

基于粉末特性的选区激光熔化 Ti6Al4V 表面粗糙度研究

孙健峰¹ 杨永强² 杨 洲¹

¹华南农业大学工程学院, 广东 广州 510642

²华南理工大学机械与汽车工程学院, 广东 广州 510640

摘要 采用最小二乘中线法建立基于成型粉末物性的表面粗糙度计算模型; 选用选区激光熔化成型 Ti6Al4V 单熔道和零件, 用表面粗糙度仪检测成型零件的表面粗糙度, 光学显微镜观察、检测成型单熔道几何尺寸, 分析所建模型理论值与实验值产生误差的原因。实验结果表明: 激光重熔区对表面粗糙度计算模型精度影响较大, 模型理论值与实验值的平均相对误差为 5.7%, 误差较小, 模型具有实际工程应用价值。成型零件主要由 α 和 β 相组成, 显微硬度为 487.3 HV_{0.3}。

关键词 激光技术; 增材制造; 选区激光熔化; 钛合金; 表面粗糙度

中图分类号 TB31; TH142.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0702004

Study on Surface Roughness of Selective Laser Melting Ti6Al4V Based on Powder Characteristics

Sun Jianfeng¹ Yang Yongqiang² Yang Zhou¹

¹College of Engineering, South China Agricultural University, Guangzhou, Guangdong 510642, China

²School of Mechanical and Automobile Engineering, South China University of Technology, Guangzhou, Guangdong 510640, China

Abstract The surface roughness calculation model based on powder properties is established by using the least square mean line method. Selective laser is used to melt molded Ti6Al4V single track and parts. The surface roughness of molded parts is detected by surface profiler and the geometric size of molded single track is observed and measured with optical microscope. The cause of errors between the theoretical and experimental value of the built model is analyzed. The experimental results show that the laser remelting zone has a great impact on the precision of the surface roughness calculation model. The average relative error between the theoretical and experimental value is 5.7%. The error is small, and the model has a practical engineering application value. The molded parts are mainly composed of α and β phases, and the micro-hardness is 487.3 HV_{0.3}.

Key words laser technique; additive manufacturing; selective laser melting; titanium alloy; surface roughness

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 180.7460

1 引 言

选区激光熔化(SLM)是一种基于激光熔化金属粉末的快速成型技术,成型原理是将设计的 3 维模型离散成一层一层的轮廓信息,控制激光束扫描金属粉末形成熔道,熔道相互搭接形成层面,逐个层面堆叠成 3

收稿日期: 2015-11-20; **收到修改稿日期:** 2016-03-18

基金项目: 国家自然科学基金(51505157, 51275179, 51405160)、广东省自然科学基金(2015A030310330)

作者简介: 孙健峰(1983—),男,博士研究生,讲师,主要从事激光快速成型等方面的研究。

E-mail: sunjianfeng@scau.edu.cn

导师简介: 杨永强(1961—),男,博士,教授,博士生导师,主要从事激光快速成型及自动化焊接技术等方面的研究。

E-mail: meiyqyang@scut.edu.cn(通信联系人)

维金属零件^[1-3]。与传统制造相比,SLM 能直接制造具有冶金结合、组织致密、机械性能良好、高精度的金属零件,其致密度接近 100%^[4-8]。SLM 制造工艺简单,不受零件复杂程度的限制,在航空航天部件、刀具模具及个性化医用植入体等制造方面具有独特的优势,是近年来快速成型领域的研究热点^[9-10]。

表面粗糙度是成型零件表面质量的重要表征参数,其大小影响着成型零件的磨损性能和几何尺寸,进而影响零件的使用寿命^[11-15]。SLM 技术是增材制造技术的一种,与传统加工技术存在明显的区别^[16]。SLM 是在熔道与熔道之间搭接成型零件,由单熔道组成^[15]。成型所用粉末材料的特性决定了单熔道的几何尺寸,进而制约了成型零件的表面粗糙度。随着对 SLM 技术成型零件的精度和使用寿命要求的不断提高,基于成型粉末特性的表面粗糙度研究成为热点。

