

# 激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金 组织与疲劳性能研究

钦兰云, 吴佳宝, 王伟, 王超, 李长富, 杨光\*

沈阳航空航天大学航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136

**摘要** 采用同轴送粉激光增材制造工艺制备了 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金,研究了沉积态及热处理态合金的组织,测试了热处理后合金的疲劳性能,分析了热处理前后合金组织的演化规律,讨论了显微组织、组织缺陷对疲劳性能的影响。研究结果表明:沉积态合金组织由向外延生长的粗大  $\beta$  柱状晶组成,晶内为细长的  $\alpha$  片层和晶间  $\beta$  相组成的网篮组织, $\alpha$  相的体积分数明显多于  $\beta$  相;在两相区固溶时效后,组织仍由粗大的柱状晶组成,晶内  $\alpha$  相粗化, $\beta$  相体积分数明显增加;与同工艺条件下制备的 Ti-6Al-4V 合金相比,热处理 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 合金的疲劳性能在高应力区高于 Ti-6Al-4V 合金,在低应力区低于 Ti-6Al-4V 合金;两合金在合金元素含量、相组成、组织尺寸等方面的差异是影响疲劳性能的主要因素;断口分析表明,疲劳源均形核于条状未熔合缺陷及气孔缺陷处,且缺陷直径越大,距离表面越近,应力集中现象越明显,疲劳寿命越低。

**关键词** 激光技术;激光增材制造;钛合金;显微组织;疲劳性能;断口形貌

中图分类号 TG146.2+3

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202047.1002008

## Microstructures and Fatigue Properties of Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V Titanium Alloy Fabricated Using Laser Deposition Manufacturing

Qin Lanyun, Wu Jiabao, Wang Wei, Wang Chao, Li Changfu, Yang Guang\*

Key Lab of National Defense for Aeronautical Digital Manufacturing, Shenyang Aerospace University,  
Shenyang, Liaoning 110136, China

**Abstract** Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V titanium alloy is prepared using a coaxial powder feeding laser deposition manufacturing process. The microstructures of the alloy in deposited and heat-treated state are studied, and the fatigue properties of the heat-treated alloy are evaluated after heat treatment. The evolution law of microstructure before and after heat treatment is analyzed, and the effects of microstructure and defects on fatigue properties are discussed. Results show that the microstructure of the deposited alloy is composed of thick primary  $\beta$ -columnar crystals, and the interior of the grain is composed of thin lamella  $\alpha$  and intergranular  $\beta$ -phases. The volume fraction of the  $\alpha$ -phase is significantly more than that of the  $\beta$ -phase. After solution and aging in the  $(\alpha+\beta)$  phase region, the microstructure is still composed of coarse primary columnar crystals, the intracrystalline  $\alpha$ -phase coarsens, and the  $\beta$ -phase volume fraction evidently increases. Compared with Ti-6Al-4V alloy samples prepared with the same process, the fatigue performance of the heat-treated experimental alloys is higher in the high-stress zone but lower in the low-stress zone. The difference in alloy element content, phase composition, and microstructure were the main factors affecting the fatigue performance of the deposited and heat-treated alloys. Fracture analysis shows that most of the nucleation sites of the fatigue source are located at the strip-shaped non-fusion defects and the porosity defects, and the larger the diameter of the defects, the closer to the surface, the more obvious the stress concentration, and the lower the fatigue life.

**Key words** laser technique; laser deposition manufacturing; titanium alloy; microstructure; fatigue properties; fracture morphology

收稿日期: 2020-05-06; 修回日期: 2020-05-28; 录用日期: 2020-06-03

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100504)、国家自然科学基金(51975387)、沈阳航空航天大学航空制造工艺数字化国防重点学科实验室开放基金(SHSYS2017003)

\* E-mail: yangguang@sau.edu.cn

## 1 引言

激光增材制造(LDM)是一种高效率、高精度、低成本的一体化成形制造技术,该技术利用激光熔化金属粉末,金属粉末凝固后实现逐层叠加,完成整个构件的制备<sup>[1-2]</sup>。采用同轴送粉作为粉末输送方式的激光增材制造技术,相对其他增材制造方法,在制造大型复杂结构件时具有较大优势<sup>[3-4]</sup>,尤其是应用在钛合金结构件增材制造方面获得了显著成果。

Ti-6Al-4V 钛合金具有密度小、比强度高、耐热耐蚀性好等优点,已被广泛应用于军工、石油化工、医学、汽车制造等领域<sup>[5]</sup>。该合金组织稳定,具有较好的综合性能,主要用来制造飞机结构和航空发动机叶片等<sup>[6]</sup>。但随着使用需求的日益严苛,该合金的性能开始显现出不足。Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金是在 Ti-6Al-4V 合金的基础上研制的一种新型  $\alpha+\beta$  双相钛合金,与 Ti-6Al-4V 合金相比,该合金的主要特征为:合金元素 Al、V 含量较低,间隙元素 C、O、N 的最高允许含量均较低。另外,该合金中添加了 Mo、Sn、Zr、Cr 等元素,可以提高其综合性能。目前,增材制造的 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的性能研究是一个全新的研究方向。

疲劳性能是工程结构件最为关注的性能之一,航空构件更是如此。因此,研究激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的疲劳性能具有重要意义。国内外学者对激光成形的多类型钛合金的疲劳性能进行了研究,如:贺瑞军等<sup>[7]</sup>对激光沉积制造 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 钛合金的高周疲劳特性进行了研究,结果表明, $\alpha/\beta$  片层能减小疲劳源区的滑移长度,有效提高疲劳裂纹的形核阻力;Sterling 等<sup>[8]</sup>以应变为变量对激光近净成形 TC4 钛合金的疲劳特性进行了研究,结果发现,气孔的尺寸、形状和位置等均影响其疲劳特性;Edwards 等<sup>[9]</sup>研究了选区激光烧结 TC4 钛合金的疲劳性能,结果发现,气孔的存在会导致疲劳寿命下降,残余应力会影响疲劳裂纹的扩展;Razavi 等<sup>[10]</sup>采用选择性激光熔化(SLM)技术制备了 TC4 钛合金,该合金试样的表面粗糙度均较高,导致裂纹源均位于试样表面。Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金中因增加了大量的  $\beta$  稳定元素,已显著区别于传统的 Ti-6Al-4V 钛合金。目前,对增材制造钛合金试件疲劳性能的研究

