

# ECAP+旋锻变形制备超细晶纯锆的低周疲劳行为

杨西荣<sup>1,2</sup>, 张文艳<sup>1</sup>, 刘晓燕<sup>1,2</sup>, 罗雷<sup>1</sup>, 冯广海<sup>1,2</sup>, 王欣晗<sup>1</sup>, 赵西成<sup>1</sup>

(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:** 采用等径弯曲通道 (ECAP)+旋锻 (RS) 复合变形技术制备了超细晶工业纯锆, 通过轴向对称应变控制方法对超细晶纯锆的低周疲劳性能进行研究, 讨论了超细晶纯锆的循环应力-应变响应、软化硬化特性、累积滞后规律、疲劳寿命及其疲劳断裂机理。结果表明: 超细晶纯锆的循环软化硬化特性依赖于外加总应变幅的大小。随应变幅的增加软化速率逐渐增大, 且当总应变幅大于 1.0% 时, 材料完全呈现循环软化特性。滞后回线面积随着总应变幅的增大而增大, 当应变幅较小时出现“棘齿现象”。回归分析表明超细晶纯锆疲劳寿命满足 Coffin-Manson 经验关系式。超细晶工业纯锆低周疲劳的疲劳机制为位错运动, 其断裂类型为韧性断裂。

**关键词:** 超细晶纯锆; 低周疲劳; 循环软化及硬化; 疲劳寿命; 疲劳断裂

**中图分类号:** TG376; TG146.4<sup>+</sup>14

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)04-1202-06

锆及锆合金的热中子吸收截面低, 具有导热率高、强度和延性好等特点, 并且具有良好的耐腐蚀性和加工性能, 在当今的航空、航天, 海洋资源的开发, 以及医用矫形植入体和钻井设备等领域有着广泛的应用<sup>[1,2]</sup>。近年来, 超细晶材料因具有晶粒小, 强度高, 塑性较好等显著特点引起了学术界的广泛关注。等径弯曲通道变形 (equal channel angular pressing, ECAP) 是 20 世纪苏联科学家 Segal 基于剪切变形理论提出的一种大塑性变形方法。区别于传统的挤压与轧制, 具有不改变试样横截面的同时, 可以重复变形, 使材料组织及性能发生显著变化, 从而获得高强度的超细晶块体材料<sup>[3]</sup>。旋锻法在加工塑性材料时具有较多优势, 文献<sup>[4]</sup>通过理论分析及加工实例进行了详细说明。采用 ECAP 变形工艺结合旋锻工艺可获得具有超细晶组织的纯锆, 简单来说即满足后期棒状疲劳试样尺寸的需求, 又保证材料仍具有较好的塑性, 更重要的是在旋锻过程中, 很好地焊合了 ECAP 后材料内部因剧烈塑性变形产生的裂纹与缺陷, 减小了缺陷裂纹所带来的不良影响, 消除了组织的不均匀现象, 为后续探讨超细晶纯锆疲劳性能奠定良好的基础。

目前, 对于超细晶材料疲劳性能的研究主要集中在 Cu<sup>[5-13]</sup>、Al<sup>[6,8,9]</sup>、Mg<sup>[10]</sup> 等超细晶金属和合金, 研究内容主要涉及循环变形行为、疲劳寿命及疲劳损伤等方面。研究表明, ECAP 变形成得到的超细晶材料因晶

粒细化使得疲劳强度显著提高, 从而使得材料的疲劳寿命得到显著改善。超细晶材料在低周循环应力作用下, 会因微观结构不稳定而受损, 表现出循环软化现象, 同时疲劳会诱发晶粒细化 (在相对较低温度下发生动态再结晶), 并会形成大量的剪切带<sup>[11]</sup>。

本研究对工业纯锆实施 ECAP 变形后再旋锻获得超细晶纯锆, 选用应变控制疲劳试验方法, 主要着力于超细晶纯锆低周疲劳循环应力及疲劳寿命的研究。试验结果采用 Ramberg-Osgood 关系和 Coffin-Manson 关系验证, 并且获得相应的参数。另外, 在分析循环响应特征、循环应力-应变关系的基础上, 评估超细晶纯锆的疲劳寿命。

