中可以看出, 当载荷增大至 0.2 倍最大载荷时, 各试样各点的 COD 值基本相当, 表明此时产生的是弹性变形; 而当载荷增大至 0.3 倍最大载荷时, 各试样各点的 COD 值开始分散, 距裂尖距离越大, COD 值越大。因此, 为了便于确定 COD 值的弹性值, 后续将取距裂尖 0.05 mm 处的 COD 值进行分析。

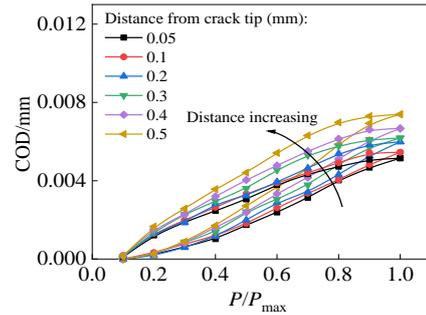


图 4 $a=14$ mm 时原始材料的 COD-载荷曲线
Fig.4 COD-load curves of original material at $a=14$ mm

为了进一步分析预应变对张开载荷的影响, 取各试样在裂纹长度 12、14 和 15 mm 时距裂尖 0.05 mm 处的 COD 值, 建立塑性 COD 值与载荷 P/P_{max} 之间的关系曲线, 如图 5a~5c 所示。从图中可以看出, 随着裂纹的扩展, 相同载荷下的 COD_{pl} 值、COD_{pl} 峰值以及塑性 COD 环面积均增大, 试样的变形量增大; 而相同裂纹长度下, 随着预应变量的增加, COD_{pl} 值、COD_{pl} 峰值以及塑性 COD 环面积均减小; 同时裂纹长度越长, 随着预应变量的增加, COD_{pl} 值、COD_{pl} 峰值以及塑性 COD 环面积递减幅度越明显。这说明随着裂纹的扩展, 预应变对工业纯钛 TA2 的裂纹张开位移的影响更加显著。

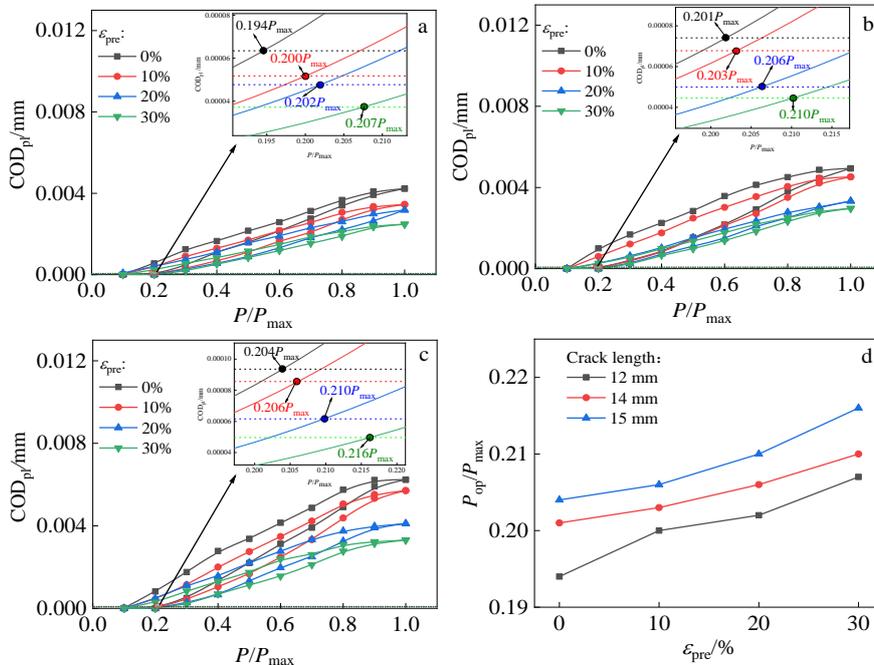


图 5 预应变对工业纯钛 TA2 裂纹张开载荷的影响

Fig.5 Effects of pre-strain on crack opening load of commercial pure titanium TA2: (a) $a=12$ mm, (b) $a=14$ mm, (c) $a=15$ mm; (d) evolution of crack opening load with pre-strain

