

DOI: 10.11883/bzycj-2023-0073

高应变率载荷下纯钛的非连续冲击疲劳失效模型及其微观机理*

惠煜中¹, 徐浩嘉¹, 郝宏伟¹, 沈将华^{1,2}

(1. 西北工业大学航空学院, 陕西 西安 710072;

2. 陕西省冲击动力学及工程应用重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: 基于传统的分离式霍普金森拉杆系统, 设计了应变控制的冲击疲劳寿命测试实验, 研究了冲击疲劳加载下纯钛的微观演化机制及冲击疲劳对材料宏观力学行为的影响。通过对不同冲击疲劳试验阶段的试样开展准静态力学性能测试, 借助扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 和电子背散射衍射 (electron backscatter diffraction, EBSD) 技术表征试样在不同阶段的微观组织以及冲击疲劳失效后的断口形貌, 研究纯钛在冲击疲劳失效过程中的循环硬化/软化规律及其微观演化机制。结果表明: 通过改变子弹长度可以实现应变控制的冲击疲劳寿命测试; Manson-Coffin 疲劳寿命模型可以较好地反映纯钛的冲击疲劳寿命与应变幅值之间的关系; 纯钛在冲击疲劳失效过程中表现出循环硬化的现象, 这主要是疲劳过程中孪生变形引起的细晶强化和塑性变形引起的应变硬化共同作用的结果, 纯钛的冲击疲劳损伤主要表现为变形能力的损失。

关键词: 冲击疲劳; 纯钛; Manson-Coffin 模型; 微观组织

中图分类号: O383

国标学科代码: 13035

文献标志码: A

Discontinuous impact fatigue failure model and microscopic mechanism of pure titanium under high strain-rate loading

HUI Yuzhong¹, XU Haojia¹, HAO Hongwei¹, SHEN Jianghua^{1,2}

(1. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shaanxi, China;

2. Shaanxi Key Laboratory of Impact Dynamic and Its Engineering Application, Xi'an 710072, Shaanxi, China)

Abstract: The fatigue failure behavior of structural materials under repeated impact loads has always attracted much attention. Mastering its damage accumulation process and evolution mechanism at the micro-scale is the fundamental way to understand the impact fatigue failure mechanism. Due to the complexity of the impact fatigue load itself and the limitations of the current experimental equipment, there are still major problems in the study of impact fatigue failure of materials. Therefore, pure titanium was used as the research object and a strain-controlled impact fatigue life test was designed based on the traditional split Hopkinson tension bar system. The strain-controlled impact fatigue life test was achieved by changing the length of the striker, and the amplitude of the incident wave needed to be kept at the same level when using different striker tests. The relationship between strain amplitude and impact fatigue life was analyzed. The impact fatigue interruption experiments of 5 times, 10 times and 20 times were carried out with 100 mm bullets. The microstructure of the samples after different impact times were characterized by electron backscatter diffraction (EBSD) and then the quasi-static mechanical properties were

* 收稿日期: 2023-03-01; 修回日期: 2023-07-20

基金项目: 国家自然科学基金(11802247)

第一作者: 惠煜中(1995—), 男, 博士研究生, huiyuzhong@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 沈将华(1985—), 男, 博士, 教授, j.shen@nwpu.edu.cn

tested. The fracture morphology after impact fatigue failure was observed by scanning electron microscope (SEM). The cyclic hardening/softening law and its microscopic evolution mechanism of pure titanium during impact fatigue failure were studied. The results show that the strain-controlled impact fatigue life test can be realized by changing the striker length. The Manson-Coffin fatigue life model can better reflect the relationship between impact fatigue life and strain amplitude of pure titanium. Moreover, pure titanium exhibits cyclic hardening during impact fatigue failure, which is mainly due to the combined effect of fine grain strengthening caused by twin deformation and strain hardening caused by plastic deformation during fatigue. Finally, the impact fatigue damage of pure titanium is mainly manifested as the loss of deformation ability.

Keywords: impact fatigue; pure titanium; Manson-Coffin model; microstructure

在航空航天、武器装备和海洋工程等领域,一些结构件在服役期间会承受重复冲击载荷的作用,如飞机的起落架、战斗机着舰时航空母舰上的阻拦索、飞机上的拦阻钩和机载航炮中的复进簧等^[1-2]。结构/材料在这种重复冲击作用下发生的失效通常称为冲击疲劳失效^[3]。与常规疲劳相比,冲击疲劳载荷具有作用时间短、加载速度快(应变率较高)且易受材料本身应变率效应影响等特点。因此,冲击疲劳比常规疲劳更加复杂,目前对冲击疲劳的研究并没有系统的理论和规范的测试标准^[4]。因此,开展冲击疲劳研究对冲击疲劳领域相关标准的制定、冲击疲劳失效机理的研究和结构/材料的抗冲击疲劳设计都具有重要意义。

