

基于 DIC 与 Irwin 模型的工业纯钛疲劳裂纹尖端循环应变场表征

代 巧¹, 何爵亨¹, 周金宇², 陈晓阳¹, 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: 为了实现工业纯钛 TA2 疲劳裂纹尖端循环应变场的表征, 采用数字图像相关(digital image correlation, DIC)方法并结合 Irwin 模型, 研究了 TA2 紧凑拉伸试样在多级疲劳载荷下的裂纹扩展规律、循环应变场的实验划分方法以及循环应变场的演化规律。首先通过多级载荷试验获得了 TA2 紧凑拉伸试样的疲劳裂纹扩展规律, 在此基础上结合 DIC 和 Irwin 模型, 建立了疲劳裂纹尖端循环应变场的实验划分方法, 实现了循环塑性区、单调塑性区和弹性区的划分。另一方面, 采用 DIC 获得不同区域的滞回应变环, 讨论了不同区域应变环的差异, 从而论证了划分方法的有效性, 并且揭示了裂纹扩展过程中裂纹尖端应变场从弹性区、单调塑性区到循环塑性区的演化规律。研究工作实现了 TA2 疲劳裂纹扩展过程中裂纹尖端循环应变场的表征, 能够满足疲劳裂纹扩展研究的需要。

关键词: DIC; 循环应变场; 疲劳裂纹; 工业纯钛 TA2

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)08-2815-08

疲劳与断裂是引起工程结构失效的主要原因之一, 疲劳裂纹往往萌生于应力集中区域, 由于材料的原始缺陷, 制造加工和服役环境等多方面因素的影响, 工程结构上会产生微裂纹等缺陷, 在载荷的反复作用下形成宏观裂纹, 影响设备的安全运行^[1,2]。在循环载荷下, 裂纹尖端循环塑性变形不断累积, 致使裂纹扩展, 因此循环塑性区(反向塑性区)的大小是疲劳裂纹扩展的主要驱动力^[3-5], 研究裂纹尖端塑性区的尺寸及其变化规律具有重要的理论和实际工程意义。Irwin^[6]和 Dugdale^[7]首先提出无限大板疲劳裂纹尖端的塑性区尺寸分析模型, 实现裂纹尖端塑性区尺寸的估算。基于 Irwin 模型, Izumi 等^[8]采用应变计测量了铝合金材料的塑性区尺寸, 并建立塑性区与 ΔK 的关系函数; Bathias 等^[9]使用显微硬度测量方法确定了奥氏体不锈钢单调和循环塑性区尺寸; 研究人员还采用了光学干涉方法、X 射线微束技术以及透射电子显微镜等实验方法确定塑性区尺寸^[10]。通过实验划分裂纹尖端单调塑性区和循环塑性区存在困难^[11], 因此研究人员通常采用有限元方法进行表征。Chen 等^[12]通过有限元分析提出了裂纹尖端塑性区尺寸与裂纹张开位移的关联方法; Camas 等^[13]研究了裂纹尖端塑性区尺寸沿试样厚度的变化规律; Paul 等^[14]研究了夹杂物对裂纹尖端塑性区尺寸的影响; Lu 等^[15]对比分析了焊材与母材的裂纹尖端塑性区尺寸。

循环载荷下裂纹尖端循环塑性变形的研究, 关键在于裂纹尖端的位移场、应变场, 传统试验方法难以直观获得这些参数, 需要借助有限元模拟间接获得, 而疲劳裂纹扩展的有限元模拟是以断裂力学理论以及简化假设条件为基础, 仿真结果难以与实际情况完全吻合。数字图像相关(digital image correlation, DIC)技术在疲劳断裂研究中的应用^[16,17], 实现了裂纹尖端位移场、应变场的观测, 以此为基础, 建立了应力强度因子(stress intensity factor, SIF)^[18]、T 应力^[19]和裂纹尖端张开位移(crack tip opening displacement, CTOD)^[20]等断裂力学参量的获取方法。Torabi 等^[21]通过 DIC 获得了尖角 v 型缺口试样的位移场, 结合超定方程组建立了缺口应力强度因子的计算方法; Mokhtarishirazabad 等^[22]将 DIC 和解析解相结合, 用于监测疲劳裂纹扩展过程中的应力强度因子。同时基于 DIC 方法能够观测裂纹尖端的闭合效应^[23], 实现疲劳裂纹扩展驱动力更为精确地表征。此外, 将 DIC 方法与有限元模拟相结合, 能进一步研究裂纹尖端的接触应力^[24], 以获取表面裂纹应变能释放率^[25]。

工业纯钛 TA2 在承压设备、海洋装备等领域^[26]应用广泛, 而裂纹对工业纯钛结构与装置的完整性带来挑战, 并受到了研究人员的关注^[27-29]。罗雷等^[27]研究发现疲劳裂纹萌生于工业纯钛表面; 李建^[29]等研究

收稿日期: 2020-10-15

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: 代 巧, 女, 1986 年生, 博士, 江苏理工学院机械工程学院, 江苏 常州 213001, 电话: 0519-86953210, E-mail: daiqiao@126.com

