

工业纯锆的低周疲劳特性及寿命预估

杨西荣^{1,2}, 王欣晗¹, 张文艳¹, 刘晓燕^{1,2}, 赵西成¹

(1. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

(2. 陕西省冶金工程技术研究中心, 陕西 西安 710055)

摘要: 通过轴向对称应变控制法对工业纯锆的低周疲劳性能进行研究, 讨论了工业纯锆的循环应力-应变响应、软硬化特性、累积滞后规律、疲劳寿命以及塑性应变能的影响。结果表明: 在总应变幅大于 0.5% 时工业纯锆均表现出循环硬化; 工业纯锆疲劳寿命满足 Basquin-Coffin-Manson 经验关系式, 其过渡寿命为 1548 周; 利用塑性应变能对疲劳损伤进行了有效评估, 总应变幅度越低, 滞回曲线面积越小, 即塑性应变能越低, 疲劳寿命越长; 疲劳断口呈现明显的疲劳辉纹特征, 随总应变幅的增加疲劳辉纹的数量减小宽度增加。

关键词: 工业纯锆; 低周疲劳; 疲劳寿命; 塑性应变能; 疲劳辉纹

中图分类号: TG146.4⁺14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)08-2515-08

锆及锆合金具有导热率高、强度和延性好、耐腐蚀性高及加工性能良好等特点, 在当今的航空、航天及海洋资源的开发等领域有着广泛的应用^[1,2]。

目前, 尽管已有众多学者对锆及锆合金不同条件下的低周疲劳特性进行了研究^[3-5], 但仅有部分研究人员采用循环塑性应变能预估疲劳寿命^[6,7], 特别是对工业纯锆的低周疲劳特性以及基于能量法^[8,9]评估疲劳损伤和预估疲劳寿命的研究甚少。在循环加载过程中, 能量因塑性变形而消散。每个循环消耗的应变能可能被认为是每个循环过程中发生疲劳损伤过程的主要原因。塑性应变能与疲劳寿命之间的相关性是全面研究疲劳性能重要因素。一个周期内耗散的塑性应变能是低周疲劳的滞后环面积^[10], 总塑性应变能是总疲劳寿命期间每个周期的塑性应变能的总和^[9]。

本研究选用应变控制法对工业纯锆进行疲劳试验, 主要着力于工业纯锆低周疲劳循环特性与疲劳寿命及疲劳断口研究。试验结果采用 Ramberg-Osgood 关系以及 Basquin-Coffin-Manson 关系验证, 并且获得相应的参数。另外, 通过分析循环响应特征、循环应力-应变关系以及滞后回线特征, 基于塑性应变能评估工业纯锆的疲劳寿命, 并分析断口形貌特征。

1 实验

本研究采用西部金属材料股份有限公司所购的热轧退火态工业纯锆 (99.99%) 板材为试验材料, 图 1

为工业纯锆金相组织照片, 呈均匀分布的等轴状组织, 晶粒尺寸约为 17 μm , 其化学成分如表 1 所示。使用 Instron 伺服液压力试验机以 10^{-3} s^{-1} 的应变速率进行拉伸试验, 所获得的性能如表 2 所示。

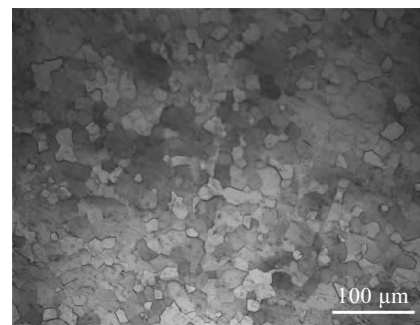


图 1 工业纯锆的显微组织照片

Fig.1 Microstructure of commercially purity zirconium (CP-Zr)

表 1 工业纯锆的化学成分

Table 1 Chemical composition of the CP-Zr ($\omega/\%$)					
Fe+Cr	C	N	H	O	Zr
≤ 0.2	≤ 0.05	≤ 0.025	≤ 0.005	≤ 0.16	Bal.

