DOI: 10.3901/JME.2018.03.063

选择性激光熔化零件微观结构及摩擦学性能研究*

陈旭斌 葛翔 祝毅 杨华勇

(浙江大学流体动力与机电系统国家重点实验室 杭州 310027)

摘要: 选择性激光熔化(Selective laser melting, SLM)快速成型是一种金属增材制造技术, 316L 不锈钢和 Ti6Al4V(TC4)是 SLM 技术中使用最为广泛的材料。SLM 零件的摩擦学性能对其在工程上的应用至关重要, 但是相关研究较少而且未联系其显微结构对磨损机理进一步研究(尤其是润滑条件下)。使用盘-环试验机在油润滑条件下, 研究 SLM 316L 和 SLM TC4(经热处理)试件与软材料黄铜和硬材料 38CrMoAl 配对时的摩擦学性能, 并与传统铸造方法制造(Traditional process, TP)的试件进行比较。结果表明, SLM 试件存在熔池、孔隙和晶粒细化等现象, 经热处理的 SLM 试件熔池消失、硬度变大。当与黄铜配对时, SLM 试件与 TP 试件相比具有更低的摩擦因数和磨损率; 当与 38CrMoAl 配对时, 经热处理的 SLM TC4 比 TP TC4 具有更低的摩擦因数和磨损率。滑动摩擦初期, 磨粒磨损占主导, 逐渐的黏着磨损发生并占主导。SLM 试件中晶粒细化等结构影响其摩擦学性能, 同时试件的塑性变形程度及氧化膜对其裂纹的形成和材料的剥落影响较大。

关键词: 选择性激光熔化; 微观结构; 表面形貌; 滑动摩擦

中图分类号: TG14; TH117

A Study on Microstructure and Tribology Performance of Samples Processed by Selective Laser Melting (SLM)

CHEN Xubin GE Xiang ZHU Yi YANG Huayong

(State Key Lab of Fluid Power and Mechatronic Systems, Zhejiang University, Hangzhou 310027)

Abstract: Selective laser melting rapid prototyping is one of metal additive manufacturing technology. 316L stainless steel and Ti6Al4V are widely used materials in SLM technology. The tribology performance of SLM parts is critically important for industrial applications but related studies are rare and the wear mechanism (include the microstructure) is not further studied under lubricated conditions in particular. Friction and wear behaviors of 316L and TC4 are processed both by SLM and traditional process (TP) with soft material brass and hard material 38CrMoAl have been investigated using a ring-on-disc rig under lubricated conditions. The results show that the SLM samples had the microstructure of melting pool, pore and fine grains, and heat-treated samples' melting pool disappeared, hardness increased. The SLM samples had slightly lower friction and wear than the TP samples when in contact with brass. When contact with hard material, the heat-treated SLM TC4 has lower friction coefficient and wear rate than TP TC4. The beginning of sliding wear, abrasive wear dominated, then adhesive wear occurred and gradually dominated. The fine grain structure of SLM samples had a great influence on its tribological performance, and the plastic deformation degree and oxide film of the specimen has a great influence on the crack formation and the spall of the material.

Key words: selective laser melting; microstructure; surface topography; sliding wear

0 前言

增材制造(Additive manufacturing, AM)技术经过近 30 年的发展, 已成为快速原型技术中采用最广

泛的技术之一。该技术基于分层——叠加堆积原理, 采用材料逐渐累加的方法制造实体零件, 能够实现高性能复杂结构零件的快速无模近终形制造^[1-3]。选择性激光熔化(Selective laser melting, SLM)快速成型技术作为金属增材制造技术的一种, 可直接根据三维模型, 依靠激光将金属粉末逐层熔化完成制造。SLM 技术与其他技术相比, 凭借其在打印精度、致密度及材料适用性等方面的优势, 在航空航天、军

* 国家自然科学基金(51405431)、中央高校基本科研业务费专项资金(2016FZA4003)和国家重点基础研究发展计划(2015CB058100)资助项目。20170212 收到初稿, 20171019 收到修改稿