了热处理对工业纯钛疲劳裂纹扩展的影响。对于含裂纹结构完整性的研究关键问题在于裂纹尖端状态表征，而目前对于工业纯钛 TA2 裂纹结构的研究主要集中于有限元仿真以及断裂参量的确定，尚未实现裂纹尖端应变场的表征。因此，本实验将以多级疲劳载荷作用下工业纯钛 TA2 紧凑拉伸 (compact tension, CT) 试样为研究对象，采用 DIC 与 Irwin 模型相结合的研究方法，建立划分裂纹尖端塑性区域的实验方法，获得循环塑性区、单调塑性区、弹性区，研究 CT 试样在增 K 疲劳裂纹扩展试验过程中裂纹尖端不同区域的循环应变环、循环应变场及其特征的演化规律。本研究工作将为 TA2 疲劳裂纹扩展研究提供裂尖区域的表征方法，可满足其疲劳裂纹扩展研究的需要。

1 实验

CT 试样材料为工业纯钛 TA2 热轧板，板厚 5 mm，其化学成分如表 1 所示，其力学性能如表 2 所示。根据疲劳裂纹扩展试验标准 ASTM E647^[30]，进行疲劳裂纹扩展试验，试样通过线切割加工成形，试样结构尺寸如图 1 所示，厚度与板厚一致，裂纹扩展方向垂直于轧制方向，经打磨抛光后试样表面粗糙度满足标准要求。

表 1 工业纯钛 TA2 化学成分

Table 1 Chemical composition of commercial pure titanium TA2 ($\omega/\%$)

Fe	C	O	N	H	Ti
0.08	0.02	0.13	0.01	0.001	>99

表 2 工业纯钛 TA2 力学性能

Table 2 Mechanical properties of commercial pure titanium TA2

Elastic modulus/MPa	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
99 510	158	441	68.26

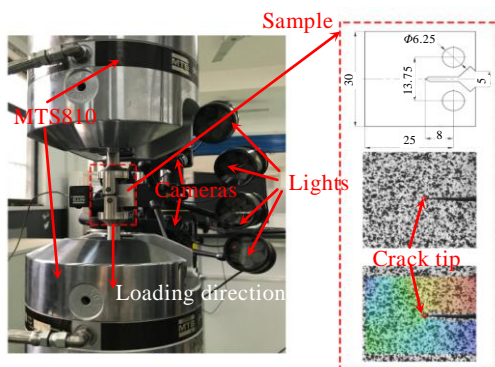


图 1 疲劳裂纹扩展试验设备、试样及 DIC 测试平台

Fig.1 Fatigue crack propagation test equipment, samples and DIC test platform

根据 ASTM E647^[30]标准，在 MTS810 万能试验系统上进行 TA2-CT 试样的疲劳裂纹预制及疲劳裂纹扩展试验，试验温度为室温。首先，对 CT 试样进行疲劳裂纹预制，采用三角波进行加载，载荷比为 0.1，加载频率为 10 Hz，预制裂纹长度为 9.45 mm；采用柔度法测量裂纹长度，最大应力强度因子 K_{max} 限制为 $7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ，小于疲劳裂纹扩展试验过程中的最大应力强度因子。随后进行疲劳裂纹扩展试验，同样采用三角波进行加载，载荷比为 0.1，加载频率为 4 Hz。采用多级载荷的增 K 疲劳裂纹扩展试验，即在某一恒定载荷幅下循环一定次数后，增大至另一恒定载荷幅进行一定循环次数，以此类推，直至试样疲劳裂纹扩展断裂。本次试验进行了 5 个不同的循环载荷，最大载荷分别是 1.0, 1.2, 1.4, 1.6 和 1.8 kN，每个循环载荷的加载次数均为 5000 次，最后一个循环载荷加载 3640 次即发生失效，加载顺序如图 2 所示。

疲劳裂纹扩展试验过程中，采用引伸计测量加载线位移，再通过柔度法获取裂纹长度，同时采用 GOM 三维 DIC 设备获取试样表面位移场、应变场，测量系统如图 1 所示。DIC 方法是一种精密的非接触式光测力学方法，可用于测量受力物体表面的全局位移场和应变场，其基本原理是计算被测物体表面散斑变形前后的灰度信息，跟踪各散斑点的位置变化，从而获取被测物体的位移场和应变场。为获得精确的位移场和应变场，试验前需对试样表面制作高对比度散斑，首先喷白漆以覆盖试样表面，然后再喷黑漆形成散斑图案，如图 1 所示。加载前拍摄试样初始状态，以确定试样表面各点的原始位置，试验过程中通过高清摄像头对加载中的试样表面进行拍摄，拍摄频率为 40 Hz。

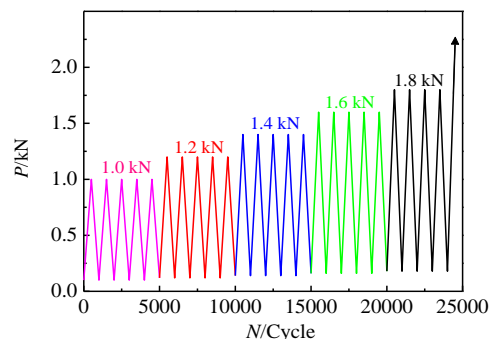


图 2 增 K 疲劳裂纹扩展试验的多级加载顺序示意图

Fig.2 Schematic of sequential loading sequence for K -increasing fatigue crack growth test

