

激光选区熔化成形 Ti-6Al-4V 疲劳性能研究

马涛^{1,2}, 刘婷婷^{1,2*}, 廖文和^{1,2}, 蒋立异^{1,2}, 肖振楠^{1,2}

¹南京理工大学机械工程学院, 江苏 南京 210094;

²数控成形技术与装备国家地方联合工程实验室, 江苏 南京 210094

摘要 在对激光选区熔化成形 Ti-6Al-4V 试样静态力学性能测试和分析的基础上, 研究激光选区熔化成形 Ti-6Al-4V 试样在循环载荷下, 表面缺陷、内部缺陷和微观组织对疲劳性能的影响。采用刚度拟合疲劳周期方法, 获取试样在疲劳周期各阶段的循环周次, 发现在疲劳源形核阶段试样疲劳寿命产生差异。直接成形试样的表面黏粉现象严重, 在表面形成多个疲劳源, 导致疲劳寿命很低。抛光处理可以降低表面粗糙度, 退火处理可以改善试样微观组织结构, 提升试样疲劳性能, 但是表面处理后, 内部缺陷暴露在表面, 不同类型和不同尺寸的缺陷形核疲劳源周期差异很大, 导致疲劳性能呈现较大的离散性。

关键词 激光加工; 激光选区熔化; Ti-6Al-4V; 疲劳源; 缺陷; 微观组织

中图分类号 TG115.5

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.1102012

Fatigue Properties of Ti-6Al-4V Produced by Selective Laser Melting

Ma Tao^{1,2}, Liu Tingting^{1,2*}, Liao Wenhe^{1,2}, Jiang Liyi^{1,2}, Xiao Zhennan^{1,2}

¹School of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology,
Nanjing, Jiangsu 210094, China;

²National Joint Engineering Laboratory for Numerical Control Forming Technology and Equipment,
Nanjing, Jiangsu 210094, China

Abstract Based on the analysis of the static mechanical properties of Ti-6Al-4V specimens fabricated by selective laser melting, the effects of surface defects, internal defects and microstructures on the fatigue properties of specimens are investigated under cyclic loading. The stiffness-fitting fatigue cycle method is used to obtain the cycle times of the specimen in each stage of the fatigue cycle. It is found that the fatigue source nucleation stage is the main reason for the difference in fatigue life of the specimen. The surface of directly formed specimens is seriously viscous and forms several fatigue sources, resulting in very short fatigue life. Polishing treatment can reduce the surface roughness, and the annealing treatment can improve the microstructure and enhance the specimen fatigue performance. After polishing treatment, however, internal defects are exposed on the surface. The cycle of defect nucleation fatigue source of different types and different sizes has a large difference, leading to a greater discreteness of fatigue performance.

Key words laser processing; selective laser melting; Ti-6Al-4V; fatigue source; defect; microstructure

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3850

1 引 言

激光选区熔化 (SLM) 技术利用高能量激光熔化固体粉末, 通过逐层铺粉、逐层固化叠加的方式, 直接成形三维零件^[1], 是一种新的制造复杂零件的重要技术, 具有很高的设计和制造自由度。

Ti-6Al-4V 钛合金具有密度小、强度高、耐腐蚀性好、热强性好等特点, 是一种极具潜力的成形材料^[2-5]。SLM 成形的 Ti-6Al-4V 零件, 其静态力学性能与锻件相当, 已经开始商业化推广。但在 SLM 成形过程中仍易产生表面黏粉、内部孔隙等缺陷, 在缺陷位置常存在应力集中现象, 易生成疲劳裂纹起始缺陷,

收稿日期: 2018-05-31; 修回日期: 2018-07-18; 录用日期: 2018-07-26

基金项目: 国家重点研发计划(2017YFB1103000, 2016YFB1100504)、江苏省重点研发计划(BE2015165, BE2016182)

* E-mail: liutingting@mail.njust.edu.cn

加速零件疲劳失效。而疲劳断裂是工程结构件最常见的失效形式之一,工程应用中的机械结构件失效约有 80%~90%是由疲劳失效引起。因此,在研究 SLM 成形 Ti-6Al-4V 钛合金试样的静态力学性能的基础上,研究其疲劳性能具有重要意义。

目前,已有国内外学者对 SLM 成形 Ti-6Al-4V 钛合金试样的静态力学性能进行了大量的研究,并且一些学者对其疲劳性能也进行了研究。Razavi 等^[6]利用 SLM 技术成形 Ti-6Al-4V 疲劳试样发现,由于表面粗糙度较高,所有试样疲劳裂纹源均产生于试样表面。Günther 等^[7-9]发现,SLM 成形的 Ti-6Al-4V 疲劳试样初始疲劳裂纹是由表面孔隙和高表面粗糙度引起的。SLM 成形的铝合金疲劳试样也有类似的现象。Brandl 等^[10]研究了 SLM 成形 AlSi10Mg 高周疲劳性能,发现所有疲劳裂纹均起源于表面、亚表面的孔隙和非熔点。Siddique 等^[11]研究了 SLM 成形 AlSi12 合金疲劳裂纹扩展行为,发现疲劳裂纹扩展机制可由近表面的孔隙控制。

为了减少 SLM 直接成形试样表面缺陷,一些学者通过机械加工进行表面处理,提升了试样疲劳性能。Kasperovich 等^[12-14]对 SLM 成形 Ti-6Al-4V 试样进行铣削处理,发现机械加工处理后疲劳寿命有所提升。一些学者通过热处理方式,改善了微观组织结构,进一步提升了疲劳性能。Leuders 等^[15]