表 2 工业纯锆的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of the CP-Zr			
$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	$Z/\%$
244	342	33.5	53

收稿日期: 2018-08-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51474170); 陕西省自然科学基金 (2016JQ5026); 陕西省教育厅科技专项 (14JK1391)

作者简介: 杨西荣, 男, 1971 年生, 博士, 教授, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: lazy_yxr@qq.com

低周疲劳试验在最大加载能力为±100 kN的电液伺服疲劳试验机上采用轴向拉-压总应变控制模式进行。对称拉-压循环应变比 $R=-1$ ，引伸计为 12.5 mm，波形均为三角波控制。以 $10^{-2} s^{-1}$ 恒定应变速率在室温（25 °C）条件下进行总应变幅范围为 0.4%~1.2%的疲劳测试。规定应变控制试验的疲劳破坏准则为最大拉伸载荷下降 20%或试样断裂，并由计算机对试验过程进行全程控制与数据采集。从疲劳试样上切取并磨制成厚度为 30~50 μm 的透射样品，经离子减薄，在 JEM-2100PLUS 透射电子显微镜上观察和分析微观组织结构。采用扫描电镜对疲劳断口形貌进行观察分析。

2 结果与分析

2.1 循环应力响应特性及微观组织

图 2 为工业纯锆在不同总应变幅度下的循环应力响应曲线，其范围为 0.4%~1.2%。从图中观察发现，随着总应变幅的增加，工业纯锆的应力幅值增加而疲劳寿命减小，且在不同的循环加载过程中工业纯锆皆会出现不同程度的循环软化、循环硬化以及循环稳态现象。工业纯锆在整个循环加载的过程中，在总应变幅为 0.4%时，材料表现出循环软化；当应变幅大于 0.5%时，材料均出现循环硬化随之循环稳定直至疲劳失效。其中，总应变幅为 0.5%时在前几周出现循环硬化现象随后表现出小幅的循环软化，其循环硬化程度

小于其他应变幅条件下的循环硬化程度。此外，值得注意的是，随着总应变幅的增加，工业纯锆的临界循环应力振幅从 237 MPa 增加到 305 MPa。

材料在循环变形过程中表现出循环硬化或软化特性，这可以通过变形过程中位错之间的相互作用来解释。在工业纯锆的低周疲劳试验中，随着应变幅的增加，循环应力也随之增加。循环硬化受位错运动的阻碍以及位错之间相互作用的影响。从微观组织上也表现为位错密度和晶界的不断增加（如图 3 所示），甚至

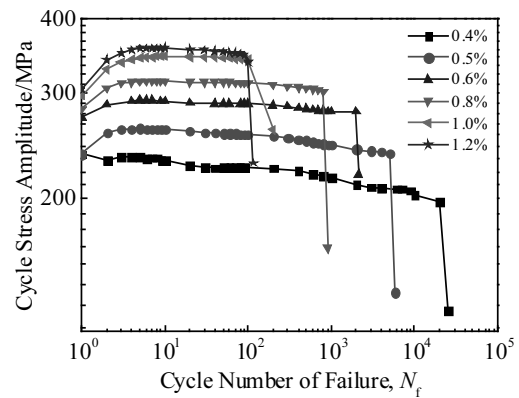


图 2 不同总应变幅下工业纯锆的循环应力响应曲线

Fig.2 Cyclic stress response curves of the CP-Zr at different total strain amplitudes

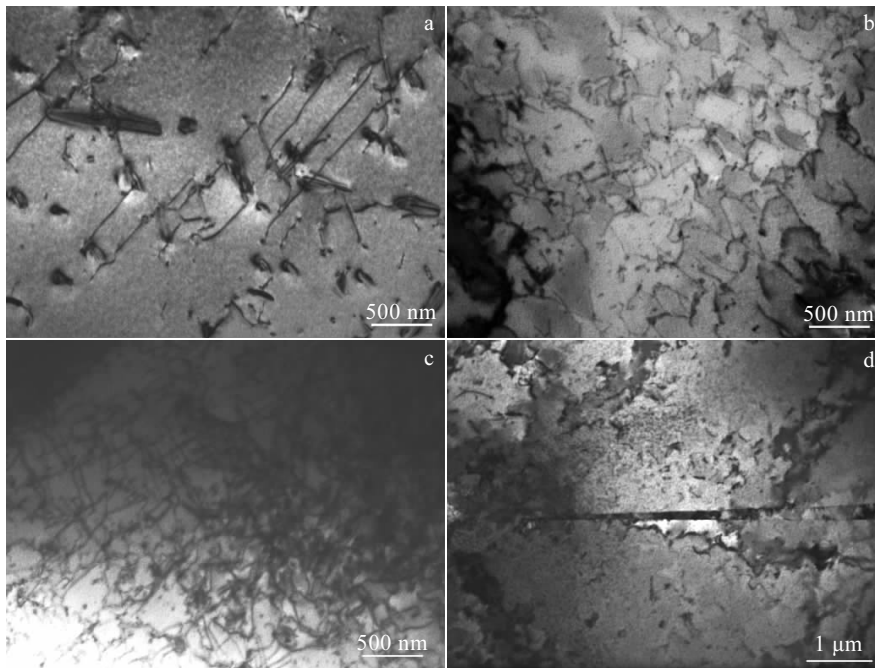


图 3 工业纯锆在不同应变幅下的显微组织照片

Fig.3 Microstructures of CP-Zr at different total strain amplitudes: (a) 0.5%, (b) 0.8%, (c) 1.0%, and (d) 1.2%