2 结果及讨论

2.1 TA2-CT 试样多级载荷疲劳裂纹扩展

工业纯钛 TA2 疲劳裂纹扩展试验结果如图 3 所示。从图 3a 可以看出: 当循环载荷最大值为 1.0 kN 时, 随着循环次数的增加, 疲劳裂纹扩展现象并不明显, 5000 次循环后裂纹长度增长量仅为 0.12 mm; 当循环载荷最大值为 1.2 kN 时, 裂纹扩展量有所增加, 但未达到稳定疲劳裂纹扩展阶段, 这是由于载荷较小, 且试样裂纹长度较短, 对应的应力强度因子幅较小; 当循环载荷最大值为 1.4、1.6 kN 时, 均产生了疲劳裂纹的稳定扩展阶段, 同时载荷幅值越大, 相同循环次数内的裂纹扩展长度越长; 当循环载荷最大值为 1.8 kN 时, 疲劳裂纹稳态扩展后发生了失效; 同时发现疲劳裂纹扩展长度 Δa 随着载荷的增加不断增加。由图 3b 可以发现: 循环载荷最大值为 1.4、1.6、1.8 kN 时, 疲劳裂纹稳态扩展, 扩展速率随应力强度因子幅的增加而增加; 并且工业纯钛 TA2 的疲劳裂纹扩展速率与应力强度因子幅, 在双对数坐标系下存在线性关系; 循环载荷变化时, 裂纹扩展速率随载荷增加而瞬时增大, 随后由于裂尖钝化使扩展速率降低, 一定循环后进入疲劳裂纹扩展稳态阶段。

2.2 裂纹尖端的循环应变场表征方法

2.2.1 疲劳裂纹尖端应变场

在循环增 K 疲劳裂纹扩展实验中, 每间隔一定次数循环采集 5 个连续循环的裂纹尖端循环应变场, 以监测整个疲劳裂纹扩展过程中的裂尖循环应变场演化规律。试验过程中 TA2 裂纹尖端应变场随循环载荷及循环次数的变化如图 4 所示, 图中采集了各循环载荷下, 单次循环对应最大载荷时的裂纹尖端应变场。从图 4 可以发现: 随着循环载荷的增大, 循环次数的增加, 裂纹发生扩展, 裂纹长度增加, 裂纹尖端应变值增大; 裂纹扩展过程中裂纹尖端的应变场分布发生变化, 随着载荷的增加, 裂纹尖端应变场蝴蝶状特征愈

加明显; 同时随着循环载荷的增加, 裂纹尖端附近的塑性区也将不断扩大。

2.2.2 循环载荷下裂纹尖端区域的划分

(1) 裂纹尖端循环塑性区

疲劳裂纹尖端的循环塑性变形作为裂纹扩展的驱动力, 分析裂纹尖端的塑性应变, 可用于研究疲劳裂纹扩展过程中裂纹尖端附近区域的循环塑性变形响应^[31]。由于疲劳裂纹尖端的应力集中, CT 试样的变形区域可被划分为: 循环塑性区(第 1 塑性区)、单调塑性区(第 2 塑性区)和弹性区(第 3 弹性区)^[32]。图 5a 给出了

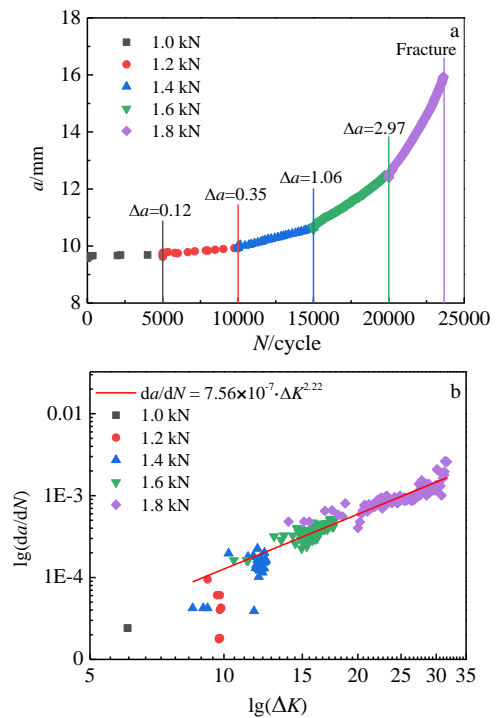


图 3 工业纯钛 TA2 的疲劳裂纹扩展试验结果 (裂纹长度随循环次数的变化; 裂纹扩展速率与 ΔK 的关系)

Fig.3 Fatigue crack growth test results of commercial pure titanium TA2: (a) variation of crack length with cycle number; (b) relationship between crack growth rate and ΔK

