

# 缺陷对选区激光熔化 Ti6Al4V 合金 高周疲劳性能的影响

刘 伦<sup>1,2</sup>, 张振军<sup>2</sup>, 阳华杰<sup>2</sup>, 吉海宾<sup>2</sup>, 陈 洁<sup>3</sup>, 易俊兰<sup>3</sup>, 王 磊<sup>3</sup>,  
李小武<sup>1</sup>, 张哲峰<sup>2</sup>

(1. 东北大学 材料科学与工程学院 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 上海飞机制造有限公司, 上海 201324)

**摘 要:** 明确缺陷对选区激光熔化 Ti6Al4V 合金的疲劳性能影响规律是突破该材料工程应用瓶颈的关键问题。在缺陷无法避免的工艺背景下, 借助于金相显微镜、电子背散射衍射技术、X 射线三维成像系统、疲劳试验机、扫描电子显微镜及激光共聚焦显微镜, 对该材料的组织和缺陷表征, 研究了高周疲劳性能及失效机制。结果表明, 该合金的微观组织表现出增材制造材料独特的工艺特征: 材料的致密度为 99.99%, 整体缺陷尺寸小于 60  $\mu\text{m}$ ; 材料的疲劳极限为 398 MPa, 断裂试样均在未熔合缺陷处形成疲劳裂纹, 且循环周次低于  $10^6$  cycles。而缺陷处有效应力强度因子大多分布于短裂纹疲劳裂纹扩展门槛值之上, 这决定了该材料的循环寿命较低的特点, 后续引入 K-T 模型建立了关于该材料安全服役的评价方法。

**关键词:** 选区激光熔化; Ti6Al4V 合金; 微观组织; 缺陷; 高周疲劳性能

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)12-4429-08

Ti6Al4V 合金因其优良的力学性能在航空航天领域的工业应用中占有重要地位, 但原材料利用率低、生产周期长、切削性能差等短板严重限制着该合金的应用<sup>[1]</sup>。20 世纪年代末兴起的增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术为解决这一难题提供了有效途径。AM 成形在保证低成本、高效率、净成形、形状灵活性高等优点的同时, 能够达到与传统锻造工艺生产的 Ti6Al4V 合金相当的拉伸性能, 因此具有广阔的发展空间<sup>[2]</sup>。选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术是 AM 技术中的一种, 它以高能激光为热源对金属粉末进行充分熔合, 逐层堆积, 制造出各种结构和形状的工业构件。目前, 基于 SLM 技术研发较为成熟的合金包括不锈钢、钴铬合金、铝合金、钛合金等<sup>[3-5]</sup>。

近些年来, 大量科研工作者进行了关于 SLM Ti6Al4V 合金多方面的研究工作, 从初始的粉末原料、工艺参数的选择, 到构件的结构特点、微观组织、缺陷检测, 再到最终的力学性能及工业应用等方面, 力求为该合金的实际工业应用建立科学的依据与指导<sup>[6-9]</sup>。

Xu 等人<sup>[7]</sup>发现沉积态的 SLM Ti6Al4V 合金的柱状原始  $\beta$  晶粒中充满了针状  $\alpha'$  马氏体, 使得材料表现出高强度和低塑性的力学性能特点。吴正凯等人<sup>[8]</sup>对比了电子束熔化 (electron beam melting, EBM) 与 SLM 的打印缺陷, 发现 SLM 制备 Ti6Al4V 合金的孔隙率要比 EBM 高很多, 且由于扫描方式不同, 缺陷的分布规律也不同。Edwards 等人<sup>[10]</sup>发现, 由于表面粗糙度、气孔及残余应力等影响, 该成形工艺相比于锻件材料疲劳性能下降了 75% 以上。因而 SLM Ti6Al4V 合金的巨大短板在于其疲劳性能较差, 这大大限制了该材料的应用。而对疲劳性能负面影响最大的因素为材料中不可避免的打印缺陷, 例如气孔、未熔合等<sup>[11]</sup>。因此, 如何将缺陷的特征参量与疲劳性能定量联系起来, 并建立预测疲劳性能的有效方法, 是拓宽其工业应用及保证安全服役的关键科学问题。

本工作主要研究了退火后 SLM Ti6Al4V 合金的微观结构特点; 根据 X 射线检测结果对缺陷的分布情况做出统计; 并通过疲劳试验得到了该材料的 S-N 曲线及疲劳极限。后续经过断口观察及疲劳失效机制分

收稿日期: 2020-12-22

基金项目: 上海飞机制造有限公司 (COMAC-SFGS-2018-2663); 辽宁省科学技术计划面上项目 (2020-MS-007); 中科院青促会项目 (2017235)

作者简介: 刘 伦, 男, 1996 年生, 硕士生, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, 电话: 024-83978270, Email: 1870337@stu.neu.edu.cn

析,以表面单个未熔合缺陷开裂模式为重点研究对象,从缺陷尺寸与应力幅的耦合效应的角度,分析了缺陷处的应力场强度分布特点,建立了材料安全服役的预测方法。

## 1 实验

实验材料由德国 Concept Laser 公司的 M2 型设备制备,粉末材料的主要化学成分(质量分数,%)为:Al 6.20, V 3.95, O 0.10, Fe 0.21, C 0.01, N 0.02, H 0.006, Ti 余量。打印策略为岛状打印,激光功率 370 W,扫描速度 1500 mm/s,扫描间隔 95  $\mu\text{m}$ ,层厚 50  $\mu\text{m}$ 。样品制备流程为:(1)打印 20 根  $\Phi 17\text{ mm} \times 106\text{ mm}$  的 Ti6Al4V 合金坯料。(2)在粉末冶金 KCTL-300 高温真空炉中完成去应力退火处理(800  $^{\circ}\text{C}/2\text{ h/FC}$ )。