大多集中在 Ti-6Al-4V 钛合金上,而对 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金疲劳性能的研究还没有相关报道。

试件的力学性能在很大程度上取决于其组织。采用不同的热处理工艺对钛合金进行处理后,其显微组织一般会呈现不同的形貌<sup>[11]</sup>。为了优化钛合金的性能,人们对钛合金的热处理制度进行了研究,如:刘婉颖等<sup>[12]</sup>研究了热处理工艺对 TC4 合金性能的影响,结果表明,经 960 °C 固溶+500 °C 时效处理后,可得到均匀分布的片层状  $\beta$  相和小针状  $\alpha$  相组织,材料的综合性能得到提高;王文博等<sup>[13]</sup>发现,固溶和时效温度可以显著影响 3D 打印 TC4 钛合金晶内  $\alpha$  相的含量与尺寸,且在适宜的固溶时效条件下,合金拉伸性能可以达到锻件水平。王悔改等<sup>[14]</sup>将 TC4 钛合金进行多种方式的热处理后对其组织和性能进行了研究,对比后发现,固溶时效态钛合金中的针状马氏体  $\alpha''$  和亚稳态  $\beta$  相发生了分解,转变成稳定的弥散  $\alpha$  相和  $\beta$  相,使得合金的综合性能得到改善。

对于 Ti-6-22-22S (Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo-2Cr-Si)合金,人们同样对其热处理制度进行了研究。冯亮等<sup>[15]</sup>为了改善 Ti-6-22-22S 合金强度-塑性-韧性的匹配,研究了热处理对大规格棒材组织和性能的影响,结果发现:合适的固溶时效处理能使合金得到较高的综合性能;经 932 °C/0.5 h, AC(空冷)+538 °C/8 h, AC 和 932 °C/1 h, AC+538 °C/8 h, AC 处理后,合金的显微组织均为集束状网篮组织。这种组织对于获得较好的强度、韧性匹配是有益的。魏幸等<sup>[16]</sup>对 Ti-62222s 合金的热处理工艺进行研究后指出, $\beta$  区锻造+两相区热处理+时效以及  $\alpha+\beta$  两相区常规锻造+三重热处理这两种热处理方式可使合金具有最好的力学性能匹配。由此可见,固溶时效热处理制度对钛合金综合性能的改善具有重要意义,而热处理条件下激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的组织演化对疲劳性能影响的研究尚属空白,迫切需要开展相关研究。

本研究团队采用激光增材制造技术制备了新型 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金试样,研究了其沉积态与固溶时效热处理态的显微组织,分析了高周疲劳性能与组织变化之间的内在联系,为进一步探索激光增材制造新型钛合金组织及力学性能的优化提供理论与数据支持。

## 2 试验材料及方法

激光增材制造钛合金试样采用 LDM 800 激光增材制造系统(图 1)制备,该系统配备有 IPG 半导体激光器(最大输出功率为 5 kW,波长为 1060 nm)。采用四路同轴送粉方式进行试样的制备,设备的最大成形尺寸为 800 mm×600 mm×400 mm,分层厚度为 0.1~1.5 mm,成形腔室内氧的体积分数 $<3\times 10^{-5}$ 。该系统配备有三料仓高精度送粉器,实验中选用的保护气体及送粉载气均为氩气。

基材采用锻造 Ti-6Al-4V 钛合金厚板。试验前将基材待加工表面打磨光洁平整,并用丙酮及酒精



图 1 激光增材制造系统

Fig. 1 Laser deposition manufacturing system

棉进行擦洗,保证待加工表面的清洁。本文所用粉末为气体雾化法制备的 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金粉末,其粒度范围 80~100 nm,粉末的实际化学成分如表 1 所示。

表 1 钛合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of titanium alloys powders

Alloy	Mass fraction / %										
	Al	Mo	Sn	Zr	Cr	V	C	H	O	N	Ti
Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V	5.93	2.04	1.97	2.03	2.00	1.99	0.01	0.001	0.04	0.01	Bal.
Ti-6Al-4V	6.29					4.02	0.062	0.012	0.15	0.015	Bal.

为保证激光增材制造的质量,试验前对钛合金粉末进行 120 °C/4 h 的真空烘干处理。制备的试样尺寸为 200 mm×80 mm×20 mm,如图 2(a)所示。采用的工艺参数如下:激光功率为 2400 W,扫描速度为 10 mm/s,扫描间距为 2.3 mm。采用固溶时效热处理制度对增材制造试样进行处理,固溶时效工艺具体为 920 °C/ 2 h, AC+540 °C/4 h, AC。

热处理后沿沉积方向取光滑棒状疲劳试样(应力集中系数  $K_t=1$ ),取样方式如图 2(a)所示,试样轴线平行于沉积方向,试样的形状与尺寸如图 2(b)所示。对制取的 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合

金光滑试样进行室温条件下的高周疲劳(HCF)测试,所用测试设备为 QBG-50 高频疲劳试验机。疲劳试验加载频率为  $f=120$  Hz,加载波形为正弦波,应力比  $R=0.06$ 。在疲劳样品断口靠近疲劳源的断裂表面截取用于微观组织观察的试样。试样经镶嵌、预磨和抛光后,采用 Kroll 腐蚀剂(HF、HNO<sub>3</sub>、H<sub>2</sub>O 的体积比为 1:6:7)进行腐蚀;然后采用 GX51 OLYMPUS 光学显微镜(OM)观察显微组织;采用 ZEISS SIGMA 扫描电子显微镜(SEM)分析疲劳断口的形貌特征;采用粒度分析软件 Nano Measure 测量  $\alpha$  相的尺寸;采用 Image-ProPlus 软件测量  $\beta$  相的体积分数。

