

CoCrMo 合金激光选区熔化成型工艺及其性能研究

宋长辉¹ 杨永强¹ 王贇达¹ 余家阔² 麦淑珍¹

(¹ 华南理工大学机械与汽车工程学院, 广东 广州 510640)
² 北京大学第三医院运动医学研究所, 北京 100083)

摘要 对 CoCrMo 合金激光选区熔化(SLM)直接制造成型工艺进行了研究,以便探索使用 CoCrMo 材料的个性化医用产品的更优化工艺。使用华南理工大学自主研发的 Di-Metal100 型 SLM 设备,在使用满足 ASTM F75 要求的 CoCrMo 合金进行 SLM 增材制造过程中,对激光功率、扫描速度、扫描间距 3 个关键工艺参数进行了工艺验证与分析,以便获得高致密度成型工艺参数,并对此工艺参数下成型件的性能进行测试。结果显示,在激光功率为 170 W,扫描间距为 0.08 mm,扫描速度为 500 mm/s 时获得致密度为 99.02%,此时 CoCrMo 合金 SLM 直接制造样件的抗拉强度、屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 以及洛氏硬度均高于 ASTM F75 铸造标准,延伸率略低。通过对 CoCrMo 合金 SLM 增材制造工艺的优化,可以制造出性能上能够满足医用产品指标的 CoCrMo 合金个性化医用产品,从而为 CoCrMo 合金 SLM 个性化直接制造应用提供重要参考。

关键词 激光技术; 增材制造; 激光选区熔化; CoCrMo 合金; 致密度; 成型性能

中图分类号 TG665; TH164 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201441.0603001

Research on Process and Property of CoCrMo Alloy Directly Manufactured by Selective Laser Melting

Song Changhui¹ Yang Yongqiang¹ Wang Yunda¹ Yu Jiakuo² Mai Shuzhen¹

(¹ School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou, Guangdong 510640, China)
² Institute of Sports Medicine, Peking University Third Hospital, Beijing 100083, China)

Abstract The process of selective laser melting (SLM) direct manufacturing based on CoCrMo alloy is studied to explore the optimized process of CoCrMo personalized medical products that are in increasing demand. SLM equipment Di-Metal100 self-developed by South China University of Technology is used. When the CoCrMo alloy satisfying the requirement of ASTM F75 is manufactured by SLM, three critical process parameters including laser power, scanning speed and scanning space are carried out process validation and analysis so that the process parameters with high relative density is obtained and through which the mechanical performance of parts manufactured is tested. The result shows that with the laser power of 170 W, scanning space of 0.08 mm and scanning speed of 500 mm/s, CoCrMo alloy samples manufactured directly by SLM with 99.02% relative density are obtained. Their tensile strength, yield strength $\sigma_{0.2}$ and Rockwell hardness are all higher than the casting standard of ASTM F75 and their elongations are slightly lower. Through the process optimization of SLM direct manufacturing based on CoCrMo alloy, CoCrMo alloy personalized medical products meeting the target of medical product in performance can be manufactured, which provides important reference for personalized SLM direct manufacturing based on CoCrMo alloy.

Key words laser technique; additive manufacturing; selective laser melting; CoCrMo alloy; relative density; manufacturing properties

OCIS codes 160.1435; 140.3390; 220.4000; 350.3850

收稿日期: 2013-10-15; 收到修改稿日期: 2013-12-06

基金项目: 国家自然科学基金(81327001,51275179)、华南理工大学优博基金

作者简介: 宋长辉(1986—),男,博士研究生,主要从事激光选区熔化方面的研究。E-mail: song_changhui@163.com

导师简介: 杨永强(1961—),男,教授,博士生导师,主要从事激光加工方面的研究。

E-mail: meiyqiang@scut.edu.cn(通信联系人)

1 引言

CoCrMo 合金是医学上常用的生物相容性材料。在 20 世纪 30 年代初,铸造用 CoCrMo 合金已开始用于牙科以及生物医疗领域^[1-3]。如今 CoCrMo 合金仍被认为是最可靠的金属生物相容性材料,由于其良好的机械性能,以及耐腐蚀耐磨损性,被广泛用于外科植入体、心血管支架、以及牙科修复^[4],特别是其耐磨性能比钛合金、不锈钢要好很多,使其更适用于活动关节^[5]。

医学上对个性化产品的需求日益增多,而传统制造方式无法满足对个性化产品快速低成本的要求。在医学上,由于患者个体性差异,标准系列化的产品必然不能满足患者的需求,特别在植入体方面,每个患者的骨骼形态不一^[6-7],即使采用系列化产品仍不可能实现较好的适配性^[8]。个性化产品从设计到制造都“因人而异”,从而更满足患者需求。而目前 CoCrMo 合金医用产品大多采用模具以及标准模块化的制造方式进行大批量生产,对于小批量制造响应速度慢。先进的数控加工方式编程复杂,对复杂结构特征的零件加工困难,成本较高,因此个性化低成本快速响应制造是目前制造行业中的新挑战。