出现少量孪生现象（如图 3d 所示）。孪生以及其他缺陷也是阻碍位错运动的重要因素，从而表现为循环硬化。然而，随着循环载荷的增加，后续整个加载系统由于位错的交叉滑移或激活的新滑移系统而保持稳定状态，这表明内部应力稳定性（即循环稳定性）的平衡。随着循环加载的持续进行，位错的往复运动，致使材料疲劳失效断裂。

2.2 应变-疲劳寿命

循环应变-疲劳寿命 ($\Delta\varepsilon-N_f$) 相关性是评估材料疲劳性能的重要因素。总应变幅值 ($\Delta\varepsilon/2$) 由弹性应变幅值 ($\Delta\varepsilon_e/2$) 和塑性应变幅值 ($\Delta\varepsilon_p/2$)^[11] 组成，应变和发生破坏的反向次数之间的关系由 Basquin-Coffin-Manson 模型^[12] 描述：

$$\left(\frac{\Delta\varepsilon}{2}\right) = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (1)$$

其中， E 是杨氏模量， σ'_f 是疲劳强度系数， b 是疲劳强度指数， ε'_f 和 c 分别为疲劳延伸系数和指数。图 4 为工业纯锆应变-疲劳寿命曲线，从图中可以看出，随着失效反向次数的降低，弹性、塑性和总应变幅值逐渐升高。

循环加载下应力与塑性应变幅之间的关系遵循 Ramberg-Osgood 公式^[13]：

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K' \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right)^{n'} \quad (2)$$

其中， K' 和 n' 分别是循环强度系数和循环应变硬化指数。公式中的应力幅值和塑性应变幅值对应于每个总应变幅中期寿命时的应力应变值。利用回归分析方法对工业纯锆的应变-疲劳寿命数据及应力-塑性应变数据进行拟合分析，参数结果总结于表 3。很明显，拟合曲线与实验数据显示出良好的一致性。

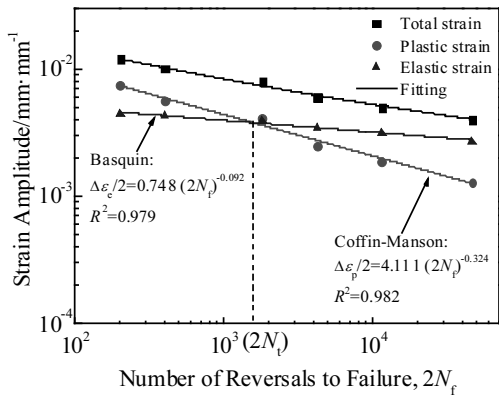


图 4 工业纯锆应变-疲劳寿命曲线

Fig.4 Total, plastic and elastic strain amplitudes vs the number of reversals to failure of CP-Zr

表 3 工业纯锆的疲劳参数

Table 3 Low-cycle fatigue parameters of CP-Zr					
n'	K'	σ'_f/E	b	ε'_f	c
0.311	411.275	0.748	-0.092	4.111	-0.324

另外，Basquin 及 Coffin-Manson 方程拟合曲线之间存在交点，该交点即为工业纯锆的过渡疲劳寿命 $2N_t$ （如图 4 所示），其满足下列关系式^[14]：

$$2N_t = \left(\frac{\varepsilon'_f E}{\sigma'_f}\right)^{1/(b-c)} \quad (3)$$

将拟合参数代入公式 (3) 中可得， $2N_t$ 为 1548 周。过渡疲劳寿命是评估材料疲劳寿命的重要参数，对疲劳设计有重要意义。当 $2N_f > 2N_t$ 时，在疲劳过程中，弹性应变贡献大于塑性应变，即弹性变形占主导地位，材料的强度对寿命起决定作用；相反，当循环次数 $2N_f < 2N_t$ 时，循环阶段塑性变形占主导地位，此时，材料的疲劳寿命不但取决于其强度，更取决于塑性。由实验结果分析可知，当总应变幅高于 0.8% 时，工业纯锆的过渡疲劳寿命 $2N_t$ 小于材料的疲劳反向循环次数 $2N_f$ ，塑性变形在疲劳过程中远大于弹性变形，则其疲劳强度主要由塑性变形控制，疲劳寿命取决于该材料的强度和塑性，而总应变幅低于 0.8% 时，其疲劳强度主要由弹性变形控制，疲劳寿命主要由该材料的强度决定。