## 1 实验

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, 其化学成分如表 1 所示。

将试验材料加工成 19 mm×19 mm×150 mm 的 ECAP 试样, 放入通道夹角  $\varphi=120^\circ$ , 外圆角  $\psi=20^\circ$  的

表 1 工业纯锆的化学成分

Table 1 Chemical composition of the commercial pure (CP) Zr ( $\omega/\%$ )

Fe+Cr	C	N	H	O	Zr
$\leq 0.2$	$\leq 0.05$	$\leq 0.025$	$\leq 0.005$	$\leq 0.16$	Bal.

收稿日期: 2018-04-10

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

ECAP 变形模具中, 室温下按 C 方式(每道次挤压后, 试样沿纵轴线旋转 180°进行下一道次变形, 旋转方向不变)在四柱压力机上进行挤压。挤压速度为 2.5 mm·s<sup>-1</sup>, 挤压前用自制复合润滑剂分别涂在试样表面和模具通道内, 以减小变形试样与模具之间的摩擦。对挤压后试样进行旋锻, 得到 Φ=9 mm 棒状材料。从 ECAP 变形+旋锻棒状试样的中心部分切取直径为 8 mm 的圆柱, 机加工成外形、尺寸及精度等符合 GB/T15248-2008《金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》要求的试样。最终的疲劳试样形状及尺寸如图 1 所示。试验前, 将加工好的试样圆弧部分进行倒角、磨削和抛光处理, 消除边缘应力集中带来的影响。

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进行。采用轴向拉-压应变控制模式, 对称拉压循环应变比 R= -1, 试验环境为实验室静态空气介质, 温度为室温(25 °C)。引伸计为 12.5 mm, 波形均为三角波控制。有研究表明, 应变速率会影响材料低周疲劳性能<sup>[13,14]</sup>, 为避免应变速率对材料低周疲劳的影响, 本实验采用同一平均应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup>进行疲劳试验, 总应变幅在 0.4%~1.2%之间, 计算得频率范围为 0.25~0.8 Hz。规定应变控制试验的疲劳破坏准则定义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。

## 2 实验结果

超细晶纯锆的 TEM 组织如图 2 所示。由图可知,

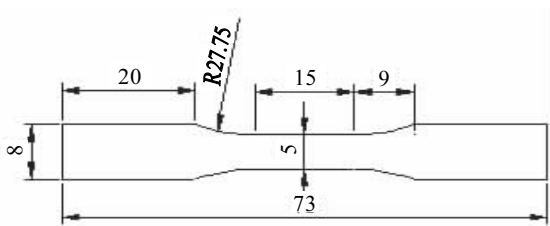


图 1 疲劳试样的几何尺寸图

Fig.1 Geometrical characteristics of specimens

平均晶粒尺寸约 250 nm。

超细晶纯锆的低周疲劳实验数据处理结果见表 2, 表中的符号与国标 GB/T15248-2008 规定相一致。由表可知, 随着应变幅的减小, 超细晶纯锆的循环次数逐渐增大, 循环应力值逐渐减小。当应变幅为 0.4% 时, 循环次数达到 51 530, 应力值为 331 MPa; 当应变幅为 1.2% 时, 循环次数为 200, 循环应力为 540 MPa。

超细晶纯锆在受循环载荷作用时, 其所产生的总应变幅  $\Delta\epsilon_t/2$  可分解成塑性应变幅  $\Delta\epsilon_p/2$  和弹性应变幅  $\Delta\epsilon_e/2$  两部分<sup>[15]</sup>:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_p}{2} + \frac{\Delta\epsilon_e}{2} \quad (1)$$