增材制造工艺可“自由制造”个性化产品^[9],这一特性受到医生以及工程人员的重视。目前增材制造中电子束选区熔化技术可对生物相容性材料(钛合金、钴铬钼合金等)直接成型^[10-12],但电子束选区熔化需要在真空环境下进行,设备成本以及维护保养成本高昂。而随着激光以及振镜技术的不断发展,激光选区熔化(SLM)技术日渐成熟,而 CoCrMo 合金激光选区熔化成型工艺以及成型性能成为研究的热点。如 Vandenbroucke 等^[13]开展了生物相容性材料激光选区熔化快速制造医用零件,提到了

Co-Cr 合金成型的可行性以及应用价值,随后 Pupo 等^[14]对 CoCrMo 材料成型进行了具体工艺探讨,在连续单熔道基础上对多熔道之间的搭接率进行试验,指出了扫描间距对成型质量的影响。Monroy 等^[15]也研究了 CoCrMo 合金 SLM 成型工艺,并针对成型中的多孔现象进行了具体研究。目前研究人员将 CoCrMo 合金应用重点集中在了牙科修复体,如 Averyanova 等^[16]开展了 Co-Cr 合金的牙冠固定桥的激光选区熔化制造研究,Takaichi 等^[17]针对牙科应用开展 CoCrMo 合金成型工艺及其对应的性能研究,Jevremovic 等^[18]也对 SLM 直接制造的可摘除义齿的机械性能进行了分析。国内对 CoCrMo 合金激光选区熔化直接制造的工艺报告比较少,未能解决 CoCrMo 合金高致密度直接制造工艺。

为了获得高致密度高性能的 CoCrMo 合金激光选区熔化成型件,对成型中影响致密度的几个关键因素进行分析,并结合实验获得优化的工艺参数,在优化的工艺参数下成形性能测试件,测试其垂直和平行激光光束方向上的抗拉强度、屈服强度、洛氏硬度,并与 ASTM F75 标准对比,探索 CoCrMo 合金医用产品激光选区熔化直接制造的可行性。

2 试验设备、材料和方法

2.1 试验设备

SLM 设备采用华南理工大学自主研发的 DiMetal-100(图 1),主要参数指标如下:激光器:SPI 连续式 200 W 光纤激光器,波长 1075 nm,光束质量因子 $M^2 \leq 1.1$,光斑直径 50~70 μm ;最大成型尺寸 100 mm×100 mm×100 mm;优化分层铺粉厚度 20~50 μm ;焦距 163 mm;振镜式激光扫描,扫描速度 5~7000 mm/s;成型室充满 Ar 或者 N_2 ,含氧量可控制在 0.1%(体积分数)以下。

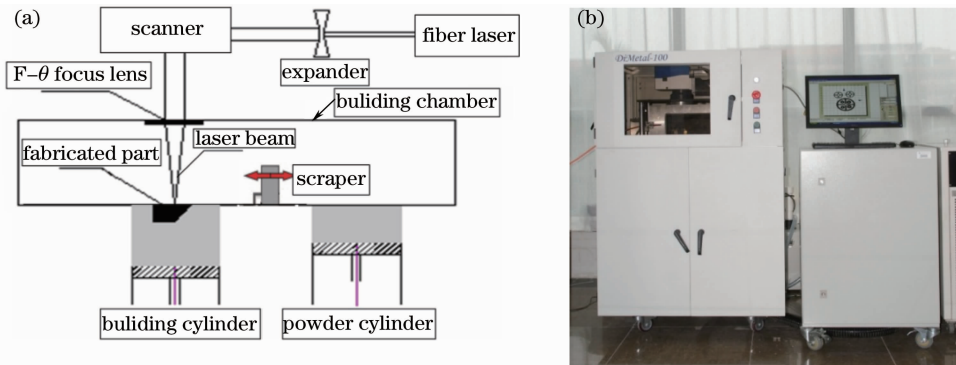


图 1 SLM 成型(a)原理示意图及(b)装置图

Fig. 1 (a) Manufacturing principle diagram and (b) apparatus of SLM

2.2 试验材料

CoCrMo 金属粉末采用英国 SANDVIK osprey

公司生产的 Co212-c, 批号为 17509, 成分满足 ASTM F75 要求, 其具体元素含量如表 1 所示。

表 1 SLM 成型所用粉末材料与 ASTM F75 标准对比

Table 1 Comparison of powder material manufactured by SLM and ASTM F75 standard

Element	CoCrMo powder	ASTM F75	Element	CoCrMo powder	ASTM F75
Cr	29.4%	27~30%	Ni	0.09%	<0.5%
Mo	6%	5~7%	Al	<0.010%	<0.1%
Si	0.8%	<1%	Ti	<0.010%	<0.1%
Mn	0.75%	<1%	W	<0.010%	<0.2%
Fe	0.26%	<0.75%	P	0.008%	<0.02%
N	0.19%	<0.25%	S	<0.0030%	<0.01%
C	0.15%	<0.35%	Co	Balance	Balance