2.3 能量-疲劳寿命

上述 Basquin-Coffin-Manson 及 Ramberg-Osgood 关系中的各项参数是低周疲劳性能的可测量物理量，但它不足以解释工业纯锆的疲劳损伤。由于基于能量的疲劳性能方法可以综合研究应力和应变^[15]，所以该方法对于研究疲劳性能具有良好的可靠性。

不同总应变幅度下，塑性应变能 (ΔW_p) 随循环次数 (N_f) 的变化曲线如图 5 所示。从图中可以看出，

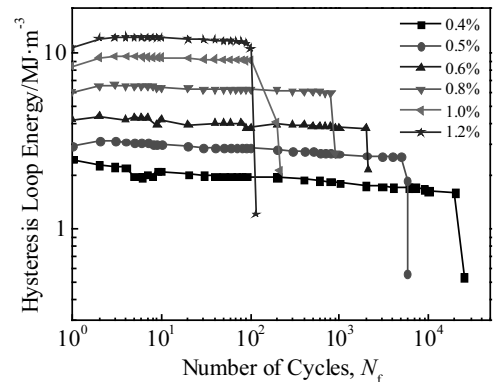


图 5 不同总应变幅下工业纯锆的塑性应变能响应曲线

Fig.5 Plastic strain energy response curves of CP-Zr at different total strain amplitudes

相同循环周次下，随着应变幅的增加塑性应变能逐渐增大；在不同的总应变幅下，塑性应变能均随着循环次数的增加几乎保持稳定状态，在最后的几个周期迅速下降。所有的 ΔW_p-N_f 曲线可以理解为 2 个不同的阶段，即裂纹萌生阶段和裂纹扩展阶段。在裂纹萌生时， ΔW_p 在循环加载下迅速达到稳定状态，微观裂纹及二次裂纹萌生的过程保持恒定值 ΔW_p 。当进入裂纹扩展阶段时， ΔW_p 值呈指数下降，导致试样的承载能力迅速降低，最终试样在几个周期内失效。相关文献^[16]从微观角度上证明，裂纹萌生过程与微裂纹的形核和生长有关，其占疲劳寿命的大部分，甚至超过总疲劳寿命的 80%。随着循环加载的进行，这些微裂纹聚结形成宏观裂纹并迅速扩展，试样耗散能量的能力急剧衰减导致试样最终失效。由于 ΔW_p 对周期性应力响应的变化敏感性很弱，或 ΔW_p 在总疲劳寿命的 10% 内达到饱和，Lee^[17]等人验证了塑性应变能方法可以有效地应用于表现出循环软化或硬化行为的循环不稳定材料。这意味着塑性应变能可以作为疲劳失效模型中的基本参数评估疲劳寿命。

当材料经受循环变形时，循环加载中的应力-应变曲线形成封闭的曲线，即滞后回线。滞后回线的面积表示施加到试样的滞后能量，即塑性应变能。图 6 所示为不同总应变振幅下半寿命滞后回线。显然，滞后回线宽度、高度及面积随着总应变幅度的增加而增加，且滞后回线呈现顺时针旋转特征。

在疲劳失效过程中，材料的疲劳寿命与 2 种滞后能量有关，一种是塑性应变能，另一种是累积吸收能量。为了验证工业纯锆是否具有 Masing 行为^[12]，将滞后回线的上升分支沿着线性弹性载荷线移动，使得它们的压缩峰值重合。从图 6 可以看出，工业纯锆的滞

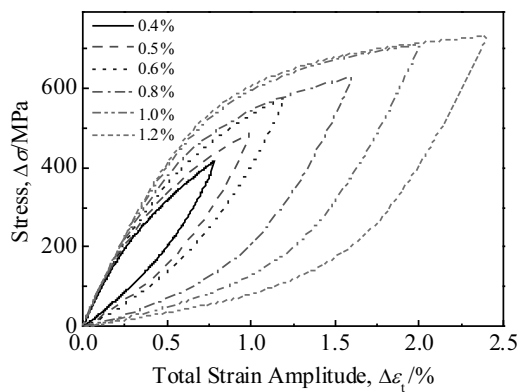


图 6 不同总应变幅下工业纯锆的半寿命滞后回线

Fig.6 Half-life hysteresis loops of CP-Zr at different total strain amplitudes

后回线上升分支彼此不重合，小幅偏离具有理想 Masing 行为的曲线，文献[18]将此行为称为近 Masing 行为。因此可认为工业纯锆基本符合 Masing 行为特性。