(3)疲劳试样尺寸按照 ASTM E466 标准设计,如图 1 所示,加工后表面研磨使其表面粗糙度下降到 0.2  $\mu\text{m}$  以去除表面粗糙度的影响。

使用 OLYMPUS BX53M 光学显微镜(optical microscope, OM)对样品进行金相观察,使用 Supra 35 场发射电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)电子背散射衍射(electron back scatter diffraction, EBSD)对样品的显微组织进行表征。OM 腐蚀液配比为 HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O = 2:1:17 (体积分数, %),腐蚀时间为 15 s。EBSD 电解液溶液配比为 HClO<sub>4</sub>:CH<sub>3</sub>(CH<sub>2</sub>)<sub>3</sub>OH:CH<sub>3</sub>OH = 1:7:12 (体积分数, %),温度在 -35  $^{\circ}\text{C}$  左右,电解时间为 2 min,在此过程中需不断调整电压使电流维持在 0.2 A 左右。

对断裂后的疲劳试样的疲劳源附近区域进行缺陷检测能够与 SEM 断口观察到的疲劳源缺陷进行对比分析。使用 Versa XRM-500 X 射线三维成像系统(X-ray tomography, XRT)将材料中的缺陷进行三维成像,后续利用 Avizo fire 软件对重建数据进行可视化分析。成像参数为:工作电压 100 kV,曝光时间 4 s,投影数量 1600 幅/360 $^{\circ}$ ,像素尺寸 6.1311  $\mu\text{m}$ 。

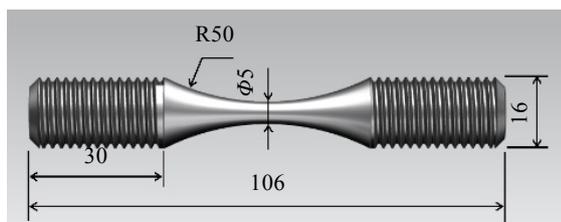


图 1 高周疲劳试样尺寸

Fig. 1 Size of high-cycle fatigue specimen (mm)

采用 AMH-43 型自动显微硬度计对合金进行显微硬度测试,在 300 g 的载荷作用下保持 13 s。疲劳实验设备为 PLG-100C 高频疲劳试验机,加载方向为沉积方向,应力比  $R$  为 -1,频率为 130~140 Hz,测试环境为室温。试验中,首先采用升降法确定以  $10^7$  cycles 为无限寿命的疲劳极限,随后升高应力幅进行高应力水平测试,每个应力幅下测试 2 个样品以保证置信度要求。断裂样品在 JSM-6510 扫描电子显微镜下进行断口观察,在 OLS4000 激光共聚焦显微镜下对断裂两端的断口进行缺陷的高度层次观察,并在 Image-Pro Plus 软件上完成疲劳源处缺陷尺寸的统计。

## 2 结果与分析

### 2.1 微观组织

图 2 为 SLM Ti6Al4V 合金真空退火后不同方向的宏观金相组织。在此,设定垂直于沉积方向的面为  $x-y$  平面,平行于沉积方向的面为  $x-z$  平面。材料在  $x-y$  平面上显示出典型的“棋盘状”图案,棋盘中出现大小接近的小方格,长度在 95  $\mu\text{m}$  左右,如图 2a 所示。棋盘图案与小方格尺寸特征是由 SLM 工艺中岛状打印策略及其扫描间隔所决定的<sup>[12]</sup>。激光扫描过程中,每一层粉末扫描完成后,下一层的扫描方向变换 90 $^{\circ}$ ,上下 2 层的熔覆层垂直交叉,因此形成  $x-y$  平面上的棋盘状分布。而每一层的粉末分为若干个方形岛状区域,受激光热源作用先后完成熔化过程,扫描间隔长度即对应于 95  $\mu\text{m}$  的方格大小。 $x-z$  平面观察到沿沉积方向生长的粗大原始  $\beta$  柱状晶,柱状晶宽度不等,在 60~200  $\mu\text{m}$  之间,如图 2b 所示。粗大的  $\beta$  柱状晶的成因主要如下:在凝固过程中,熔池底部到顶部有较高的正温度梯度( $10^4 \sim 10^5\text{ K/cm}$ ),凝固过程从底部开始,柱状晶基本平行于沉积方向形成,而已生长的柱状晶受后一层熔覆层的影响,又发生重熔。因此,原始  $\beta$  柱状晶将穿越多个熔覆层连续生长<sup>[13,14]</sup>。