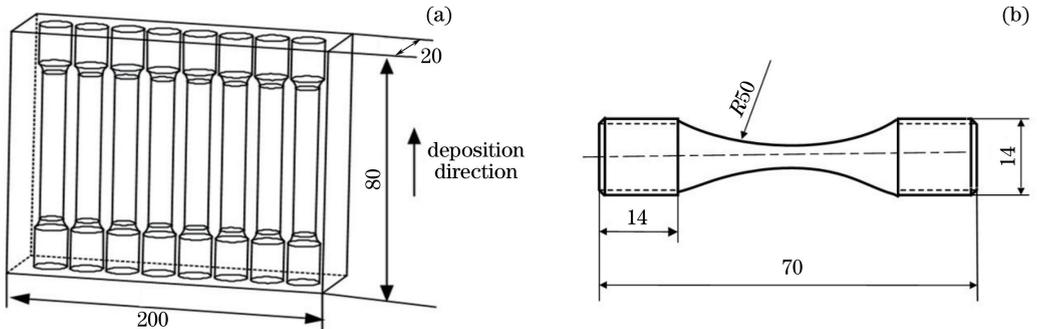


图 2 激光增材制造试样及疲劳试样。(a)沉积态试样的尺寸及疲劳样品取样位置;(b)疲劳试样的形状与尺寸

Fig. 2 Laser deposition manufactured sample and fatigue samples. (a) Size of deposited sample and sampling direction of fatigue samples; (b) shape and size of fatigue samples

### 3 结果与讨论

#### 3.1 沉积态组织与形貌特征

激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的沉积态组织如图 3 所示。图 3(a)为沉积态 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的宏观组织,可以看出:观察平面平行于样品沉积方向,相邻沉积层呈冶金结合状态,具有明显的熔覆道搭接界面;组织由贯穿多个沉积层且外延连续生长的粗大  $\beta$  柱状晶组成,相邻柱状晶呈明暗交替的现象(这是组织内晶粒取向不同导致的);柱状晶基本沿沉积方向生长,稍向光束扫描方向倾斜。在激光增材制造过程中,熔池处的温度最高,热量主要通过熔池底部向基体扩散,温度梯度基本垂直于激光扫描方向,凝固从基材一端开始。根据晶体生长理论,晶粒的生长方向主要沿最大温度梯度方向择优选择<sup>[17-18]</sup>,且钛合金中  $\beta$  相的自扩散系数较大,较小的能量就能促进晶粒的生长,因而柱状晶逆着热流略向光束扫描方向倾斜生长。由于激光增材制造采取的逐层沉积,层间呈冶金结合,因此柱状晶沿着沉积方向的生长是连续的。

图 3(b)、(c)为不同放大倍数下沉积态 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的微观组织,其中图 3

(b)中的白色虚线是柱状晶晶界。柱状晶内部分布着极细的网篮组织,网篮组织由大量细长条状  $\alpha$  相及少量晶间  $\beta$  相交错排列,组织内的  $\alpha$  相明显多于  $\beta$  相。沉积态试样的晶界完整,且晶界周围有大量  $\alpha$  片层, $\alpha$  片层沿晶界生长成集束状,如图 3(c)所示,集束宽度为  $7.89\sim 36.98\ \mu\text{m}$ 。 $\alpha$  相的平均长度为  $30.86\ \mu\text{m}$ , $\alpha$  片层厚度为  $2.0\ \mu\text{m}$ ,长宽比约为 15.43。经 Image-ProPlus 测定后可知,组织中  $\beta$  相的体积分数约为 25.9%。

图 3(d)为激光增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金的沉积态显微组织,晶界处清晰可见  $\alpha$  集束,其宽度为  $4.45\sim 20.7\ \mu\text{m}$ , $\alpha$  相的平均长度为  $14.3\ \mu\text{m}$ , $\alpha$  片层厚度约为  $2.2\ \mu\text{m}$ ,长宽比为 6.5, $\beta$  相的体积分数约为 29.7%。

两种激光增材制造钛合金的沉积态显微组织均为不同取向的  $\alpha$  相相互交叉编织而成的密集分布的网篮组织。在试样逐层沉积过程中,当激光束熔化钛合金粉末时,对于前部分组织来说相当于再加热甚至重熔过程,因此试样每处组织均经受多次急速加热及冷却,这样复杂的热循环过程使得组织内的  $\beta$  相向  $\alpha$  相快速转化,同时使大量的初生  $\alpha$  相继续迅速生长成细长的板条状。因此,试样的组织细密,且  $\alpha$  相的体积分数明显大于  $\beta$  相<sup>[19-20]</sup>。

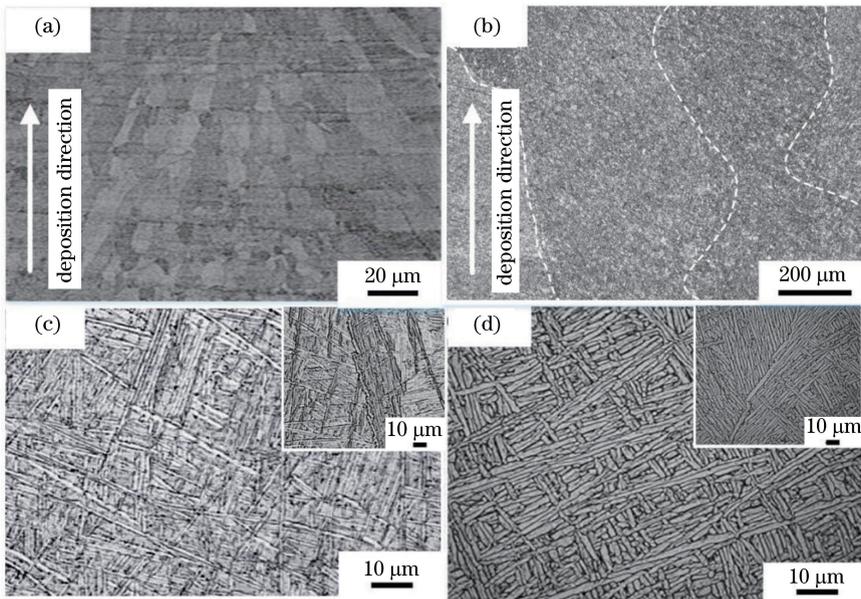


图 3 沉积态钛合金的组织。(a) Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的宏观组织; (b)(c) Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的微观组织;(d) Ti-6Al-4V 钛合金的微观组织