基于 Masing 行为的假设，使用 Halford-Morrow 公式计算每个周期的塑性应变能：

$$\Delta W_p = (1-n')/(1+n') \Delta \sigma \Delta \epsilon_p \tag{4}$$

塑性应变能与循环次数之间具有下列关系：

$$\Delta W_p = W'_f (N_f)^\omega \tag{5}$$

其中， W'_f 是塑性应变能系数，表示材料吸收能量的能力， ω 为塑性应变能指数。

图 7 为不同总应变幅下工业纯锆半寿命的塑性应变能实验数值以及利用公式 (5) 拟合的曲线，可以看出拟合结果与实验数值得到很好的匹配，拟合相关系数为 0.992，塑性应变能系数及指数分别为 59.468 和 -0.352。塑性应变能作为一种疲劳损伤参数与应力-疲劳寿命响应保持相同的趋势，能够有效地反映能量与寿命之间的关系。因此，可以从基于应力应变的参数或基于能量的参数对疲劳进行等效评估。

循环加载下材料最终失效所需的累积或总塑性应变能 (W_f) 可以通过每个周期滞后回线的面积来估算。即累积塑性应变能是整个循环过程中每个周期消耗的塑性应变能的总和，这个总能量可以用来量化为疲劳损伤。累积塑性应变能与塑性应变能及疲劳寿命之间满足以下关系：

$$W_f = \Delta W_p N_f \tag{6}$$

由于在所有总应变幅下，试样在裂纹萌生后的几个周期内迅速失效(如图 2 所示)，所以可通过公式(4)直接累积叠加计算总塑性应变能，或者将公式(6)所得的累积塑性应变能作为工业纯锆的实际累积塑性应变能的近似值。结合公式(5)和公式(6)， W_f-N_f 关系也可以表示为：

$$W_f = W'_f (N_f)^{m'} \tag{7}$$

其中， m' 是疲劳韧度指数。由公式(7)将实验数据进行拟合，其拟合相关性高达 0.999，系数 W'_f 和指数 m' 分别为 59.019 和 0.647，拟合曲线与实验数值完美匹配。

工业纯锆的累积塑性应变能与疲劳寿命的曲线如图 8 所示。对比分析图 7 和图 8，发现 2 条曲线的趋势存在显著差异。随着总应变幅的增加，塑性应变能逐渐增加，而疲劳寿命逐渐降低，累积塑性应变能也随之降低。换句话说，累积塑性应变能随着疲劳寿命的降低而降低。这是由于高应变振幅下的每个周期的塑性应变能虽大于低应变振幅下的塑性应变能，但累积塑性应变能主要取决于疲劳寿命，不同应变幅下疲劳寿命的差值远远大于每个周期塑性应变能的变化。因此，在许多情况下，由于疲劳寿命的显著下降，累

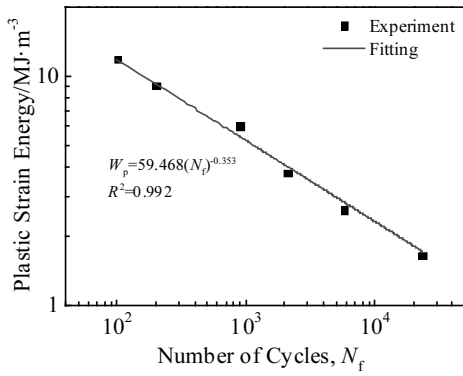


图 7 工业纯锆塑性应变能与疲劳寿命之间的关系

Fig.7 Relationship between the measured plastic strain energy and the cycle number of failure of CP-Zr

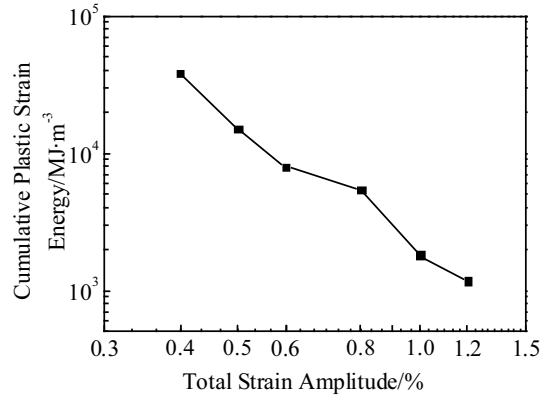


图 9 工业纯锆累积塑性应变能与总应变幅的函数关系

Fig.9 Variation in cumulative plastic strain energy as a function of total strain amplitude of CP-Zr