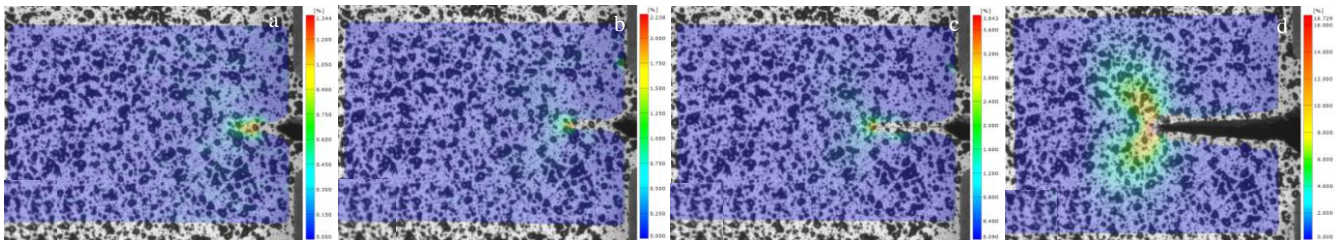


图 4 工业纯钛 TA2 裂纹尖端应变场随载荷、循环次数的演化规律

Fig.4 Evolution of strain field at crack tip of commercial pure titanium TA2 with load and cycle number: (a) $P=1.2$ kN, 9990 cycle; (b) $P=1.4$ kN, 14 990 cycle; (c) $P=1.6$ kN, 19 990 cycle; (d) $P=1.8$ kN, 23 301 cycle

CT 试样 3 个区域的变形特征：裂纹尖端的循环塑性区内，在每个循环载荷下均会产生可测量的塑性变形量，并产生明显的滞后回线，而循环塑性区的形状和大小取决于应力比和应力强度因子幅；循环塑性区之外是单调塑性区，材料在初始单调加载期间会产生可测量的塑性变形量，而卸载时仅发生弹性变形（弹塑性加载—弹性卸载）；单调塑性区外则是弹性区，弹性区从循环加载开始到结束只发生弹性变形。

循环载荷下，在裂纹尖端任意位置处，其应变值是随载荷的变化而变化的，某一循环内应变值随载荷的变化可形成应变环。循环塑性区域内某点处，在一个循环内，其应变值随载荷的变化可形成如图 5b 所示的应变环。a 点处为最小载荷时的应变值，随着载荷的增加，首先进入 a → b 的弹性变形阶段，当载荷持续增加至材料的拉伸屈服，即进入 b → c 的塑性变形阶段，c 点处为最大载荷时的应变值。此后开始卸载，随着载荷的降低，首先进入 c → d 的弹性卸载阶段，随着载荷继续减小，由于塑性区的塑性变形不能恢复，而外围的弹性区由于弹性收缩，力图恢复原来的形状，但受到塑性区变形的阻挡，因而在塑性区出现压缩应力，材料反向加载，直至达到压缩屈服，进入 d → e 阶段压缩屈服阶段，从而形成循环塑性变形。因此，在循环塑性区内，材料在加载期间发生拉伸屈服，在卸载期间发生压缩屈服，而这种反向屈服过程仅发生在延性材料疲劳裂纹尖端的循环塑性区内。此外，应变环还显示了循环加载过程中的应变累积，如图 5b 所示，a 点为某循环加载的初始点，e 点为该循环加载的终点，a 和 e 之间的距离即代表该循环过程中产生的应变累积量。因此循环塑性区内的应变环不仅显示了循环加载过程中的循环塑性变形，还显示了整个循环的应变累积。

(2) 基于 Irwin 模型与 DIC 的裂纹尖端区域划分

采用 Irwin 模型^[6]对裂纹尖端的塑性区域进行划分，循环塑性区半径 r_p^c 和单调塑性区半径 r_p^m 计算式如下：

$$r_p^c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_s} \right)^2 \tag{1}$$

$$r_p^m = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_s} \right)^2 \tag{2}$$

式中， ΔK 为应力强度因子幅， σ_s 为屈服强度， K_{max} 为最大应力强度因子。Irwin 模型给出了循环塑性区和单调塑性区的半径尺寸，但由图 4 可知，CT 试样裂纹尖端塑性区往往呈蝴蝶样，仅采用 Irwin 模型无法正确表征裂纹尖端的塑性区域。为了更准确地划分裂纹尖端的塑性区域，将 DIC 与 Irwin 模型相结合，构建了裂纹尖端循环应变场的实验划分方法，具体流程包括：

首先，通过 DIC 获得一定循环次数时的应变场，为应变场的划分提供等应变云纹；

其次，基于 Irwin 模型，根据载荷大小、裂纹长度及材料参数，通过式（1）和（2）计算出裂纹尖端单调塑性区和循环塑性区的半径，得到以裂纹尖端为中心的单调塑性区和循环塑性区理论范围，此范围为圆形；