由表 2 可知, 当总应变幅较小时, 弹性应变幅所占比例较大, 随着总应变幅逐渐增大, 塑性应变幅所占比例逐渐增大, 但弹性应变幅仍占主导作用。在低周疲劳过程中, 取循环半寿命值为循环稳定值, 从半寿命循环次数的峰值拉应力和谷值压应力可分别测得超细晶纯锆的拉伸卸载模量 ( $E_{NT}$ ) 和压缩卸载模量 ( $E_{NC}$ )<sup>[12]</sup>, 进而可根据公式(2)求得循环弹性模量, 从处理结果可知数据的标准差为 2.04, 说明超细晶纯锆在循环应力作用下, 其弹性模量变化不大。

$$E^* = \frac{E_{NT} + E_{NC}}{2} \quad (2)$$

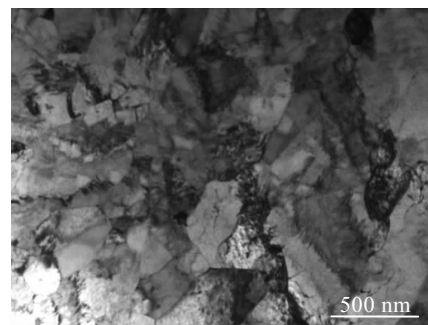


图 2 超细晶工业纯锆的显微组织照片

Fig.2 TEM image of UFG CP Zr

表 2 超细晶纯锆低周疲劳实验数据  
Table 2 Data of UFG-Zr cyclic experiments

Specimen	$\Delta\epsilon_t/2/\%$	Frequency/Hz	$\Delta\epsilon_e/2/\%$	$\Delta\epsilon_p/2/\%$	$\Delta\sigma/2/\text{MPa}$	$N_f$	$2N_f$	$E_{NT}/\text{GPa}$	$E_{NC}/\text{GPa}$	$E^*/\text{GPa}$	Specimen status
1#	0.4	0.6	0.39	0.01	331	51 530	103 060	83.4	85.6	84.5	Good
2#	0.5	0.5	0.47	0.03	385	24 000	48 000	79.8	83	81.4	Fracture
3#	0.6	0.4	0.51	0.09	428	3700	7400	82.7	86.3	84.5	Fracture
4#	0.8	0.3	0.58	0.22	466	1000	2000	78.2	82.9	80.6	Fracture
5#	1.0	0.25	0.63	0.36	516	400	800	79.9	83	81.45	Fracture
6#	1.2	0/2	0.68	0.52	540	200	400	78.5	80.7	79.6	Fracture

### 3 分析与讨论

#### 3.1 循环应力应变曲线 (CSS)

循环应力-应变曲线通常用来表示材料在低周疲劳条件下的真应力-应变特性,超细晶纯锆的循环应力-应变 (CSS) 曲线如图 3 所示。由图可知随着塑性应变幅的增大,循环应力逐渐增大。通常,循环应力-应变之间的关系符合 Ramberg-Osgood 公式<sup>[16]</sup>:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K' \left( \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (3)$$

式中:  $K'$  为循环强化系数,表征材料的循环强度;  $n'$  为循环应变硬化指数,表征材料的循环硬化快慢程度以及抵抗塑性变形的能力。

利用回归分析方法可确定出超细晶纯锆在低周疲劳加载条件下的应变疲劳参数  $K'$  和  $n'$  的数值 (表 3),表中  $R$  为相关系数平方。由表中数据可知,超细晶纯锆的循环应力-应变之间的关系完全符合 Ramberg-Osgood 公式。将这 2 个疲劳性能参数代入到公式 (3) 中,可以得到试验材料的循环应力-应变关系方程,由获得方程可知超细晶纯锆的应力幅随着塑性应变幅的增大而增加,也随总应变幅的增大而增加。

#### 3.2 循环应力响应特性

超细晶纯锆在应变幅为 0.4%~1.2% 循环响应曲线如图 4 所示。由图可知,当应变幅较小时,循环应力小而循环次数多;随着应变幅的增大,循环应力逐渐增大,而循环次数不断减小。当总应变幅为 0.4% 时,循环应力最小,循环次数最多;总应变幅为 1.2% 时,循环应力最大,循环次数最少。由图中可明显观察到