Fig. 3 Deposited microstructures of titanium alloy. (a) Macrostructure of Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V; (b)(c) microstructures of Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V; (d) microstructure of Ti-6Al-4V

#### 3.2 固溶时效后的组织与形貌特征

图 4 为 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金试

样热处理后的组织形貌。经固溶时效处理后,试样组织在较小放大倍数下无明显变化,如图 4(a)所

示,仍为明暗间隔分布的粗大的 $\beta$ 柱状晶。在较高倍数下,晶内显微组织明显区别于沉积态组织:组织由不同取向且相互交叉的针片状 $\alpha$ 相和晶间 $\beta$ 相组成,初生 $\alpha$ 相明显粗化,如图4(b)所示, $\alpha$ 片层的平

均长度为 $16.06\ \mu\text{m}$ ,厚度约为 $2.8\ \mu\text{m}$ ,长宽比减小为 $5.7$ ; $\beta$ 晶界处仍可见由 $\alpha$ 片层依次平行排列的 $\alpha$ 集束,如图4(c)所示,集束变得不连续,宽度减小为 $4.79\sim 22.43\ \mu\text{m}$ 。

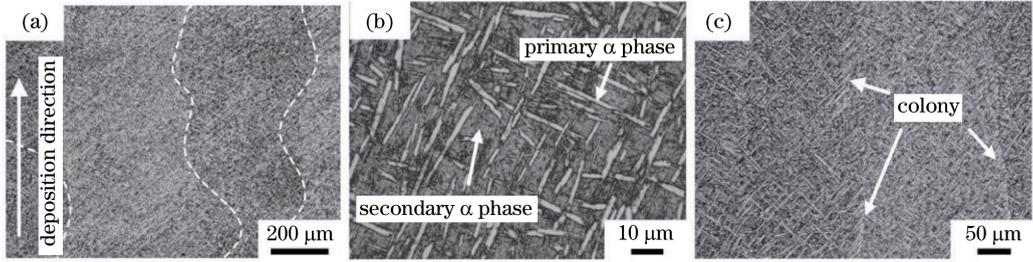


图4 固溶时效处理后钛合金的显微组织。(a)柱状晶组织;(b)初生 $\alpha$ 相与次生 $\alpha$ 相;(c)晶界处的 $\alpha$ 集束  
Fig. 4 Microstructures of titanium alloy after solution and aging. (a) Columnar structure;  
(b) primary  $\alpha$ -phase and secondary  $\alpha$ -phase; (c) colony of  $\alpha$  lath at columnar crystal boundary

在热处理后的组织中, $\beta$ 相的体积分数显著提高,经Image-ProPlus测定后可知其体积分数约为 $68.7\%$ 。这是由于对试样在 $920\ ^\circ\text{C}$ 进行固溶热处理时,固溶温度在 $\beta$ 相变点以下(金相法测得Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V钛合金的 $\beta$ 相转变温度约为 $(930\pm 5)\ ^\circ\text{C}$ ),因此初生 $\alpha$ 相未完全转变成 $\beta$ 相,导致残余 $\alpha$ 相保留下来,并在高温固溶扩散过程中粗化。在随后的空冷过程,次生 $\alpha$ 相在 $\beta$ 相基体上呈针片状析出,形成 $\alpha+\beta$ 两相组织。由于空冷过程中的温度梯度大,且冷却速度快,初生 $\alpha$ 相来不及长大,次生 $\alpha$ 相在 $\beta$ 相中生成,部分亚稳态 $\beta$ 相被保留到室温状态。为了均匀化组织,消除固溶冷却形成的应力,本研究团队对试样进行了时效处理。在时效处理过程中,次生 $\alpha$ 相继续沿着残余 $\beta$ 相析出并长大,形成弥散的 $\alpha+\beta$ 相。

钛合金的力学性能取决于显微组织,合适的热处理工艺能够调整激光增材制造钛合金中柱状晶的内部组织(进而控制 $\alpha\rightarrow\beta$ 相的转变),调整相的形状、大小和含量,从而可以改善显微组织并优化力学性能<sup>[21]</sup>。本文正是通过热处理来调整激光增材制造Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V合金组织的,以期获得优异的综合性能。

### 3.3 高周疲劳性能

图5中的实线为激光增材制造Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V钛合金在应力比 $R=0.06$ 条件下的应力-寿命曲线,即S-N曲线,用以表征试样的高周疲劳(HCF)性能。图中的 $\sigma_{\text{max}}$ 为最大加载应力, $N$ 为疲劳寿命。疲劳试验的加载频率为 $120\ \text{Hz}$ ,加载波形为正弦波,每级数据满足 $95\%$ 以上置信度要求。

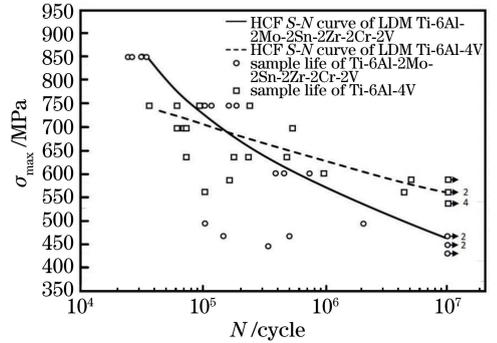


图5 激光增材制造钛合金的应力-寿命曲线( $R=0.06$ )  
Fig. 5 Maximum stress as a function of number of cycles to failure (S-N curve) of laser deposition manufactured titanium alloys ( $R=0.06$ )