在不同热处理条件下对 SLM 成形 Ti-6Al-4V 试样进行疲劳测试,发现试样塑性有所提升,疲劳性能有所改善,疲劳损伤由近表面开始。Aboulkhair 等^[16]研究了热处理对 SLM 成形 AlSi10Mg 疲劳试样的影响,认为热处理可以改善微观组织结构、提升延伸性,从而提高疲劳性能。

在上述研究基础上,本文进一步对比分析了机械加工后抛光处理对 SLM 成形 Ti-6Al-4V 试样疲劳性能的影响,以及引起试样疲劳性能变化的原因。

2 实验材料及方法

2.1 实验材料及试样处理

实验采用无锡飞尔康公司的 Ti-6Al-4V 粉末,化学组分如表 1 所示,平均粒径为 36 μm ,如图 1 所示。采用 Concept Laser M2 金属打印机,配备 400 W 单模连续光纤激光器,激光波长为 1070 nm,光斑尺寸为 150 μm 。基于实验室研究经验,采用如图 2 所示的 Zig-Zig 扫描方式,成形工艺参数如表 2 所示。

为了研究 SLM 成形 Ti-6Al-4V 试样表面缺陷、内部缺陷和微观组织对其疲劳性能的影响,设计不处理、抛光处理和退火后抛光处理三个实验。同时,成形两个静态拉伸试样,对退火前后静态力学性能进行测试与分析。

表 1 Ti-6Al-4V 钛合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy power

Composition	Al	V	Fe	C	O	N	H	Mo	Mn	Cu	Sn	Y	Zr	Ti
Mass fraction / %	5.5-6.75	3.5-4.5	0.14	0.007	0.13	0.007	0.002	<0.05	<0.05	<0.05	<0.05	<0.05	<0.05	Bal

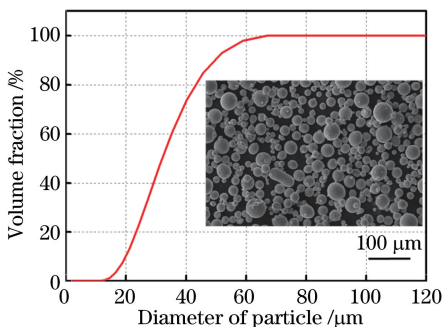


图 1 Ti-6Al-4V 粉末粒径分布

Fig. 1 Ti-6Al-4V powder particle size distribution

第一组试样不处理,由 SLM 直接成形为标准疲劳试样;第二组试样抛光处理,由 SLM 成形为 (100×17×7) mm 的长方体后,采用数控铣削方法,在疲劳试样工作段两侧分别铣削 6 mm,顶面与底面分别铣削 1 mm,再进行抛光处理 10 μm 左

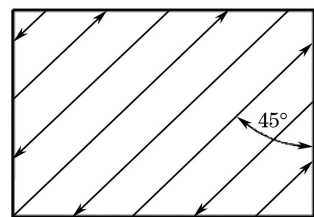


图 2 Zig-Zig 扫描方式

Fig. 2 Scan strategy of Zig-Zig

右,使表面线粗糙度约为 0.6 μm ;第三组试样退火后抛光处理,由 SLM 成形为 (100×17×7) mm 的长方体,在真空环境中以 3.5 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的升温速率由室温升温至 840 $^{\circ}\text{C}$,保温 2 h 后,在空气中冷却 (AC) 至室温 (记为 840 $^{\circ}\text{C}/2 \text{ h}/\text{AC}$,下同),再抛光处理,抛光过程同第二组试样。疲劳试样和静态拉伸试样的设计尺寸如图 3 所示。

表 2 Ti-6Al-4V 合金 SLM 成形参数

Table 2 Forming parameters of Ti-6Al-4V alloy produced by SLM

Laser power P / W	Velocity $v /$ $(mm \cdot s^{-1})$	Scan strategy	Hatching spacing $h / \mu m$	Layer thickness $\tau / \mu m$	Additional contour $/ \mu m$
180	1250	Zig-Zig	105	30	Inside-75

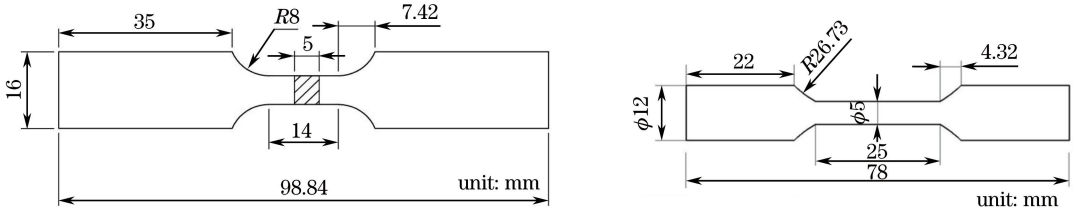


图 3 SLM 成形 Ti-6Al-4V 钛合金。(a) 疲劳件；(b) 圆柱状拉伸件

Fig. 3 Ti-6Al-4V alloy formed by SLM. (a) Fatigue specimen; (b) cylindrical drawing specimen

2.2 力学性能和微观组织测试

采用 HV-1000IS 图像分析显微硬度计测量试样硬度。采用高低温 10 t 万能拉伸试验机,以 0.6 mm/min 的加载速率进行拉伸测试。疲劳测试在 Instron 8801 疲劳试验机上进行,单轴正弦曲线加载,应力比 $\eta = -1$, 频率 $f = 20$ Hz, 选取屈服强度 R_p 的 30% (330 MPa) 为恒定应力幅。