更多微观结构特征通过 EBSD 实验进一步表征,结果如图 3 所示。从图 3a、3c 能够更清晰地观察亚微米级别的板条  $\alpha$  马氏体相互平行或垂直,充满于原  $\beta$  柱状晶粒中,由截线法测得  $\alpha$  相的平均宽度为 4  $\mu\text{m}$ ,相比于沉积态 1~2  $\mu\text{m}$  的  $\alpha'$  马氏体板条,  $\alpha$  相更加粗化<sup>[6,13]</sup>。杂乱的  $\alpha$  相分布是多种变体形成于  $\beta$  柱状晶内的结果。因此,  $\alpha$  相并没有明显的织构存在。而由于原  $\beta$  柱状晶连续的外延生长,因此在(100)晶面表现出明显的凝固织构。由图 3b、3d 观察到两相的分布及占比,经过  $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$  的相转变,  $\alpha$  相占到 Ti6Al4V 合金的绝大多数,少量析出的  $\beta$  相弥散分布于  $\alpha$  相之间。

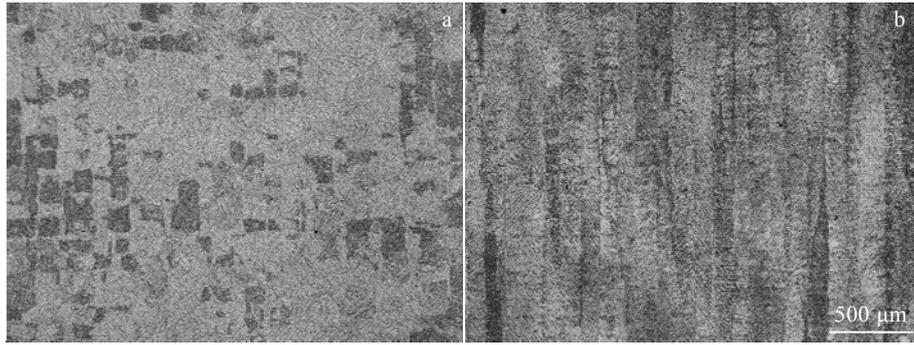


图 2 SLM Ti6Al4V 合金不同方向的金相组织

Fig.2 OM microstructures of SLM Ti6Al4V alloy in different directions: (a) vertical and (b) parallel to the building direction

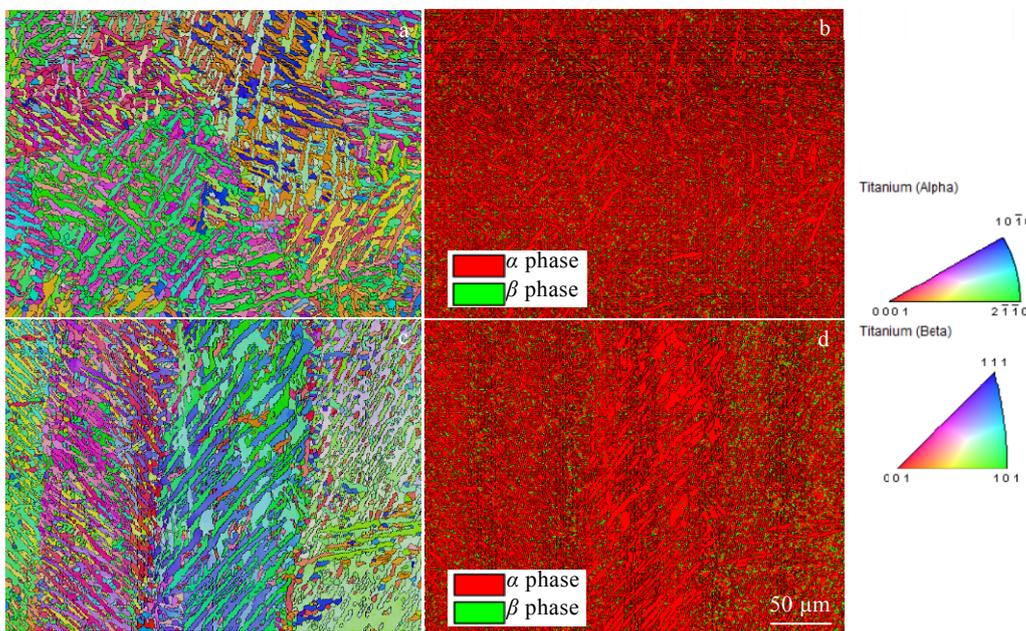


图 3 SLM Ti6Al4V 合金不同方向的 EBSD 照片

Fig.3 EBSD images of SLM Ti6Al4V alloy in different directions: (a, b) vertical and (c, d) parallel to the building direction

## 2.2 缺陷表征

相关研究表明，增材制造材料受力过程中，缺陷的微小变形开始于均匀塑性变形阶段，更剧烈的变形程度在颈缩之后产生<sup>[5]</sup>。而高周疲劳选取的应力幅均处于弹性变形阶段，因此认为疲劳前后材料内部缺陷的形貌与分布是一致的。SLM Ti6Al4V 合金的 XRT 结果如图 4 所示，可观察到少量缺陷随机分布于样品内部，本实验参数下可检测缺陷的最小体积为 230  $\mu\text{m}^3$ ，计算得到材料的致密度为 99.99%。

为描述缺陷大小及其分布特点，根据被检测缺陷的实际体积可计算出其等效直径，由此得到等效直径频率分布直方图，如图 5a 所示。可以看出，缺陷整体小于 60  $\mu\text{m}$ ，40  $\mu\text{m}$  以下的缺陷占比为 93.29%，在 10~