针对选区激光熔化表面粗糙度,国外的学者已经作了一些研究。Song 等^[17]研究了工艺参数对 SLM 成型钛合金件微观组织和机械性能的影响,获得了激光功率和扫描速度对表面粗糙度的影响。Cao 等^[18]研究了激光能量输入对选区激光熔化 TiC/铬镍铁合金 625 纳米复合材料组织性能、显微硬度和摩擦磨损性能的影响,结果表明,当能量输入达到 100 kJ/m 时,成型零件的致密度接近 98.9%,显微硬度是 330HV_{0.2},干摩擦系数是 0.41。Dadbakhsh 等^[19]研究了激光功率和扫描速度对 SLM 成型铝合金零件的致密度、表面粗糙度和表面硬度的影响。Marimuthu 等^[20]研究了激光抛光对 SLM 成型零件表面粗糙度的影响,实验结果表明,采用优化后的抛光参数可以将 SLM 成型零件的表面粗糙度由 10.2 μm 降低到 2.4 μm。很多学者对 SLM 表面粗糙度进行了研究,但是对于基于粉末特性的 SLM 表面粗糙度的基础理论研究较少。

本文以粉末特性为基础,建立表面粗糙度计算模型,计算成型零件的表面粗糙度;通过 SLM 技术成型零件,检测成型零件的表面粗糙度,验证了该模型的准确性,分析了误差产生的原因。这为改善 SLM 成型零件表面粗糙度提供了理论依据。

2 实验方法与设备

实验设备选用华南理工大学研发的 DiMetal-100SLM 系统,如图 1 所示。设备主要参数:激光波长 1075 nm;激光功率 200 W,SPI 连续光纤激光器;最大成型范围 100 mm×100 mm×100 mm。采用 JB-8C 型触针式精密粗糙度仪进行表面粗糙度测量,实验选用粉末如图 2 所示,粉末平均粒径是 20 μm,组成成分见表 1。

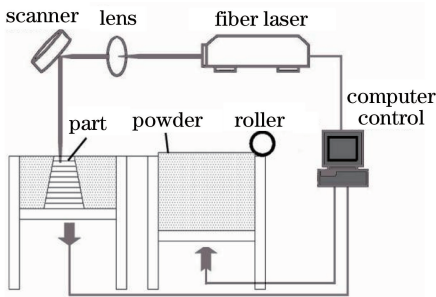


图 1 SLM 系统示意图

Fig. 1 Schematic diagram of SLM system

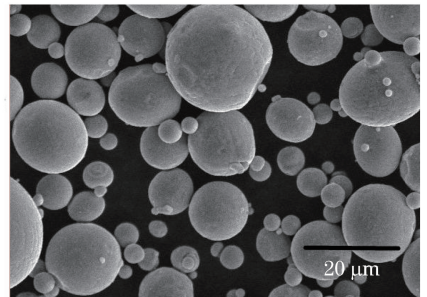


图 2 Ti6Al4V 粉末形貌

Fig. 2 Morphology of Ti6Al4V powder

表 1 Ti6Al4V 粉末成分

Table 1 Composition of Ti6Al4V powder

Composition	Al	V	O	H	N	C	Fe	Si	Ti
Mass fraction / %	5.5~6.8	3.5~4.5	0.15	0.02	0.04	0.04	0.025	0.02	Bal.

实验选用优化后的成型参数:激光功率 80 W,扫描速度 200 mm/s,粉末厚度 0.02 mm。正交层错扫描策略如图 3 所示,线间距 0.06 mm,成型致密度为 98%的 10 mm×10 mm×10 mm 方块,单熔道。实验中采用氩气进行保护,保证氧气体积分数低于 0.2%。选用 200 #、400 #、800 # 砂纸对成型零件进行金相抛光,HNO₃-HF 溶液对实验进行腐蚀,观察显微组织形貌。

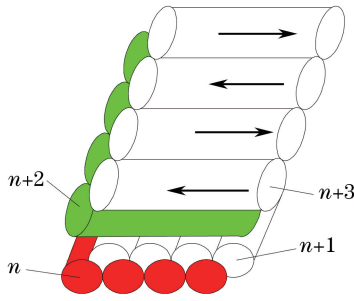


图 3 正交层错扫描策略

Fig. 3 Strategy of inter-layer stagger scanning

3 实验结果与讨论

3.1 表面粗糙度计算

假设单熔道形貌是圆曲线的一部分,如图 4 所示。表面粗糙度是指加工表面具有的较小间距和峰谷不平度^[21],对零件的使用性能、可靠性和寿命有直接影响。选取表面粗糙度计算中最具代表性轮廓的算术平均偏差作为衡量指标,采用轮廓最小二乘中线来计算轮廓的算术平均偏差。