采用 HF、HNO₃ 和 H₂O 体积比为 1:2:7 的凯勒试剂腐蚀金相试样,并借助 4XC 金相显微镜和 FEI Quanta 250F 场发射环境扫描电镜 (SEM) 观察试样的微观组织和断口形貌,采用 Image-Pro-Plus 软件测量微观组织体积分数,采用 ImageJ[®] 软件对断口平面疲劳源所在缺陷位置进行测量。

3 实验结果

3.1 拉伸性能

对退火处理前后静态拉伸试样进行力学性能测试,应力-应变曲线如图 4 所示,具体测试结果如表 3 所示。为了对比与锻件力学性能的差异,表 3 同时给出了 960 °C 保温 1 h、形变程度为 40%、冷却速率为 4.3 °C/s 的锻造 Ti-6Al-4V 静态拉伸试样力学性能^[17]。

从图 4 中可以发现,SLM 成形后的静态拉伸试

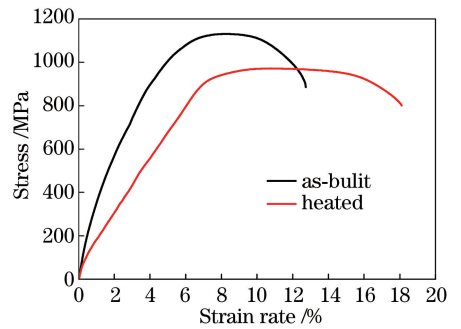


图 4 840 °C / 2 h / AC 热处理前后静态拉伸试样应力-应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curves of static tensile specimen before and after 840 °C / 2 h / AC heat treatment

样经过 840 °C / 2 h / AC, 退火处理后,相比于直接成形的静态拉伸试样 (即未经热处理的静态拉伸试样),强度有所下降,但延伸率显著提高。并参考表 3 中力学性能,其中, R_m 为拉伸强度、 $R_{p0.2}$ 为屈服强度、 A 为断后伸长率、 Z 为断口收缩率。可见退火后静态拉伸试样的综合力学性能与锻件相当。而对于 SLM 成形的静态拉伸试样,无论是拉伸极限强度还是屈服强度,均高于参考的 Ti-6Al-4V 锻件和退火后的静态拉伸试样;但是塑性低于后两者,整体呈现强度高而塑性低的特点。

表 3 不同热处理工艺下 SLM 成形 Ti-6Al-4V 钛合金试样的力学性能

Table 3 Mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy produced by SLM under different heat treatments

Heat treatment	R_m / MPa	$R_{p0.2} / MPa$	$A / \%$	$Z / \%$
SLM	1130.55	1079.44	12.73	22.49
840 °C / 2 h / AC	971.44	948.92	18.11	28.14
Reference	989.8	942.7	15.6	43.6

图 5 为退火处理前后 SLM 成形静态拉伸试样的断口形貌。直接成形的静态拉伸试样其断口上存在较多小平面和少量的韧窝,如图 5(a)所示,而退

火处理后的静态拉伸试样的拉伸断口布满韧窝,如图 5(b)所示,两者均有一些完全未熔融粉末的缺陷。

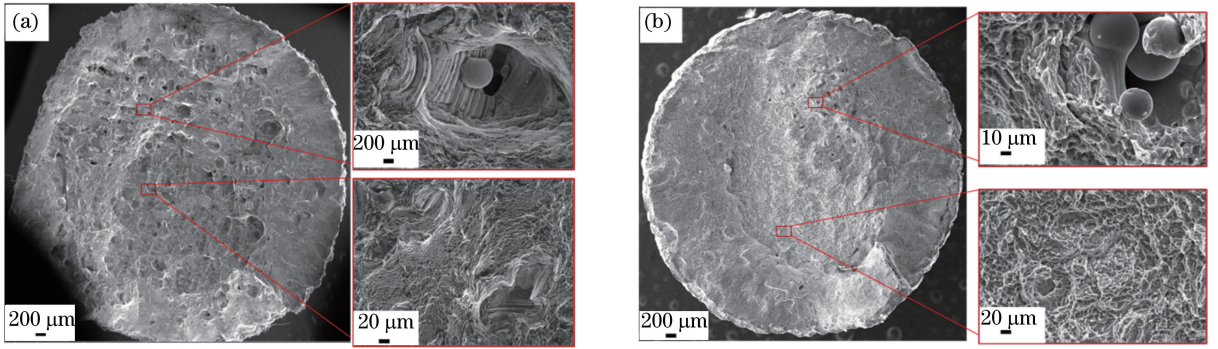


图 5 不同热处理方案下试样的断口形貌。(a)未热处理;(b) 840 °C/2 h/AC

Fig. 5 Fracture surface morphologies of samples after different heat treatments. (a) Untreated; (b) 840 °C/2 h/AC

3.2 硬 度

对直接抛光试样和热处理抛光试样硬度进行测量,以普通退火的热轧 Ti-6Al-4V 棒材(显微硬度 HV366)为参考^[18]。SLM 直接成形的 Ti-6Al-4V 钛合金试样具有最高的显微硬度 HV380,比普通退火热轧成形试样高 HV14。通过 840 °C 退火处理试样(840 °C/2 h/AC),维氏硬度为 HV355,相比于直接成形试样降低 HV25。