最后，选取 DIC 实验得到的蝴蝶样等应变云纹中与 Irwin 模型得到的圆形相切线，确定单调塑性区和循环塑性区的蝴蝶样范围，实现裂纹尖端区域划分。

以工业纯钛 TA2 多级载荷疲劳裂纹扩展试验中，循环次数 18 001 时的弹塑性区域划分为例进行说明：

第 1，通过 DIC 获得该循环最大载荷即 1.6 kN 时的裂尖应变场如图 6a 所示，该应变场可看作由蝴蝶样等应变云纹组成；

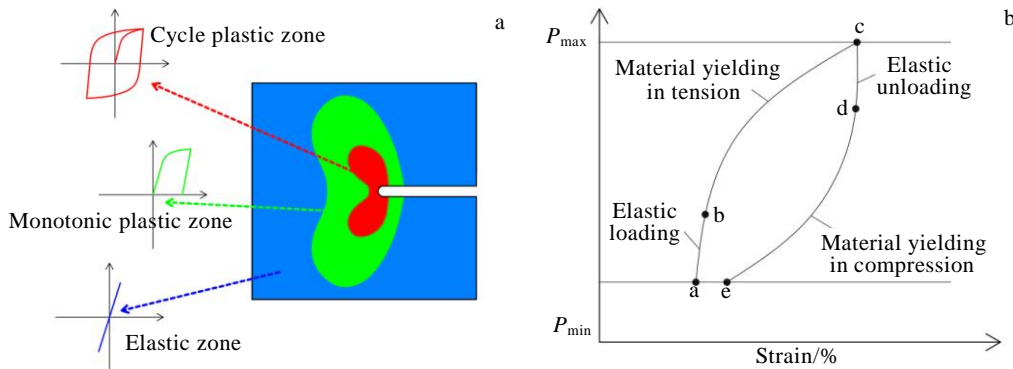


图 5 循环载荷下裂纹尖端区域划分和循环塑性区应变环示意图

Fig.5 Division of crack tip region under cyclic loading (a) and schematic of strain loop in cyclic plastic zone (b)

第 2, 此时裂纹长度为 11.712 mm, 根据 Irwin 模型算得循环塑性区和单调塑性区尺寸分别为 0.838、4.134 mm, 在图 6a 中确定裂纹尖端位置, 并以此为中心构建循环塑性区和单调塑性区的理论范围, 即图中的圆形范围所示;

第 3, 在 DIC 等应变线中选取与 Irwin 模型理论圆形范围相切的蝴蝶样等应变云纹, 通过 2 条蝴蝶样等应变线即可实现裂纹尖端区域应变场划分, 其中红色区域为循环塑性区, 绿色区域为单调塑性区, 蓝色区域为弹性区, 如图 6b 所示, 通过 DIC 与 Irwin 模型相结合得到裂纹尖端蝴蝶样循环应变场更符合裂纹尖端的实际情况。

2.3 工业纯钛 TA2-CT 试样裂纹尖端循环变形特征

2.3.1 多级疲劳载荷作用下循环应变场的演化

对工业纯钛 TA2 裂纹尖端区域进行划分, 以分析疲劳裂纹扩展过程中裂尖塑性区的演化过程。表 3 列出了与图 4 相对应的裂纹长度、应力强度因子幅; 根据 Irwin 模型和 TA2 的力学性能参数, 获得了循环载荷为最大值时的循环塑性区和单调塑性区尺寸。从表 3 中可以看出, 当循环载荷增大时, 裂纹长度增加, 应力强度因子幅增大, 对应的循环塑性区尺寸也在增大, 这与 DIC 获得的应变场分析结果相吻合。

根据所提出的基于 Irwin 模型与 DIC 的裂纹尖端区域划分方法, 对表 3 中各循环内循环载荷为最大值时的裂纹尖端区域进行划分, 划分结果如图 7 所示。从图中可以看出, 随着循环次数的增加, 循环载荷的增大, 裂纹发生扩展, 裂纹长度增加, 弹性区依次演化成单调塑性区、循环塑性区, 循环塑性区和单调塑性区的尺寸不断增大; 如前所述, 当循环载荷最大值增大至 1.4 kN 时, 出现稳态裂纹扩展, 此时单调塑性区开始呈现蝴蝶状如图 7b 所示, 而循环塑性区直至 1.8 kN 时才显著呈现蝴蝶状如图 7d 所示; 在裂纹扩展过程中, 循环塑性区和单调塑性区会延伸至断裂表面, 此区域是由于循环载荷作用而累积产生的残余变形。

2.3.2 TA2-CT 试样裂尖循环应变环

循环塑性区内的应变环能够表征循环加载过程中的循环塑性变形及应变累积, 单调塑性区和弹性区内的应变环也具有不同特性。取图 7c 循环次数为 19 990、循环载荷最大值为 1.6 kN 的应变场, 建立各区域的循环应变环, 沿裂纹扩展方向, 采集 4 个典型的位置: 距裂纹尖端 0.1 mm 点 A; 循环塑性区边界点 B; 单调塑性区点 C 以及弹性区点 D。通过此 4 个典型位置处应变值随载荷的变化, 建立如图 8a 所示的应变环。由图 8a 可以看出, 距离裂纹尖端 0.1 mm 的 A 点的应变环有明显的弹性拉伸-拉伸屈服-弹性卸载-压