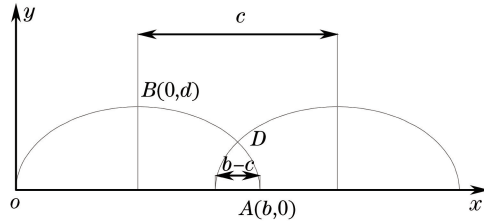


图 4 单熔道圆曲线搭接示意图

Fig. 4 Schematic diagram of circular curve overlap of single melting track

设单熔道表面轮廓满足

$$x^2 + y^2 = R^2. \tag{1}$$

由图 4 可知,将单道放入 x, y 直角坐标系,存在一个直角坐标系使(1)式通过原点。则新公式满足

$$\left(x - \frac{b}{2}\right)^2 + (y - R + d)^2 = R^2, \quad R = \frac{b^2}{8d} + \frac{d}{2}. \tag{2}$$

由图 3 和(2)式可知,与 x 轴的交点是 $(0,0)$ 和 $(b,0)$,过点 $\left(\frac{b}{2}, d\right)$,其中 d 为粉末直径。设 $b > 0$,扫描间距是 c ,则搭接宽度为 $b-c$,搭接深度为

$$y_h = f\left(\frac{b+c}{2}\right) = \sqrt{R^2 - \frac{c^2}{4}} + R - d. \tag{3}$$

在表面粗糙度计算中,实际计算部分应该是图 4 中 D 点以上部分,如图 5 所示。相当于把圆曲线向 y 的负半轴移动 $\sqrt{R^2 + \frac{c^2}{4}} + R - d$ 。由图 5 可知周期函数可表示为

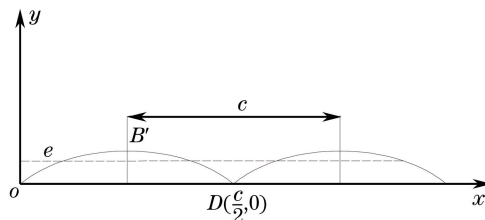


图 5 熔道搭接示意图

Fig. 5 Schematic diagram of melting track overlap

$$y_0 = \sqrt{R^2 + \left(x - \frac{c}{4}\right)^2} - \sqrt{R^2 - \frac{c^2}{4}}, \quad (4)$$

式中周期为 c 。

3.1.1 基于轮廓最小二乘中线的计算

如图 5 所示, 设 y 轴存在一点 e , 存在一条过 e 且与 x 方向平行的直线, 使得二次曲线轮廓上各点到 $y = e$ 上的平方和最小。即

$$y_{\min} = \min \int_0^c (y_0 - e)^2 dx, \quad (5)$$

由(5)式得到

$$y_1 = \int_0^c (y_0 - e)^2 dx = \int_0^c (y_0^2 - 2y_0e + e^2) dx = ce^2 - 2e \int_0^c y_0 dx + \int_0^c y_0^2 dx. \quad (6)$$

若要使(6)式最小, 需要满足

$$\frac{dy_1}{de} > 0, \quad \frac{d^2 y_1}{de^2} > 0, \quad (7)$$

由(6)、(7)式得到

$$e = \frac{1}{c} \int_0^c y_0 dx = \frac{\pi R^2 \arcsin\left(\frac{c}{2R}\right)}{180c} - \frac{2R + \sqrt{R^2 - \frac{c^2}{4}} - 2d}{2}. \quad (8)$$

此时 $\frac{d^2 f(e)}{de^2} = 2c > 0$, 因此 $e = \frac{\pi R^2 \arcsin\left(\frac{c}{2R}\right)}{180c} - \frac{2R + \sqrt{R^2 - \frac{c^2}{4}} - 2d}{2}$ 时 $f(e)$ 有最小值。

3.1.2 轮廓的算术平均偏差 Δ

由轮廓的算术平均偏差 Δ 的定义^[21]可知

$$\Delta = \frac{\int_0^{l_\tau} |Z(x)| dx}{l_\tau}, \quad (9)$$

式中 l_τ 是试样取样长度, $Z(x)$ 是波峰和波谷的算术平均中线。

由 Δ 的定义^[21]和(9)式得到

$$\Delta_{\text{tsr}} = \frac{\int_0^c |y_0 - e| dx}{c} = \frac{\left(\frac{b^2}{8d} + \frac{d}{2}\right)^2}{180c} \left[90 \arccos\left(\frac{4dc}{b^2 + 4d^2}\right) - \pi \arcsin\left(\frac{4dc}{b^2 + 4d^2}\right) \right] - \frac{\sqrt{\left(\frac{b^2}{8d} + \frac{d}{2}\right)^2 - \frac{c^2}{4}}}{4}. \quad (10)$$

由(10)式可知, 选区激光熔化成型零件的表面粗糙度受到单熔道宽度和粉末直径的影响。粉末特性对表面粗糙度的影响具体表现在对单熔道宽度的影响, 因此建立单熔道宽度和粉末特性之间的关系, 可以得到粉末特性与选区激光熔化表面粗糙度之间的关系。