3.3 疲劳测试

在恒定应力幅下,对直接成形试样、抛光试样和热处理抛光试样进行疲劳测试,结果如图 6 所示。可见,直接成形试样具有最低的疲劳寿命,范围为 $2 \times 10^4 \sim 2.6 \times 10^4$ 周次,离散程度小;抛光试样疲劳寿命有所提高,寿命范围为 $2.7 \times 10^4 \sim 7.4 \times 10^4$ 周次,离散程度较大;热处理抛光试样疲劳寿命最高,范围为 $3.4 \times 10^4 \sim 1.4 \times 10^5$ 周次,离散程度最高。

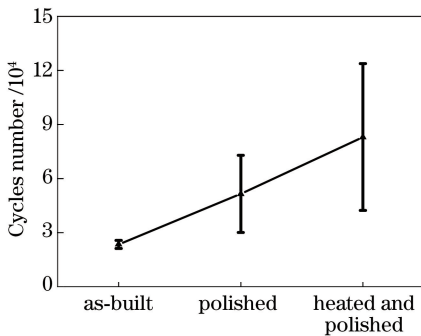


图 6 Ti-6Al-4V 钛合金经不同处理方式在 330 MPa 恒定应力下的疲劳寿命

Fig. 6 Fatigue life of Ti-6Al-4V alloy under different treatments at a constant stress of 330 MPa

整个疲劳周期按照时间先后可以分为三个阶段,疲劳源形核阶段(I)、疲劳裂纹稳定扩展阶段(II)和疲劳裂纹扩展阶段(III)。图 7 为三种不同处理方式下疲劳试样的微观断口形貌,可以看出,所有

试样疲劳源均形核于表面缺陷位置。直接成形疲劳试样,会在表面的不同平面黏粉严重位置处形核疲劳源。在裂纹扩展过程中,不同平面上的裂纹连接在一起,呈高低起伏的台阶状,导致疲劳断口较为粗糙,如图 7(a)所示。抛光试样和热处理抛光试样,表面黏粉现象消除,疲劳源数量明显下降,主要在表面缺陷处形核,疲劳断口也较为光滑,如图 7(b)和图 7(c)所示。

4 讨论与分析

4.1 静态力学分析

Ti-6Al-4V 钛合金属于($\alpha + \beta$)型合金,密排六方结构的 α 相和体心立方结构的 β 相构成 Ti-6Al-4V 钛合金的基本相,两相的比例、形状和尺寸直接决定着 Ti-6Al-4V 的力学性能^[19],制造工艺和后处理方式对其微观结构具有很大的影响^[20]。SLM 成形的 Ti-6Al-4V 试样在制造期间经历高温热循环,在非常短的时间内从熔点降到室温,其冷却速率高达 10^8 K/s^[21],使得 Ti-6Al-4V 微观组织经历从 α 相到 β 相、 β 相再到 α' 相的变化,因此成形试样的微观组织细密。图 8(a)为抛光试样的 Z 方向(成形方向)微观组织的光学显微(OM)照片和 SEM 照片。SLM 直接成形 Ti-6Al-4V 微观组织具有针状 α' 马氏体构成的各向异性结构,针状 α' 马氏体晶粒宽度约为 $(1.0 \pm 0.1) \mu\text{m}$;同时,存在少量的 β 相,经 Image-Pro Plus 测定,其体积分数约为 1.9%。图 8(b)为热处理抛光试样微观组织,经过 840 °C/2 h/AC 退火处理后,微观组织变化明显,针状 α' 马氏体粗化,转变为晶粒宽度更大的 α 相,晶粒宽度达到 $(2.3 \pm 0.1) \mu\text{m}$,同时 β 相的体积分数也有显著提高,经 Image-Pro Plus 测定其体积分数约为 20.1%。

图 9 为退火前后疲劳试样 X 射线衍射(XRD)

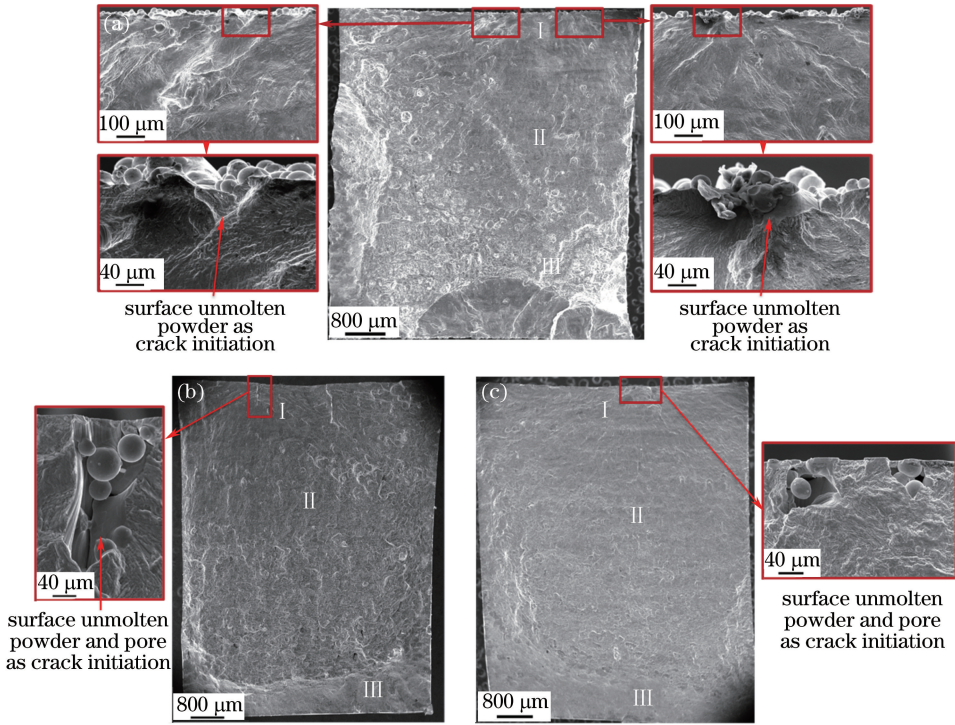


图 7 不同处理方案下疲劳试样的断口形貌。(a)未处理;(b)抛光处理;(c)热处理抛光
Fig. 7 Fracture surface morphologies of fatigue samples after different treatments.