试验主要有两个部分:1)采用成组法测定高应力下的疲劳断裂周次,分别测定 $600, 750, 850\ \text{MPa}$ 下共 $12$ 根试样的疲劳周次;2)采用升降法测定试样的疲劳极限,各级之间的最大应力相差 $20\ \text{MPa}$ ,应力水平分别为 $430, 450, 470, 490\ \text{MPa}$ 。由于测试结果的分散性较大,因而采用统计分析法对原始数据进行可靠性分析,试样拟合方程为 $\lg N = 26.883 - 7.768 \times \lg(\sigma_{\text{max}} - 98.735)$ ,图中每个数据点代表一个样品测试值,箭头处的数据点表示在循环达 $1 \times 10^7$ 周次时试样仍未发生断裂。通过数据分析与统计,计算试样的中值疲劳寿命 $N_{50}$ ,计算结果如下:应力为 $600\ \text{MPa}$ 时,试样的中值疲劳寿命为 $28.014 \times 10^3$ 周次;应力为 $750\ \text{MPa}$ 时,试样的中值疲劳寿命为 $159.403 \times 10^3$ 周次;应力为 $850\ \text{MPa}$ 时,试样的中值疲劳寿命为 $636.131 \times 10^3$ 周次。

目前尚未查到关于Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V钛合金疲劳性能的相关报道,故本文将其与相似合金(即激光增材制造Ti-6Al-4V钛合金)进行疲劳

寿命<sup>[22]</sup>的对比,对比结果如图5所示。可见:在较低的疲劳循环寿命下,本文试样的疲劳强度大于激光增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金的疲劳强度;随着疲劳循环寿命增大,两者之间的差距逐渐减小;当高于某一临界疲劳循环寿命时,激光增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金的疲劳强度反而大于激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的疲劳强度。

另外,由图5可以看出,激光增材制造 Ti-6Al-4V 钛合金的疲劳极限为 565 MPa,激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的疲劳极限为 464 MPa (与 Ti-6Al-4V 钛合金相比降低了 17.9%)。

固溶时效态 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的组织比较粗大, $\alpha$ 片层厚度约为 2.8  $\mu\text{m}$ ,长宽比为 5.7;而沉积态 Ti-6Al-4V 钛合金组织的 $\alpha$ 片层相对更为细小,片层宽度为 2.2  $\mu\text{m}$ ,长宽比约为 6.5。由于疲劳行为对显微组织有着很高的敏感性,因此 Ti-6Al-4V 钛合金的疲劳极限更高。此外,两种钛合金存在着不同的原始 $\beta$ 晶界形貌,Ti-6Al-4V 钛合金的晶界清晰,当试样承受载荷时,晶界两侧的晶粒取向不同,滑移要从一个晶粒直接延续到下一个晶粒是很困难的,即室温下晶界对滑移有阻碍作用;而 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金试样经过固溶时效热处理后晶界 $\alpha$ 相变得不连续,有些部位甚至消失,因此晶界阻碍变形的作用减弱,从而导致疲劳强度降低。另外,热处理态 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金组织中 $\beta$ 相的体积分数约为 68.7%,远高于沉积态 Ti-6Al-4V 钛合金中 $\beta$ 相的体积分数(29.7%)。 $\beta$ 相属于体心立方晶体结构,对称性高且位错易滑动,相对于 $\alpha$ 相强度和疲劳性能较低。当合金中 $\beta$ 相的含量较高时,会导致疲劳性能降低。

Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金中添加了一定比例的 Mo 元素和 Cr 元素,二者均为 $\beta$ 相稳定元素,能够有效促进 $\beta$ 相比例的增大,进而降低低应力区的疲劳寿命。

以上是造成 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金疲劳极限低于 Ti-6Al-4V 钛合金的原因。值得注意的是,在高应力区,Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的疲劳寿命要高于 Ti-6Al-4V 钛合金。本文只采用了一种热处理方式对 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金进行处理,该热处理也许不是该合金获得更高疲劳性能的最佳热处理方式,加之该合金中加入了较多的合金元素进行强化,故其一定具备

提升疲劳性能的潜力,需要进行更深入的研究,才能发掘该钛合金的最大潜能。

### 3.4 高周疲劳断口分析

图6为试样经过循环载荷作用后产生的疲劳断口的整体形貌,疲劳断口由疲劳裂纹源区、疲劳裂纹扩展区、疲劳瞬断区组成。可以看出,疲劳断口整体不平整,有两个差异明显的区域——较光滑明亮的裂纹扩展区和粗糙暗沉的断裂区,两区分界处呈起伏的台阶状。

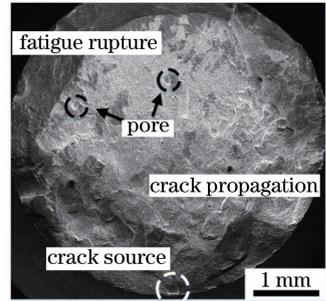


图6 疲劳断口的表面形貌

Fig. 6 Surface morphology of fatigue fracture

图7为裂纹源区的微观形貌( $N_f$ 为试样断裂时的疲劳寿命)。经统计,在22个有效疲劳试样中,有20个试样的疲劳源都形核于缺陷位置。这说明试样的疲劳源几乎都形核于缺陷位置。缺陷的类型主要包括不规则的曲线条状缺陷和气孔缺陷。