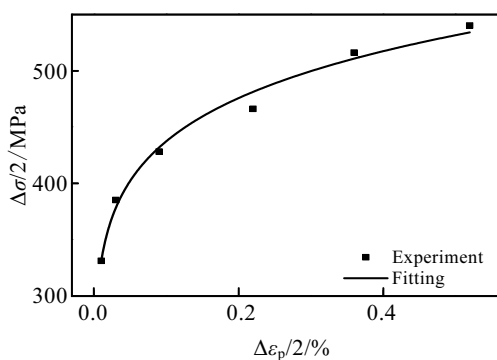


图 3 超细晶纯锆的循环应力应变曲线

Fig.3 Cyclic stress-strain curve of UFG pure Zr

表 3 超细晶纯锆的循环应力应变 (CSS) 数据

Table 3 Cyclic stress-strain (CSS) data of UFG pure Zr			
State	$n'$	$K'$ /MPa	$R$
ECAP+RS	0.121	577.9	0.989

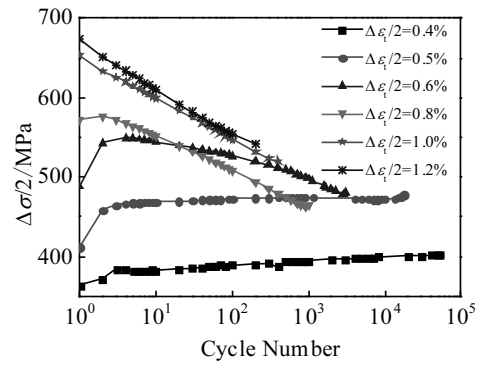


图 4 不同应变幅下材料循环应力响应曲线

Fig.4 Cyclic stress response curves of the test material under different strain amplitudes

应变幅在 0.4%~0.5% 范围内,材料起先表现为循环硬化特性,但随着循环次数的不断增大,其软化速率与硬化速率基本相同,材料逐步趋于循环饱和,直至试样失效;当总应变幅在 0.6%~0.8% 范围内,材料起先也表现出循环硬化特性,但随着循环周次的增加,其软化速率明显大于硬化速率,表现为软化现象,直至试样失效。当总应变幅在 1.0%~1.2% 范围内,材料表现出循环软化特性,直至试样失效。综上所述,超细晶纯锆在循环应变时,其软化速率随应变幅的增加而增大。

由此可见,超细晶纯锆的循环特性依赖于外加总应变幅的大小,在小应变幅控制下,超细晶纯锆先表现出循环硬化特性,再趋于饱和,并且此范围内,随着每一级应变幅的增大,硬化速率不断增加;在相对较大的应变幅下,超细晶纯锆在循环中期会有软化特性直至断裂;在大应变幅控制下,该材料表现出循环软化特性。材料的循环硬/软化与材料的位错密度增加/降低和位错结构等因素相关,有研究表明,对于超细晶材料,高密度的位错组织是最重要的强化机理之一,但在循环变形过程中,由于位错的往返运动,这些亚结构不同程度地有所恢复,从而导致材料发生循环软化现象<sup>[17]</sup>。张亚军<sup>[18]</sup>研究 10CrNiMo 高强钢低周疲劳的循环特性时也发现此现象,并采用位错理论解释了该材料软化特性的微观机理。

#### 3.3 滞后回线

在应变控制的疲劳载荷作用下,经历初始的循环“适应”阶段后,应力幅会达到一定的稳定值,从而使循环进入稳定阶段,即每周次的滞后回线的形状和位置基本保持不变。图 5 给出了超细晶纯锆在不同外加总应变幅条件下的循环滞后回线。图 5d 为不同外加