冲击疲劳问题自出现以来就吸引了众多研究者的关注,而了解其在微观尺度的损伤积累过程及其演化机制是了解冲击疲劳失效影响机制的根本途径。由于冲击疲劳载荷自身的复杂性和当前实验设备的局限性,以及影响材料冲击疲劳性能的因素较多等问题,材料的冲击疲劳失效研究进展十分缓慢。已有的研究成果大多以钢铁^[5-9]和硬质合金^[10-11]为研究对象,对于以钛合金为代表的轻金属研究较少。与常规疲劳研究中用应变-寿命或应力-寿命曲线表征材料的疲劳行为不同,冲击疲劳研究中则关注单次冲击能量与冲击疲劳寿命的关系。Stanton^[12]通过对珠光体碳素钢冲击疲劳性能的研究,首次绘制出了单次冲击能量-寿命曲线。随后 Johnson^[13-14]在此基础上提出了与能量相关的冲击疲劳寿命预测的唯象模型。上述依据冲击能量和冲击疲劳寿命建立的寿命评估方法称之为能量法。此外还有应力法和损伤力学法^[15],其中应力法关注的是材料在冲击载荷下的应力应变状态,根据峰值应力 σ_{\max} 与冲击疲劳寿命之间的关系进行建模。Sun 等^[16]基于损伤力学理论,引入损伤度这一宏观概念来表征材料的力学性能在冲击疲劳载荷作用下的退化。上述 3 种模型都可以在一定程度上描述各个变量与冲击疲劳寿命之间的关系,但是都忽略了材料的应变率效应。比如在能量模型中,不同的冲击能量会引起应变率的改变,特别是对应变率比较敏感的材料,能量模型并不能真实反映材料的冲击疲劳行为。因此,应该尽量避免材料本身的应变率效应带来的影响,即在相同的应变率条件下研究材料的冲击疲劳行为。

综上所述,由于冲击疲劳研究中存在的问题和目前已有研究成果的局限性,有必要对冲击疲劳做进一步深入的研究。目前已有的关于金属材料冲击疲劳的研究大多集中在传统的钢铁材料,对钛及其合金为代表的轻金属研究较少。特别是纯钛,由于其材料微观结构为密排六方结构,在变形过程中极易发生孪生变形,其在冲击疲劳加载下的失效过程和失效机理尚不明确。本文中以纯钛为研究对象,基于分离式霍普金森拉杆实验系统(split Hopkinson tension bar),设计由应变控制的冲击疲劳寿命测试实验,根据测试结果,结合经典的 Manson-Coffin 模型分析纯钛的冲击疲劳行为;并通过冲击疲劳加载后剩余力学性能的测试及微观组织表征,研究纯钛的冲击疲劳失效行为及其微观机理。

1 材料和实验方法

1.1 材料

材料采用质量分数为 99.95%、直径 15 mm 的纯钛棒材。材料微观组织结构的电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)技术表征结果如图 1 所示。由图 1(a)所示的反极图(inverse pole

figure, IPF) 可以看出, 纯钛的微观结构表现为典型的等轴晶粒, 平均晶粒尺寸为 $(78.8 \pm 39.3) \mu\text{m}$ 。根据图 1(b) 的局部取向差图 (kernel average misorientation, KAM) 可以看出, 材料内部几乎没有内应力。此外, 如图 1(c) 的极图 (pole figure, PF) 所示, 材料存在比较明显的基面织构, 最大极密度是 11.21, 这意味着材料可能存在明显的各向异性, 因此所有试样的加载方向都平行于挤出方向 (extrusion direction, ED)。为了明确材料初始的力学性能, 分别对纯钛进行准静态拉伸、动态拉伸和应变率跳跃实验, 可根据应变率跳跃实验结果计算材料的应变率敏感系数。使用与准静态拉伸相同的拉伸机, 分别在不同的拉伸位移处改变拉伸速率即可使应变率发生跳跃。

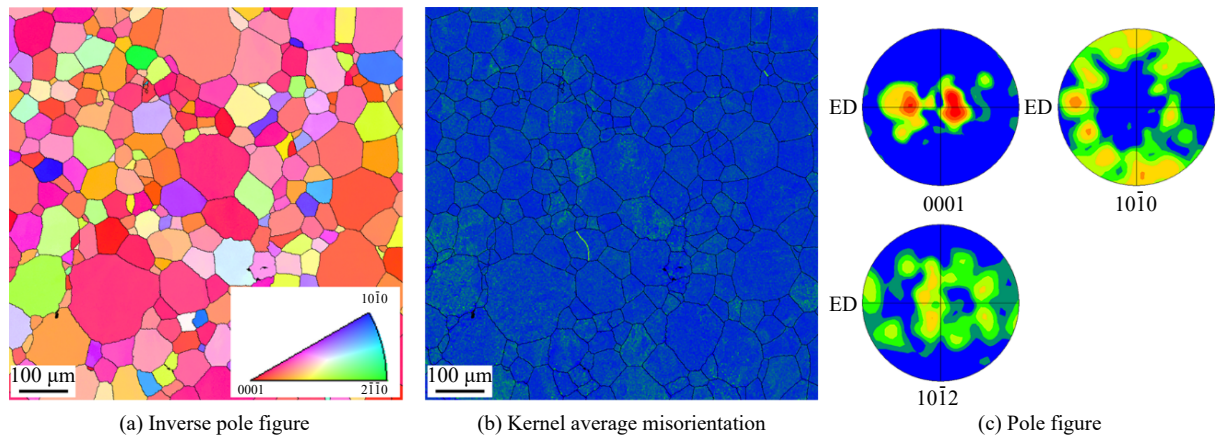


图 1 原始材料的初始微观结构组织

Fig. 1 Initial microstructures of the as-received material

1.2 应变控制的冲击疲劳方法

基于 SHTB 系统, 应变控制的冲击疲劳实验如图 2 所示, 其中试样与 SHTB 系统之间的连接方式为螺纹连接。众所周知, SHTB 实验中应变幅值与加载的应变率和加载时间有关, 由于本文中不考虑应变率效应, 因此在测试冲击疲劳寿命时应保证入射波峰值在同一水平, 通过改变子弹长度来实现不同应变幅值下的冲击疲劳加载, 如图 3(a)~(b) 分别为不同长度子弹产生的入射波对应的应变信号曲线和不同子弹加载下的工程应变率-应变曲线。与常规的 SHTB 系统不同的是, 在透射杆末端加装法兰和吸波管, 减弱透射波在杆端的反射对试样的二次加载。如图 3(c) 中绿色虚线框处所示, 吸波管可以将透射波在透射杆端的反射波幅值降低约 70%。分别用 50、100、150、210、300 和 400 mm 的子弹进行冲击疲劳寿命测试, 其中每次冲击加载的峰值应变率维持约在 1000 s^{-1} , 每个子弹对应的应变幅值 $\Delta\epsilon/2$ 分别为 0.017、0.023、0.026、0.035、0.051 和 0.070。