根据前述方法，确定了各试样不同裂纹长度下的张开载荷，如图 5d 所示。通过图 5d 对比分析发现，随着裂纹长度的增加，各试样的裂纹张开载荷增大，这是由于随着裂纹的扩展，裂纹尖端塑性区不断增大，卸载时产生的残余应力增加，致使裂纹张开载荷不断增大。同时从图中看出，相同裂纹长度下，随着预应变量的增加，裂纹张开载荷不断增大，表明裂纹闭合效应愈加明显，而前述分析表明随着预应变量的增加，COD 值减小，试样变形量在减少。因此，随着预应变量的增加，一方面试样变形减小，另一方面 P_{op} 增大，裂纹闭合效应愈加明显，由此抑制了裂纹的扩展。

2.3 预应变对裂纹尖端应变场的影响

裂纹尖端应变场主导着含裂纹结构的疲劳裂纹扩展行为，可用于研究疲劳裂纹扩展过程中塑性区的演化和循环塑性累积。如前所述，预应变会影响工业纯钛 TA2 CT 试样的裂纹张开位移 COD，表明预应变对其变形行为产生了影响。本节将对工业纯钛 TA2 的裂尖状态进行表征，进一步分析预应变对其裂尖尖端变形行为的影响。

2.3.1 TA2 疲劳裂纹尖端应变场

在疲劳裂纹扩展试验过程中，基于 DIC 技术获得了工业纯钛 TA2 原始材料及预应变材料 CT 试样裂纹尖端应变场，各试样裂纹长度为 14 mm 时的裂纹尖端应变场如图 6 所示，图中显示为最大循环载荷时的裂纹尖端应变场。从图中可以看出，在相同的裂纹长度

下，原始材料的裂纹尖端应变场分布呈明显的蝴蝶状；随着预应变量的增加，裂纹尖端最大应变值呈现递减的趋势，塑性区不断减小。

2.3.2 疲劳裂纹尖端循环应变场

在循环载荷的作用下，疲劳裂纹尖端附近产生的循环塑性累积是疲劳裂纹扩展的驱动力^[35]，而裂纹尖端塑性变形可通过裂纹尖端塑性区的特征来表征。循环载荷作用下的裂纹尖端附近会形成如图 7a 所示的单调塑性区和循环塑性区^[36]。图中红色、绿色和蓝色区域分别代表循环塑性区，单调塑性区以及弹性区；在循环塑性区内，每次循环载荷作用下，材料都会产生循环塑性累积，形成应力应变滞回曲线；在单调塑性区内，材料只有在加载期间会发生弹塑性变形，而卸载期间只发生弹性变形；在弹性区内，材料只发生弹性变形。

取图 7a 中裂纹尖端不同区域内应变值，建立其随循环载荷的变化关系，形成如图 7b 所示的应变环。由图可以看出，一个循环内不同区域内的应变环反映了该区域材料的变形特征：弹性区内应变值较小，且仅有弹性加载和弹性卸载；单调塑性区内，应变值增大，变形过程为弹塑性加载和弹性卸载；循环塑性区内，应变值最大，变形过程由弹性加载-受拉屈服-弹性卸载-受压屈服组成，且加载初始点与卸载终点间的应变差异反映了循环加载过程中的循环塑性累积。因此，裂纹尖端循环塑性区内的变形及循环塑性累积，可由循环加载时应变值随载荷变化形成的应变环来表征。