3.2 单熔道宽度计算

激光熔化粉末形成单熔道是一个十分复杂的过程, 熔化过程中既需考虑传热又需考虑传质量, 因此计算中既考虑熔池流动, 又考虑熔池散热的冯·卡门方程。

由文献[22]可以得到冯·卡门方程为

$$\frac{3\alpha}{2\xi_0 \delta_h} = V_\infty \frac{d}{dy} \left[\delta_h \left(\frac{3}{20} \xi_0^2 - \frac{3}{280} \xi_0^4 \right) \right], \quad (11)$$

及水力和热力边界层厚度满足

$$\delta_t = \frac{\delta_h}{Pr^{1/3}}. \quad (12)$$

式中 α 是材料的热阻, δ_h 为水力边界层厚度, V_∞ 为液体平均流速, ξ_0 为热力边界层与水力边界层的比值, Pr 为普朗特数。

由(12)式可以得到

$$\xi_0 = \frac{1}{Pr^{1/3}} \quad (13)$$

所计算的是液体金属, Pr 系数较小, 通常情况下 Pr 小于 1。又由(13)式可知, 函数 $y = \xi_0$ 是一个大于 1 的函数, 则 $y = \xi_0^x$ 是一个增函数, 恒有 $\xi_0^4 \gg \xi_0^2$, 所以 ξ_0^2 可以近似忽略。这是本假设和冯·卡门解假设的不同。

由 $\xi_0^4 \gg \xi_0^2$, 忽略 ξ_0^2 , 由(11)式得到

$$\frac{140\alpha}{\xi_0 \delta_h} = -V_\infty \frac{d(\delta_h \xi_0^4)}{dy} = -V_\infty \left(4\delta_h \xi_0^3 \frac{d\xi_0}{dy} + \xi_0^4 \frac{d\delta_h}{dy} \right), \quad (14)$$

由(14)式得到

$$8y\xi_0^4 \frac{d\xi_0}{dy} + \xi_0^5 = -13Pr. \quad (15)$$

其边界条件是 $y = y_i$ 时, $\xi_0^5 = \left(\frac{\delta_t}{\delta_h} \right)^5 = 0$, (15)式的解为

$$\xi_0 = \frac{\delta_t}{\delta_h} = \frac{2.351}{Pr^{1/3}} \left[1 - \left(\frac{y_i}{y} \right)^{8/5} \right]^{1/3}. \quad (16)$$

又由文献[22]可以得到

$$\frac{\delta_h}{y} \approx \frac{1.5}{\sqrt{V_\infty y / \nu}} = \frac{1.5}{\sqrt{Re(y)}}, \quad (17)$$

式中 ν 为运动粘度, $Re(\cdot)$ 表示取实数。将(17)式代入(16)式可以得到

$$\delta_t = \frac{2.351}{Pr^{1/3}} \left[1 - \left(\frac{y_i}{y} \right)^{8/5} \right]^{1/3} \delta_h = \frac{2.351}{Pr^{1/3}} \left[1 - \left(\frac{y_i}{y} \right)^{8/5} \right]^{1/3} \frac{1.5}{\sqrt{V_\infty y / \nu}} y. \quad (18)$$

为了计算热力边界层厚度, 首先要了解普朗特系数, 由普朗特系数满足的关系可知

$$Pr = \frac{\nu}{a}, \quad \text{则 } a = \frac{\kappa}{\rho c_p}, \quad (19)$$

式中 κ 为热导率, ρ 为密度, c_p 为质量定压热容。

将(19)式代入(18)式得到

$$\delta_t = \frac{2.351}{(\nu \rho c_p / \kappa)^{1/3}} \left[1 - \left(\frac{y_i}{y} \right)^{8/5} \right]^{1/3} \frac{1.5}{\sqrt{V_\infty y / \nu}} y. \quad (20)$$

单熔道界面如图 6 所示, 计算中只考虑半个熔池, 因此单熔道宽度是最大热力边界层的 2 倍, 得到

$$b = 2\delta_t, \quad (21)$$

其中 b 是单熔道宽度。

将(21)式代入(10)式, 可以得到

$$\Delta_{\text{tsr}} = \frac{1}{180c} \left(\frac{\delta_t^2}{8d} + \frac{d}{2} \right)^2 \times \{ 90 \arccos [4dc (\delta_t^2 + 4d^2)^{-1}] - \pi \arcsin [4dc (\delta_t^2 + 4d^2)^{-1}] \} - \frac{1}{4} \sqrt{\left(\frac{\delta_t^2}{8d} + \frac{d}{2} \right)^2 - \frac{c^2}{4}}. \quad (22)$$