(a) As-built; (b) polished; (c) heated and polished

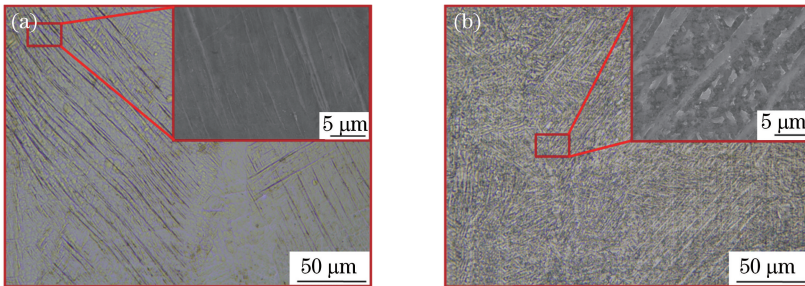


图 8 微观组织。(a)未处理试样 OM 照片和 SEM 照片;(b) 840 °C/2 h/AC 退火处理试样 OM 照片和 SEM 照片。
在(a)和(b)中,亮色部分为 α' 相,暗色部分为 β 相

Fig. 8 Microstructure. (a) OM photo and SEM photo of the untreated sample; (b) OM photo and SEM photo of Ti-6Al-4V after 840 °C/2 h/AC annealing treatment. In (a) and (b), the α' phase is light and the β phase is dark

图谱, 2θ 为测量角度。可以发现,经过退火处理,代表 β 相和 α 相的衍射峰峰值强度有了明显的上升。说明 α 、 β 两相比例的变化受温度的影响,经过 840 °C/2 h/AC 处理后, β 相含量有所上升, α 相晶粒发生粗化,与在 OM 和 SEM 下观察到的现象相同。

针状马氏体 α' 相具有较高的位错密度和孪晶,相界数量大大增加,使抛光试样硬度略微高于普通退火的热轧钛合金硬度^[12]。退火处理试样通过 840 °C 退火处理后,显微组织由硬度较高的针状马氏体 α' 相转变为硬度较低的 $(\alpha + \beta)$ 相,所以热处理

抛光试样硬度有所下降。同时,细针状 α' 马氏体相转变为粗化的 $(\alpha + \beta)$ 相,对其塑性损伤作用减弱,所以退火后静态拉伸试样塑性提高。又因为 Al 和 O 等强化元素富集于 α 相中^[12],所以退火处理后的静态拉伸试样拉伸强度和屈服强度均有所下降。

4.2 疲劳实验分析

4.2.1 疲劳失效分析

利用疲劳试样在循环载荷下刚度的变化,对疲劳周期各个阶段所停留的周次进行采集分析。刚度公式为

$$k = F / \delta, \quad (1)$$

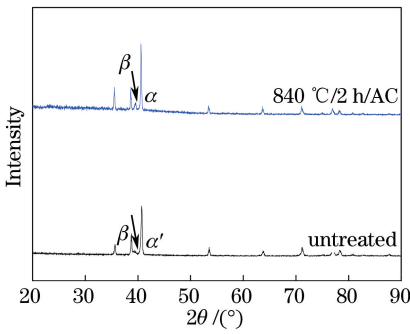


图 9 SLM 成形 Ti-6Al-4V 试样 XRD 图谱
Fig. 9 XRD patterns of Ti-6Al-4V samples fabricated by SLM

式中： k 为刚度； F 为施力； δ 为变形量。

首先，对疲劳实验过程中各个周次的形变位移进行采集计算，结合疲劳实验所用载荷，代入(1)式中，得到各个周次的刚度变化。当疲劳试样处于疲劳源形核阶段(I)时，疲劳裂纹开始形核，裂纹尺寸可以忽略不计，疲劳试样有效承载面积不变，形变基本保持稳定，刚性呈稳定态势。当疲劳试样进入疲劳裂纹稳定扩展阶段(II)和高速扩展阶段(III)时，随着疲劳裂纹的不断扩展，疲劳试样有效承载面积减小，形变增大，刚度逐渐下降，并随着疲劳裂纹扩展速率的提升，刚度下降速率增大。利用刚度与疲劳寿命的函数关系，模拟整个疲劳裂纹扩展周期，如图 10 所示。

从图 10 中可以发现，疲劳源形核在整个疲劳周期中占比很大，对于不同处理方式下的疲劳试样，疲劳性能差异主要体现在疲劳源的形核阶段。

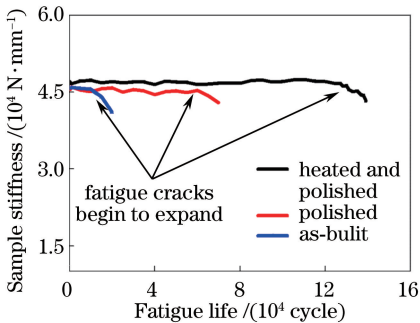


图 10 直接成形疲劳试样、抛光疲劳试样和热处理抛光疲劳试样的刚度与疲劳寿命的拟合曲线
Fig. 10 Stiffness as a function of cycle number of fatigue life for as-built sample, polished sample and polished sample after heat treatment