工、医疗等领域已广泛应用^[4-6]。

在激光快速成型过程中,高能激光束与金属粉末作用时,使材料在激光辐照区中形成特殊的优越的组织结构,如晶粒细化,获得高度过饱和的固溶体等^[7]。ANTONY 等^[8]还发现 SLM 零件与传统铸造方法制造(Traditional process, TP)的零件相比具有更好的耐腐蚀性。但是,成型过程中材料的熔化、凝固和冷却都是在极快的条件下进行的,如果成型工艺控制不当,易于在零件中形成裂纹、孔隙、球化现象等缺陷。RUIDI 等^[9]发现成型过程中上下两层熔化不充分,熔化的液滴会迅速卷成球形,从而导致球化现象并降低零件的致密度。此外,如果成型过程中存在的热应力超过材料的强度,就会发生塑性变形和翘曲变形^[10]。SLM 成型参数对零件的性能有十分重要的影响,SANTOS 等^[11]研究了激光功率、扫描速度等工艺参数对零件微观结构、硬度、疲劳强度的影响,发现通过调整扫描间距和层厚,零件的致密度可以达到 98%,显微维氏硬度高于锻件。摩擦学性能对许多工程零件至关重要,且很多工程机械的故障和失效也是由于摩擦磨损引起的,但是目前关于 SLM 零件摩擦学性能的研究较少。MÄKINEN 等^[12]使用销-杆试验机发现 SLM 试件由于表面较粗糙而摩擦因数较高。KUMAR 等^[13]使用微振试验台对比了(SLS)/SLM 零件和 TP 零件在干摩擦条件下的耐磨性。GU 等^[14-15]对 SLM 纯钛和钛合金做了一系列研究,使用球-盘试验机进行了干摩擦条件下工艺参数对摩擦因数等影响的研究。但是,上述研究仅仅描述了摩擦磨损的结果,并未联系试件的表面形貌和显微结构提出磨损机理。

316L 不锈钢和钛合金 Ti6Al4V(TC4)粉末是 SLM 中最常使用的粉末,316L 因其优异的耐腐蚀性在工程行业有着广泛的应用,而 TC4 因为具有良好的综合力学机械性能和较低的密度在航空航天等领域应用广泛。国内外学者已对 SLM 316L 和 TC4 零件的耐腐蚀性、机械性能、疲劳强度等进行研究,发现致密度对性能的影响较大^[16-17]。SUN 等^[4]还进行了干摩擦条件下滑动摩擦的研究,发现 SLM 零件比 TP 零件磨损量大。但是,还未开展润滑条件下滑动摩擦的研究,也未对 SLM 零件热处理之后的摩擦学性能进行研究。众所周知,润滑条件下表面形貌对其摩擦学性能的影响较大,而 SLM 零件成型后的表面粗糙度 R_a 在 $6\sim 8\ \mu\text{m}$,故需要对其表面进一步处理。本文主要研究 316L 不锈钢和 TC4 与硬材料(38CrMoAl 氮化处理)和软材料(黄铜)在油润滑条件下的滑动摩擦性能,试件的接触条件模拟柱塞泵中配流副的工况,对 316L 和 TC4 试件分别

使用 SLM 和 TP 制造(其中 SLM TC4 试件进行去应力热处理),并对上述试件表面进行粗磨和精抛处理,最后分析和讨论试件的摩擦学性能(摩擦因数、磨损率)、纳米压痕、微观组织结构等结果,并提出相应的磨损机理,力图为 SLM 零件在工程上的实际应用提供理论支持。

1 试验部分

1.1 试验装置

在经过改装的 MMU-10 端面摩擦磨损试验机上进行试验,上试件安装在主轴上并通过伺服电机驱动,主轴的转速调节范围为 $0\sim 3\ 000\ \text{r/min}$ 。下试件安装于下油盒上并通过液压缸进行加载,最大的加载力为 10 kN。试验时,上下试件在一个封闭的油盒中,油盒的进口处连接一小型泵,提供具有一定压力的液压油,油液经油盒的出口经过一过滤器回到油箱,从而实现了配流副工作状态简化后的模拟。试验装置原理图如图 1 所示,该装置通过其上的力矩轮测量试件之间的摩擦力矩,使用热电偶传感器实现温度的实时监测。摩擦因数 μ 可通过力矩轮的转矩 T 除以力矩轮的半径和加载力 F_N 得到,如式(1)。该试验装置通过计算机控制加载力、主轴转速、测试时间,并每隔 1 s 进行一次数据记录。