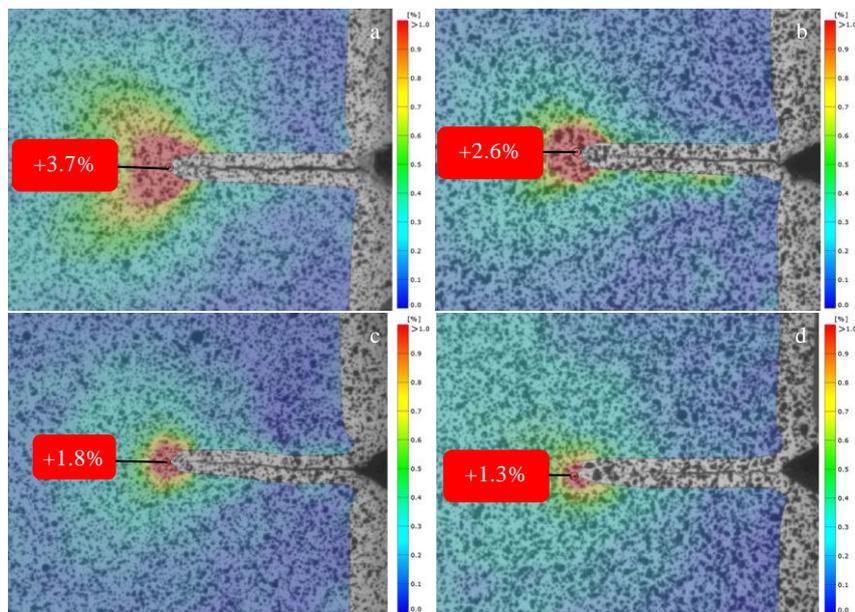


图 6 预应变对 TA2 裂纹尖端应变分布的影响

Fig.6 Effects of pre-strain on the crack tip strain distribution at crack length of 14 mm for commercial pure titanium TA2: (a) $\epsilon_{pre}=0\%$, (b) $\epsilon_{pre}=10\%$, (c) $\epsilon_{pre}=20\%$, and (d) $\epsilon_{pre}=30\%$

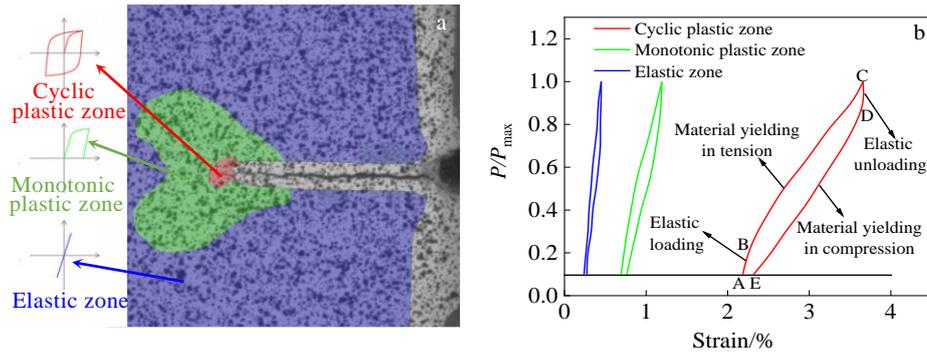


图 7 循环载荷下裂纹尖端区域

Fig.7 Crack tip region under cyclic loading: (a) division of crack tip region and (b) strain loops in different Regions

2.3.3 预应变对 TA2 裂纹尖端循环应变环的影响

由于应变环能够表征裂纹尖端的塑性变形及循环塑性累积, 因此基于 DIC 技术获得的工业纯钛原材料及预应变材料 CT 试样裂纹尖端应变场, 建立其循环塑性区内的应变环, 研究预应变对疲劳裂纹扩展过程中的裂尖变形及塑性累积行为的影响。分析发现, 各试样在不同裂纹长度下, 距裂纹尖端 0.1 mm 处均位于循环塑性区, 因此取各试样裂纹长度为 12、14 和 15 mm 时, 距裂纹尖端 0.1 mm 处的应变值建立应变环, 如图 8 所示。

从图 8 中的应变环演化可以看出, 在相同裂纹长

度下, 原始材料应变环的面积和应变峰值都是最大的, 应变环的循环塑性累积行为也是最明显的; 随着预应变量的增加, 应变环面积和应变峰值逐渐减小, 表明裂纹尖端的塑性变形在减小。当裂纹长度由 12 mm 扩展至 14 和 15 mm 时, 各试样应变环的面积和应变峰值逐渐增大, 一个循环周期内的塑性变形行为也越来越显著; 同时随着裂纹的扩展, 不同预应变下应变环之间的差距不断扩大, 预应变的影响愈加明显。为了进一步分析预应变对裂纹尖端循环塑性累积的影响, 将不同预应变下的循环塑性累积量进行对比分析, 如图 8d 所示。