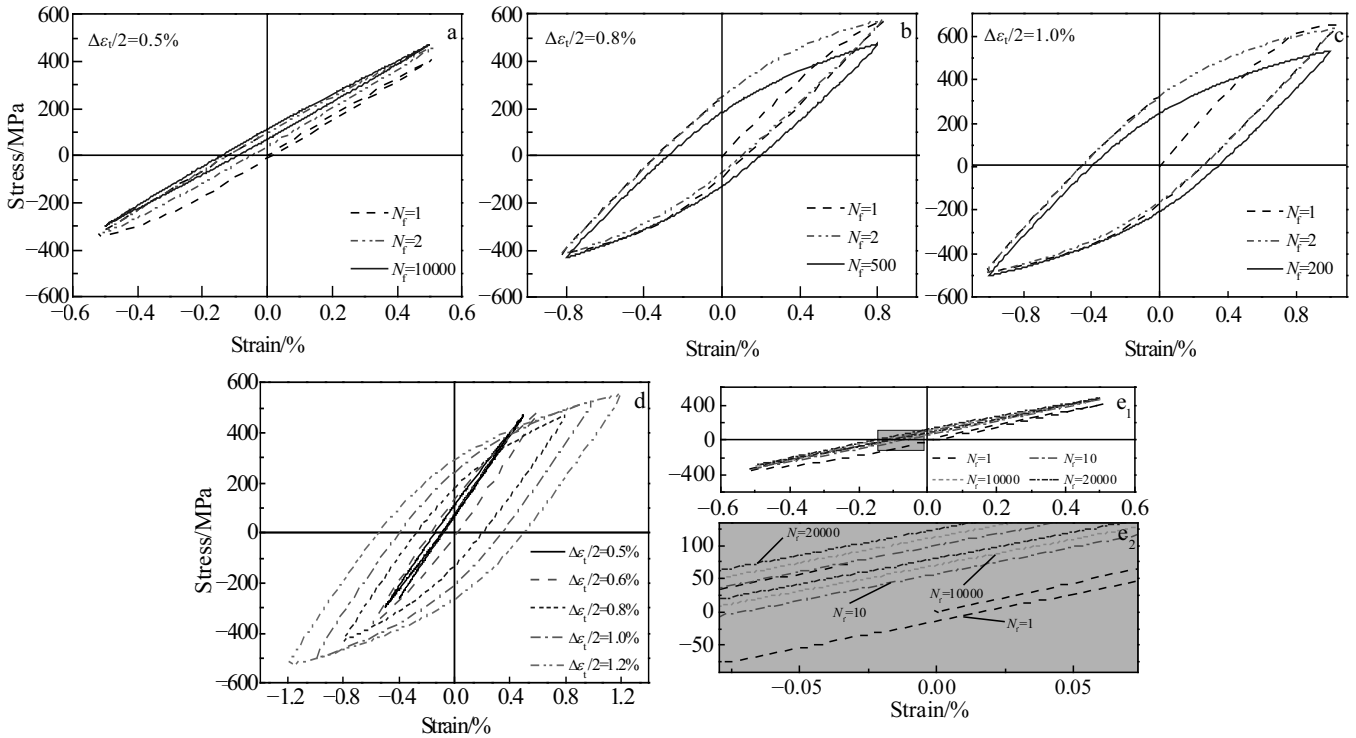


图 5 超细晶纯锆在不同外加总应变幅下材料的循环滞后回线

Fig.5 Mechanical hysteresis loops of the test material under different strain amplitudes: (a)  $\Delta\epsilon_t/2=0.5\%$ , (b)  $\Delta\epsilon_t/2=0.8\%$ , (c)  $\Delta\epsilon_t/2=1.0\%$ , (d) different strain amplitudes and same cycle, and (e) UFG CP Zr at strain amplitude of 0.5%

总应变幅条件下循环半寿命时的滞后回线, 在循环半寿命时, 循环已达稳定状态; 图 5a~5c 分别为不同总应变幅循环的前 2 周次以及半寿命的滞后回线; 图 5e 为应变幅为 0.5% 时超细晶纯锆在不同循环次数的滞后回线, 其中 (图 5e<sub>2</sub>) 为 (图 5e<sub>1</sub>) 的放大部分。