图1 试验装置原理图

1.2 试件及其处理

选取柱塞泵配流副上广泛使用的软材料黄铜 H68 和硬材料 38CrMoAl(进行调质和氮化热处理)作为下试件,其硬度分别为 $110\ \text{HV}_1$ 和 $1\ 001\ \text{HV}_1$,上述试件的硬度为维氏硬度计在 1 kg 的加载力下,对试件上 6 个测量点测得的硬度的平均值。上试件使用 316L 不锈钢和 TC4 两种材料,并分别使用 SLM 和 TP 进行制造。SLM 试件采用英国雷尼绍公

司制造的 redPOWER 类型 200 W 镜光纤激光器 AM250 进行加工。试件的加工工艺参数如表 1 所示, 粉末的粒度大小在 15~45 μm 之间, 其中 SLM TC4 加工完成后进行去应力热处理: 以固定速率使用 90 min 加热到 730 ~850 ℃之间; 在 730 ~850 ℃之间保持 2 h; 缓慢炉冷至 350 ℃之后关闭保护气(氩气)。黄铜、38CrMoAl、316L、TC4 的化学组成如表 2 所示, 试件的尺寸如图 2 所示。

表 1 试验中 SLM 零件加工工艺参数

参数	数值
层厚/μm	30
光斑大小/μm	70
扫描间距/μm	110
激光功率/W	200
点距/μm	70
曝光时间/μs	100
扫描速度/(mm/s)	700

表 2 材料的化学组成(质量分数)

成分(%)	C	Si	Mn	S	P	Cr	Al	Ni	Mo
316L/SLM	≤0.03	<0.75	≤2.0	<0.01	<0.025	17.5~18.0	Fe: Bal.	12.5~13	2.25~2.5
38CrMoAl	0.35~0.42	0.2~0.45	0.3~0.6	≤0.035	≤0.035	1.35~1.65	0.7~1.1	≤0.3	0.15~0.25
成分(%)	Ti	Al	V	Fe	C	N	H	O	
TC4/SLM	Re.	5.5~6.75	3.5~4.5	≤0.30	≤0.080	≤0.050	≤0.015	≤0.20	
成分(%)	Cu	Zn	Pb	P	Fe	Sb	Bi		
黄铜 H68	67~70	Bal.	≤0.03	≤0.01	≤0.1	≤0.005	≤0.005

图 2 上试件和下试件的尺寸

上试件和下试件的接触面使用粗磨(CG)和抛光(P)的方式进行加工, 其 R_a 值分别为 0.8 和 0.02, 由于 SLM 零件直接成型所能达到的粗糙度最好为 6~8 μm, 难以满足工程零件(配流副等)正常工作的要求。因此, 对 SLM 零件也进行上述加工以便与 TP 零件进行比较并排除表面形貌带来的干扰, 上、下试件的原始表面形貌如图 3 所示。试验中使用的

图 3 试件表面形貌

液压油为 L-HM 46 抗磨液压油, 其在液压领域使用最为广泛, 特性如表 3 所示。为了保证接触润滑和防止油液温度过高, 油箱的进油流量为 2 mL/s。试件在试验的前后使用超声波清洗机在丙酮溶液中清洗 10 min, 之后使用酒精清洗并烘干。

表 3 试验使用的液压油的特性

参数	数值
运动粘度 (mm ² /s, 40℃)	46
黏度指数	101
闪点/℃	202
倾点/℃	-12

1.3 试验方案

试验时液压缸对试件的加载力为 3 300 N, 从而保证上试件和下试件之间的压强为 15 MPa(配流副上的典型压力^[18])。调节步进电机从而使上试件获得特定转速, 以实现配流副低速下工况的模拟(低速条件下油膜难以建立, 配流副最易发生失效且柱塞泵效率较低)。试验中上试件选取的转速为 10 r/min, 试验时间为 30 min, 其等效的滑动距离为 21.7 m。滑动距离为试件转速和旋转半径的乘积, 其中旋转半径为上试件接触面内外半径的平均值。试验的配对方式如表 4 所示, 每组试验重复 3 次以保证数据的可靠性。磨损量使用分析天平测量试件试验前后的质量获得; 使用激光共聚焦显微镜(Keyence VK-X100)对试件的表面形貌进行观测, 此外还可获得金相图(染色后)、组织结构、粗糙度、3D 形貌等信息; 使用扫描电镜(SEM)对试件进行观测并确定试验中的转移物。