直接成形疲劳试样疲劳裂纹源形核周期最短，这是由于直接成形试样表面黏粉现象严重，具有较多的表面半熔状粉末，如图 11 所示。表面粘附的粉

末因为未能吸收充足的激光能量，不能完全熔化，没有与基体形成一个整体，形成一种特殊的表面缺陷。当某些位置出现大量的半熔粉末集聚时，这种特殊缺陷的尺寸增大，应力集中现象更加显著，很容易在这些位置产生疲劳裂纹，极大地降低了疲劳寿命。从直接成形试样断口可以发现，断口表面有多个初始疲劳裂纹，如图 12 所示，这些初始疲劳裂纹均由黏粉现象所引起。直接成形疲劳试样，具有相同的失效形式，但由于黏粉程度不同，疲劳寿命也会略微有所差异，总体寿命在 20000 至 26000 周次，分散性较小。当试样同时在两个表面产生多个初始疲劳裂纹时，疲劳寿命水平最低，如图 12(d) 所示；当试样在单个表面产生少量初始疲劳裂纹时，疲劳寿命水平最高，如图 12(e) 所示。

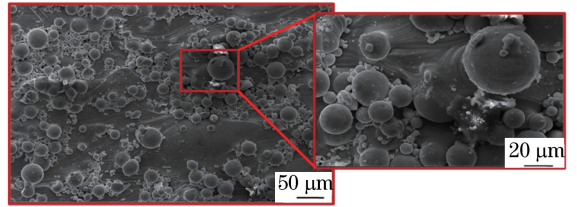


图 11 SLM 试样表面缺陷

Fig. 11 Surface defects of SLM specimen

热处理抛光试样疲劳源形核周期最长。因为试样经过退火处理后，微观组织由细针状 α' 马氏体转变为 $(\alpha+\beta)$ 相，晶粒尺寸粗化。材料微观组织与疲劳性能有紧密联系，当初始疲劳裂纹尖端塑性区尺寸超过微观组织晶粒尺寸时，疲劳裂纹扩展速度将会大幅度提升，也就是提升微观组织晶粒尺寸可以提升疲劳裂纹扩展阈值^[22]。所以，热处理抛光试样与抛光试样相比，疲劳裂纹扩展阈值有所提升，疲劳形核周期增加，整体寿命有所提升。

4.2.2 离散性分析

对疲劳源进行采集，发现疲劳源全部位于试样表面缺陷位置，为原始成形试样表面内 1 mm 左右的缺陷，经过抛光处理后位于试样表面，如图 13 所示，且引起疲劳失效的主要缺陷有熔道搭接不良和气孔两类缺陷。

分析发现，熔道不稳定是形成熔道搭接不良疲劳源的原因。图 14(a) 和图 14(b) 为采用与表 2 相同工艺参数的单熔道三维形貌，最小熔道宽度为 77~93 μm ，小于 105 μm 的理论熔道宽度，使试样熔道之间不能很好地搭接，形成尺寸较大且不规则的搭接不良缺陷，如图 14(c) 所示。图 13 中抛光试样 1, 2 和热处理抛光试样 1 的疲劳裂纹起始缺陷即

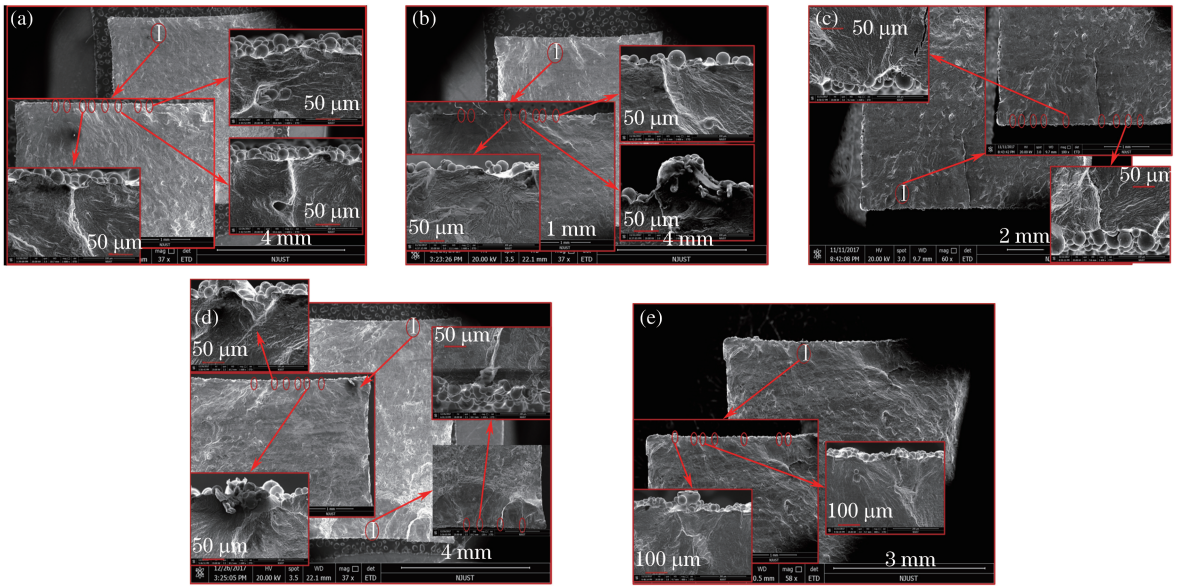


图 12 不同寿命的直接成形试样的疲劳断口形貌。(a)寿命周次为 23397;(b)寿命周次为 24118;
(c)寿命周次为 24039;(d)寿命周次为 19934;(e)寿命周次为 26018