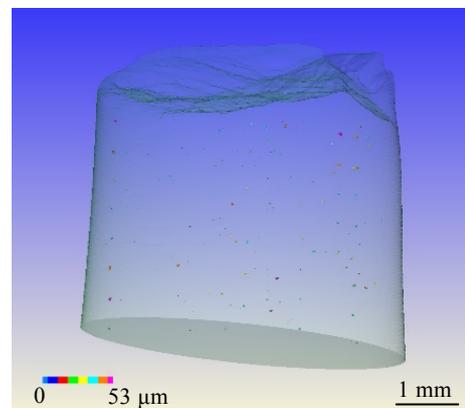


图 4 SLM Ti6Al4V 合金的 XRT 缺陷检测

Fig.4 XRT detection of defects in the SLM Ti6Al4V alloy

20 μm 范围之间的缺陷数量最多，占比为 41.9%。另外，引入形状因子  $S$  定量描述缺陷的球度大小，其计算方法为：

$$S = \frac{A^3}{36\pi V^2} \quad (1)$$

式中， $S$  为形状因子， $A$  为缺陷的实际表面积， $V$  为缺陷的三维体积。 $S$  数值越大，代表缺陷形状偏离球形程度越大，几何形状越复杂。由图 5b 可看出，整体缺陷的  $S$  数值大部分位于 0.8~1.5 范围内，同时  $S$  随缺陷等效直径的增大而增大，分散度也提高。

### 2.3 高周疲劳试验结果

图 6 为应力幅与其 2 倍的疲劳寿命在双对数坐标系下的  $S-N$  曲线及疲劳极限( $\sigma_{-1}$ )。 $S-N$  曲线按照 Basquin 公式进行拟合<sup>[15]</sup>：

$$\Delta\sigma / 2 = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2)$$

式中， $\Delta\sigma/2$  为应力幅， $\sigma'_f$  是疲劳强度系数， $2N_f$  是疲劳破坏的循环寿命的 2 倍， $b$  是疲劳强度指数。拟合结果为：

$$\Delta\sigma / 2 = 3937(2N_f)^{-0.17054} \quad (3)$$

疲劳极限由 5 对“断裂-通过”的试样组按照升降法得到，试验过程如图 7 所示。

由图 6 可见，有限寿命试样的循环周次普遍低于  $10^6$  cycles，且随着应力幅的降低，疲劳寿命展现出明显的两极分化现象。升降法得到的疲劳极限为 398 MPa，

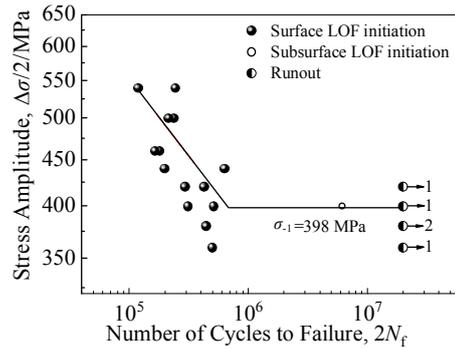


图 6 SLM Ti6Al4V 合金的  $S-N$  曲线及其疲劳极限

Fig.6  $S-N$  curve and fatigue limit of SLM Ti6Al4V alloy

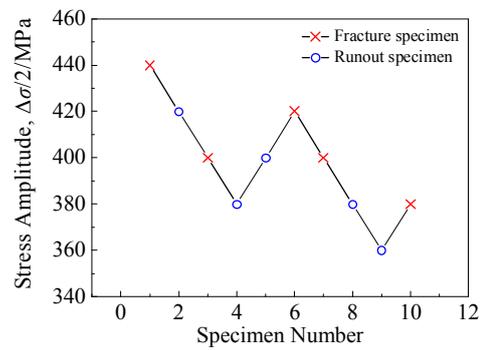


图 7 升降法得到的以  $10^7$  cycles 为无限寿命的疲劳极限

Fig.7 Fatigue limit with  $10^7$  cycles as limitless life obtained by a staircase method

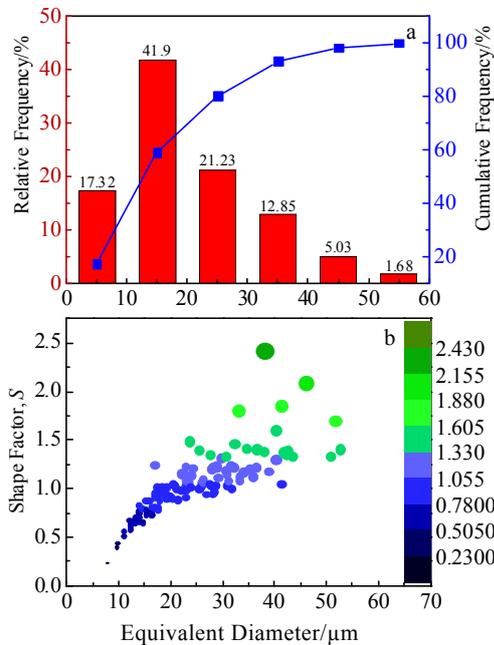


图 5 缺陷等效直径频率分布直方图及形状因子分布图

Fig.5 Histogram of relative frequency distribution of defect equivalent diameter (a) and distribution diagram of shape factor (b)

相比于美国材料标准手册 (MMPDS) 中锻件 Ti6Al4V 的 550 MPa 大幅度下降。综上，SLM Ti6Al4V 合金疲劳抗性较低且寿命两极分化的短板显现出来。