表 4 试验的配对方式

试验编号	上试件(表面处理)	下试件(表面处理)
1, 9	TP 316 L(CG)	黄铜/38CrMoAl(CG)
2, 10	TP 316 L(P)	黄铜/38CrMoAl(P)
3, 11	SLM 316L(CG)	黄铜/38CrMoAl(CG)
4, 12	SLM 316L(P)	黄铜/38CrMoAl(P)
5, 13	TP TC 4(CG)	黄铜/38CrMoAl(CG)
6, 14	TP TC 4(P)	黄铜/38CrMoAl(P)
7, 15	SLM TC 4(CG)	黄铜/38CrMoAl(CG)
8, 16	SLM TC 4(P)	黄铜/38CrMoAl(P)

2 结果与讨论

2.1 材料特性及试件的微观结构

使用 XRD 衍射对 TP 和 SLM 零件进行标定, (以 316L 为例)发现其相图谱都有 γ -奥氏体和 α' -马氏体, 只是在强度上 SLM 零件稍弱但无明显差异, 如图 4 所示。经热处理的 SLM TC4 与 TP TC4 衍射图谱也相似。

图 4 TP 零件和 SLM 零件的 XRD 衍射图谱

使用共聚焦显微镜对试件(经腐蚀染色处理)的剖面进行观测, 发现 SLM 316L 存在明显的鱼鳞状熔池与 TP 316L 的显微结构差异较大如图 5 所示,

(a) TP 316L

(b) SLM 316L

(c) TP TC4

(d) SLM TC4

图 5 试件剖面的金相图(微观结构图)

这是由于激光逐层扫描和逐点熔化的方式形成的。此外, 孔隙和球化现象也可在熔池与熔池的交界处观测到, 这是由于激光的功率、扫描速度以及材料的润湿性造成的^[19]。SLM TC4 经过去应力热处理, 在组织的形态上与 TP TC4 相似(熔池消失), 但是其内部还存在部分孔隙和球化现象。基于阿基米德原理对试件的密度进行测量, 发现 SLM 316L 的密度为 TP 316L 的 97.7%, SLM TC4 的密度为 TP TC4 的 99.4%。因此, 上述缺陷的存在会导致试件致密度的下降, 使用热处理、激光参数优化^[4]等方式可提高其致密度。

对上述剖面进一步使用 SEM 观测, 图 6b 为熔池的放大图, 可以看到 SLM 316L 晶粒的尺寸非常小约为 1 μm, TP 316L 晶粒的尺寸为其 10 倍左右, 图 6a 中的小黑点为电解腐蚀造成的小凹坑。经过热处理的 SLM TC4 没有发现明显的晶粒细化现象且晶粒尺寸与 TP TC4 相接近, 均为网篮状马氏体组织^[20]。使用维氏硬度计对四种试件进行测量, TP 316L 硬度为 222HV₁, SLM 316L 硬度为 228HV₁, TP TC4 硬度为 328HV₁, SLM TC4 硬度为 390HV₁。

(a) TP 316L

(b) SLM 316L

(c) TP TC4

(d) SLM TC4

图 6 试件剖面的扫描电镜图

图 7 试件纳米压痕硬度

为了进一步探明选择性激光熔化过程中不同

区域(不同熔池)的硬度变化, 使用 Nano Indenter G200 纳米压痕仪进行测量。测量的位置如图 7 左所示, 为了测量不同熔池的硬度, 每个点之间的距离为 $100\ \mu\text{m}$, 其中 1、4、5 为 Z 轴方向(层与层之间)的不同熔池, 1、2、3 为同一层上的不同熔池, 为了对比也对传统铸造方法制造的试件进行测量。结果表明, SLM 试件不同熔池硬度相接近且与 TP 试件的硬度变化相接近, 说明当前加工工艺参数下, SLM 试件在不同位置的材料特性相似(均匀性较好); SLM 试件的硬度比 TP 试件的硬度高, 这与试件的微观结构(细晶等)和熔化成型方式相关^[21]; 此外, SLM 试件纳米压痕的硬度比其宏观维氏硬度高 (SLM 316L 最为明显), 这是由于宏观测量时接触区域比纳米压痕大得多, 区域内包含孔隙和球化等缺陷造成的。经热处理的 SLM TC4, 无论是显微维氏硬度还是纳米压痕硬度都比 TP TC4 高。