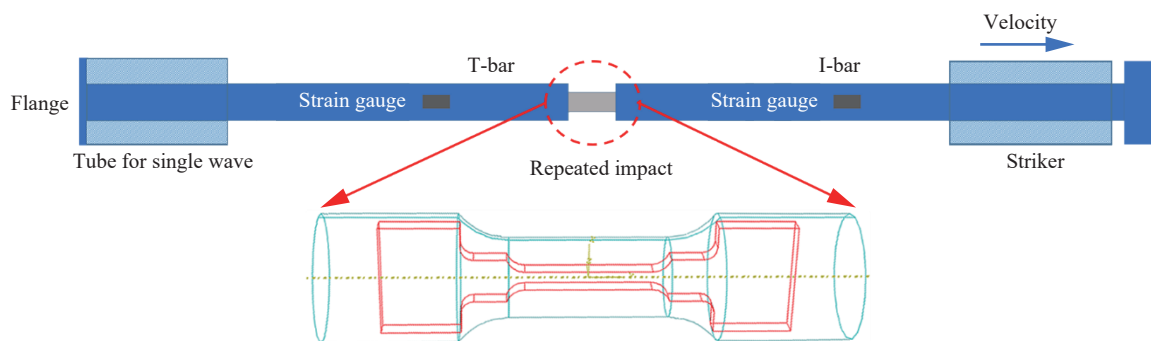


图 2 应变控制的冲击疲劳实验示意图

Fig. 2 Schematic diagram of strain-controlled impact fatigue experiment

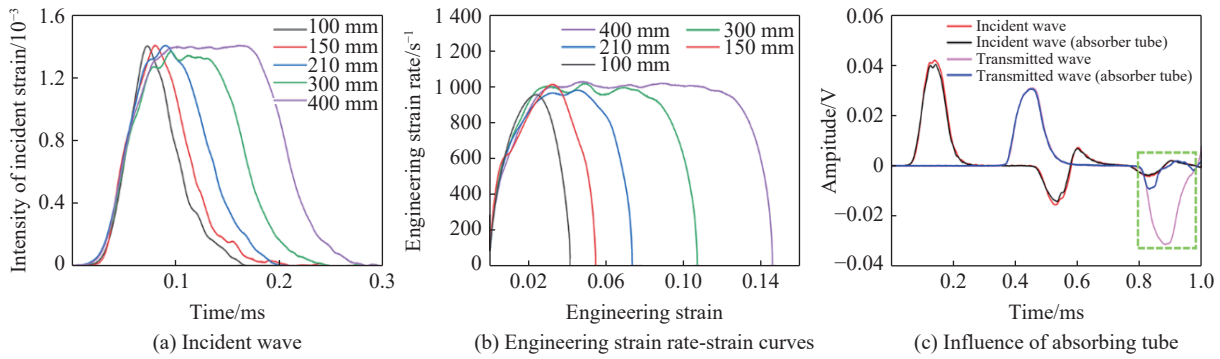


图 3 不同长度子弹产生的冲击载荷波形

Fig. 3 Impact load waveforms of strikers with different lengths

1.3 冲击疲劳后力学性能测试

为了深入研究纯钛的冲击疲劳失效行为及机理, 选择 100 mm 子弹进行冲击疲劳中断实验, 分别对冲击 5 次、10 次、20 次后的试样进行准静态力学性能测试。如图 2 所示, 在冲击疲劳后的试样上用线切割加工小试样进行冲击疲劳后力学性能测试。所有准静态拉伸测试都在 Instron5848 标准拉伸试验机上进行, 拉伸应变率为 $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。

1.4 微观组织表征

对冲击疲劳寿命测试后的试样进行回收, 并用超声波清洗断口, 借助 SEM 对冲击疲劳断裂后的断口进行表征。为了对不同冲击次数后的微观组织用 EBSD 进行微观表征, 分别用 800 目、1000 目和 2000 目的砂纸进行打磨, 随后在体积比为 1 : 9 的高氯酸/酒精溶液中电解抛光 40 s。

2 实验结果与分析

2.1 纯钛的力学性能及应变率敏感性

准静态拉伸、动态拉伸和应变率跳跃的真实应力-应变曲线如图 4 所示。可以看出纯钛表现出非常明显的应变率强化效应, 准静态拉伸的屈服强度约为 200 MPa, 断裂伸长率约为 39%, 动态拉伸的屈服强度升高到约 600 MPa, 同时断裂伸长率降到约 28%。根据 Yang 等^[17]的研究成果, 应变率敏感系数为:

$$m = \frac{\partial \ln(\sigma/\text{MPa})}{\partial \ln(\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1})} \quad (1)$$

式中: σ 为真实应力, $\dot{\epsilon}$ 为应变率, 其中第 1 次跳跃的应变率敏感系数 $m_1=0.0237$, 第 2 次跳跃的应变率敏感系数 $m_2=0.0240$ 。纯钛的应变率敏感系数会随着变形的增加产生微弱的上升。