3.3 单熔道和表面粗糙度验证

对于液态金属熔池, 在计算中采用膜温度来计算其物性, 计算过程中假设物性为常数, 可以得到比较精确的结果。

由膜温度的定义可以得到

$$T_f = \frac{T_m + T_\infty}{2} = 2465 \text{ }^\circ\text{C}. \quad (23)$$

由文献[23-24]可以得到 Ti6Al4V 金属液体在 2465 $^\circ\text{C}$ 时的热导率为 $\kappa = 31.18 \text{ W}/(\text{m}\cdot^\circ\text{C})$, 质量定压热容 $c_p = 1101.67 \text{ J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C})$ 。

在激光加热过程中熔池的流速近似满足

$$V_{\infty} = L_h / \tau_1, \quad (24)$$

式中 L_h 为热边界层的长度, τ_1 为熔池中金属液体流动的时间。而 τ_1 又可以近似等于熔池形成的时间 τ_m 即 $\tau_1 = \tau_m$, 熔池形成的时间满足公式

$$\tau_m = \frac{D}{V}, \quad (25)$$

其中 D 为激光直径, V 为扫描速度。

将(24)、(25)式代入(17)式得到

$$\frac{\delta_h}{y} \approx \frac{1.5}{\sqrt{VL_h^2/d\nu}}, \quad (26)$$

使 $y = L_h, y_i = 0$, (26)式变为

$$\delta_i = \frac{2.351}{(\nu\rho c_p/\kappa)^{1/3}} \frac{1.5}{\sqrt{V_{\infty}L_h^2/\nu}} L_h = \frac{3.5265}{\sqrt{V_{\infty}/\nu} (\nu\rho c_p/\kappa)^{1/3}}. \quad (27)$$

由(27)式和图 6 可以得到熔池深度为 $82 \mu\text{m}$, $\delta_i = 51.69 \mu\text{m}$, 单熔道理论宽度 $d = 2\delta_i = 103.38 \mu\text{m}$ 。

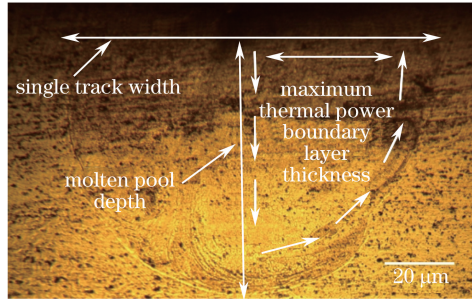


图 6 熔池形貌图

Fig. 6 Morphology of molten pool

采用选区激光熔化优化后的参数为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 方块, 如图 7 所示。检测成型零件的表面粗糙度, 如图 8 所示。由图 8 可知, 成型零件的表面粗糙度 $\Delta = 6.0 \mu\text{m}$ 。由图 6、图 8、(22) 和(27)式, 得到表 2。

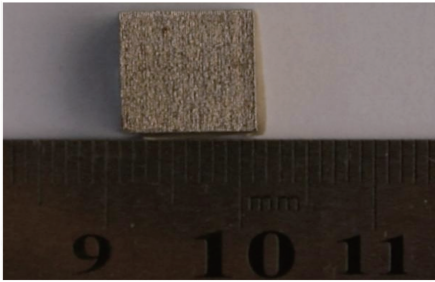


图 7 成型零件表面形貌

Fig. 7 Surface morphology of molded part

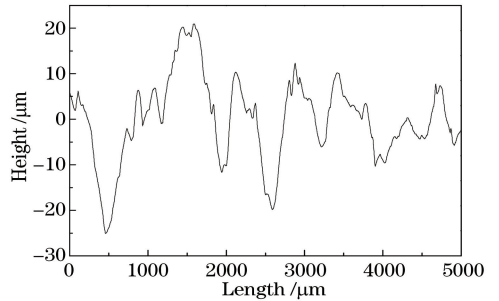


图 8 成型零件表面粗糙度曲线图

Fig. 8 Curve of surface roughness of molded part

由表 2 得到单熔道实际宽度是 $100 \mu\text{m}$, 由(27)式得到单熔道宽度 $103.38 \mu\text{m}$, 相对误差 3.27% 。由表 2 可知, 采用实际单熔道宽度计算的表面粗糙度相对误差为 5.7% , 采用理论单熔道宽度计算的表面粗糙度相对误差为 5.6% , 平均相对误差为 5.7% 。所建立的表面粗糙度计算模型计算精度较高, 有实际工程应用价值。