2.2 摩擦磨损结果与讨论

2.2.1 上试件与黄铜配对

当 316L 和黄铜配对时, 摩擦因数的变化范围为 $0.12\sim 0.15$, 如图 8 所示。当 TC4 与黄铜配对时, 摩擦因数的变化范围在 $0.14\sim 0.21$ 之间, 如图 9 所示。无论是 SLM 试件还是 TP 试件, 抛光处理的试件比粗磨处理的试件具有更低的摩擦因数。相同处

图 8 316L 与黄铜配对的摩擦因数

图 9 TC4 与黄铜配对的摩擦因数

理方法下, SLM 316L 的摩擦因数比 TP 316L 的摩擦因数稍低, 图 10 中磨损率的结果也与摩擦因数相符。

图 10 上试件与黄铜配对时黄铜的磨损率

TC4 表现出较差的耐磨性, 粗糙度低的表面反而具有较高的摩擦因数且存在波动。TC4 P 建立稳定所需时间更长, 且 SLM TC4 P 和 TP TC4 P 的摩擦因数出现了较大差异。其中, SLM TC4 P 的磨损率是四种试件中最底的。

对试件的表面形貌进行观测, 黄铜颗粒以不同的形式转移至上试件表面。其中, 抛光处理的 316L 表面黏附的颗粒尺寸最小, 粗磨的表面上黏附有大块的黄铜, 表面形貌与磨损率结果基本一致, 如图 11 所示。对其表面粗糙度测量可以发现, 粗磨的试件在黏附铜的区域变得更加光滑(粗糙度有所下降), 抛光的试件表面弥散着颗粒状黄铜及些许犁沟粗糙度变大(但仍较“光滑”)。

图 11 试验后上试件的表面形貌

TP TC4 P 摩擦因数上升与 TC4 本身耐磨性较差, 此阶段黏着磨损还在发生以及表面氧化膜形成和脱落速率相关, 进一步通过共聚焦显微镜和 SEM 观察发现 TP TC4 P 表面氧化膜不明显, 而在 SLM TC4 P 表面发现较多平滑的氧化膜如图 12 所示, 故造成两者之间的差异。TP TC4 P 的局部区域也发现了较大块的黄铜, 需要进一步研究。

图 12 TC4 P 表面形貌

上述摩擦磨损机制在先前的文章中已有讨论^[22], 且 SLM 试件的结果也与 TP 试件相似。滑动摩擦初期, 试件之间的磨料磨损占主导, 由于犁沟效应产生了许多小颗粒, 逐渐的这些颗粒转移至上、下试件表面(沟谷中), 使得表面更加“光滑”并阻止进一步的磨料磨损。与此同时, 由于局部区域出现黄铜与黄铜的接触, 黏着磨损也开始发生。粗磨的表面由于其表面过于粗糙, 犁沟效应更加严重, 黄铜颗粒逐渐集聚变成大块颗粒, 从而表现出更大的磨损率。此外, 下试件由于较软发生了塑性变形, 但上试件并未发生明显的塑性变形, 如图 13 所示。

(e) 上试件表面能谱

图 13 上试件表面能谱和试验后上试件剖面金相图

2.2.2 上试件与 38CrMoAl 配对

当 316L 与 38CrMoAl 配对时, 摩擦因数明显变大, 如图 14 所示。当 TC4 与 38CrMoAl 配对时, 摩擦因数的波动较大, 变化范围在 0.32~0.35 之间, 如图 15 所示。TP 试件和 SLM 316L P 试件的摩擦因数都稳定在 0.34 左右, 远大于与黄铜配对的摩擦因数。但是, SLM 316L CG 随着对磨时间的变长, 摩擦因数逐渐下降并最终稳定在 0.126 左右, 可以观察到在 900 s 之前摩擦因数存在明显的波动。磨