2.2 冲击疲劳寿命

当前关于冲击疲劳寿命的分析方法主要有应力法、能量法和损伤力学法。应力法主要关注冲击载荷下峰值应力与冲击疲劳寿命之间的关系, 但是冲击疲劳载荷基本维持在同一应变率水平下, 这意味着每个应变幅值对应的峰值应力基本在同一个水平, 因此峰值应力法并不适用本研究。由于能量法在疲劳寿命模型分析中有误差较大的短板。损伤力学法则是引入损伤度的宏观概念表示材料强度随冲击疲劳加载的退化, 但是在金属材料的低周疲劳研究中, 由于应变硬化现象的存在, 材料强度并不一定会退

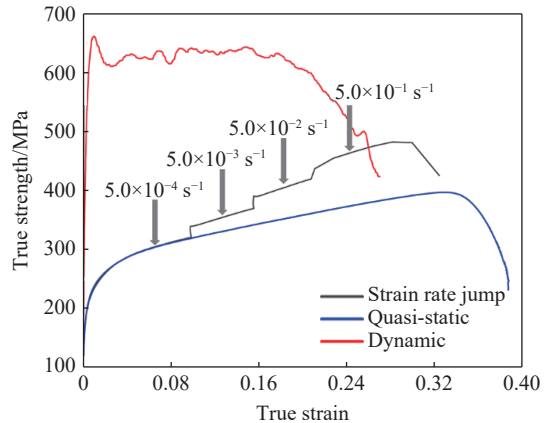


图 4 准静态拉伸、动态拉伸和应变率跳跃的真实应力-应变曲线

Fig. 4 True stress-strain curves of quasi-static tensile, dynamic tensile and strain rate jump

化, 损伤的主要表现形式是变形能力的损失。本文中冲击疲劳过程中会引起塑性变形, 属于低周疲劳范畴, 因此尝试采用低周疲劳领域中经典的 Manson-Coffin 模型^[18]对纯钛的冲击疲劳行为进行分析。

图 5 所示为冲击疲劳断裂后及冲击疲劳不同次数后试样的宏观形貌。表 1 为峰值应变率约在 1000 s^{-1} 时, 不同应变幅值下纯钛的冲击疲劳寿命测试结果。对于由应变控制的低周疲劳实验, 总应变幅值可由弹性应变幅值和塑性应变幅值之和来表示:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \quad (2)$$

式中: ε_t 为总应变幅值, ε_e 为弹性应变幅值, ε_p 为塑性应变幅值。

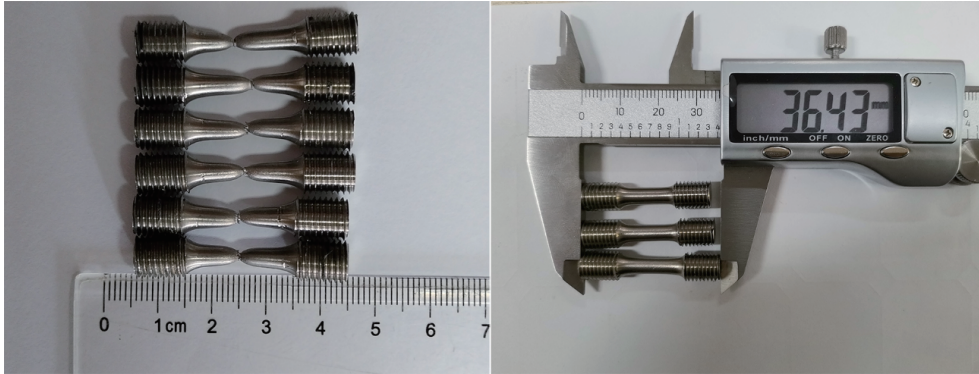


图 5 冲击疲劳断裂后及冲击疲劳不同次数后试样的宏观形貌

Fig. 5 Macroscopic morphology of the samples after impact fatigue fracture and different times of impact fatigue.

塑性应变幅值可由 Manson-Coffin 关系来表示:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (3)$$

式中: ε'_f 为疲劳延性系数, c 为疲劳延性指数, N_f 为冲击疲劳寿命。虽然是由应变控制的冲击疲劳寿命测试, 但是在冲击疲劳加载过程中控制入射波幅值稳定, 即试样在初始状态下进行冲击疲劳加载时的峰值应力是恒定值, 因此冲击疲劳中产生的弹性应变幅是恒定值。根据测试数据可以看出, 冲击疲劳中产生的弹性应变幅相对总应变幅值较小, 因此忽略弹性应变幅对冲击疲劳寿命的影响。将式 (3) 代入式 (2), 即可将总应变幅与冲击疲劳寿命之间的关系简化为:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (4)$$

上述参数可以根据实验测得数据通过拟合得到, 其中 $c = -0.5726$, $\varepsilon'_f = 0.2084$ 。图 6 中黑色散点为实验测试的冲击疲劳寿命随冲击疲劳应变幅变化的结果, 红色实线为 Manson-Coffin 模型拟合的结果, 可以看出该模型可以较好地反映纯钛的冲击疲劳寿命与冲击应变幅值之间关系。

表 1 不同冲击应变幅值下纯钛的冲击疲劳寿命

Table 1 Impact fatigue life of pure titanium under different impact strain amplitudes

$\Delta \varepsilon_t/2$	冲击疲劳寿命/次		
0.017	58		62
0.023	21	23	25
0.026	12	16	17
0.035	10	8	11
0.051	5	6	7
0.070	4	4	4