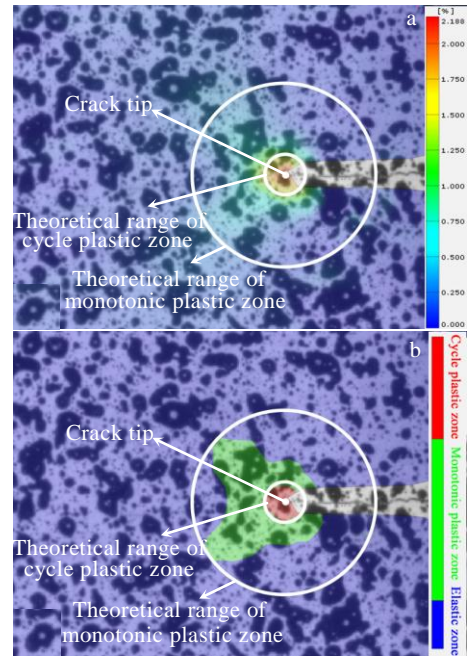


图 6 基于 DIC 和 Irwin 模型裂纹尖端弹塑性区划分示意图
Fig.6 Schematic of elastic-plastic zone division at crack tip based on DIC and Irwin model: (a) building of the theoretical range of monotonic plastic zone and cyclic plastic zone; (b) results of region division of crack tip

表 3 不同循环载荷下循环塑性区尺寸

Table 3 Size of cyclic plastic zone under different cyclic loads

Load /kN	Cycles number	Crack length/mm	$\Delta K / \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	Cyclic plastic zone size/mm	Monotonic plastic zone size/mm
1.2	9990	9.915	9.847	0.317	1.571
1.4	14990	10.637	12.387	0.501	2.482
1.6	19990	12.534	17.602	1.013	5.003
1.8	23301	15.121	28.056	2.573	12.912

缩屈服过程, 因此 A 点处于循环塑性区域内; 同时从 A 点的应变环能够明确观察到循环塑性应变的累积现象。B 点的应变环有弹性拉伸-拉伸屈服-弹性卸载-压缩屈服过程, 然而与 A 点相比拉伸屈服后的塑性变形量较小, B 应变环所包围的面积比 A 点小, 因此随着与裂纹尖端距离的增加, 应变值减少, 应变环面积减小。C 点处于单调塑性区域, 加载过程中仅有少量的拉伸塑性变形, 而卸载时只有弹性卸载, 未出现压缩屈服。C 点以外即是弹性区, 应变值相比循环塑性区的应变值大幅度地减少, 因此 D 点的应变环, 仅有弹性拉伸-弹性卸载过程。A、B、C、D 各点的应变环分别显示了裂纹尖端循环塑性区、单调塑性区、弹性区内循环应变响应特征。

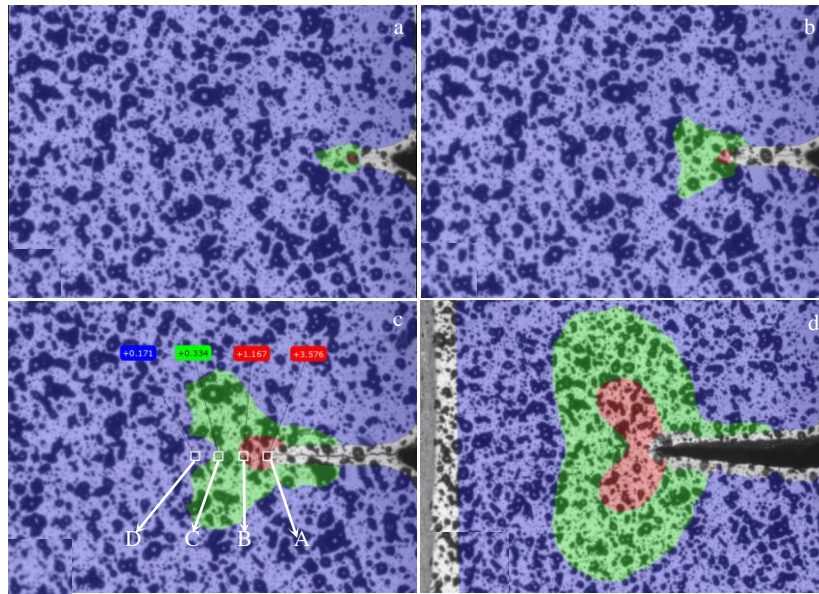


图 7 工业纯钛 TA2 裂纹尖端弹塑性区随载荷、循环次数演化规律

Fig.7 Evolution law of elastic-plastic zone at crack tip of commercial pure titanium TA2 with different load and cycle number: (a) $P=1.2$ kN, 9990 cycle; (b) $P=1.4$ kN, 14 990 cycle; (c) $P=1.6$ kN, 19 990 cycle; (d) $P=1.8$ kN, 23 301 cycle