图 14 316L 与 38CrMoAl 配对的摩擦因数

图 15 TC4 与 38CrMoAl 配对的摩擦因数

损率结果与摩擦因数存在较大差异,其中 SLM 316L CG 的磨损率为 TP 316L CG 的一半且与 TP 316L P 的磨损率相近,如图 16 所示。此外, SLM 316L P 的磨损率最大。

图 16 316L 的磨损率和 TC4 的磨损率

无论是粗磨还是抛光处理, SLM 试件的摩擦因数都比 TP 试件稍低, 磨损率的结果也与该现象一致, 但远大于与黄铜配对时的磨损率。抛光试件的磨损率也与粗磨试件的磨损率相近, 其中 SLM TC4 P 具有最低的磨损率和摩擦因数。

对试件的表面形貌进行观测, 316L 试件中除 SLM 316L CG 试件外, 具有相似的表面, 犁沟现象和黏着磨损均能在其表面观测到。下试件表面黏着粗细不同的 316L 颗粒, 如图 17 所示, 其中图 17b 和图 17c 黏着颗粒较少且表面较光滑(粗磨的表面粗糙度变小, 抛光的表面比原来增大), 与磨损率的结果一致。从图 17e~17h 可观测到, TC4 与 38CrMoAl 配对时发生了严重的黏着磨损, TC4 颗粒转移到上下试件的沟谷中并形成了块状转移。

进一步对 TP 316L P 和 SLM 316L P 试件进行观测分析, 发现其表面都具有很多凹坑和犁沟, 如图 18 所示。但是, 通过形貌轮廓测量发现, SLM 试件的凹坑深度更大约为 $85\ \mu\text{m}$, TP 试件约为 $40\ \mu\text{m}$, 如图 18 所示。此外, 可以看到 SLM 试件凹坑附近很光滑且无磨损痕迹, 可能是由于整片剥落

图 17 试验后下试件 38CrMoAl 的表面形貌和试验后上试件 TC4 的表面形貌

图 18 试验后上试件 316L 表面形貌

造成的凹坑。TP 试件的凹坑则是由于 38CrMoAl 颗粒和粗糙峰造成的, 两种试件的剖面如图 19 所示。

图 19 上试件次表面金相图

当 316L 与硬材料(38CrMoAl)配对时,发生了较大的塑性变形,其中 TP 试件的塑性变形在整个剖面上都存在且均匀分布,变形层的厚度约为 40 μm 。但是,SLM 试件变形层的厚度从 20~60 μm 不等,一些裂纹可明显观测到,可能是由于上述裂纹造成材料的整块剥落。在 TC4 的剖面上未发现明显的塑性变形,但是可以观测到材料剥落的趋势和尖锐的粗糙峰,从而使其磨损率的增大,如图 19 所示。

SLM 316L CG 表现出较低的摩擦因数和磨损率,试验后其表面变得更加光滑且没有凹坑,如图

20 所示。此外,使用扫描电镜观测发现其表面存在氧元素,如图 20b 所示,但是未在 SLM 316L P 试件表面发现,如图 20c 所示。许多研究者认为,试件表面的氧化层可有效的防止金属之间的直接接触,从而降低磨损量和摩擦因数^[23]。氧化层只在 SLM 316L CG 表面存在可能是由于以下因素的作用:粗磨的表面使试件之间的粗糙峰谷更容易接触,从而局部区域的温度更高,有助于氧化层的形成;SLM 试件的微观结构与 TP 试件差异较大,孔隙、裂纹等改变其热传导性能等,从而形成氧化层。上述因素的作用效果需要进一步研究。

图 20 SLM 316L 表面形貌及能谱分析图

3 显微结构及摩擦磨损机理

3.1 试件的显微结构

在本研究中,SLM 316L 和 TP 316L 在 XRD 衍射图谱和硬度上都相似,但它们在显微结构差异较大,经热处理的 SLM TC4 与 TP TC4 相比硬度稍大,但显微结构相近。许多研究表明,SLM 试件中的孔隙、球化现象会降低其致密度,目前主要采用激光参数优化来实现孔隙的减少^[11],但是无法避免产生孔隙,本文采用热处理方法提高了其致密度。此外,晶粒细化等结构有助于改善其力学性能^[4],但热处理后 SLM TC4 熔池消失,晶粒尺寸也与 TP TC4 试件相近。