激光增材制造过程中,极快速的加热和冷却使部分钛合金粉末吸收的激光能量不足,呈未熔状或半熔状,从而使得相邻沉积层或沉积道之间搭接不良,造成组织内部夹渣、分层、开裂等曲线条状缺陷<sup>[23]</sup>。当该类缺陷位于疲劳试样表面或次表面时,应力集中现象更加显著,很容易在这些位置产疲劳裂纹,极大地降低试样的疲劳寿命。气孔类缺陷多为球状,其直径为 30~150  $\mu\text{m}$ ,大于 $\alpha$ 片层组织的尺寸。试样内部存在气孔是激光增材制造过程中部分保护气体和送粉载气(氩气)在钛合金熔体快速凝固时来不及逸出而形成的。另外,激光能量过大而产生的金属蒸气也会导致气孔产生。疲劳性能对组织特征十分敏感<sup>[24]</sup>,缺陷的存在使得试样内部的几何条件不连续,缺陷周围局部出现应力集中现象,塑性变形增大,滑移带、位错大量增多,导致 $\alpha/\beta$ 相撕裂,萌生疲劳裂纹。当疲劳裂纹扩展至内部气孔位置时,扩展路径就会改变,裂纹绕过气孔继续扩展,如图7(c)所示。

图8分别是 490 MPa 和 600 MPa 应力水平下由气孔萌生的裂纹源。在 490 MPa 应力水平下,试

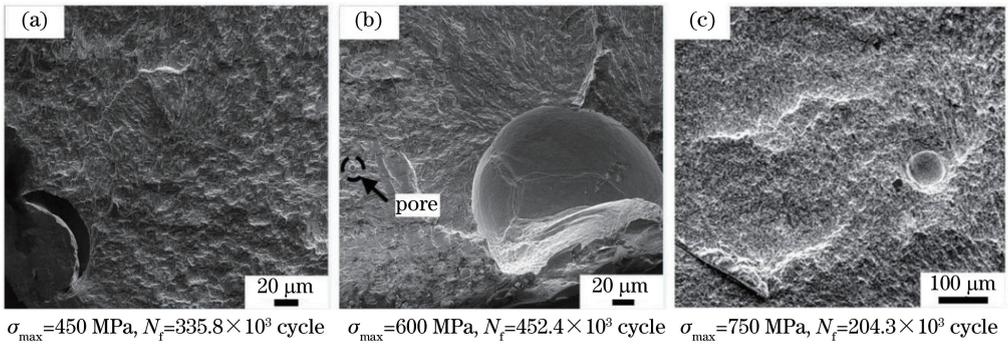


图 7 疲劳源区的微观形貌。(a)条状裂纹源;(b)气孔裂纹源;(c)内部气孔  
Fig. 7 Microcosmic morphology of fatigue source zone. (a) Strip crack source;  
(b) pore crack source; (c) deep-seated pore

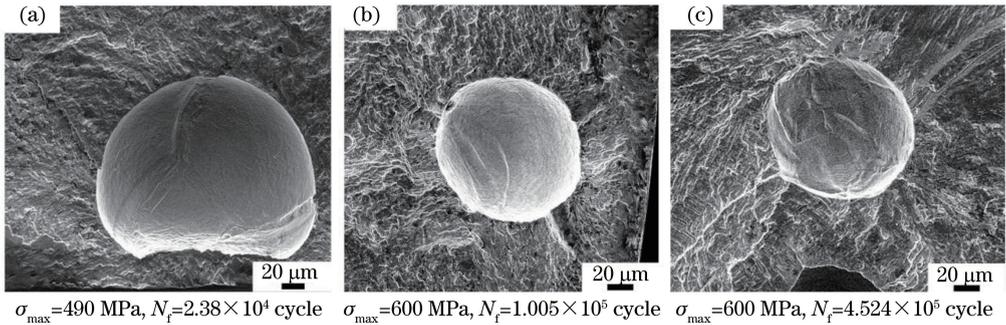


图 8 不同应力水平下不同位置处的疲劳源形貌。(a)试样 A,表面气孔;(b)试样 B,表面气孔;(c)试样 C,内部气孔  
Fig. 8 Fatigue source under different stress levels and locations. (a) Sample A, surface pore;  
(b) sample B, surface pore; (c) sample C, deep-seated pore

样 A 近表面疲劳源区有一个约 150  $\mu\text{m}$  的气孔,如图 8(a)所示;在 600 MPa 应力水平下,试样 B 近表面疲劳源区有一个约 90  $\mu\text{m}$  的气孔,如图 8(b)所示;在 600 MPa 应力水平下,试样 C 内部疲劳源区有一个约 90  $\mu\text{m}$  的气孔,如图 8(c)所示。试样 A 的疲劳寿命( $2.38 \times 10^4$  周次)远低于试样 B 的疲劳寿命( $1.005 \times 10^5$  周次),而试样 B 的疲劳寿命又远低于试样 C 的疲劳寿命( $4.524 \times 10^5$  周次)。这说明气孔的大小和位置对激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金疲劳裂纹的萌生速率具有影响,气孔直径越大,距离表面越近,造成的应力集中越明显。现有研究<sup>[25]</sup>也表明,夹杂物尺寸与材料疲劳寿命之间具有密切联系。

激光增材制造技术作为一项新型的制造技术,如果能够很好地改善裂纹、气孔、球化等工艺缺陷,提高成形件的最终质量,将会表现出强大的制造优势,使未来钛合金激光增材制造技术能够更安全可靠地运用在飞机部件的制造上。

图 9 是疲劳裂纹扩展区的形貌。可以看到:在裂纹稳定扩展阶段,断口上存在大量的解理台阶。该试样主要以解理断裂为主,表明试样在此阶段属

于脆性断裂。这是由于固溶时效热处理使片层显微组织细小,且取向各异,导致裂纹扩展受阻,出现分叉、转折或停顿,形成了许多解理面。解理面上可见疲劳条带和二次裂纹,疲劳条带呈波浪形垂直于裂纹扩展方向,疲劳载荷每循环一周产生一个疲劳条带,条带间相互平行并具有一定间距。