然而如前所述，在疲劳裂纹扩展中，弹性区不断演化成塑性区，因此应变环亦随裂纹扩展不断演化。取 A 点，建立循环次数为 12 001、17 001 和 19 990 下的应变环，如图 8b 所示，以分析应变环随疲劳裂纹扩展的演化规律。从图 8b 可以看出，循环次数 12 001 时，A 点处的应变环处于弹性循环变形，无明显的塑性变形累积。循环次数 17 001 时，A 点处的应变值、循环应变幅值及应变环面积明显增大，应变环显示了加载过程中仅有少量的拉伸塑性变形，而卸载时只有弹性卸载，未出现压缩屈服，此时 A 点处于单调塑性区；循环次数 19 990 时，A 点处的应变值、循环应变幅值及应变环面积进一步增大，应变环中有明显的弹性拉伸-拉伸屈服-弹性卸载-压缩屈服过程，此时 A 点位于循环塑性区内。因此图 8b 中应变环的变化过程，表征了图 7c 裂纹尖端 A 点位置在疲劳裂纹扩展过程中，该点由弹性区演化为单调塑性区、循环塑性区的整个过程。

综上所述，通过由 DIC 获得裂纹尖端各典型区域的应变环分析可知，DIC 获得的应变环能够表征出 Irwin 模型中裂纹尖端的弹塑性区域：在裂纹尖端的循环塑性区内，应变值远大于其它区域应变值，在循环载荷作用下拉伸屈服、压缩屈服交替出现，塑性变形不断累积直至裂纹扩展；循环塑性区外是单调塑性区，在循环载荷作用下仅有拉伸屈服，而无压缩屈服，塑性变形也在不断累积，从而发展成为循环塑性区；最

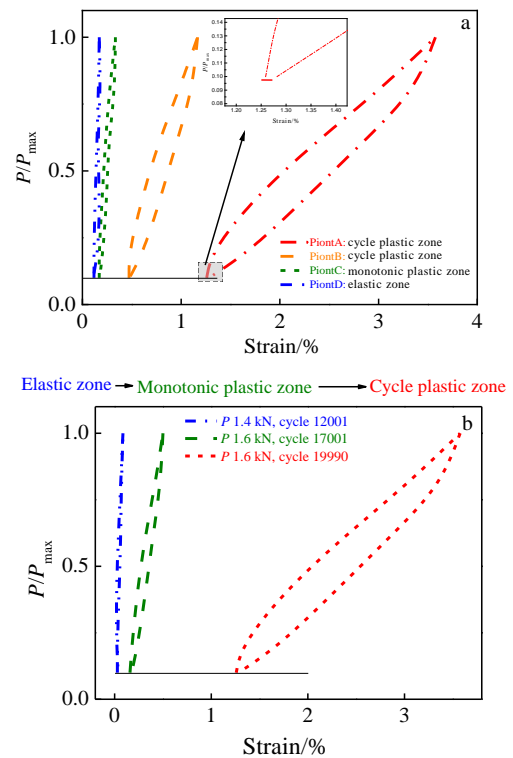


图 8 工业纯钛 TA2 裂纹尖端应变环($P=1.6$ kN, 19 990 cycle)弹塑性区应变环和 A 点应变环随循环次数的变化

Fig.8 Strain loops at crack tip of commercial pure titanium TA2: (a) $P=1.6$ kN, 19 990 cycle, strain loops in elastic-plastic region; (b) variation of strain loops with cycle times at point A

外围为弹性区, 应变值处于弹性应变范围内, 仅有弹性变形。A 点应变环随着疲劳裂纹扩展的演化过程表明, 随着裂纹的扩展, 裂纹长度不断增加, 沿着裂纹扩展方向的弹性区将依次发展为单调塑性区和循环塑性区。同时应变环对裂纹尖端弹塑性区域的表征, 进一步验证了基于 DIC 和 Irwin 模型的裂纹尖端塑性区实验划分方法的有效性。

3 结 论

1) 多级载荷的疲劳裂纹扩展试验表明, 随着循环载荷幅的增大, 循环次数的增加, 裂纹不断扩展, 当循环载荷幅及裂纹长度达到一定值时, 疲劳裂纹进入稳态扩展阶段; 在疲劳裂纹稳定扩展阶段, 工业纯钛 TA2 的疲劳裂纹扩展速率与应力强度因子幅, 在双对数坐标系下存在线性关系。

2) 基于 DIC 和 Irwin 模型建立了疲劳裂纹尖端塑性区划分的实验方法, 将裂纹尖端区域划分出循环塑性区、单调塑性区、弹性区: 循环塑性区内, 在循环载荷作用下拉伸屈服、压缩屈服交替出现, 塑性变形不断累积直至裂纹扩展; 循环塑性区外是单调塑性区, 在循环载荷作用下仅有拉伸屈服, 而无压缩屈服, 塑性变形也在不断累积, 从而发展成为循环塑性区; 最外围为弹性区, 仅有弹性变形, 但随着裂纹的扩展, 沿着裂纹扩展方向的弹性区将依次发展为单调塑性区和循环塑性区。

3) 疲劳载荷下裂纹尖端区域内应变环研究表明, DIC 获得的应变环不仅能够表征出 Irwin 模型中裂纹尖端的弹塑性区域, 还能够表征随疲劳裂纹扩展, 塑性区发展为单调塑性区、循环塑性区的演化过程; 同时验证了基于 DIC 和 Irwin 模型的裂纹尖端塑性区实验划分方法的有效性。