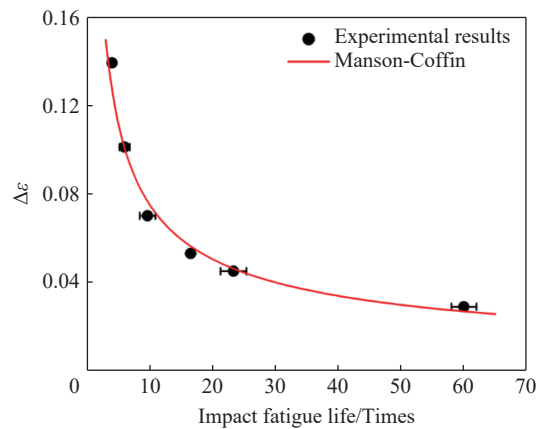


图 6 冲击疲劳寿命测试结果与 Manson-Coffin 模型拟合的对比

Fig. 6 Comparison between impact fatigue life test results and Manson-Coffin model

2.3 冲击疲劳后微观组织与剩余力学性能

冲击 5 次、10 次和 20 次后微观组织的 EBSD 表征结果如图 7 所示。从图 7(a)~(c) 可以看出, 随着冲击次数的不断增多, 材料内部的孪晶界在不断增多, 并且这些孪晶界起到了细化晶粒的作用。材料的平均晶粒尺寸从初始状态的 $78.8 \mu\text{m}$ 经过 20 次冲击后减小到 $25.3 \mu\text{m}$ 。在金属材料中由于 Hall-Patch 效应的存在, 材料的强度和晶粒尺寸的关系为:

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (5)$$

式中: σ 为受到细晶强化后材料的强度, σ_0 为未受到细晶强化作用时材料的初始强度, d 为晶粒尺寸, k 为常数。可以看出材料强度和晶粒尺寸之间是负相关。因此, 冲击疲劳过程中产生的大量孪晶界必然起到细晶强化的作用, 这意味着冲击疲劳后材料的强度会明显的上升。除上述大量的孪生变形外, 根据图 7(d)~(f) 所示的 KAM 图可以看出, 重复加载使合金内部累积了大量位错。如图 7(d) 所示, 冲击疲劳初始阶段的位错大部分塞积在晶界周围, 随着重复冲击次数的增加, 产生的孪晶界周围也塞积了大量位错, 因此这些位错的大量塞积会使材料的强度进一步得到强化。

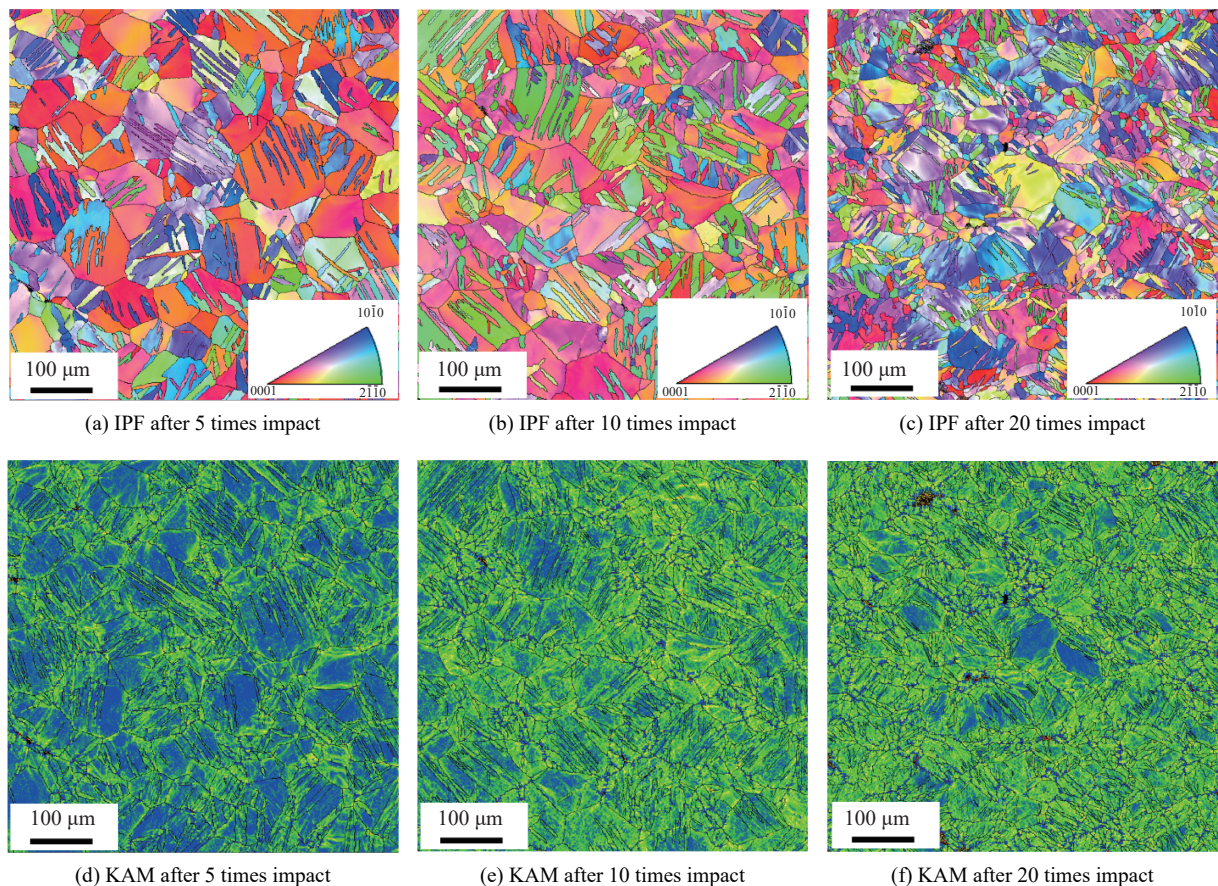


图 7 冲击疲劳不同次数后微观组织的 EBSD 表征结果

Fig. 7 EBSD characterization results of microstructure after different times of impact fatigue