粉末为气雾化方式制备, 球形, 如图 2 所示, 其中粒度分布为窄区集中分布, 90% 为 $-22 \mu\text{m}$, D50 为 $-28.5 \mu\text{m}$ 。

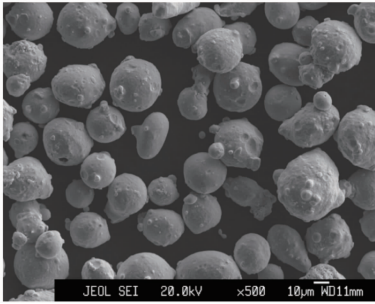


图 2 CoCrMo 金属粉末微观形貌

Fig. 2 Micromorphology of CoCrMo metal powder

2.3 试验方法

2.3.1 钴铬合金 SLM 成型工艺优化

影响 SLM 成型效果的因素很多, 其中, 激光功率、扫描速度、扫描间距、铺粉层厚以及扫描策略对成型质量影响较大^[19]。在前期对 316L 不锈钢工艺研究的基础上^[20], 优选层厚为 0.03 mm, 优选邻层错开隔层正交扫描策略, 重点研究激光功率、扫描速度、扫描间距对 CoCrMo 合金工艺的影响。先采用激光功率、扫描速度、扫描间距三因素三水平正交试验缩小高致密度优化参数选取范围, 如表 2 所示。在氮气保护条件下, 通过 DiMetal-100 设备成型 $7 \text{ mm} \times 7 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的小方块, 并依据阿基米德原理用排水方法对成型件密度进行测试, 与钴铬钼合金理论密度比值, 获得成型件的致密度。成型样件经过打磨, 抛光后, 在未腐蚀条件下观察其表面。

其中排水方法计算致密度公式为

$$p = \left(\frac{W_{\text{air}} \times P_{\text{H}_2\text{O}}}{W_{\text{air}} - W_{\text{H}_2\text{O}}} \right) / p_0, \quad (1)$$

式中 $p_0 = 8.29 \text{ g/cm}^3$ 为钴铬钼合金的理论密度,

$P_{\text{H}_2\text{O}} = 1 \text{ g/cm}^3$ 为水的密度。 $W_{\text{H}_2\text{O}}$ 为试样在水中的质量, W_{air} 为试样在空气中的质量, 采用称量精度为 0.0001 g 的 BS2245 电子天平。

表 2 三因素三水平正交实验

Table 2 Orthogonal experiment in three factors and three levels

No.	Laser power /W	Scanning space /mm	Scanning speed / (mm/s)
1	130	0.06	400
2	130	0.07	500
3	130	0.08	600
4	150	0.06	600
5	150	0.07	400
6	150	0.08	500
7	170	0.06	500
8	170	0.07	600
9	170	0.08	400

在正交试验分析基础上, 结合之前国内外研究工作者的研究, 减少扫描间距因素对致密度的影响, 继续分析能量输入密度对其成型致密度的影响, 根据正交试验测试结果, 选择成型最好的一组工艺参数, 然后在该工艺参数邻近区以 10W 的激光功率差值选定 4 组激光功率, 并分别对应邻近区 4 组差值 100 mm/s 的扫描速度。

2.3.2 钴铬合金 SLM 成型性能测试

采用优化的工艺参数, 对钴铬钼合金粉末进行 SLM 成型, 获得高致密固体, 并以体积比 $V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=3:1$ (分析硝酸) 为电解液, 铂电极为对电极, 电解化学腐蚀 10 s, 观察显微组织。

采用优化的工艺参数, 直接制备拉伸试样, SLM 拉伸试样尺寸依照 GB228-2002 标准, 直径为 5 mm, 标称距离为 35 mm。拉伸试样相互垂直摆放, 如图 3 所示, 长度方向垂直激光光束方向定义为

SLM(XY)方向样件,长度方向平行于激光光束方向定义为SLM(Z)方向样件,每个方向成型5个样件,采用长春智能仪器生产的Model GP-TS2000M/100KN高温电子万能试验机,拉伸速度为1 mm/min,通过拉伸试验,获得屈服强度、抗拉强度以及断裂伸长率,取其平均值。洛氏硬度测量采用试验载荷为1471.1 N(150KG-F)顶角为120°的金刚石圆锥头试压,沿致密样成型Z方向以及成型水平X方向和Y方向各测量10点,分别获得洛氏硬度。