由图 5d 可知, 在半寿命循环滞后回线中, 随总应变幅的增加, 滞后回线的面积增大, 塑性应变增大, 最大拉伸应力值和最大压缩应力值随总应变幅的增大而增大。当总应变幅小于 0.8% 时, 循环滞后回线明显向左偏离; 当总应变幅大于 0.8% 时, 其半寿命循环滞后回线基本呈现出以原点为中心的对称性。图 5a~5c 中, 在同一应变幅下, 疲劳滞后回线在循环初期明显呈现不对称, 随着循环加载过程的逐步进行, 最大压缩应力值基本保持不变, 最大拉伸应力值逐渐减小, 滞后回线逐渐趋于对称。在半寿命时, 其基本不再发生变化, 此时循环过程的最大拉伸应力值仍大于最大压缩应力值。值得注意的是, 当总应变小于 0.8% 时, 循环滞后回线随循环次数数据的增加一直向左移, 材料出现了“棘齿现象”, 如图 5e。这主要由于超细晶纯锆在低应变幅下正向加载阶段的塑性形变没有被反向加载阶段的等量屈服抵消, 使得平均应力不为 0, 从而导致材料在循环加

载时, 应力应变滞后环的“循环蠕动”<sup>[19]</sup>。Moosbrugger 和 McDowell 利用双表面模型对这一现象做了详细解释<sup>[16]</sup>, 模型所给出的结果与本试验现象相吻合。

### 3.4 应变-寿命曲线

Coffin<sup>[20]</sup>和 Manson<sup>[21]</sup>在独立研究低周疲劳问题的过程中提出了一种以塑性应变幅为参量的疲劳寿命方法。Coffin-Manson 关系式认为: 低周疲劳弹性应变幅、塑性应变幅与失效反向数  $2N_f$  呈指数关系:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (4)$$

公式 (4) 中,  $E$  为弹性模量,  $\epsilon_f'$  为疲劳延伸系数,  $\sigma_f'$  是疲劳强度系数,  $b$  是疲劳强度指数,  $c$  为疲劳延伸指数。利用塑性应变幅  $\Delta\epsilon_p/2$  和弹性应变幅  $\Delta\epsilon_e/2$  的对数和发生破坏的反向次数  $2N_f$  的对数进行作图, 在双对数坐标上绘出应变-寿命曲线 (图 6)。利用回归分析方法对纯锆的应变-疲劳寿命数据进行分析, 结果见表 4。

由图 6 可知,  $\Delta\epsilon_p/2-2N_f$  拟合曲线和  $\Delta\epsilon_e/2-2N_f$  拟合曲线之间存在交点, 该交点即为超细晶纯锆的过渡疲劳寿命  $2N_t$ , 其满足下列关系式<sup>[16]</sup>:

$$2N_t = \left[ \frac{\epsilon_f' E}{\sigma_f'} \right]^{1/(b-c)} \quad (5)$$

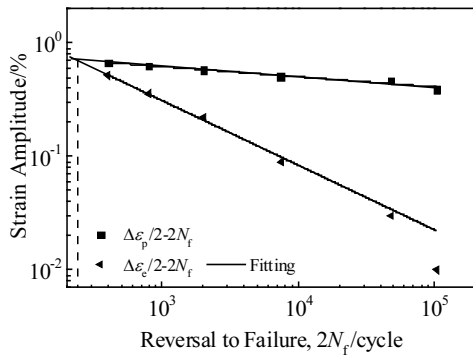


图 6 超细晶纯锆的疲劳寿命曲线

Fig.6 Strain fatigue life curves of UFG CP Zr

表 4 超细晶纯锆的应变疲劳参数

Table 4 Strain fatigue parameters of UFG pure Zr

State	$\sigma_f/E$	$\epsilon_f'$	$b$	$c$	$R$
ECAP+RS	1.15268	16.0814	-0.08952	-0.57061	0.998

将拟合参数代入式 (5) 中可知,  $2N_t$  为 160 周,  $N_t$  为 80 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  $2N_f > 2N_t$  (“长寿命”) 时, 在疲劳过程中, 弹性应变幅贡献大于塑性应变幅, 即弹性变形占主导地位, 材料的强度对寿命起决定作用; 当  $2N_f < 2N_t$  (“短”寿命期) 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。超细晶纯锆的过渡疲劳寿命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。