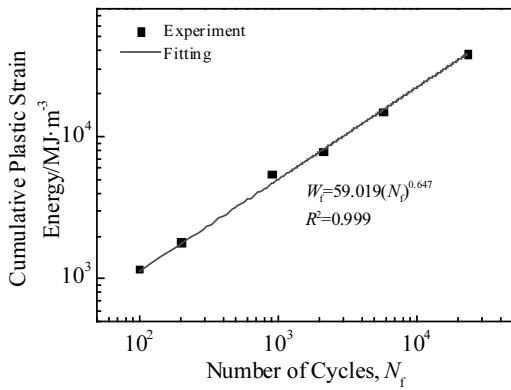


图 8 工业纯锆累积塑性应变能与疲劳寿命之间的关系

Fig.8 Relationship between cumulative plastic strain energy and the cycle number of failure of CP-Zr

积塑性应变能随着总应变幅度的增加而下降（如图 9 所示）。从微观角度来说，这一现象表明，在较低的总应变幅水平下，裂纹萌生和传播过程需要更高的累积塑性应变能，从而塑性应变和塑性应变能的值也变低。另一方面，随着总应变幅的增加，按照能量守恒原则，由于位错、夹杂物、滑移等微观结构及缺陷之间的相互作用引起的局部损伤过程中的能量吸收，增加了对累积塑性应变能下降的补偿^[19]，因此，累积塑性应变能表现为随总应变幅的增加而降低。

2.4 疲劳断口

图 10 为工业纯锆在总应变幅为 0.5% 时的低周疲劳断口形貌。图 10a 为宏观断口整体形貌，其存在颈缩现象；A、B、C 分别代表疲劳裂纹萌生区、裂纹扩展区和瞬断区。宏观断口整体较为平整，疲劳断裂区域(A+B 区)约占断口横截面积的 70%，裂纹扩展区 B

与瞬断区 C 的分界线较为明显。图 10b 是图 10a 中 A 区域的放大照片，由于表面晶粒受变形约束与内部晶粒不同，造成内外应力应变分布不均衡，裂纹形核形成于疲劳试样表面，疲劳裂纹从此处萌生并开始扩展。整个裂纹萌生缺陷存在一个扇形解理区，其宏观断面较为平整，黑色间断线清楚地圈出了裂纹萌生点，萌生点处明显分布着向四周发散的放射线痕，形成疲劳裂纹。裂纹形成后，在持续加载过程中，疲劳裂纹将开始扩展并相互连接。图 10c 是图 10a 中 B 区域的部分放大照片。由图 10c 可以看出，裂纹由缓慢扩展向不稳定扩展转化，并存在多条与裂纹扩展方向一致的放射线条，放射条是疲劳裂纹扩展时形成的撕裂棱（如黄色箭头所示），与裂纹扩展方向保持一致，另外，局部区域有明显的二次裂纹（如黑色箭头所示）以及准解理平面（如红色圆圈所示）。瞬断区（图 10d）内出现大量的韧窝以及在韧窝低端出现少量的孔洞（如图中蓝色圆圈所示），韧窝的存在反应了试样断裂时发生了明显的塑性变形。

疲劳裂纹进入裂纹扩展阶段后，裂纹扩展速率逐渐提高，宏观表现为准解理断裂，而在微观上呈现出典型的疲劳特征，即疲劳辉纹，如图 11 所示。在裂纹稳定扩展阶段后，由于裂纹尖端应力场的变化，裂纹扩展开始沿不同滑移系同时或者交替滑移。裂纹尖端塑形钝化模型^[20]表示：在完全卸载时，裂纹闭合并且尖端处于尖锐状态；在拉伸应力的作用下，裂纹尖端沿最大切应力方向产生滑移；随着拉应力继续增加到最大值，裂纹张开至最大。由于塑性变形的结果，裂纹尖端的应力集中减小，裂纹尖端钝化^[21]，钝化使裂纹向前扩展一段与裂纹尖端张开位移相同量级的距离。当拉应力变为压应力时，裂纹尖端渐被压缩，重