3.2 试件的摩擦磨损机理

3.2.1 TP 和 SLM 316L/TC4 与黄铜配对

当 TP 和 SLM 316L/TC4 试件与软材料(黄铜)配对时,发生轻微的磨粒和黏着磨损。滑动摩擦初期,试件之间的磨粒磨损占主导,由于犁沟效应产

生了许多小颗粒,逐渐的这些颗粒转移至上、下试件表面(沟谷中),使得表面更加“光滑”并阻止进一步的磨料磨损。与此同时,由于局部区域出现黄铜与黄铜的接触,黏着磨损也开始发生并逐渐占主导。粗磨的表面由于其表面过于粗糙,犁沟效应更加严重,黄铜颗粒逐渐集聚变成大块颗粒,从而表现出更大的磨损率。其中,SLM TC4 P 表面出现较多平滑的氧化膜,使其磨损率较小。此外,SLM 316L 试件中存在孔隙未影响其接触,反而由于其晶粒细化等结构提高了其性能。结果表明,无论是否经过热处理,SLM 试件在与软材料配对时都表现出较好的耐磨性。

3.2.2 TP 和 SLM 316L 与 38CrMoAl 配对

当 TP 和 SLM 316L 试件与硬材料(38CrMoAl)配对时,发生较轻微的磨粒和黏着磨损(及部分剥落),磨损主要发生在 316L 试件上。由于孔隙存在于 SLM 316L 的熔池之间,导致了裂纹的形成,并最终导致了材料的剥落和磨损率的增大,SLM 316L CG 由于表面的氧化层的生成,而具有较低磨损量

和摩擦因数。

3.2.3 TP 和 SLM TC4 与 38CrMoAl 配对

当 TP 和 SLM TC4 试件与硬材料(38CrMoAl)配对时, 磨损主要发生在 TC4 试件上。SLM TC4 由于经过热处理, 与 TP TC4 相比摩擦磨损性能更佳, 且未发现裂纹和材料整块剥落现象, 但是由于材料本身耐磨性较差, 因而 SLM 和 TP TC4 均具有较大的磨损率(发生严重的磨粒和黏着磨损)。

4 结论

(1) 本文使用盘-环试验机在油润滑条件下, 研究 SLM 试件摩擦学性能, 并与 TP 试件进行比较。结果表明, 无论是采用粗磨还是抛光的表面处理方法, 当与软材料(黄铜)配对时, SLM 316L 试件表现出较低的摩擦因数和磨损率, 这是由于细晶对试件耐磨性的提高和接触时塑性变形较小导致的; 经热处理的 SLM TC4 与 TP TC4 相比, 具有相似的摩擦因数和磨损率且 SLM TC4 P 磨损率最低。

(2) 当与硬材料(38CrMoAl)配对时, SLM 316L 与 TP 316L 在摩擦因数和磨损率上的差异较大, 这是由于 316L 发生了较大的塑性变形, 其中 SLM 试件在熔池之间存在孔隙和裂纹引起了材料剥落; SLM 316L CG 则由于氧化膜的形成而具有较低的摩擦因数和磨损率; 经过热处理的 SLM TC 4 比 TP TC4 具有更低的摩擦因数和磨损率。

(3) SLM 试件和 TP 试件在纳米压痕结果、相组织上无明显差异, 但是 SLM 具有细晶、熔池等结构。SLM 试件的致密度由于存在孔隙等缺陷而降低, 且无法避免。经热处理的 SLM TC4 试件致密度得到提高, 显微维氏硬度变大。