由 SEM 观察断口可知，所有断裂样品的疲劳断裂都是由未熔合缺陷 (lack of fusion, LOF) 引起的，详细存在 3 种疲劳损伤机制，典型断面如图 8 所示。8a~8c 分别为表面单个未熔合缺陷开裂试样，缺陷的存在导致了此处强烈的应力集中，使得疲劳裂纹更易在缺陷的基础上向试样内部萌生和扩展，进而发生断裂行为；图 8d~8f 分别为次表面缺陷开裂，与表面缺陷开裂相比，在次表面缺陷断裂的样品拥有近 10 倍的疲劳寿命，这体现出表面缺陷对 SLM Ti6Al4V 合金疲劳性能的危害性；8g~8i 分别为表面双疲劳源断裂，试样表面萌生双裂纹后，将大幅缩短裂纹的扩展过程，因此拥有较低的疲劳寿命。3 种疲劳断裂模式试样的数量比为 13:1:1。因此，表面单 LOF 缺陷断裂是 SLM Ti6Al4V 合金疲劳损伤中最常见的断裂模式，下文将主要对此断裂模式进行探讨。

在此采用 Murakami<sup>[16,17]</sup>的  $\sqrt{A}$  模型 ( $A$  为缺陷在

垂直于受力方向平面上的实际投影面积) 对 LOF 缺陷的大小进行统计。由于缺陷的不规则或非常接近自由表面, 这些缺陷的尖端或与表面相连的薄弱区域在应力作用下也会产生较大的应力集中。因此, 缺陷的边缘区域应包含在缺陷的有效尺寸统计中, 用  $\sqrt{A_{eff}}$  表示, 如图 8c 和 8f 中黑色实线所示。另外, 图 8a~8c 断裂样品为上述 XRT 检测试样,  $\sqrt{A_{eff}}$  尺寸为 60  $\mu\text{m}$ , 此数值非常接近于 XRT 检测的最大尺寸等效直径, 所以表面大尺寸缺陷对疲劳性能的负面影响无疑是最大的。

激光共聚焦显微镜对 LOF 缺陷的立体结构观察结果如图 9 所示。其中, 图 9a、9b 与图 9c、9d 分别为两试样的断口两端扫描照片, 图 9e~9h 分别为图 9a~9b 的高度层次图, 白色实线内为 LOF 缺陷疲劳源。可观察到图 9e、9f 的缺陷在断面上都呈“下凹”状, 说明此缺陷的两表面存在一定的高度差。而图 9g、9h 的缺陷分别为“下凹”和“上凸”状, 因此上下两表面的高度差很小。所以, 沿受力方向, LOF 缺陷疲劳源在

形状上可表现为“孔”与“缝”的 2 种体态。

### 2.4 缺陷参量对疲劳性能的影响

由上述实验探讨可知, 位于试样表面的缺陷是导致疲劳失效的关键缺陷。基于断裂力学理论, 将应力强度因子幅 (stress intensity factor range,  $\Delta K_{eff}$ ) 作为疲劳断裂的控制参量来考虑缺陷在应力幅及其大小的耦合作用下的疲劳失效行为。 $\Delta K_{eff}$  是反映在外力作用下, 裂纹尖端产生的弹性应力场强度的物理参量, 可描述缺陷处应力场强度分布, 计算公式如下:

$$\Delta K_{eff} = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{A_{eff}}} \tag{4}$$

式中,  $Y$  为位置常数, 对于表面缺陷,  $Y=0.65$ ;  $\Delta\sigma$  为加载的应力范围。图 10 为  $\Delta K_{eff}$  与疲劳寿命的分布图。图中,  $\Delta K_{eff}$  数值大致位于 5~8  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  范围内, 且随着  $\Delta K_{eff}$  的降低, 疲劳寿命整体呈增加趋势。因此在同一应力幅下, 表面尺寸较小的缺陷对应较高的疲劳性能。计算得到图 9a、9b 中试样的  $\Delta K_{eff}$  为 6.32  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ,