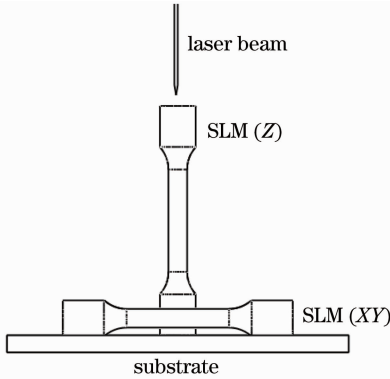


图3 相互垂直摆放的拉伸样件

Fig. 3 Tensile samples placed perpendicular to each other

3 结果与讨论

3.1 成型工艺与致密度

影响SLM成型效果的因素很多,导致SLM成型工艺复杂,导致实验工艺探索成本高,许多研究者将成型过程中的各工艺参数统一于能量输入来表述,但是考虑的因素不同,定义的模型也不同。Yadroitev等^[21]直接采用线能量密度对SLM成型效果探讨,定义模型 $\psi = P/V$,其中 ψ 为能量输入密度, P 为激光功率, V 为扫描速度,但是模型没有考虑到光斑直径以及扫描间距的影响。Simchi等^[22]讨论了熔池动力学与致密化机理,将能量输入定义为 $\psi = P/(vdh)$, d 为光斑直径, h 为层厚,仍没有考虑扫描间距影响,后来综合熔道搭接能量累积效果对其修正得到了 $\psi = P/(vsh)$ ^[23],其中 s 为扫描间距,但没有考虑光斑直径影响。Morgan等^[24]定义了能量输入为激光功率、扫描速度以及扫描间距的函数, $\psi = 4P/(\pi vs)$,但没有考虑层厚的影响。

本研究中之所以采用激光功率、扫描间距、以及扫描速度,主要是因为激光光斑大小由设备Diemtal-100的性能决定,为稳定值,而考虑到粉末平均粒径 $28.5 \mu\text{m}$ 以及层厚带来阶梯效应对成型

精度的影响^[19,25],所以选定层厚为 $30 \mu\text{m}$,同时结合以前对316L不锈钢成型扫描策略的研究^[26],采用优化的邻层互错隔层相交的扫描策略作为本研究的扫描策略方式。将处理的分层数据导入Dimetal-100成型,成型方块通过排水方法测定其致密度,对表面抛光后直接在金相显微镜下观察,结果如图4所示。

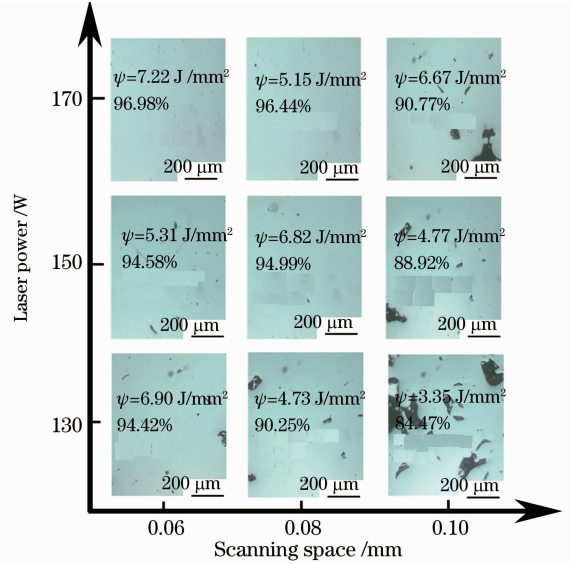


图4 正交试验样件致密度及表面孔隙

Fig. 4 Relative density and surface porosity of samples in orthogonal experiment

直观分析可得到在激光功率为170 W,扫描间距为0.06 mm,扫描速度为400 mm/s时致密度最高,通过极差分析,本次正交试验因素的重要性依次为扫描间距、激光功率、扫描速度,且通过偏差分析三者 F 比均在显著水平0.05~0.1之内,因此可认为三者均为成型致密度影响的重要因素。

3.1.1 扫描间距对致密度的影响

扫描间距对成型致密度的影响主要体现在搭接率上。熔道与熔道之间搭接良好是成型致密的必要条件,在成型过程中熔道搭接之间不可避免地会出现“凹谷”,“凹谷”随着搭接率增加而变小。在一般情况下,粉末熔化后的金属液在重力作用下润湿填充“凹谷”,两层之间结合紧密。但是当搭接率过小时,“凹谷”过大,金属液凝固时间极短,通过润湿性无法完成“凹谷”的填充,此时会出现孔洞现象,造成致密度下降,层与层结合力变差。因此研究扫描间距对致密度影响通过线搭接率对其表述,熔道宽度用 D 表示,扫描间距用 S 表示,搭接长度用 L 表示,如图5所示。