Fig. 12 Fatigue fracture morphologies of directly formed fatigue specimens with different cycles of fatigue life. (a) Fatigue life is 23397 cycle; (b) fatigue life is 24118 cycle; (c) fatigue life is 24039 cycle; (d) fatigue life is 19934 cycle; (e) fatigue life is 26018 cycle

为熔道搭接不良缺陷。另外,由于粉末为多孔结构,内部必然存在惰性气体,在粉末形成熔体过程中,部分气体还来不及逸出就已经凝固于试样中,最终形成气孔。如图 13 中抛光试样 3,4,5 和热处理抛光试样 2,3,4,5 的疲劳裂纹起始缺陷即为气孔。

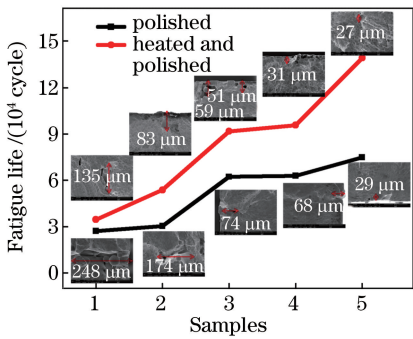


图 13 抛光试样和退火后机抛光试样表面初始疲劳裂纹缺陷与疲劳寿命对应关系

Fig. 13 Correspondence between initial fatigue cracking defect and fatigue life of polished sample and polished sample after heat treatment

抛光试样和热处理抛光试样的疲劳性能离散性较大,最小疲劳寿命为 27120 周次,最大疲劳寿命为 139367 周次,对应缺陷尺寸为 248 μm 和 27 μm,缺陷尺寸的大区间分布是引起疲劳寿命呈现很大离散性的主要原因,且同种处理工艺和缺陷类型下,疲劳寿命随着疲劳裂纹起始缺陷尺寸的增大逐渐降低,

如图 13 所示。熔道搭接不良尺寸总体大于气孔尺寸,所引起的疲劳裂纹起始缺陷对疲劳寿命的影响更大。相比于抛光试样,热处理抛光试样微观组织得到改善,疲劳寿命有所提升,但是经过抛光处理,位于表面的缺陷不同类型和尺寸的大区间分布导致离散程度进一步增大。

5 结 论

测试分析了不同条件下 SLM 成形 Ti-6Al-4V 试样的疲劳性能,与现有的其他研究相比,本研究聚焦于疲劳源形核部分。分析疲劳源发现,未经过任何处理直接成形的疲劳试样,表面黏粉现象严重,易出现应力集中现象,在表面形成多个初始疲劳裂纹源,加速疲劳源的形核,疲劳寿命极低。对疲劳试样进行抛光处理,表面黏粉现象消除,疲劳源数目减少,疲劳寿命提高;但是,将尺寸大区间分布的熔道搭接和气孔缺陷暴露在试样表面,不同类型、尺寸的缺陷所引起的应力集中程度不同,导致初始疲劳裂纹源形核周期有所差异,最终疲劳寿命呈现极大的离散性。疲劳试样先进行退火处理后再进行抛光处理,微观组织结构由细针状 α' 马氏体转变为(α+β)相,微观组织尺寸粗化,疲劳裂纹门槛值提高,疲劳源形核周期延长,疲劳寿命上升;但是,后续的抛光处理可使疲劳寿命呈现高度离散性。此外,同种处

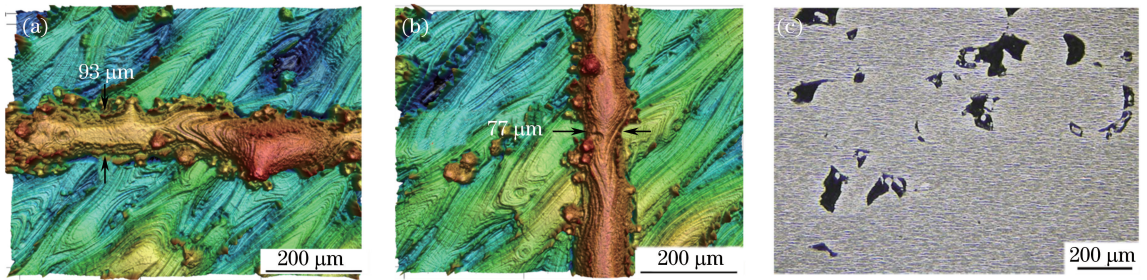


图 14 在 180 W 功率下的熔道三维形貌与 XOY 平面上的搭接不良缺陷。

(a) X 方向上的熔道;(b) Y 方向上的熔道;(c) XOY 平面上的搭接不良缺陷

Fig. 14 Three-dimensional morphologies of the scanning line at 180 W and poor overlap defects on the XOY plane.

(a) Scanning line in the X direction; (b) scanning line in the Y direction; (c) poor overlap defects on the XOY plane

理工艺和缺陷类型下,疲劳寿命随着疲劳裂纹起始缺陷尺寸的增大而降低。

本文中 Ti-6Al-4V 试样是在同种工艺下成形的,故不能对 SLM 成形试样中内部缺陷种类和尺寸进行采集。接下来会开展一系列变功率试样研究,对不同功率下成形 Ti-6Al-4V 试样缺陷进行采集,并进一步分析缺陷的种类和尺寸对疲劳性能的影响。

参 考 文 献

[1] Zhang S. Cracking behavior and formation mechanism of TC4 alloy formed by selective laser melting [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2013, 49(23): 21-27.