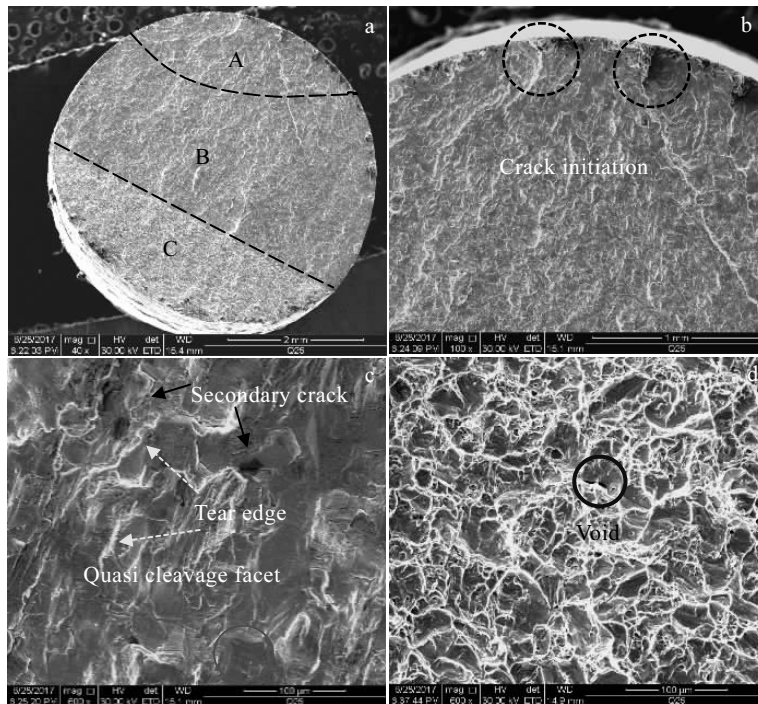


图 10 工业纯锆在总应变幅为 0.5%的低周疲劳断口 SEM 照片

Fig.10 SEM images of fatigue fracture of CP-Zr at total strain amplitude of 0.5%: (a) macro-morphology of the fracture, (b) crack initiation zone, (c) crack propagation zone, and (d) final fracture zone

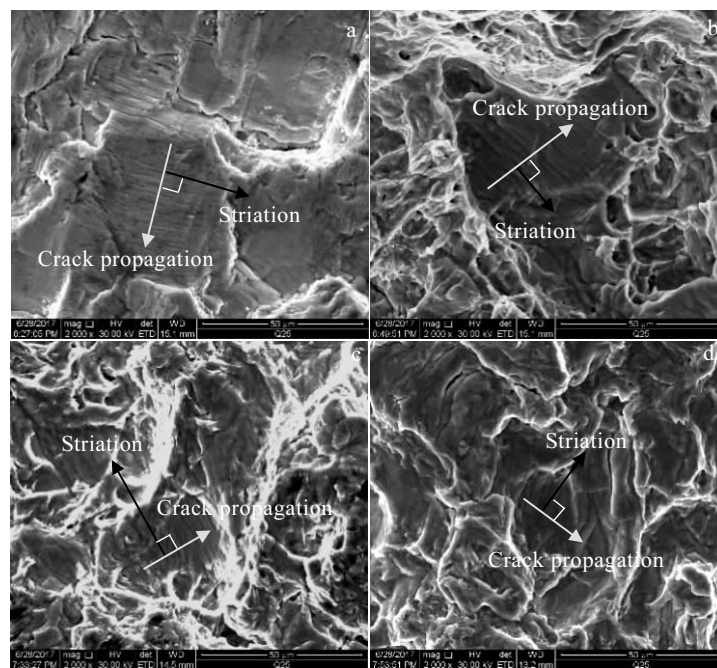


图 11 工业纯锆在不同总应变幅下疲劳辉纹 SEM 照片

Fig.11 SEM images of fatigue striation of CP-Zr at different total strain amplitudes: (a) 0.5%, (b) 0.6%, (c) 0.8%, and (d) 1.0%

新锐化，并在随后的拉伸过程中再次钝化。疲劳裂纹就是以这种方式向前扩展从而形成疲劳辉纹。

图 11a~11d 分别为总应变幅为 0.5%、0.6%、0.8% 及 1.0% 时裂纹扩展区呈现的疲劳辉纹。从图中可以看

出,同一断块的疲劳辉纹相互平行,与裂纹扩展方向相互垂直(如图中白色、黑色箭头所示)。对比发现,在低应变幅下的疲劳辉纹的面积较大,疲劳辉纹宽度更加细小。随着总应变幅的增加,对应的循环加载载荷增加,应力幅值也增加,疲劳辉纹宽度随总应变幅的增加而增加,经测量,4种总应变幅下疲劳辉纹宽度分别约为0.45, 0.75, 1.20, 1.30 μm ;但疲劳辉纹的数量随总应变幅的增加而显著减少。这是由于,在理想条件下,每一条疲劳辉纹代表一次循环载荷,即疲劳辉纹的数量等同于载荷循环次数(即疲劳寿命),但裂纹闭合效应等影响,载荷循环的循环次数远大于疲劳辉纹数量。

工业纯锆低周疲劳断口表现为准解理与塑性断裂的混合断裂。在疲劳扩展过程中随着主裂纹的扩展,二次裂纹起裂,局部应力得到松弛,裂纹扩展区呈现大量疲劳辉纹,随着总应变幅的增加,疲劳辉纹的宽度增加数量减少。随着载荷的持续进行,微裂纹集聚并迅速扩展,致使试样断裂失效。