纯钛在冲击疲劳不同阶段准静态拉伸的工程应力-应变曲线如图 8 所示, 其中屈服强度、抗拉强度和伸长率随重复冲击次数变化的细节展示在图 9 中。可以看出, 准静态拉伸的结果与前文中的分析一致, 冲击疲劳后材料的屈服强度和抗拉强度都大幅度增强, 根据图 9 中屈服强度和抗拉强度的变化趋势还可以看出, 冲击疲劳载荷也使材料的应变硬化能力不断弱化。此外伸长率在冲击疲劳早期就有了非常明显的损失, 在随后冲击疲劳过程中, 伸长率以较慢的速度不断降低, 冲击 20 次后, 伸长率从初始状

态约 0.5 降低到约 0.1。上述现象表明, 纯钛在冲击疲劳失效过程中表现出明显的循环硬化特征, 这主要是由变形孪生引起的细晶强化和塑性应变引起的应变硬化共同导致的结果。这种循环硬化与之前报道的钛合金在低周疲劳失效中的结果^[19-21]一致。

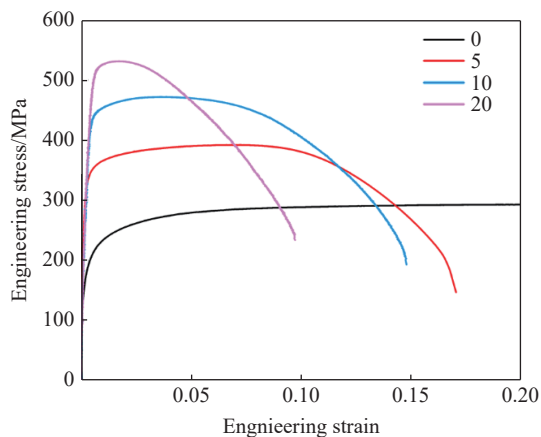


图 8 冲击疲劳后准静态拉伸的真实应力-应变曲线
Fig. 8 True stress-strain curves of quasi-static tension after impact fatigue

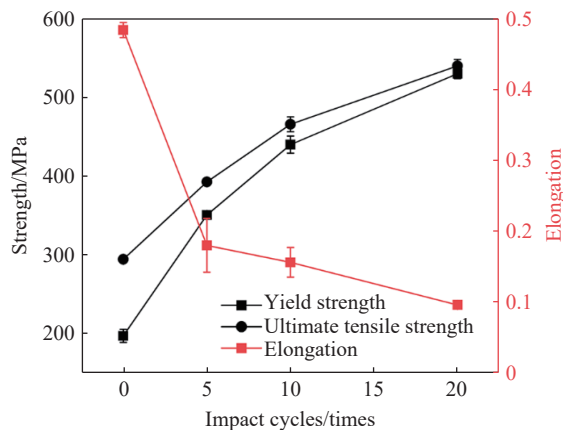


图 9 屈服强度、抗拉强度和伸长率随冲击次数的变化
Fig. 9 Changes of yield strength, tensile strength and elongation with impact times

2.4 断口形貌

为了分析纯钛的冲击疲劳断裂机理, 借助 SEM 对冲击疲劳断裂后断口形貌进行了表征。图 10(a)