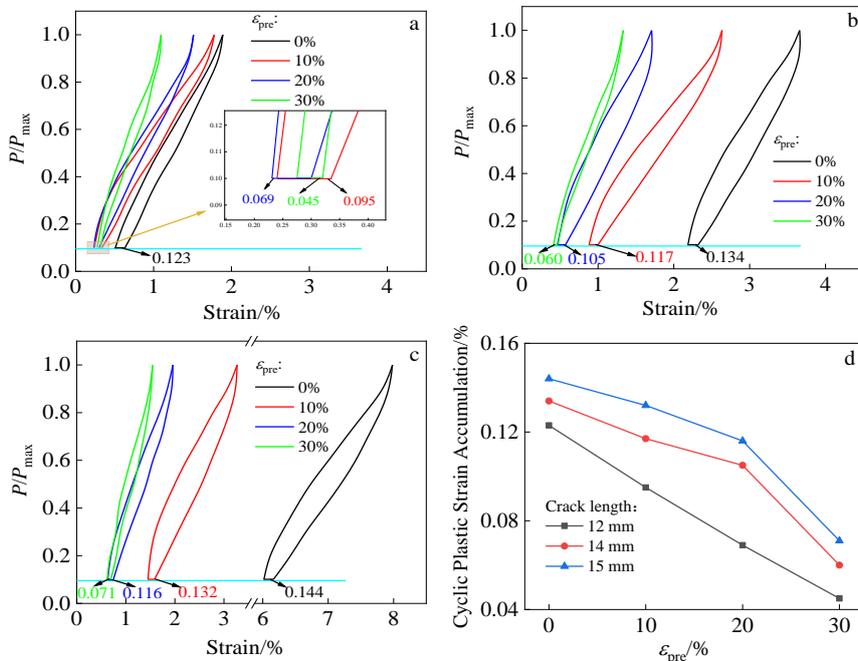


图 8 预应变对裂纹尖端应变环的影响

Fig.8 Effects of pre-strain on strain loops at crack tip: (a) $a=12$ mm, (b) $a=14$ mm, (c) $a=15$ mm; (d) evolution of cyclic plastic strain accumulation with pre-strain

循环塑性累积量通过应变环上加载初始点与卸载终点间的应变差异确定, 由图 8d 可以看出, 随着裂纹的扩展, 各试样的循环塑性应变累积量在逐渐增加, 表明材料的塑性变形不断增加; 在相同的裂纹长度下, 随着预应变量的增加, 循环塑性应变累积量在不断减小, 由此表明预应变对裂纹尖端的循环塑性累积起抑制作用。

3 结 论

1) 随着预应变量的增加, 稳态疲劳裂纹扩展阶段的扩展速率减小, 试样失效时的裂纹长度越长, 快速扩展阶段越明显。

2) 基于 DIC 的虚拟引伸计技术获取 COD, 结合偏移理论确定裂纹张开载荷 P_{op} , 随着预应变量的增加, 一方面 COD 值减小, 试样变形量减少; 另一方面 P_{op} 增大, 裂纹闭合效应愈加明显, 由此抑制了裂纹的扩展。

3) 基于裂纹尖端应变场建立循环塑性区内的应变环, 随着预应变量的增加, 裂纹尖端塑性区面积以及循环塑性应变累积量均减小, 因此预应变对裂纹尖端的塑性变形及循环塑性累积起抑制作用。