参考文献 References

- [1] Xiao Lei(肖磊), Zhu Xiaomin(朱晓闽), Zhang Gaoxiang(张高翔) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1623
- [2] Song Haipeng, Liu Changchun, Zhang Hao et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2020: 105: 655
- [3] Peng Jian(彭剑), Gao Yi(高毅), Dai Qiao(代巧) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(6): 773
- [4] Kim J H, Lee S B. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2000, 34(1): 73
- [5] Chikh B O, Imad A, Benguediab M. *Computational Materials Science*[J], 2008, 43(4): 1010
- [6] Irwin G R. *Proceedings of the 7th Sagamore Research*

Conference on Mechanics & Metals Behavior of Sheet Material[C]. New York: MMBMSM, 1960, 4: 463

- [7] Dugdale D S. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1960, 8(2): 100
- [8] Izumi Y, Fine M E. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 1979, 11(4): 791-804
- [9] Bathias C, Pelloux R M. *Metallurgical Transactions*[J], 1973, 4(5): 1265
- [10] Uguz A, Martin J W. *Materials Characterization*[J], 1996, 37(2-3): 105
- [11] Paul S K, Tarafder S. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2013, 101: 81
- [12] Chen Jingjie, Huang Yi, Dong Leilei et al. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2014, 126: 141
- [13] Camas D, Lopezcrespo P, Gonzalezherrera A et al. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2017, 185: 20
- [14] Paul S K. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2016, 159: 90
- [15] Lu Lei, Li Jian, Su Chuanyi et al. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2019, 100: 215
- [16] McCormick N, Lord J. *Materials Today*[J], 2010, 13(12): 52
- [17] Yates J R, Zanganeh M, Tai Y H. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2010, 77(11): 2063
- [18] Gonzales G L G, Gonzalez J A O, Castro J T P et al. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2017, 90: 14
- [19] Reddy M S, Ramesh K, Thiyagarajan A. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2018, 96: 146
- [20] Vasco-Olmo J M, Díaz F A, Antunes F V et al. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2019, 101: 332
- [21] Torabi A R, Bahrami B, Ayatollahi M R. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2019, 103: 102 244
- [22] Mokhtarishirazabad M, Lopez-Crespo P, Zanganeh M. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2018, 41(10): 2162
- [23] Rabbolini S, Beretta S, Foletti S et al. *Engineering Fracture Mechanics* [J], 2015, 148: 441
- [24] Bonniot T, Doquet V, Mai S H. *Strain*[J], 2020, 56(1): e12 332
- [25] Barhli S M, Mostafavi M, Cinar A F et al. *Experimental Mechanics*[J], 2017, 57(6): 997
- [26] Xu Chun(徐春), Rao Xiaohua(饶小华), An Xingzhou(安星州) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1195
- [27] Luo Lei(罗雷), Zhao Xicheng(赵西成), Yang Xirong(杨西荣) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(7): 1929

- [28] Dai Qiao(代 巧), Zhou Changyu(周昌玉), Peng Jian(彭 剑) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1154
- [29] Li Jian(李 建), Lu Lei(陆 磊), Zhou Changyu(周昌玉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11), 3745
- [30] Standard ASTM. E647-15[S], 2015
- [31] Gonz áles G L G, Gonz ález J A O, de Castro J T P *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 133: 105 427
- [32] Paul S K. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2016, 84: 183

Characterization of Cycle Strain Field of Commercial Pure Titanium at Fatigue Crack Tip Based on DIC and Irwin Model

Dai Qiao¹, He Jueheng¹, Zhou Jinyu², Chen Xiaoyang¹, 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: In order to realize the characterization and regional division of cyclic strain field at fatigue crack tip, digital image correlation (DIC) method and Irwin model were used to study the crack growth law, experimental division method of cyclic strain field and the evolution law of cyclic strain loops of commercial pure titanium TA2 compact tensile specimen under multi-level fatigue loads. Firstly, the fatigue crack growth law of TA2 compact tensile specimen was obtained by the multi-level loads fatigue experiment. On this basis, combining DIC method and Irwin model, the experimental division method of cyclic strain field at fatigue crack tip was established, and the division of cyclic plastic zone, monotonic plastic zone and elastic zone was realized. On the other hand, the hysteresis loops in different regions were obtained by DIC method, and the differences of strain loops in different regions were discussed. Thus the effectiveness of the division method was demonstrated, and the evolution law of strain field at crack tip from elastic zone, monotonic plastic zone to cyclic plastic zone during crack growth was revealed. The research work in this paper provides an experimental method to characterize the cyclic strain field at crack tip for the study of fatigue crack growth behavior, which can meet the needs of the experimental study of fatigue crack growth.

Key words: DIC; cycle strain field; fatigue crack; commercial pure titanium TA2

Corresponding author: Dai Qiao, Ph. D., School of Mechanical Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, P. R. China, Tel: 0086-519-86953210, E-mail: daiqiao@126.com