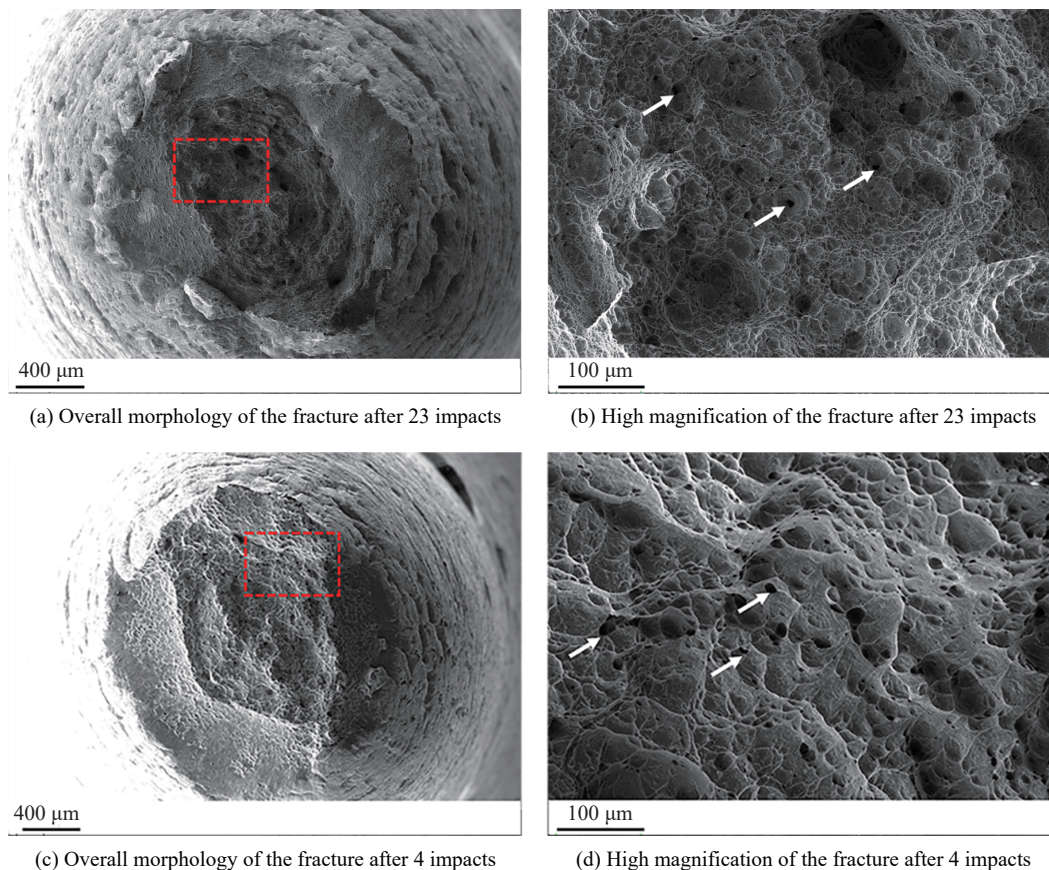


图 10 冲击疲劳断裂的断口形貌
Fig. 10 Fracture morphology of impact fatigue fracture

和 (c) 和分别是冲击 23 次和冲击 4 次的冲击疲劳断裂断口的整体形貌, 其中图 10(b) 和 (d) 分别是图 10(a) 和 (c) 中红色虚线框区域的局部放大图。根据图 10(a) 和 (c) 中的整体断口形貌可以看出, 冲击疲劳断口非常粗糙, 与常规的低周疲劳断口特征不同, 并没有明显的裂纹萌生、裂纹扩展和瞬断区^[18]。主要表现为图 10(b) 和 (d) 所示的韧窝, 这表明纯钛的冲击疲劳断裂属于典型的韧性断裂。此外如图 10(b) 和 (d) 中的箭头所示, 断口中还有一些微孔洞。根据 Abdul-Latif 的研究成果^[22], 金属的低周疲劳损伤分为 2 种, 一种是由滑移带内连续的不可逆滑移引起的微孔洞, 另一种是由塑性应变和静水压力引起的延性损伤。结合此处纯钛的冲击疲劳断口的特征和 2.3 节中冲击疲劳后纯钛的力学性能退化可以确定, 纯钛的冲击疲劳损伤是延性损伤和微孔洞形核组合的损伤模式。

另外一个特征是韧窝尺寸随着冲击疲劳和载荷应变幅值的降低明显变小, 这表明较小的应变幅值下的冲击疲劳加载使材料发生了更严重的塑性变形。对不同应变幅值下冲击疲劳断裂的断面收缩率统计结果如图 11 所示。冲击疲劳断裂的断面收缩率随着应变幅值的降低不断升高, 这与上述较低应变幅值下冲击疲劳断口中的韧窝尺寸较小表现一致。断面收缩率的变化还表明, 较高的应变幅除了会引起更严重的延性损伤, 还会削弱纯钛抵抗冲击疲劳断裂的能力, 这会导致纯钛在较高应变幅值的冲击疲劳过程中提前失效, 从而降低了纯钛的冲击疲劳寿命。

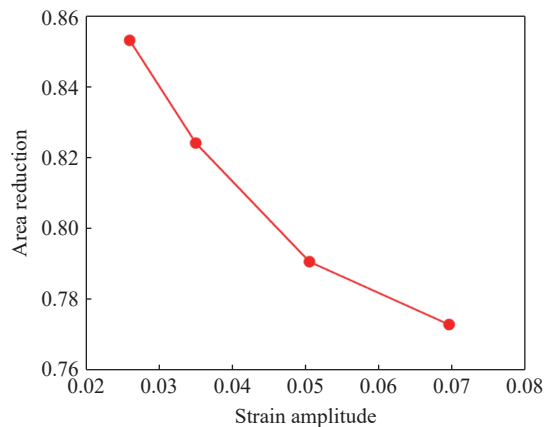


图 11 冲击疲劳断裂断面收缩率随应变幅值的变化

Fig. 11 Variation of area reduction of impact fatigue fracture surface with impact strain amplitude

3 结 论

基于传统的分离式 Hopkinson 拉杆实验系统, 开展了纯钛的冲击疲劳寿命测试和冲击疲劳后纯钛的准静态力学性能测试, 结合冲击疲劳断裂断口形貌和冲击疲劳不同阶段的微观组织表征, 分析了纯钛的冲击疲劳失效行为及微观机理, 获得如下结论。

(1) 基于传统的分离式 Hopkinson 拉杆, 通过更换不同长度的子弹, 可以实现在同一应变率水平下, 由应变控制的冲击疲劳寿命测试, 并且可以忽略应变率效应对冲击疲劳寿命的影响。

(2) 经典的 Manson-Coffin 模型可以较好地反映纯钛的冲击疲劳寿命与冲击疲劳应变幅之间的关系。

(3) 纯钛在冲击疲劳过程中表现为循环硬化的现象, 冲击疲劳损伤在宏观上主要表现为塑性变形能力的损失。其中孪生变形产生的孪晶界引起的晶粒细化和位错强化共同导致了循环硬化行为; 冲击疲劳产生的延性损伤和微孔洞使纯钛的塑性变形能力迅速下降。

参考文献:

- [1] 刘正, 胡治昌, 魏志芳. 复进簧冲击疲劳应力响应及其寿命预测 [C] // 首届兵器工程大会论文集. 2017: 52-57.
- [2] 希弦. 微观航母之舰载机拦阻钩 [J]. *兵器知识*, 2015(3): 72-75. DOI: 10.19437/j.cnki.11-1470/tj.2015.03.016.
- XI X. Arresting hook of carrier-based aircraft on aircraft carrier [J]. *Ordnance Knowledge*, 2015(3): 72-75. DOI: 10.19437/j.cnki.11-1470/tj.2015.03.016.
- [3] JOHNSON A A, STOREY R J. The impact fatigue properties of iron and steel [J]. *Journal of Sound and Vibration*, 2007, 308(3/4/5): 458-466. DOI: 10.1016/j.jsv.2007.06.044.
- [4] YANG S S, BAIC Y, YANG Q, et al. Review on impart fatigue of metallic materials and structures [J]. *Aeronautical Science & Technology*, 2021, 32(2): 1-13. DOI: 10.19452/j.issn1007-5453.2021.02.001.
- [5] JGUCHI K T H, TAIRA S. Failure mechanisms in impact fatigue of metals [J]. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials*