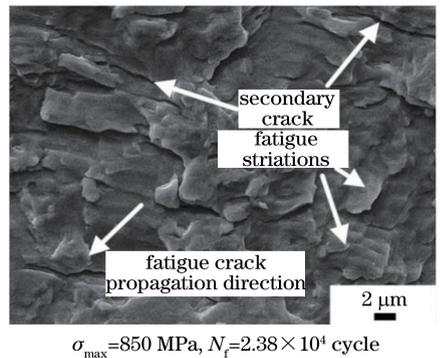


图 9 裂纹扩展区的微观形貌

Fig. 9 Microscopic morphology of crack propagation zone

在图 10 所示的裂纹扩展区内主要存在两种类型的二次裂纹。其中的一种平行于疲劳条带分布,这是在裂纹垂直片层扩展形成疲劳条带过程中,片层界面受到剪应力而形成的,如图 10(a)所示。激

光增材制造钛合金的片层组织极为细小,因此这类二次裂纹的扩展范围和深度通常都较小。另一种二次裂纹如图 10(b)所示,是主裂纹扩展至晶界处受到较大阻力后分支扩展产生的。这类二次裂纹的相

对扩展路径较长且较深。虽然这两类二次裂纹形成的方式不同,但它们都能通过消耗大量裂纹扩展能量,降低裂纹的扩展速率,在一定程度上提高疲劳寿命。

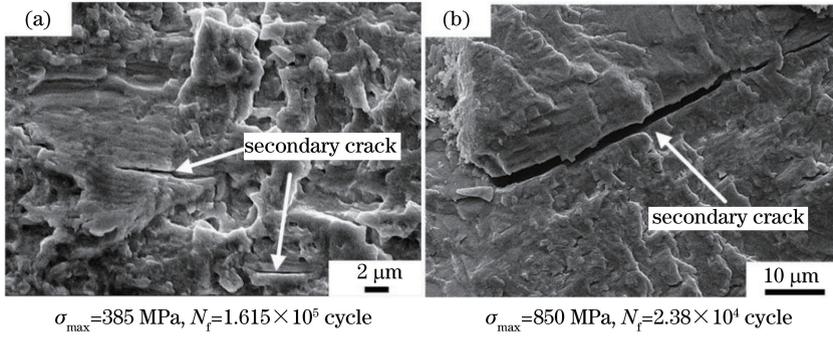


图 10 疲劳主裂纹扩展过程中出现的二次裂纹。(a)二次裂纹平行于主裂纹;(b)二次裂纹垂直于主裂纹  
Fig. 10 Secondary cracks appearing in main fatigue cracks growth. (a) Secondary crack parallel to main cracks;  
(b) secondary crack perpendicular to main cracks

当试样剩余连接部分不足以抵抗外加往复载荷时,疲劳裂纹失稳扩展,试样最终发生瞬断。图 11 为疲劳瞬断区的微观形貌,在两种应力水平下的疲劳瞬断区中均可观察到密集的微孔聚集型韧窝以及由塑性变形形成的撕裂棱。片层组织内大量的位错使裂纹扩展受阻,晶界处发生较大的塑性变形并以撕裂的方式连接起来,形成撕裂棱和韧窝。试样的断裂方式为典型的韧性断裂。同时

可以看出:应力较低、循环周次较多的试样的瞬断区上韧窝小而浅,而应力较高、循环周次较少的试样的瞬断区韧窝大而深。这是因为应力低且寿命长时,试样裂纹扩展面积较大,而瞬断区剩余面积较小,在韧窝变形还不充分时就发生了断裂;相反,应力高寿命短的试样的瞬断区较大,韧窝充分变形至不足以抵抗应力作用时才发生断裂,表现出了更好的塑性。

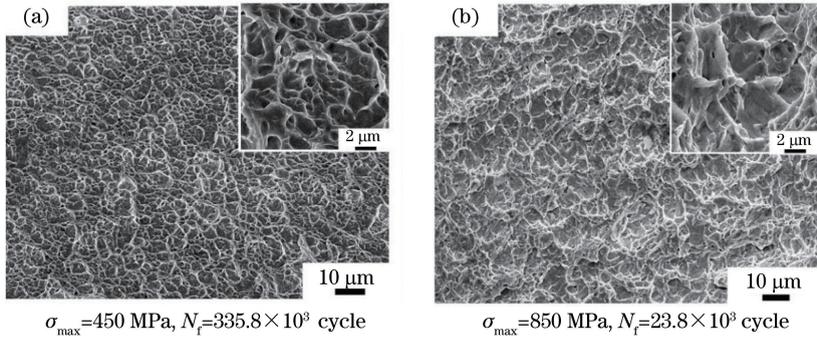


图 11 瞬断区的微观形貌  
Fig. 11 Microscopic morphology of transient zone

## 4 结 论

激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金的沉积态组织由具有近似平行于沉积方向生长的粗大  $\beta$  柱状晶组成,晶内为细小的网篮组织(由大量细长的  $\alpha$  片层和少量  $\beta$  相组成);固溶时效热处理后,晶内  $\alpha$  相粗化, $\beta$  相体积分数明显提高。

激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金适合在高应力低循环周次下工作,疲劳极限值达 464 MPa( $R=0.06$ )。疲劳源几乎均形核于缺陷