可知理论搭接长度 L 为

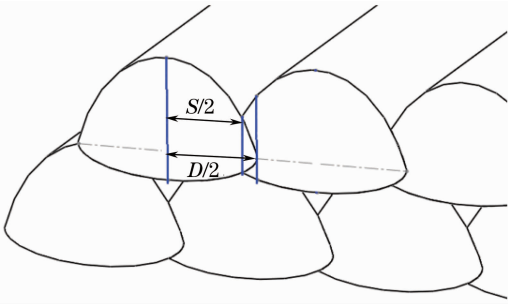


图5 熔道搭接中扫描间距与熔道宽度的关系

Fig. 5 Relationship between scanning space and melting road width in melting road overlapping

$$L = 2 \times \left(\frac{D}{2} - \frac{S}{2} \right), \quad (2)$$

因此线搭接率 η 为

$$\eta = \frac{L}{D} = 1 - \frac{S}{D}, \quad (3)$$

由(3)式可见,影响搭接率的主要因素为熔道宽度 D 和扫描间距 S 。熔道宽度 D 的主要影响因素是激光聚焦光斑的大小,以及能量热影响区。

影响熔道宽度的激光聚焦光斑大小一般受设备采用的激光器性能以及光路传输设计所约束,而能量热影响区则主要受到激光功率和激光扫描速度的影响。在扫描速度为恒值时,激光功率越大,能量热影响区越大;激光功率为恒值,扫描速度越低,能量热影响区越大,对应的熔道宽度越大。

一般情况下,因能量热影响区对熔道宽度影响的波动范围比较小,可假设熔道宽度为比较稳定的值,此时搭接率主要影响因素为 S ,随着 S 增加,熔道搭接率变小,熔道之间的“凹谷”变大,容易出现孔洞,影响成型致密度。扫描间距 S 越小,熔道之间“凹谷”区域越小,通过表面张力以及毛细管力的作用越容易填充固相之间“凹谷”,成型致密度越高,这与实验结果相符合。

但也不是扫描间距越小越好,因为致密度只是评价成型质量的因素之一。当扫描间距太小,一定区域面积所需要的成型时间越长,大部分激光作用在已成型区域,对成型区重熔,小部分作用粉末上,成型效率降低,且可能出现部分物质气化,将激光扫描方向前区粉末吹走,造成粉末不足。诸多因素使得成型表面形貌呈现过熔状态,造成成型表面粗糙度过大^[27],对后续成型带来影响。图6为扫描间距为0.06 mm和0.08 mm时所对应的表面形貌,0.06 mm的扫描间距成型致密度虽然高,但是表面粗糙,对精密直接成型产生很大影响,因此通过综合分析选用0.08 mm的扫描间距。

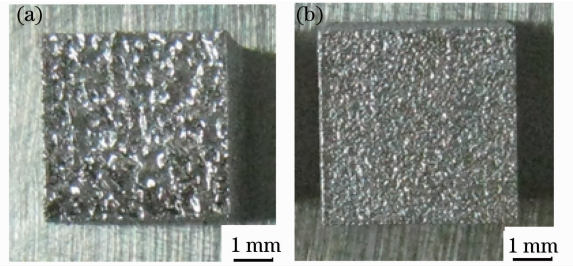


图6 扫描间距对表面质量的影响。(a) 0.06 mm; (b) 0.08 mm

Fig. 6 Effect of scanning space on surface quality.

(a) 0.06 mm; (b) 0.08 mm

3.1.2 激光功率与扫描速度对致密度影响

激光功率和扫描速度对成型致密度的影响,主要体现在能量输入密度对熔道宽度的影响。在激光功率为恒值时,随着扫描速度的提高,熔道宽度不断变小,由大于激光聚焦光斑直径,到近似激光聚焦光斑直径,再到小于激光聚焦光斑直径,最后呈现不连续的部分熔化的状态。

为了进一步研究激光功率和扫描速度对致密度的影响,固定扫描间距,在激光功率150~180 W之间每隔10 W取一个值,对应扫描速度分别为400、500、600、700 mm/s,分析对致密度的影响。图7为不同激光功率下扫描速度对应的致密度。相同激光功率下,随着扫描速度增加,致密度下降;但在激光功率过大,扫描速度过低的情况下,同样出现了低致密度的情况,采用激光功率/扫描速度(P/V)比例的形式定义能量输入^[22],将其对应的致密度值通过多项式拟合,如图8所示,其致密度值出现一个先增加后降低的趋势。在能量输入低于0.35 J/s时,随着能量输入提高,致密度提高,这是一个随着能量输入增加,粉末趋向完全熔化,熔道趋向完全结合的过程。在能量输入超过0.35 J/s时,致密度开始降低,此时因为能量输入过大,部分物质气化,同时因

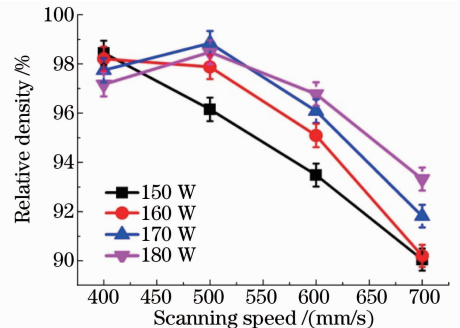


图7 不同激光功率下扫描速度与致密度的关系

Fig. 7 Relationship between scanning speed and relative density in different laser powers