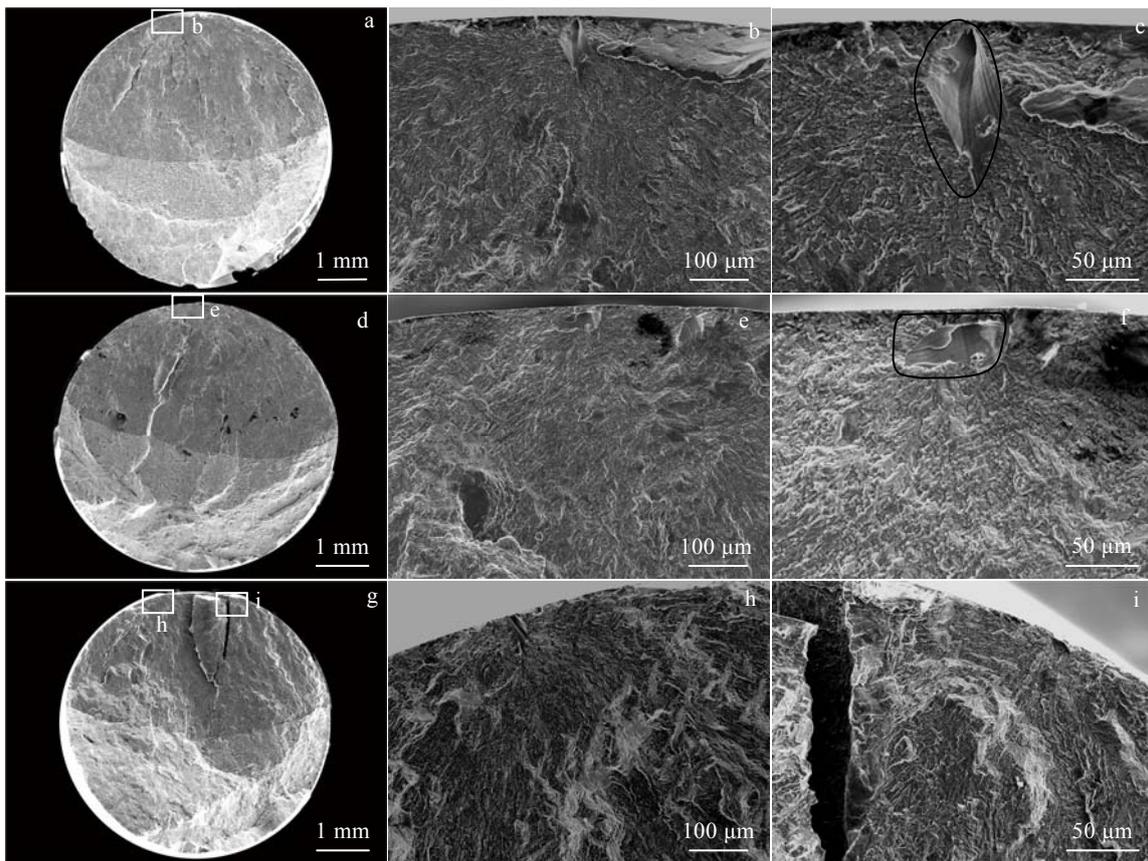


图 8 3 种 LOF 缺陷疲劳断裂模式及  $\sqrt{A_{eff}}$  统计方法

Fig.8 Three fatigue fracture modes of LOF defects and statistical method of  $\sqrt{A_{eff}}$ : (a~c) surface single LOF initiation,  $\sigma=460$  MPa,  $N_f=8.97\times 10^4$  cycles,  $\sqrt{A_{eff}}=61$   $\mu\text{m}$ ; (d~f) subsurface single LOF initiation,  $\sigma=400$  MPa,  $N_f=3.08\times 10^6$  cycles,  $\sqrt{A_{eff}}=56$   $\mu\text{m}$ ; (g~i) surface double LOF initiation,  $\sigma=540$  MPa,  $N_f=5.91\times 10^4$  cycles

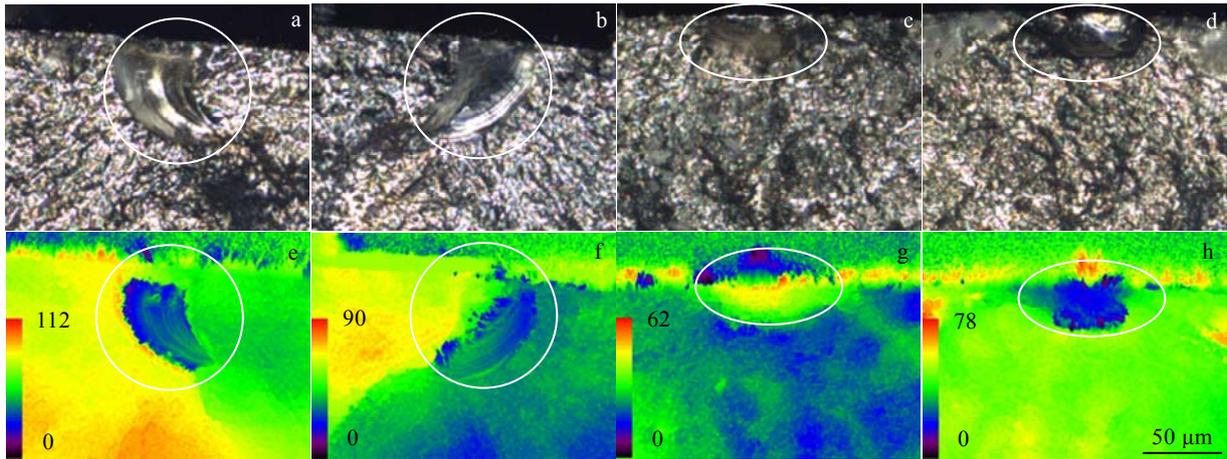


图 9 “孔”状与“缝”状 LOF 缺陷的高度层次表征

Fig.9 High level characterization of “hole” (a, b, e, f) and “seam” (c, d, g, h) LOF defects: (a, b)  $\sigma=360$  MPa,  $N_f=2.50 \times 10^5$  cycles,  $\Delta K_{eff}=6.32$  MPa·m<sup>1/2</sup>; (c, d)  $\sigma=400$  MPa,  $N_f=2.55 \times 10^5$  cycles,  $\Delta K_{eff}=6.39$  MPa·m<sup>1/2</sup>

图 9c、9d 中试样的  $\Delta K_{eff}$  为 6.39 MPa·m<sup>1/2</sup>，而两者的疲劳寿命也是十分接近的，因此基于  $\sqrt{A}$  模型描述 SLM Ti6Al4V 合金中缺陷尺寸与疲劳性能之间的关系是比较合理的。