位置,缺陷分为不规则的曲线条状缺陷或气孔缺陷。气孔的大小和位置对裂纹萌生速率有影响,气孔越大,距离表面越近,造成的应力集中越明显,疲劳裂纹萌生的速度越快。

疲劳裂纹在扩展过程中分别在片层界面或晶界处形成两种类型的二次裂纹,这两种二次裂纹都有助于消耗裂纹的扩展能量,提高疲劳寿命。

## 参 考 文 献

[1] He R J, Wang H M. Deformation behavior in high-

- frequency fatigue failure of laser melting deposited Ti-6Al-2Zr-Mo-V alloys [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2010, 39(2): 288-291.
- 贺瑞军, 王华明. 激光熔化沉积 Ti-6Al-2Zr-Mo-V 合金高周疲劳变形行为 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2010, 39(2): 288-291.
- [2] Yang G, Ma Y, Wang C, et al. Effects of additive repair on microstructure and mechanical properties of laser additive manufactured TC4 titanium [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(12): 1202002.
- 杨光, 马玥, 王超, 等. 增材修复对激光沉积制造 TC4 组织与力学性能的影响 [J]. *中国激光*, 2018, 45(12): 1202002.
- [3] Zhang M. Research on laser additive manufacturing characteristics of titanium alloy with powder and wire [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013: 15-18.
- 章敏. 送粉式和送丝式的钛合金激光增材制造特性研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013: 15-18.
- [4] Feng X T, Gu H, Zhou S F, et al. Microstructure and electrochemical corrosion behavior of TC4 titanium alloy cladding layer prepared with powder feeding laser additive manufacturing [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(3): 0302003.
- 冯晓甜, 顾宏, 周圣丰, 等. 送粉式激光增材制造 TC4 钛合金熔覆层组织及电化学腐蚀行为的研究 [J]. *中国激光*, 2019, 46(3): 0302003.
- [5] He Y, Qu X H, Wang Y, et al. The development and application of overview of titanium alloy [J]. *Equipment Manufacturing Technology*, 2014 (10): 160-161.
- 何阳, 屈孝和, 王越, 等. 钛合金的发展及应用综述 [J]. *装备制造技术*, 2014(10): 160-161.
- [6] 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.
- [7] He R J, Wang H M. Microstructure features of laser deposited Ti-6Al-2Zr-Mo-V alloy [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2009, 29(6): 18-22.
- 贺瑞军, 王华明. 激光熔化沉积 Ti-6Al-2Zr-Mo-V 钛合金组织特征研究 [J]. *航空材料学报*, 2009, 29(6): 18-22.
- [8] Sterling A J, Torries B, Shamsaei N, et al. Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited Ti-6Al-4V [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 655: 100-112.
- [9] Edwards P, Ramulu M. Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 598: 327-337.
- [10] 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*, 2018, 97: 376-384.
- [11] Li C S. Loss of materials in space environment [J]. *Materials Science and Engineering*, 1991, 9(1): 1-7.
- 李承受. 空间环境条件下材料的失效 [J]. *材料科学与工程*, 1991, 9(1): 1-7.
- [12] Liu W Y, Zhu Y K, Lin Y H, et al. Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy [J]. *Materials Review*, 2013, 27(18): 108-111.
- 刘婉颖, 朱毅科, 林元华, 等. 热处理对 TC4 钛合金显微组织和力学性能的影响 [J]. *材料导报*, 2013, 27(18): 108-111.
- [13] Wang W B, Ma R X, Jing Z C, et al. Effect of solution-aging treatment on microstructure and properties of TC4 fabricated by laser three-dimensional printing [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(10): 1002003.
- 王文博, 马瑞鑫, 井志成, 等. 固溶时效处理对激光 3D 打印 TC4 合金组织与性能的影响 [J]. *中国激光*, 2019, 46(10): 1002003.
- [14] Wang H G, Leng W C, Li S X, et al. Effects of heat treatment process on microstructure and mechanical properties of TC4 alloy [J]. *Hot Working Technology*, 2011, 40(10): 181-183.
- 王悔改, 冷文才, 李双晓, 等. 热处理工艺对 TC4 钛合金组织和性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2011, 40(10): 181-183.
- [15] Feng L, Zhao Y Q, Qu H L, et al. Microstructure and property of Ti-6-22-22S alloy dimension bar [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2003, 31(8): 10-12.
- 冯亮, 赵永庆, 曲恒磊, 等. Ti-6-22-22S 合金大棒的显微组织与力学性能 [J]. *材料工程*, 2003, 31(8): 10-12.
- [16] Wei X, Mao X N, Hou Z M. Study on heat treatment process of Ti-62222s alloy [J]. *Hot Working Technology*, 2014, 43(4): 205-208.
- 魏幸, 毛小南, 侯智敏. Ti-62222s 合金热处理工艺的研究 [J]. *热加工工艺*, 2014, 43(4): 205-208.
- [17] Wang H M, Zhang S Q, Tang H B, et al. Research progress on laser rapid prototyping of large titanium alloy structures [J]. *Aviation Precision Manufacturing Technology*, 2008, 44(6): 28-30.
- 王华明, 张述泉, 汤海波, 等. 大型钛合金结构激光快速成形技术研究进展 [J]. *航空精密制造技术*, 2008, 44(6): 28-30.
- [18] Liu F C, Lin X, Huang C P, et al. The effect of

- laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(13): 4505-4509.
- [19] Zhu Y Y, Tian X J, Li J, et al. Microstructure evolution and layer bands of laser melting deposition Ti-6. 5Al-3. 5Mo-1. 5Zr-0. 3Si titanium alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 616: 468-474.
- [20] Ren H S, Tian X J, Liu D, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of laser melting deposited Ti-6. 5Al-3. 5Mo-1. 5Zr-0. 3Si titanium alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(6): 1856-1864.
- [21] Huang X, Cuddy J, Goel N, et al. Effect of heat treatment on the microstructure of a metastable  $\beta$ -titanium alloy [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1994, 3(4): 560-566.
- [22] Ren Y M, Lin X, Huang W D. Research progress of microstructure and fatigue behavior in additive manufacturing Ti-6Al-4V alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46 (10): 3160-3168.
- 任永明, 林鑫, 黄卫东. 增材制造 Ti-6Al-4V 合金组织及疲劳性能研究进展 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(10): 3160-3168.
- [23] Yao Y S, Wang J, Chen Q B, et al. Research status of defects and defect treatment technology for laser additive manufactured products [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(10): 100004.
- 姚燕生, 汪俊, 陈庆波, 等. 激光增材制造产品缺陷及其处理技术研究现状 [J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(10): 100004.
- [24] Tao C H. Failure and prevention of aeronautical titanium alloy [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2013.
- 陶春虎. 航空用钛合金的失效及其预防 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2013.
- [25] Wang Q Y. Accelerated fatigue testing by ultrasonic loading [J]. *Journal of Sichuan University (Engineering Science Edition)*, 2002, 34(3): 6-11.
- 王清远. 超声加速疲劳实验研究 [J]. *四川大学学报 (工程科学版)*, 2002, 34(3): 6-11.