[2] Sun L P, Lin G Y, Liu J, *et al.* Effect of low temperature thermo-mechanical treatment on microstructures and mechanical properties of TC4 alloy [J]. Journal of Central South University of Technology, 2010, 17(3): 443-448.

[3] Ji S D, Wen Q, Ma L, *et al.* Microstructure along thickness direction of friction stir welded TC4 titanium alloy joint [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(11): 1391-1399.
姬书得, 温泉, 马琳, 等. TC4 钛合金搅拌摩擦焊厚度方向的显微组织 [J]. 金属学报, 2015, 51(11): 1391-1399.

[4] Chen X, Yao G, Huang R, *et al.* Laser welding of TC4 titanium with aluminum insert [J]. Chinese Journal of Lasers, 2013, 40(6): 0603006.
陈曦, 姚刚, 黄锐, 等. TC4 钛合金加入铝夹层的激光焊接 [J]. 中国激光, 2013, 40(6): 0603006.

[5] Xia C Q, Li J, Gu Y, *et al.* Interaction behavior between NiCrAlY coating and TC4 alloy substrate Interaction behavior between NiCrAlY coating and TC4 alloy substrate [J]. Journal of Central South University(Science and Technology), 2005, 36(4):

550-554.

夏长清, 李佳, 古一, 等. NiCrAlY 涂层/TC4 基体界面反应机理 [J]. 中南大学学报(自然科学版), 2005, 36(4): 550-554.

[6] Razavi S M J, Ferro P, Berto F, *et al.* Fatigue strength of blunt V-notched specimens produced by selective laser melting of Ti-6Al-4V [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2017, 97: 376-384.

[7] Günther J, Leuders S, Koppa P, *et al.* On the effect of internal channels and surface roughness on the high-cycle fatigue performance of Ti-6Al-4V processed by SLM [J]. Materials & Design, 2018, 143: 1-11.

[8] Gong H J, Rafi K, Gu H F, *et al.* Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting [J]. Materials & Design, 2015, 86: 545-554.

[9] Benedetti M, Cazzolli M, Fontanari V, *et al.* Fatigue limit of Ti6Al4V alloy produced by Selective Laser Sintering [J]. Procedia Structural Integrity, 2016(2): 3158-3167.

[10] Brandl E, Heckenberger U, Holzinger V, *et al.* Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior [J]. Materials & Design, 2012, 34: 159-169.

[11] Siddique S, Imran M, Walther F. Very high cycle fatigue and fatigue crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy [J]. International Journal of Fatigue, 2017, 94: 246-254.

[12] Kasperovich G, Hausmann J. Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 220: 202-214.

[13] Wycisk E, Solbach A, Siddique S, *et al.* Effects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties [J]. Physics Procedia, 2014, 56:

- 371-378.
- [14] Xu W, Sun S, Elambasseril J, *et al.* Ti-6Al-4V additively manufactured by selective laser melting with superior mechanical properties [J]. *Journal of Metals: The Minerals, Metals and Materials Society*, 2015, 67(3): 668-673.
- [15] Leuders S, Vollmer M, Brenne F, *et al.* Fatigue strength prediction for titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(9): 3816-3823.
- [16] Aboulkhair N T, Maskery I, Tuck C, *et al.* Improving the fatigue behaviour of a selectively laser melted aluminium alloy: Influence of heat treatment and surface quality [J]. *Materials & Design*, 2016, 104: 174-182.
- [17] Su Z W, Meng G W, Wang Y F. Effect of forging process parameters on tensile properties of TC4 titanium alloy forgings at room temperature [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 1987(4): 18-21.
苏祖武, 孟国文, 王艳丰. 锻造工艺参数对 TC4 钛合金锻件室温拉伸性能的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 1987(4): 18-21.
- [18] Qi G X, Li L A, Shi L K, *et al.* Study on annealing process of TC4 titanium alloy [J]. *Thermal Process Technology*, 2014, 43(20): 191-192, 197.
齐广霞, 李立安, 史丽坤, 等. TC4 钛合金退火工艺研究 [J]. *热加工工艺*, 2014, 43(20): 191-192, 197.
- [19] Huang Z Y, Guo Z J, Wen G P, *et al.* Mechanical properties of TC4 alloy annealed with different processes [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2015, 40(9): 175-179.
黄正阳, 郭子静, 文光平, 等. 不同工艺退火后 TC4 合金的力学性能 [J]. *金属热处理*, 2015, 40(9): 175-179.
- [20] Dong Z J, Hu M H, Luo Z Q. Microstructure and mechanical properties of laser welded Ti-22Al-27Nb/TC4 dissimilar alloys [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2015(3): 71-74, 81.
董志军, 胡明华, 罗志强. Ti-22Al-27Nb/TC4 异种合金激光焊接组织性能研究 [J]. *航空制造技术*, 2015(3): 71-74, 81.
- [21] Yang J J, Han J, Yu H C, *et al.* Role of molten pool mode on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy [J]. *Materials & Design*, 2016, 110: 558-570.
- [22] Zhong Q P, Zhao Z H. *Fractography* [M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 261-264.
钟群鹏, 赵子华. *断口学* [M]. 北京: 高等教育出版社, 2006: 261-264.