能量冲击大造成熔池周围存在大范围的无粉区^[19],引起熔道与熔道,层与层之间成型工艺失稳。因此在 0.35 J/s 能量输入下,致密度达到 99.02%,此时对应激光功率为 170 W,扫描速度为 500 mm/s。

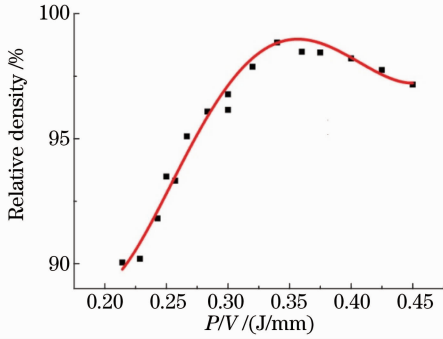


图 8 激光能量输入密度与致密度的关系

Fig. 8 Relationship between laser energy input density and relative density

3.1.3 优化工艺参数下的显微组织

经过试验对工艺参数优化的结果为激光功率 170 W,扫描速度 500 mm/s,扫描间距 0.08 mm,层

厚 0.30 μm ,邻层错开隔层正交扫描策略,此时致密度为 99.02%。在金相显微镜下观察,熔道与熔道之间搭接良好,组织致密,层与层之间致密结合,鲜有孔洞,如图 9 所示。

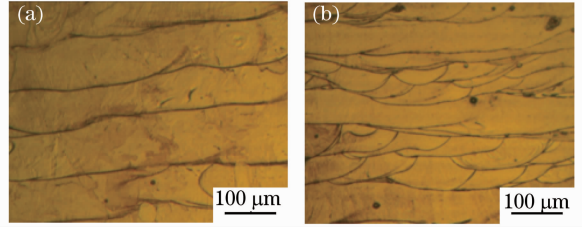


图 9 SLM 直接成型金相组织。(a) 正面;(b) 侧面
Fig. 9 Microstructure of part directly manufactured by SLM.

(a) Front surface; (b) side surface

3.2 成型性能

采用以上优化的工艺参数,将相互垂直摆放的拉伸试样通过 SLM 直接制造。拉伸试样长度方向与激光光束垂直的 SLM(XY)和长度方向与激光光束平行的 SLM(Z),每个方向成型 5 个样件,经过性能测试,取平均值,如表 3 所示。

表 3 钴铬钼合金 SLM 直接成型性能

Table 3 Mechanical properties of CoCrMo alloy directly manufactured by SLM

Samples	Tensile strength /Mpa	Yield strength $\sigma_{0.2}$ /Mpa	Elongation /%	Rochwell hardness (HB)	
				Surface	Lateral
SLM (XY)	1050	738	5.2	39	33
SLM (Z)	970	689	3.1	34	38

钴铬钼合金 SLM 直接成型性能与 ASTM F75 铸造样件标准对比,图 10 为抗拉强度与屈服强度对比,图 11 为洛氏硬度和延伸率的对比。

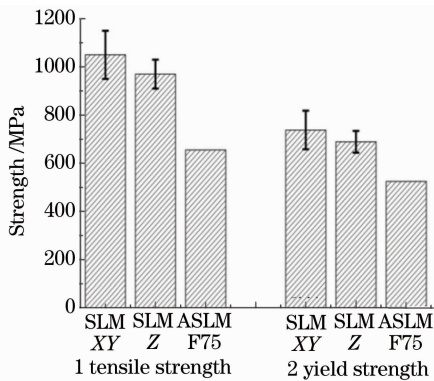


图 10 抗拉强度与屈服强度比较

Fig. 10 Comparison of tensile strength and yield strength

由图 10 和 11 可知,SLM 成型钴铬钼合金的抗拉强度、屈服强度和洛氏硬度比 ASTM F75 明显偏高,这是由于 SLM 成型过程中激光对粉末作用时间短,粉末在激光作用下快速熔化并快速热传递自淬火激冷快速凝固,在快速凝固过程中金属晶粒细化,产

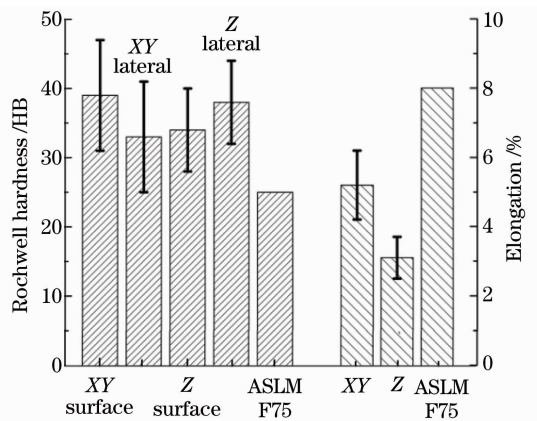


图 11 洛氏硬度与延伸率的比较

Fig. 11 Comparison of Rochwell hardness and elongation

生细晶强化,细晶强化提高了强度。同时细晶强化也造成拉伸过程塑性增加缓慢,使得延伸率普遍要比铸造件的低,这从图 11 可看出,其中 SLM(Z)的延伸率比 SLM(XY)更低一些,为 3.1%,比 ASTM F75 规定的 8%也要低,但基本达到 ISO9693 标准中金属延伸率不得低于 3%的要求。