- and Structures, 1979, 2(2): 165–176. DOI: 10.1111/j.1460-2695.1979.tb01352.x.
- [6] NAKAYAMA H, TANAKA T. Impact fatigue crack growth behaviors of high strength low alloy steel [J]. *International Journal of Fracture*, 1984, 26(9): 19–24. DOI: 10.1007/BF01152319.
- [7] TANAKA T, KINOSHITA K, NAKAYAMA H. Fatigue crack growth and microscopic crack opening behaviour under impact fatigue load [J]. *International Journal of Fatigue*, 1989, 11(2): 117–123. DOI: 10.1016/0142-1123(89)90006-6.
- [8] YANG P, LIAO X, ZHU J, et al. High strain-rate low-cycle impact fatigue of a medium-carbon alloy steel [J]. *International Journal of Fatigue*, 1994, 16(5): 327–330. DOI: 10.1016/0142-1123(94)90270-4.
- [9] ZHANG M, YANG P S, TAN Y X, et al. An observation of crack initiation and early crack growth under impact fatigue loading [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 271(1/2): 390–394. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00264-6.
- [10] 李会会, 易丹青, 刘会群, 等. 硬质合金冲击疲劳行为的研究 [J]. *硬质合金*, 2014, 31(2): 100–111. DOI: 10.3969/j.issn.1003-7292.2014.02.006.
- LI H H, YI D Q, LIU H Q, et al. Research on impact fatigue behaviour of cemented carbide [J]. *Cemented Carbide*, 2014, 31(2): 100–111. DOI: 10.3969/j.issn.1003-7292.2014.02.006.
- [11] 陈鼎, 姚亮, 陈振华, 等. WC-Co 类硬质合金的低周冲击疲劳性能研究 [J]. *稀有金属与硬质合金*, 2017, 45(3): 71–76. DOI: CNKI:SUN:XYJY.0.2017-03-014.
- CHEN D, YAO L, CHEN Z H, et al. Study on low cycle impact fatigue performance of WC-Co cemented carbides [J]. *Rare Metals and Cemented Carbides*, 2017, 45(3): 71–76. DOI: CNKI:SUN:XYJY.0.2017-03-014.
- [12] STANTON L B. The resistance of materials to impact [J]. *Proceedings of the Institute of Mechanical Engineers*, 1908: 889–919. DOI: 10.1243/PIME_PROC_1908_075_019_02.
- [13] JOHNSON D J. The impact fatigue properties of pearlitic plain carbon steels [J]. *Fatigue of and Fracture Engineering Materials and Structures*, 1981, 4(3): 279–285. DOI: 10.1111/j.1460-2695.1981.tb01125.x.
- [14] JOHNSON A A. The low cycle impact fatigue properties of pearlitic plain carbon steels [J]. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 1985, 8(3): 287–294. DOI: 10.1111/j.1460-2695.1985.tb00428.x.
- [15] 张遥辉. 钢铁材料冲击疲劳行为综述 [J]. *中国设备工程*, 2020(6): 211–216. DOI: 10.3969/j.issn.1671-0711.2020.06.131.
- ZHANG Y H. Overview of impact fatigue behavior of steel materials [J]. *China Plant Engineering*, 2020(6): 211–216. DOI: 10.3969/j.issn.1671-0711.2020.06.131.
- [16] SUN Q, LIU X R, LIANG K. Impact fatigue life prediction for notched specimen of steel AerMet100 subjected to high strain rate loading [J]. *International Journal of Applied Mechanics*, 2018, 10(3): 1850030. DOI: 10.1142/s1758825118500308.
- [17] WANG B W, QIAN C C, BAI C Y, et al. Study on impact fatigue test and life prediction method of TC18 titanium alloy [J]. *International Journal of Fatigue*, 2023, 168: 1–17. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107391.
- [18] GAO P F, LEI Z N, LI Y K, et al. Low-cycle fatigue behavior and property of TA15 titanium alloy with tri-modal microstructure [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 736: 1–11. DOI: 10.1016/j.msea.2018.08.080.
- [19] 张欠欠, 刘晓燕, 雷罗, 等. 工业纯钛的室温低周疲劳行为 [J]. *塑性工程学报*, 2019, 26(2): 219–224. DOI: 10.3969/j.issn.1007-2012.2019.02.029.
- ZHANG Q Q, LIU X Y, LUO L, et al. Low-cycle fatigue behavior of commercially pure titanium at room temperature [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2019, 26(2): 219–224. DOI: 10.3969/j.issn.1007-2012.2019.02.029.
- [20] CHANG L, LV C, KITAMURA T, et al. Slip dominated planar anisotropy of low cycle fatigue behavior of commercially pure titanium [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 854(9):143807. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143807.
- [21] SONG X P, CHEN G L, GU H C. Low cycle fatigue behavior of commercial purity titanium in liquid nitrogen [J]. *International Journal of Fatigue*, 2002, 24: 49–56. DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00047-0.
- [22] ABDUL-LATIF A. Continuum damage model for low-cycle fatigue of metals: an overview [J]. *International Journal of Damage Mechanics*, 2021, 30(7): 1036–1078. DOI: 10.1177/1056789521991620.

(责任编辑 王易难)