表 2 Ti6Al4V 成型零件实验数据
Table 2 Experimental data of Ti6Al4V molded parts

Actual value	Surface roughness			Single track width / μm		
	Calculated value by actual width of single track / μm	Calculated value by theoretical width of single track / μm	Average relative error /%	Actual value	Theoretical value	Relative error /%
6.0	5.7	5.6	5.7	100	103.38	3.27

3.4 选区激光熔化成型零件表面粗糙度影响因素

通过选区激光熔化成型零件表面粗糙度计算公式可以看出,成型零件的表面粗糙度理论上由扫描间距、粉末直径、导热系数、熔池流速、运动粘度、比热容和粉末密度等多因素共同决定。零件的实际测量值与理论计算值出现较大偏差的原因主要有:

1) 选区激光熔化是一个复杂多变的过程,极小的环境扰动都会引起熔池表面发生较大变化,进而影响零件整体的表面粗糙度。在进行表面粗糙度理论建模时,所假设的条件不能完全模拟成型过程中的单道形态和熔道搭接情况,只能较为理想地假设实际加工过程。在理论计算时假设熔道形状为规则曲线,而实际加工过程中熔道是不稳定的。金属液体存在粘性,液态金属流动过程中受到摩擦力和表面张力的双重作用,使得熔道不连续,熔道与熔道连接区域容易出现断层,存在断层的部分在下一层铺粉过程中会明显低于其他部分,随着这种情况的累积,表面粗糙度随之增加。

2) 加工过程中粉末的飞溅也是影响表面粗糙度的一个重要因素。如图 9(图 7 的局部放大)所示,选区激光熔化加工过程中由于温度急速升高,极易产生大量金属熔渣飞溅,这些熔渣很容易飞落到熔道两侧,影响成型零件的整体表面轮廓,增加零件的表面粗糙度。

3) 理论计算时忽略了重熔区的热影响。实际加工过程中,重熔区存在热膨胀,使得重熔区的体积变大,因此单道表面轮廓不是假设中的规则表面轮廓,实际表面轮廓与理论假设表面轮廓存在较大差异。

4) 粉末的不完全熔化也是影响成型零件的因素之一。如图 9 所示,熔道表面所附着的小球颗粒,可能是熔渣飞溅引起的,也可能是粉末不完全熔化引起的。在选区激光熔化加工中,激光与粉末进行能量的传递,粉末吸收能量使得自身内能提高,温度升高,粉末熔化。熔池呈现出如图 8 所示的表面轮廓,熔池存在明显高于水平面的区域,该区域在凝固过程中熔池边界会粘附大量未熔化的粉末,这些粉末的存在使得搭接区的表面质量下降,增大了成型零件的总体表面粗糙度。

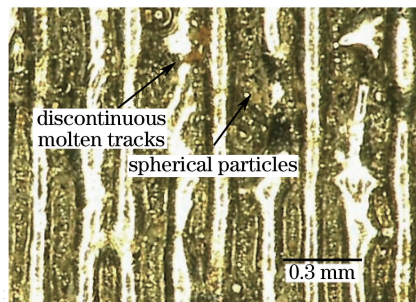


图 9 成型零件表面熔道形貌

Fig. 9 Surface morphology of tracks of molded part

选区激光熔化成型零件易出现较大的表面粗糙度。这种情况是由多个因素共同作用、不断累积形成。即使首层表面轮廓平整,成型零件也会有无规则的沟壑状表面。

3.5 组织分析

图 10 是选区激光熔化成型零件组织形貌,图中有明显的枝晶和 α' 相。图 11 是 X 射线衍射(XRD)图像,由图 11 可以看出成型零件主要由 α 相和 β 相组成。由 Sun 等^[25-26]的研究可知,成型零件的加热温度和冷却速度的差异最终将转变为组织的差别。图 10 表明,选区激光熔化是一种快速凝固工艺,成型零件的冷却速度远远大于传统加工的冷却速度,成型零件的晶粒尺寸远远小于传统加工的晶粒尺寸。同时,图 11 表明成型零件中有较多的 β 相,这是由于成型过程中加热和冷却时间较短,Ti6Al4V 中 β 相固溶的 V 原子没