SLM 直接成型性能在 SLM(XY) 方向和 SLM(Z) 方向上也存在差异, 图 12(a)、(b) 分别为 SLM(XY) 和 SLM(Z) 断裂端口形貌 1000 倍放大图, SLM(XY) 样件端口形貌虽然大部分是解离断裂, 但是在解离断裂的同时存在着小量韧窝, 说明部分发生了塑性断裂, 而 SLM(Z) 样件断口基本上是边缘有撕裂棱突起的解离断裂, 说明成型件断裂介于解离断裂与塑性变化之间的状态, 属于准解离断裂。

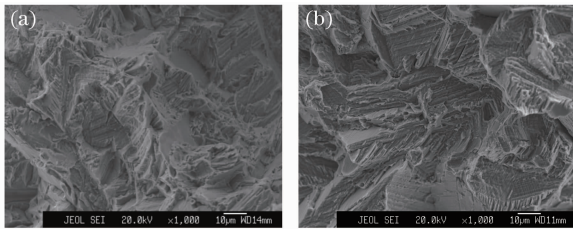


图 12 (a) SLM(XY) 和 (b) SLM(Z) 方向成型拉伸样件断口扫描电镜图

Fig. 12 Scanning electron microscope of tensile sample fracture on (a) SLM(XY) and (b) SLM(Z) directions

CoCrMo 合金 SLM 成型性能在 SLM(XY) 与 SLM(Z) 方向上的不同主要受分层制造原理约束。在成型过程中, SLM(Z) 方向上层与层之间的成型在时间上有一定的间隔, 熔化层与已成层之间存在温度梯度, 因此层间结合时会带来一定的内应力, 内应力累积而使得抗拉强度与屈服强度降低。同时层与层之间也可能由于成型产生的黑烟杂质没有及时吹走, 落在层面上, 层面出现杂质, 导致 SLM(Z) 成型时抗拉强度与屈服强度的降低。而 SLM(XY) 方向熔道与熔道之间搭接, 时间差短, 因温度梯度带来的应力小, 同时因为熔道宽度远大于层厚, 在同样范围内, 通过熔道结合次数比通过层间结合的次数也少很多, 从而层内熔道结合性能高于层间堆积结合性能。因此相对于 SLM(XY) 样件, SLM(Z) 样件层与层结合属于脆弱区域, 其屈服强度、抗拉强度、硬度以及延伸率均比较小。

4 结 论

通过对激光功率、扫描速度、扫描间距工艺试验分析以及参数的优化实验, 发现当扫描间距过小时, 虽然致密度可能会提高, 但是表面质量变差; 扫描间距过大时, 致密度降低比较明显。激光能量输入在 0.35 J/mm 以下时, 随着能量输入提高致密度不断提高, 但是当超过 0.35 J/mm 时, 致密度开始出现

下降。因此研究当扫描间距在为 0.08 mm, 激光功率为 170 W, 扫描速度为 500 mm/s 时, 成型效果良好, 致密度在 99.02%。

在优化的工艺参数下, 对成型样件进行了性能测试, 发现由于层堆积制造原理约束, SLM 成型性能与 SLM 成型方向有关, 垂直激光光束方向上的性能比平行激光光束方向上的性能要高。其性能与 ASTM F75 标准对比, 发现其抗拉强度、屈服强度和洛氏硬度高于医用标准, 延伸率较低, 但在医用标准允许范围内, 因此 CoCrMo 合金激光选区熔化可用在个性化医用产品快速响应制造上。

为了进一步提升 CoCrMo 合金激光选区熔化直接制造综合性能, 下一步有必要研究通过后续处理提高 SLM 直接成型的韧性, 消除成型方向上的异性, 以及对其生物耐腐蚀性进行研究, 从而为 CoCrMo 合金激光选区熔化直接制造个性化医用产品提供更高性能的保证。