另一方面，对于断裂试样， $\Delta K_{eff}$  必然满足了萌生裂纹及稳定扩展的要求。也就是说， $\Delta K_{eff}$  大于疲劳裂纹扩展门槛值（fatigue crack propagation threshold,  $\Delta K_{th}$ ），所以这些试样才能发生最终的断裂。众所周知，裂纹扩展门槛值  $\Delta K_{th}$  对于长裂纹是一个固定的常数，而短裂纹取决于裂纹尺寸<sup>[18]</sup>，基本符合  $\Delta K_{th} \propto (\sqrt{A})^{1/3}$  关系，其经验公式为<sup>[16]</sup>：

$$\Delta K_{th} = Y' \times 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{A})^{1/3} \quad (5)$$

式中， $Y'$  为位置参数，对于表面缺陷  $Y'=3.3$ ；HV 为显微硬度，硬度测试得到 SLM Ti6Al4V 合金显微硬度

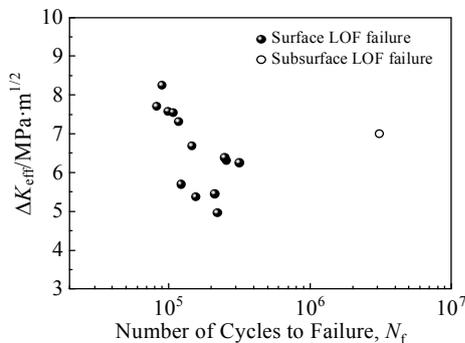


图 10 应力强度因子幅与循环寿命的关系

Fig.10 Relationship between stress intensity factor range and cycle life

为 3570 MPa。由公式 (5) 得到  $\Delta K_{eff}$  与  $\Delta K_{th}$  的关系如图 11 所示。若忽略统计  $\sqrt{A_{eff}}$  的人为误差，断裂样品的  $\Delta K_{eff}$  基本在公式 (4) 之上。说明断裂试样在承载外力后，缺陷处的应力场满足扩展条件，整体寿命由裂纹扩展主导，进而表现寿命较低的特点。

而对于含有短裂纹或缺陷的金属材料，K-T 模型（Kitagawa-Takahashi diagram）通常用于其安全服役预测。这是基于短裂纹尺寸和门槛应力范围的工业疲劳设计的主要方法之一。一种描述 K-T 模型的方法是 El-Haddad 模型<sup>[19]</sup>，如果采用公式 (4) 来计算  $\Delta K_{eff}$ ，则疲劳极限与短裂纹或缺陷尺寸的关系可以表达为：

$$\Delta \sigma_w = \Delta \sigma_{w0} \sqrt{\frac{a_0}{a+a_0}} = \Delta \sigma_{w0} \sqrt{\frac{\sqrt{A_{eff0}}}{\sqrt{A_{eff}} + \sqrt{A_{eff0}}}} \quad (6)$$

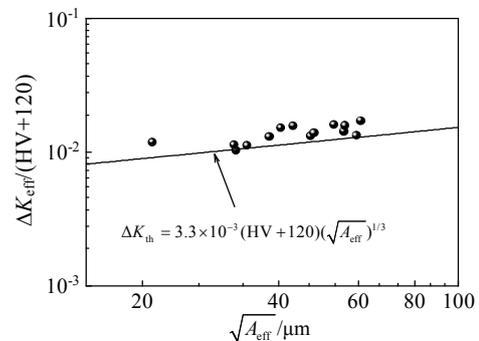


图 11 有效尺寸缺陷的裂纹扩展门槛值预测及对比

Fig.11 Prediction and comparison of crack growth threshold for effective size defects

以及:

$$a_0 = \sqrt{A_{\text{eff}}} = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{\text{th,LC}}}{Y \Delta \sigma_{w0}} \right)^2 \quad (7)$$

式中,  $\Delta \sigma_w$  是含缺陷材料的疲劳极限。 $\Delta \sigma_{w0}$  是理想状态下的同种材料不含缺陷的疲劳极限。鉴于热等静压处理能够有效消除或减小材料内部存在的缺陷, 参考文献[20]中经过热等静压处理后 SLM Ti6Al4V 合金的疲劳极限 450 MPa。 $a_0$  是 El-Haddad 常数, 是一种引入的假想的裂纹长度, 用 Murakami 的  $\sqrt{A}$  模型表示;  $\Delta K_{\text{th,LC}}$  是长裂纹的裂纹扩展门槛值  $3.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  [11]。

由此, 该合金的安全服役预测如图 12 所示。红色曲线为材料的疲劳极限在缺陷尺寸与应力幅的耦合作用下的疲劳极限。曲线与坐标轴所包围的区域为短尺寸缺陷在外部载荷下的安全服役区域, 此时材料将拥有无限次的疲劳寿命。曲线之上的区域为材料的危险服役区域, 此时裂纹将发生扩展, 表现为有限寿命。而由实验得到的断裂试样均处于裂纹扩展区域。因此, 使用此模型来对 SLM Ti6Al4V 合金的安全服役条件进行预测是比较保守与可行的。

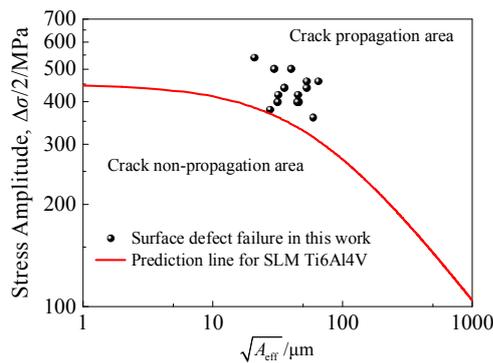


图 12 基于表面缺陷尺寸与应力幅的 SLM Ti6Al4V 合金的安全服役预测

Fig.12 Safety service prediction of SLM Ti6Al4V alloy based on surface defect size and stress amplitude