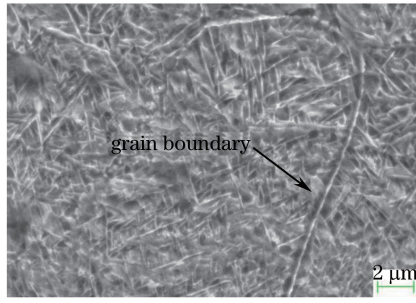


图 10 晶界形貌

Fig. 10 Morphology of grain boundary

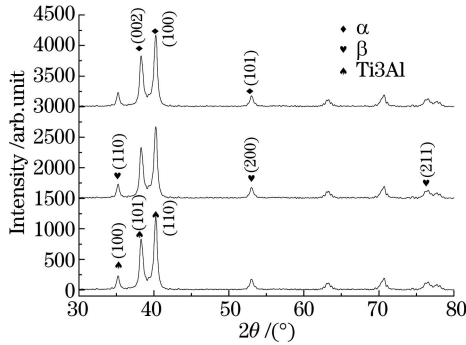


图 11 成型零件 X 射线衍射

Fig. 11 X-ray diffraction of molded part

有足够时间扩散出晶胞转变为 α 相。

3.6 XRD 分析

将检测到的 XRD 图谱与标准图谱进行对比,发现检测的 XRD 图谱中(002)、(101)、(200)晶面对应的衍射峰强度有所增加,说明在对应晶面中 α -Ti, β -Ti 和 Ti3Al 三种晶体结构的结晶程度更好,晶面生长更完整。而(110)晶面和(211)晶面对应的衍射峰强度略有下降,表明晶面内缺陷增多,晶体结构发生畸变。衍射角度为 $35^\circ \sim 42^\circ$ 时衍射峰宽化较为明显。衍射峰宽化是由晶粒细化和微畸变两种物理因素共同决定的^[27],会涉及到所有衍射峰,其中由微畸变引起衍射峰在特定方向上的宽化尤为明显。

3.7 显微硬度分析

显微硬度曲线如图 12 所示,初始测量点与试样顶端距离为 20 mm,水平和竖直 3 点间隔均为 $10 \mu\text{m}$,共测 10 组 30 个点的显微硬度,求平均值。结果表明平均显微硬度值为 $487.3 \text{ HV}_{0.3}$,高于铸件^[28]显微硬度。其原因主要有:1)成分方面。Ti6Al4V 粉末中含有大量的 Al、V、O、H、N、C 等合金元素,经激光加热,这些元素在熔池中迅速扩散,并生成细小的合金化合物,其中以 Ti3Al 为代表,这些化合物在成型组织中形成硬质点,弥散分布在成型组织中,使得成型后试样的硬度有较大提高。2)组织方面。Ti6Al4V 中的马氏体属

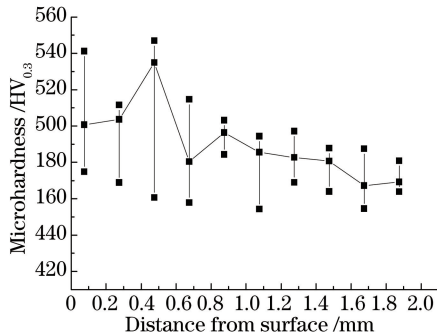


图 12 成型零件显微硬度

Fig. 12 Microhardness of molded part

于硬质相,这也是提高单熔道硬度的原因。

4 结 论

对 SLM Ti6Al4V 成型零件的表面粗糙度进行了研究,建立了 SLM 表面粗糙度计算模型,检测了 SLM 成型零件的表面粗糙度,分析了计算模型与实际表面粗糙度之间误差产生的原因。研究表明:成型零件表面粗糙度理论上由扫描间距、粉末直径、导热系数、熔池流速、运动粘度、比热容和粉末密度等多因素共同影响;单熔道形貌近似圆曲线,所建立的表面粗糙度计算模型平均相对误差为 5.7%,模型计算精度较高,误差较小,具有实际工程应用价值。