参 考 文 献

- 1 C T Sims, N S Stoloff, W C Hagel. Superalloys II [M]. New York: Wiley, 1987. 135-163.
- 2 A D John, L K Richard, P Robert, *et al.*. Cobalt Base Alloys for Biomedical Applications [M]. West Conshohocken: Astm International, 1999. 15-20.
- 3 J R Davis. ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys [M]. West Conshohocken: ASM International, 1997. 653-654.
- 4 M Niinomi. Metals for Biomedical Devices [M]. Florida: CRC Press, 2010. 355-378.
- 5 Standard Specifi Cation for Cast Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum Alloy Castings and Casting Alloy for Surgical Implants; ASTM Designation F75 [C]. West Conshohocken: ASTM, 2004.
- 6 Y Bing, M V Kartik, A Songtao, *et al.*. Differences of knee anthropometry between Chinese and white men and women [J]. J Arthroplasty, 2011, 26: 124-130.
- 7 M Mahfouz, E E Abdel Fatah, L S Bowers, *et al.*. Three-dimensional morphology of the knee reveals ethnic differences [J]. Clin Orthop Relat Res, 2012, 470(1): 172-185.
- 8 R Iorio, S Kobayashi, W L Healy, *et al.*. Primary posterior cruciate-retaining total knee arthroplasty: a comparison of American and Japanese cohorts [J]. J Surg Orthop Adv, 2007, 16(4): 164-170.
- 9 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.
- 10 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.
- 11 R S Kircher, A M Christensen, K W Wurth. Electron beam melted (EBM) Co-Cr-Mo alloy for orthopaedic implant applications [C]. Austin: Solid Free form Fabrication, 2009. 428-436.
- 12 S M Gaytan, L E Murr, D A Ramirez, *et al.*. A TEM study of cobalt-base alloy prototypes fabricated by EBM [J]. Materials

- Science and Applications, 2011, 2(5): 355–363.
- 12 A Chiba, S Kurosu, Y Koizumi, *et al.*. Mechanical properties and microstructures of biomedical grade Co-Cr-Mo alloy produced by additive manufacturing technique using EBM method[J]. Bone & Joint Journal Orthopaedic Proceedings Supplement, 2013, 95 (s15): 146–146.
- 13 B Vandenbroucke, J P Kruth. Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts[J]. Rapid Prototyping Journal, 2007, 13(4): 196–203.
- 14 Y Pupo, J Delgado, L Serenó, *et al.*. Scanning space analysis in selective laser melting for CoCrMo powder [J]. Procedia Engineering, 2013, 63: 370–378.
- 15 K Monroy, J Delgado, J Ciurana. Study of the pore formation on CoCrMo alloys by selective laser melting manufacturing process [J]. Procedia Engineering, 2013, 63: 361–369.
- 16 M Averyanova, P Bertrand, B Verquin. Manufacture of Co-Cr dental crowns and bridges by selective laser melting technology [J]. Virtual and Physical Prototyping, 2011, 6(3): 179–185.
- 17 A Takaichi, T Nakamoto, N Joko, *et al.*. Microstructures and mechanical properties of Co-29Cr-6Mo alloy fabricated by selective laser melting process for dental applications [J]. J Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2013, 21(5): 67–76.
- 18 D Jevremovic, T Puskar, B Kosec, *et al.*. The analysis of the mechanical properties of F75 Co-Cr alloy for use in selective laser melting (SLM) manufacturing of removable partial dentures (RPD)[J]. Metalurgija, 2011, 51(2): 171–174.
- 19 Wang Di, YangYongqiang, Wu Weihui. Process optimization for 316L stainless steel by fiber laser selective melting[J]. Chinese J Lasers, 2009, 36(12): 3233–3239.
王 迪, 杨永强, 吴伟辉. 光纤激光选区熔化 316L 不锈钢工艺优化[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3233–3239.
- 20 Wu Weihui, Yang Yongqiang, Wang Hongwei, *et al.*. Research on direct rapid manufacturing of 316L fine metal part using fiber laser[J]. Laser Technology, 2009, 33(5): 486–489.
吴伟辉, 杨永强, 王红卫, 等. 光纤激光直接快速成型 316L 不锈钢精密零件研究[J]. 激光技术, 2009, 33(5): 486–489.
- 21 I Yadroitsev, P Bertrand, I Smurov. Parametric analysis of the selective laser melting process[J]. Applied surface science, 2007, 253(19): 8064–8069.
- 22 A Simchi, H Pohl. Effects of laser sintering processing parameters on the microstructure and densification of iron powder [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 359(1): 119–128.
- 23 A Simchi. Direct laser sintering of metal powders: mechanism, kinetics and microstructural features[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 428(1): 148–158.
- 24 R H Morgan, A J Papworth, C Sutcliffe, *et al.*. High density net shape components by direct laser re-melting of single-phase powders[J]. Journal of Materials Science, 2002, 37(15): 3093–3100.
- 25 Liu Jie, Yang Yongqiang, Wang Di, *et al.*. Computer-aided optimization of the process parameters for fabricating overhanging structure by selective laser melting[J]. Chinese J Lasers, 2012, 39(5): 0503001.
刘 杰, 杨永强, 王 迪, 等. 选区激光熔化成型悬垂结构的计算机辅助工艺参数优化[J]. 中国激光, 2012, 39(5): 0503001.
- 26 D Wang, Y Q Yang, Y L Huang, *et al.*. Impact of inter-layer scan strategy on quality of direct fabrication metal parts in SLM process[J]. Laser Technology, 2010, 34(4): 447–451.
- 27 P Mercelis, J P Kruth. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting [J]. Rapid Prototyping Journal, 2006, 12(5): 254–264.

栏目编辑: 宋梅梅