### 3.5 疲劳的断裂行为

图 7 为超细晶纯锆低周疲劳断口形貌。图 7a 中宏观断口存在颈缩现象; (1)、(2)、(3) 分别表示疲劳裂纹萌生区、裂纹扩展区和瞬时断裂区。裂纹萌生缺陷存在一个扇形解理区, 其断面光滑平整, 裂纹源起源于试样表面。A、B 是不同位置裂纹源, 疲劳裂纹从此处萌生并开始扩展, 图 7b 是图 7a 中线框位置的放大照片, 可看到以疲劳源为中心向四周辐射的线痕, 图 7b 线框部分说明疲劳裂纹不是简单的一个宏观平面, 而是沿着一系列具有高度差的宏观平面向周围扩展, 这时疲劳源是一条锯齿状的微裂纹。由图 7c 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, 观察表明, 放射条是疲劳裂纹扩展时形成的撕裂棱, 与裂纹扩展方向一致, 并且局部区域有明显的二次裂纹, 如图 7c 中线框所示。瞬时断裂区内出现大量的韧窝 (图 7d), 韧窝的存在反应了试样断裂时塑性变形的产生, 宏观断口形

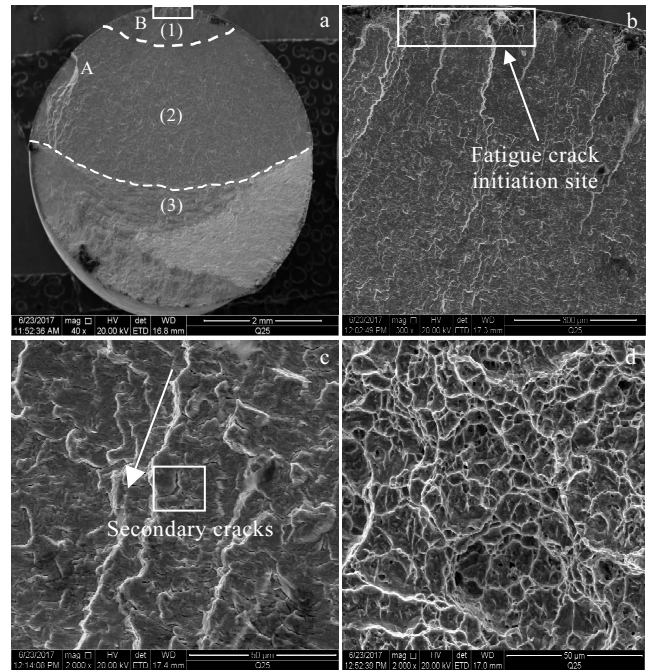


图 7 超细晶工业纯锆应变幅为 0.5% 的低周疲劳断口 SEM 照片

Fig.7 SEM images of fatigue fracture of UFG CP Zr under strain amplitude of 0.5%: (a) low magnification of the fracture, (b) fatigue crack initiating on subsurface (1), (c) striations and secondary cracks in region (2), and dimples in the final fracture region (3)

貌表明, 疲劳过程中发生了明显的宏观塑性变形。

超细晶纯锆低周疲劳断口宏观表现为塑性断裂, 在微观断裂机理上属于韧性断裂。在疲劳扩展过程中塑性断裂是因为随着主裂纹的扩展, 二次裂纹起裂, 局部应力得到松弛, 使得裂纹以条带机制扩展<sup>[22]</sup>。随着载荷的持续进行, 微裂纹扩展集聚, 导致缺陷进一步发展, 直到试样断裂。

## 4 结 论

- 1) 超细晶工业纯锆在低周循环载荷下, 弹性应变幅所占比例大于塑性应变幅所占比例, 随着总应变幅的逐渐增大, 塑性应变幅所占比例逐渐增大。
- 2) 当总应变幅  $\Delta\epsilon_t/2 \leq 0.5\%$ , 材料表现出循环硬化特性; 当总应变幅  $\Delta\epsilon_t/2 < 1.0\%$  时, 材料先硬化后软化; 当总应变幅  $\Delta\epsilon_t/2 \geq 1.0\%$  时, 材料表现出循环软化特性。
- 3) 当总应变幅较小时, 材料出现了“棘齿现象”。
- 4) 超细晶材料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  $2N_f$  间符合 Coffin-Manson 关系式, 并根据此关系式的拟合参数计算获得其过渡