参 考 文 献

- Song Changhui, Yang Yongqiang, Ye Ziheng, *et al.*. Development of freeform design and manufacturing based on selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2013, 50(8): 080026.
宋长辉, 杨永强, 叶梓恒, 等. 基于选区激光熔化快速成型的自由设计与制造进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2013, 50(8): 080026.
- Wang Di, Liu Ruicheng, Yang Yongqiang. Clearance design and process optimization of non-assembly mechanisms fabricated by selective laser melting[J]. *Chinese J Lasers*, 2014, 41(2): 0203004.
王 迪, 刘睿诚, 杨永强. 激光选区熔化成型免组装机机构间隙设计及工艺优化[J]. *中国激光*, 2014, 41(2): 0203004.
- Mai Shuzhen, Yang Yongqiang, Wang Di. Study on surface morphology and roughness variation of NiCr alloy curved surface manufactured by selective laser melting[J]. *Chinese J Lasers*, 2015, 42(12): 1203004.
麦淑珍, 杨永强, 王 迪. 激光选区熔化成型 NiCr 合金曲面表面形貌及粗糙度变化规律研究[J]. *中国激光*, 2015, 42(12): 1203004.
- Barbas A, Bonnet A S, Lipinski P. Development and mechanical characterization of porous titanium bone substitutes[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2012, 9(3): 34-44.
- Sun J F, Yang Y Q, Wang D. Mechanical properties of regular hexahedral lattice structure formed by selective laser melting[J]. *Laser Physics*, 2013, 23(6): 066101.
- Pattanayak D K, Fukuda A, Matsushita T, *et al.*. Bioactive Ti metal analogous to human cancellous bone: Fabrication by selective laser melting and chemical treatments[J]. *Acta Biomaterialia*, 2011, 7(3): 1398-1406.
- Sun J F, Yang Y Q, Wang D. Mechanical properties of Ti-6Al-4V octahedral porous material unit formed by selective laser melting[J]. *Advances in Mechanical Engineering*, 2012, 2012(9): 742-760.
- Marcua T, Todeab M, Gligora I, *et al.*. Effect of surface conditioning on the flowability of Ti6Al7Nb powder for selective laser melting applications[J]. *Applied Surface Science*, 2012, 258(7): 3276-3282.
- Bertol L S, Júnior W K, da Silva F P, *et al.*. Medical design: Direct metal laser sintering of Ti-6Al-4V [J]. *Materials & Design*, 2010, 31(8): 3982-3988.
- Amato K N, Gaytan S M, Murr L E, *et al.*. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(5): 2229-2239.
- Siddique S, Imran M, Rauer M, *et al.*. Computed tomography for characterization of fatigue performance of selective laser melted parts [J]. *Materials & Design*, 2015, 83(6): 661-669.
- Sun J F, Yang Y Q, Wang D. Mechanical properties of a Ti6Al4V porous structure produced by selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2013, 49(1): 545-252.
- Qiu C, Panwisawas C, Ward M, *et al.*. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2015, 96: 72-79.
- Vilaro T, Colinb C, Bartout J D, *et al.*. Microstructural and mechanical approaches of the selective laser melting process applied to a nickel-base superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 534(1): 446-451.
- Doroshenko M E, Elinková H, Šulc J J, *et al.*. Laser properties of Fe·Cr·Zn_{1-x}Mg_xSe crystal for tunable mid-infrared laser sources[J]. *Laser Physics Letters*, 2012, 9(4): 301-305.
- Sun J F, Yang Y Q, Wang D. Parametric optimization of selective laser melting for forming Ti6Al4V samples by Taguchi method[J]. *Optics and Laser Technology*, 2013, 49(12): 118-124.
- Song B, Dong S, Zhang B, *et al.*. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V[J]. *Materials & Design*, 2012, 35: 120-125.

- 18 Cao S N, Gu D D. Laser metal deposition additive manufacturing of TiC/Inconel 625 nanocomposites: Relation of densification, microstructures and performance[J]. Journal of Materials Research, 2015, 30(23): 3616-3628.
- 19 Dadbakhsh S, Hao L, Jerrard P G E, *et al.*. Experimental investigation on selective laser melting behaviour and processing windows of *in situ* reacted Al/Fe₂O₃ powder mixture[J]. Powder Technology, 2012, 231: 112-121.
- 20 Marimuthu S, Triantaphyllou A, Antar M, *et al.*. Laser polishing of selective laser melted components[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2015, 95(5): 97-104.
- 21 ISO/TC. Geometrical Product Specifications (GPS): Surface texture: Profile method: Terms, definitions and surface texture parameters: ISO 4287: 1997[S]. 1996-12-01.
- 22 Pitts D, Sissom L. Heat transfer[M]. Beijing: Science Press, 2002.
- 23 Christian J W. Theory of transformations in metals and alloys[M]. Pergamon: Oxford, 2002.
- 24 Nishiyama Z, Fine M E, Meshii M, *et al.*. Martensitic transformation[M]. New York: Academic Press, 1978.
- 25 Sun S D, Zong Y Y, Shan D B, *et al.*. Hot deformation behavior and microstructure evolution of TC4 titanium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(11): 2181-2184.
- 26 Poondla N, Srivatsan T S, Patnaik A, *et al.*. A study of the microstructure and hardness of two titanium alloys: Commercially pure and Ti-6Al-4V[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 486(1-2): 162-167.
- 27 Liang Z D, Wang F. Modern physical test technology[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2003.
- 28 Amaya-Vazquez M R, Sánchez-Amaya J M, Boukha Z, *et al.*. Microstructure, microhardness and corrosion resistance of remelted TiG2 and Ti6Al4V by a high power diode laser[J]. Corrosion Science, 2012, 56(3): 36-48.