3 结 论

- 1) 由于工业纯锆在疲劳过程中位错密度的增加,总应变幅大于0.5%时循环应力响应呈循环硬化。
- 2) 工业纯锆的低周疲劳弹性应变幅、塑性应变幅、总应变幅与失效反向数间符合 Basquin-Coffin-Manson 关系式,拟合参数计算获得其过渡疲劳寿命 $2N_t$ 为 1548。
- 3) 利用塑性应变能实现了工业纯锆低周疲劳损伤的有效评估。总应变幅度越低,塑性应变能越低,累计塑性应变能越高,疲劳寿命越长。
- 4) 工业纯锆疲劳断口呈现明显的疲劳辉纹特征,随总应变幅的增加疲劳辉纹的数量减小宽度增加。

参考文献 References

- [1] Li Xianjun(李献军). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2011, 28(1): 38
- [2] Shi Minghua(石明华), Liu Caili(刘彩利), Zhou Jun(周 军) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2015, 44(18): 28
- [3] Ling Xuyu(凌绪玉), Li Cong(李 聪), Shen Baoluo(沈保罗) et al. *Atomic Energy Science and Technology*(原子能科学技术)[J], 2003, 37(S1): 77
- [4] Tan Jun(谭 军), Ying Shihao(应诗浩), Li Cong(李 聪) et al. *Atomic Energy Science and Technology*(原子能科学技术)[J], 2005, 39(S1): 18
- [5] Lian Shanshan(连姗姗), Tan Jun(谭 军), Feng Keqin(冯可芹) et al. *Atomic Energy Science and Technology*(原子能科学技术)[J], 2009, 43(12): 1118
- [6] Xiao Lin(肖 林), Gu Haideng(顾海澄). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1998, 27(2): 69
- [7] Xiao Lin(肖 林), Gu Haideng(顾海澄). *Progress in Natural Science*(自然科学进展)[J], 1999, 9(3): 193
- [8] Lefebvre D, Ellyin F. *International Journal of Fatigue*[J], 1984, 6(1): 9
- [9] Halford G R. *Journal of Materials*[J], 1966, 3(1): 3
- [10] Tong X Y, Wang D J, Xu H. *International Journal of Fatigue* [J], 1989, 11(5): 353
- [11] Bever M B. *McGraw-Hill Series in Materials Science and Engineering*[M]. New York: McGraw-Hill, 1986
- [12] Ellyin F. *Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction* [M]. Netherlands: Springer, 1997
- [13] Hull D. *Fractography: Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1999
- [14] Suresh S. *Fatigue of Material*(材料的疲劳)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1993
- [15] Golos K M. *Materials Science & Engineering A*[J], 1989, 111: 63
- [16] Kim H J, Lee C S, Park S H et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2004, 379(1-2): 210
- [17] Lee K O, Hong S G, Lee S B. *Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 496(1-2): 471
- [18] Borrego L P, Abreu L M, Costa J M et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2004, 11(5): 715
- [19] Callaghan M D, Humphries S R, Law M et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(21-22): 5619
- [20] Cui Yuexian(崔约贤), Wang Changli(王长利). *Metal Fracture Analysis*(金属断口分析)[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1998: 55
- [21] Shanyavskiy A A, Burchenkova L M. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 50: 47

Low Cycle Fatigue Properties and Predication of Fatigue Life for Commercially Purity Zirconium

Yang Xirong^{1,2}, Wang Xinhai¹, Zhang Wenyan¹, Liu Xiaoyan^{1,2}, Zhao Xicheng¹

(1. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Metallurgical Engineering Technology Research Center of Shaanxi Province, Xi'an 710055, China)

Abstract: The Low cycle fatigue properties of the commercially pure zirconium (CP-Zr) were investigated by a method under axial loading controlled by symmetric strain. The characteristics of cyclic stress-strain response and hysteresis loop of CP-Zr were discussed. The cycle softening and hardening characteristics and cumulative hysteresis of the CP-Zr were analyzed and then the fatigue life was predicted. The results indicate that the CP-Zr displays cyclic hardening when the total strain amplitude is more than 0.5%. The fatigue life of CP-Zr matches Basquin-Coffin-Manson's empirical relationship, whose transitional life is 1548 cycles. And the plastic strain energy can be suitably used as an essential parameter in fatigue failure model to evaluate the fatigue damage. The hysteresis loop area (i.e. the plastic strain energy) decreases with the total strain amplitude decreasing and the number of fatigue cycles increasing. The fatigue striation can be obviously observed, and as the total strain amplitude increases, the number of fatigue striation decreases and the width increases.

Key words: commercially pure zirconium; low cycle fatigue; fatigue life; plastic strain energy; fatigue striation

Corresponding author: Yang Xirong, Ph. D., Professor, School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: lazy_yxr@qq.com