疲劳寿命  $2N_f$  为 160 周。

5) 超细晶工业纯锆低周疲劳的疲劳机制为位错运动, 其断裂类型为韧性断裂。

#### 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] Lin Xiao, Gu Haicheng. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1999, 265(1-2): 213
- [3] Valiev R Z, Islamgaliev R K, Alexandrov I V. *Progress in Materials Science*[J], 2000, 45(2): 103
- [4] Fang Shuming(方树铭), Lei Ting(雷霆), Zhang Yulin(张玉林) et al. *Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2007, 32(5): 69
- [5] Horita Z, Smith D J, Nemoto M et al. *Journal of Materials Research*[J], 1998, 13(2): 446
- [6] Djavanroodi F, Ebrahimi M, Rajabifar B et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 528(2): 745
- [7] Collini L. *Procedia Engineering*[J], 2010, 2(1): 2065
- [8] Höppel H W, Kautz M, Xu C et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2006, 28(9): 1001
- [9] Cavaliere P. *International Journal of Fatigue*[J], 2009, 31(10): 1476
- [10] Wu Yanjun(武艳军). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Nanjing: Nanjing University of Technology, 2012
- [11] Mughrabi H, Höppel H W. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(9): 1413
- [12] GB/T 15248-2008[S], 2008
- [13] Mishnev R, Dudova N, Kaibyshev R. *International Journal of Fatigue*[J], 2017, 100: 113
- [14] Fan K L, Liu X S, He G Q et al. *Materials Characterization*[J], 2015, 107: 239
- [15] Mao Pingli(毛萍莉), Li Yang(李扬), Liu Zheng(刘正) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2010, 30(3): 213
- [16] Suresh S. *Fatigue of Material*(材料的疲劳)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1993
- [17] Xu Changzheng(徐长征), Li Jindou(李金斗), Zheng Maosheng(郑茂盛) et al. *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2006, 28(S1): 457
- [18] Zhang Yajun(张亚军), Wei Jianxun(魏建勋). *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2009, 24(5): 12
- [19] Wong M K, Kao W P, Lui J T et al. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(2): 715
- [20] Coffin L F. *Trans ASME*[J], 1954, 76: 931
- [21] Manson S S. *Technical Report Archive & Image Library*[J], 1953, 7: 661
- [22] Ye Wujun(叶武俊), Zhang Wei(张伟), Ding Chuanfu(丁传富) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1992(2): 10

## Low Cycle Fatigue Behavior of Ultrafine Grained CP-Zr Processed by ECAP and RS

Yang Xirong<sup>1,2</sup>, Zhang Wenyan<sup>1</sup>, Liu Xiaoyan<sup>1,2</sup>, Luo Lei<sup>1</sup>, Feng Guanghai<sup>1,2</sup>, Wang Xinhan<sup>1</sup>, Zhao Xicheng<sup>1</sup>

(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:** Ultrafine grained (UFG) commercially pure Zr was prepared by equal channel angular pressing (ECAP) and rotary swaging (RS). The low cycle fatigue properties of the UFG pure Zr were investigated by a method under axial loading controlled by symmetric strain. The characteristics of cyclic stress and strain response and hysteresis loop of UFG pure Zr were discussed. Softening and hardening characteristics and cumulative hysteresis of the UFG pure Zr were analyzed and then the fatigue life was predicted. The results indicate that the cyclic softening and hardening properties of UFG pure Zr depend on the size of the applied total strain amplitude, and the softening ratio is most significant when the total strain amplitude is more than 1.0%. The hysteresis loop area increases with the total strain amplitude increasing, and the “ratchet phenomenon” occurs when the strain amplitude is small. Regression analysis shows that the fatigue life of UFG pure Zr matches Coffin-Manson's empirical relationship. The fatigue mechanism of low cycle fatigue of UFG pure Zr is dislocation motion, and the fracture type is ductile fracture.

**Key words:** ultra-fine pure zirconium; low cycle fatigue; cyclic softening and hardening; fatigue life; fatigue fracture

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