参考文献 References

- [1] Zhou Lian(周 廉). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(8): 577
- [2] Jones R, Lang J, Papyan V *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2021, 122: 105 287
- [3] Semenova I P, Salimgareeva G K, Latysh V V *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2009, 503(1-2): 92
- [4] Tao Zhijun(陶智君), Li Heng(李 恒), Ma Jun(马 俊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2470
- [5] Min X H, Emura S, Zhang L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 646: 279
- [6] Chang L, Ma T H, Wen J B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 763: 138 150
- [7] Li J, Zhang P, Lu L *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2018, 117: 27
- [8] Guo Q, Chun Y S, Lee J H *et al. Metals and Materials International*[J], 2014, 20(6): 1043
- [9] Sun H F, Wei K, Yang X J *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 131: 105 364
- [10] Dai Qiao(代 巧), Wang Fei(王 飞), Zhang Jian(张 健) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(10): 3301
- [11] Al-Rubaie K S, Barroso E K L, Godefroid L B. *International Journal of Fatigue*[J], 2006, 28(8): 934
- [12] Tao P, Ye F, Cen W W *et al. Results in Physics*[J], 2020, 16: 102 820
- [13] Bishoyi B D, Sabat R K, Sahu J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 703: 399
- [14] Sinha S, Ghosh A, Gurao N P. *Philosophical Magazine*[J], 2016, 96(15): 1485
- [15] Bishoyi B, Debta M K, Yadav S K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 338(1): 012 038
- [16] Lee M S, Ji M K, Hyun Y T *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 172: 110 834
- [17] Ghosh A, Gurao N P. *Materials & Design*[J], 2017, 115: 121
- [18] Sinha S, Gurao N P. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(12): 5813
- [19] Kartal M E, Cuddihy M A, Dunne F P E. *International Journal of Fatigue*[J], 2014, 61: 46
- [20] Hamam R, Hild F, Roux S. *Strain*[J], 2007, 43(3): 181
- [21] Becker T H, Mostafavi M, Tait R B *et al. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2012, 35(10): 971
- [22] Yusof F, Lopez-Crespo P, Withers P J. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 56: 17
- [23] Carroll J, Efstathiou C, Lambros J *et al. Engineering Fracture Mechanics* [J], 2009, 76(15): 2384
- [24] Chen C Y, Ye D Y, Zhang L N *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2018, 112: 153
- [25] Lin P, Hao Y G, Zhang B Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 707: 172
- [26] Wronski S, Wierzbowski K, Jędrychowski M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 656: 1
- [27] Wang Q, Wang S Y, Moll P *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2021, 52(6): 2477
- [28] Opl T, Šebik M, Berto F *et al. Theoretical and Applied Fracture Mechanics* [J], 2019, 102: 59
- [29] Ding Zhenyu(丁振宇), Gao Zengliang(高增梁), Wang Xiaogui(王效贵). *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2013, 49(16): 84
- [30] Dong Yaofeng(董耀锋). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2014
- [31] Chung Y I, Song J H. *International Journal of Fatigue*[J], 2009, 31(5): 809
- [32] Kujawski D, Stoychev S. *International Journal of Fatigue*[J], 2003, 25(9-11): 1181
- [33] Xu Y G, Gregson P J, Sinclair I. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 284(1-2): 114

- [34] Patriarca L, Foletti S, Beretta S. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2018, 98: 230
- [35] Iino Y. *International Journal of Fatigue*[J], 1997, 1(19): 96
- [36] McClung R C. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 1991, 14(4): 455

Effect of Pre-Strain on Strain Field at Fatigue Crack Tip of Commercial Pure Titanium TA2

He Jueheng¹, Dai Qiao¹, Bao Qile¹, Zhou Jinyu², Jiang Xueyan¹

(1. School of Mechanical Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, China)

(2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Jinling Institute of Technology, Nanjing 211169, China)

Abstract: Plastic deformation will be produced in the process of manufacture and service for the titanium bearing equipment, which will affect its fatigue resistance. In order to study the effect of pre-strain on the fatigue crack propagation behavior of commercial pure titanium TA2, fatigue crack propagation tests were carried out on the original material and the materials with 10%, 20% and 30% pre-strained value. Combined with the digital image correlation (DIC) technology, the strain fields at the crack tip were obtained, and the effect of pre-strain on the strain field at the crack tip was researched. The results show that with the increase of the pre-strained value, the propagation rate decreases during the steady-state fatigue crack propagation stage, meanwhile the crack opening displacement decreases and the crack opening load increases, and the plastic zone at the crack tip, the plastic deformation and the cyclic plastic strain accumulation decrease. Therefore, the pre-strain inhibits the plastic deformation and cyclic plastic accumulation at the crack tip, which leads to the more obvious crack closure effect, thus inhibiting the crack propagation. The research results have reference significance for the safety evaluation of titanium bearing equipment.

Key words: pre-strain; commercial pure titanium TA2; fatigue crack propagation; DIC

Corresponding author: Dai Qiao, Ph. D., Lecturer, School of Mechanical Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, P. R. China, Tel: 0086-519-86953210, E-mail: daiqiao@jsut.edu.cn