### 3 结 论

1) SLM Ti6Al4V 合金疲劳抗性较低, 疲劳极限为 398 MPa, 在低应力幅水平下表现出疲劳寿命两极分化的特点。断裂样品的疲劳裂纹都由未熔合缺陷处萌生, 其中, 表面单个未熔合缺陷处萌生裂纹为最常见的疲劳损伤模式。

2) Murakami 的  $\sqrt{A}$  尺寸模型适用于 SLM Ti6Al4V 合金单个疲劳源缺陷的统计分析。在缺陷尺寸与应力幅的耦合作用下, 缺陷处的应力强度因子幅大多高于

其疲劳裂纹扩展门槛值, 这决定了有限寿命试样疲劳寿命较低的特点, 且随着应力强度因子幅的降低, 疲劳寿命呈增加趋势。

3) 基于 K-T 模型建立了 SLM Ti6Al4V 材料安全服役的预测方法, 断裂试样均分布于服役危险区域, 验证了该模型适用于此增材制造材料的可行性。

### 参考文献 References

- [1] Chen Wei(陈 玮), Chen Zheyuan(陈哲源), You Yang(由 洋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S2): 25
- [2] Chen Wei(陈 玮), Li Zhiqiang(李志强). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2018, 61(10): 30
- [3] Zong Xuewen(宗学文), Liu Wenjie(刘文杰), Zhang Shuzhe(张树哲) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3182
- [4] Zhu Z G, Nguyen Q B, Ng F L et al. *Scripta Materialia*[J], 2018, 154: 20
- [5] Ben D D, Ma Y R, Yang H J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 798: 140 109
- [6] Rafi H K, Karthik N V, Gong Haijun et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2013, 22(12): 3872
- [7] Xu W, Brandt M, Sun S et al. *Acta Materialia*[J], 2015, 85: 74
- [8] Wu Zhengkai(吴正凯), Wu Shengchuan(吴圣川), Zhang Jie(张 杰) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(7): 811
- [9] Ren Yongming(任永明), Lin Xin(林 鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 3160
- [10] Edwards P, Ramulu M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 598: 327
- [11] Leuders S, Thöne M, Riemer A et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 48: 30
- [12] Wang Xiao, Lv Fei, Shen Lida et al. *Acta Metallurgica Sinica* [J], 2018, 32: 1173
- [13] He Bo(何 波), Xing Meng(邢 盟), Sun Changqing(孙长青) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(9): 3007
- [14] Xu W, Lui E W, Pateras A et al. *Acta Materialia*[J], 2017, 125: 390
- [15] Zhang Zhifeng(张哲峰), Liu Rui(刘 睿), Zhang Zhenjun(张振军) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(11): 1693
- [16] Murakami Y. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and*

- Nonmetallic Inclusions*[M]. Oxford: Elsevier, 2002: 11
- [17] Masuo H, Tanaka Y, Morokoshi S *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2018, 117: 163
- [18] Tanaka K, Nakai Y, Yamashita M. *International Journal of Fracture*[J], 1981, 17(5): 519
- [19] Haddad M H E, Smith K N, Topper T H. *Journal of Engineering Materials and Technology*[J], 1979, 101(1): 42
- [20] Günther J, Krewerth D, Lippmann T *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2017, 94: 236

## Effect of Defects on High Cycle Fatigue Property of Selective Laser Melted Ti6Al4V Alloy

Liu Lun<sup>1,2</sup>, Zhang Zhenjun<sup>2</sup>, Yang Huajie<sup>2</sup>, Ji Haibin<sup>2</sup>, Chen Jie<sup>3</sup>, Yi Junlan<sup>3</sup>, Wang Lei<sup>3</sup>, Li Xiaowu<sup>1</sup>, Zhang Zhefeng<sup>2</sup>

(1. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials (Ministry of Education), School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(3. COMAC Shanghai Aircraft Manufacturing Co., Ltd, Shanghai 201324, China)

**Abstract:** It is of significant importance to understand the influence of defects on the fatigue property of Ti6Al4V alloy prepared by selective laser melting for breaking through the limitation of this material in industrial applications. As the defects cannot be completely avoided, the microstructure and defect characterizations, high cycle fatigue performance and failure mechanism of the material were studied by OM, EBSD, X-ray tomography, fatigue testing machine, SEM, and laser confocal microscope. The results show that the microstructure of the alloy exhibits the unique process characteristics of additive manufacturing materials. Specifically, the density of the material is 99.99%, and the overall defect size is less than 60  $\mu\text{m}$ . The fatigue limit of the material is 398 MPa, fatigue cracks are formed in the lack of fusion defects of the fracture specimens and the cycles are less than  $10^6$ . The effective stress intensity factors at the defects of the fractured samples are mostly distributed above the threshold value of short crack fatigue crack growth, which determines the low cycle life of the material. Finally, the K-T model was introduced to establish an evaluation method for the safe service of the material.

**Key words:** selective laser melting; Ti6Al4V alloy; microstructure; defect; high cycle fatigue property

---

Corresponding author: Zhang Zhefeng, Ph. D., Professor, Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971043, E-mail: zhfzhang@imr.ac.cn