参 考 文 献

- [1] GU D, HAGEDORN Y C, MEINERS W, et al. Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(9): 3849-3860.
- [2] LI R, SHI Y, WANG Z, et al. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting[J]. *Applied Surface Science*, 2010, 256(13): 4350-4356.
- [3] 李希朝. 金属零件 3D 打印技术的应用研究[J]. *科技与创新*, 2016(1): 130.
- LI Xichao. The application research of 3D printing technology of metal parts[J]. *Science and Technology & Innovation*, 2016(1): 130.
- [4] SUN Y, MOROZ A, ALRBAEY K. Sliding wear characteristics and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, 23(2): 518-526.
- [5] YAP C Y, CHUA C K, DONG Z L, et al. Review of selective laser melting: Materials and applications[J]. *Applied Physics Reviews*, 2015, 2(4): 041101.
- [6] 吴伟辉, 杨永强. 选区激光熔化快速成形系统的关键技术[J]. *机械工程学报*, 2007, 43(8): 175-180.
- WU Weihui, YANG Yongqiang. Key technology of selective laser melting rapid prototyping system[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2007, 43(8): 175-180.
- [7] ABE F, SANTOS E C, KITAMURA Y, et al. Influence of forming conditions on the titanium model in rapid prototyping with the selective laser melting process[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2003, 217(1): 119-126.
- [8] ANTONY K, SIVA P M. A comparison of corrosion resistance of stainless steel fabricated with selective laser melting and conventional processing[J]. *Int J. ChemTech Res*, 2015, 7(6): 2632-2635.
- [9] LI R, LIU J, SHI Y, et al. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 59(9-12): 1025-1035.
- [10] ZAEH M F, BRANNER G. Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting[J]. *Production Engineering*, 2010, 4(1): 35-45.
- [11] SANTOS E C, OSAKADA K, SHIOMI M, et al. Microstructure and mechanical properties of pure titanium models fabricated by selective laser melting[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2004, 218(7): 711-719.
- [12] MÄKINEN M, JAUHIAINEN E, MATILAINEN V P, et al. Preliminary comparison of properties between Ni-electroplated stainless steel parts fabricated with laser additive manufacturing and conventional machining[J]. *Physics Procedia*, 2015, 78: 337-346.
- [13] KUMAR S, KRUTH J P. Wear performance of SLS/SLM materials[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2008, 10(8): 750-753.
- [14] GU D, HAGEDORN Y C, MEINERS W, et al. Selective

- laser melting of in-situ TiC/Ti₅Si₃ composites with novel reinforcement architecture and elevated performance[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2011, 205(10): 3285-3292.
- [15] GU D, HONG C, MENG G. Densification, microstructure, and wear property of in situ titanium nitride-reinforced titanium silicide matrix composites prepared by a novel selective laser melting process[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(2): 697-708.
- [16] CHERRY J A, DAVIES H M, MEHMOOD S, et al. Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, 76(5-8): 869-879.
- [17] RIEMER A, LEUDERS S, THÖNE M, et al. On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2014, 120: 15-25.
- [18] 王彬. 轴向柱塞泵平面配流副润滑特性及其参数优化[D]. 杭州: 浙江大学, 2009.
- WANG Bin. Lubrication characteristics and parameter optimization of barrel-port plate in an axial piston pump[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2009.
- [19] KRUTH J P, FROYEN L, VAN V J, et al. Selective laser melting of iron-based powder[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 149(1): 616-622.
- [20] 张升, 桂睿智, 魏青松, 等. 选择性激光熔化成形 TC4 钛合金开裂行为及其机理研究[J]. *机械工程学报*, 2013, 49(23): 21-27.
- ZHANG Sheng, GUI Ruizhi, WEI Qingsong, et al. A study on cracking behavior and mechanism of TC4 titanium alloy by selective laser melting[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2013, 49(23): 21-27.
- [21] GUPTA N, AHIRRAO S B, PAUL S, et al. Modeling of micro-scale fiber laser hardening process and optimization via statistical approximation of the engineering models[J]. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2015, 16(11): 2281-2287.
- [22] ZHU Y, CHEN X, ZOU J, et al. A study on the influence of surface topography on the low-speed tribological performance of port plates in axial piston pumps[J]. *Wear*, 2015, 338: 406-417.
- [23] ANTON V B. Advanced engineering design for reliability [M]. Delft: Delft University of Technology, 2015.
-
- 作者简介: 陈旭斌, 男, 1991 年出生。主要研究方向为液压传动与摩擦。
E-mail: xbc@zju.edu.cn
- 祝毅(通信作者), 男, 1984 年出生, 副教授。主要研究方向为磨损机理及其应用、3D 金属打印。
E-mail: yiz @zju.edu.cn
- 杨华勇, 男, 1961 年出生, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为电液控制元件与系统的研究、流体动力与机电系统的节能。
E-mail: yhy@zju.edu.cn