

增减材复合制造 316L 不锈钢的滑动磨损特性研究

唐成铭^{1,2,3}, 赵吉宾^{1,2*}, 赵宇辉^{1,2}, 王志国^{1,2}¹中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016;²中国科学院机器人与智能制造创新研究院, 辽宁 沈阳 110169;³中国科学院大学, 北京 100049

摘要 研究了激光选区熔化(SLM)/铣削增减材复合制造工艺对 316L 不锈钢滑动磨损特性的影响规律。在增减材复合加工机床上分别采用单一增材方法和增减材方法制备 316L 不锈钢试样,在一台加工中心上制备传统铸造 316L 不锈钢试样。激光能量密度 E 设置为 $112.5 \sim 183.3 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$, 铣削每齿进给量设置为 $0.02 \sim 0.08 \text{ mm}$ 。首先测试分析了试样致密度、组织缺陷、显微组织、显微硬度及表面粗糙度。在与 Si_3N_4 陶瓷球配对的干式滑动试验后,对摩擦因数、磨损率、磨痕形貌及元素组成进行测试分析。结果表明,SLM 成形材料的致密度和硬度在 $E=150.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时取得最高值。增减材试样的表面粗糙度明显低于增材试样,在每齿进给量相同时略高于铸造铣削样。SLM 成形材料的摩擦因数范围为 $0.93 \sim 1.03$,在最致密时取得最低值并略低于铸造材料。增减材表面在 30 min 内的总磨损率随每齿进给量的减小而降低,其数值为 $8.44 \times 10^{-8} \sim 12.17 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{mm}$,低于增材表面,在每齿进给量相同时略高于铸造铣削表面。增减材表面在滑前 12 min 内的磨损机制为磨粒磨损,而黏着磨损及材料断裂现象比其他两种表面轻微。滑动 30 min 后 SLM 成形材料主要的磨损机制为磨粒磨损和黏着磨损,以及缺陷引起的材料断裂,而材料黏着是其磨损面氧化的主要原因。

关键词 激光光学; 激光选区熔化; 铣削; 增减材复合制造; 滑动磨损; 表面形貌

中图分类号 O436

文献标志码 A

DOI: 10.3788/AOS222025

1 引言

激光选区熔化(SLM)是一种近年来发展迅速的增材制造技术,它通过激光束将扫描路径上的金属粉末熔化,逐层构建出零件^[1]。与传统铸造和锻造方法相比,SLM 技术具有以下特点^[2]:1)SLM 技术可以制造具有复杂形状和内部特征的金属零件;2)由于经历了快速熔化和冷却过程,SLM 方法制造出的零件金相组织更精细,机械性能更优;3)SLM 工艺的原料利用率高,粉末可以回收再使用。因此,SLM 技术在航空、航天、生物医疗和模具制造等领域得到了较多的应用^[3]。对于 SLM 制造工艺,Cherry 等^[4]研究了工艺参数对孔隙率和微观组织的影响,发现能量密度对孔隙率有显著的影响。Sander 等^[5]发现采用 SLM 方法成形的 FeCrMoVC 钢具有比传统铸造材料更高的硬度和抗压强度,以及更低的磨损率和断裂应变。Sun 等^[6]发现 SLM 成形的高致密度 316L 不锈钢的干摩擦性能接近于传统材料。Kumar 等^[7]发现在微动磨损中 SLM 试样的接触点表面生成的薄膜降低了磨损速率。孟广斌等^[8]分析了由 SLM 工艺制备的 TiC 增强 Ti 基纳米

复合材料的耐磨性,认为激光能量密度对其有明显影响。林辉等^[9]将 SLM 成形和铸造成形的 CoCrMo 合金分别与超高分子量聚乙烯进行配对摩擦,发现在不同润滑条件下 SLM 成形件的摩擦系数均小于铸件。周燕等^[10]发现当 S136 模具钢粉末的平均粒度为 $22.8 \mu\text{m}$ 时,SLM 成形试样的耐磨性最优。

虽然 SLM 技术具有独特优势,但是制备的零件往往不能直接投入使用,例如在需要较高几何精度和表面质量的应用中,零件成形后往往还要进行减材加工,通常是铣削加工。然而,一些复杂零件成形后再进行铣削时受限于刀具的可达性^[11],部分区域的加工无法实现^[12]。此外,在不同设备上顺序加工所涉及的工件转运及装夹会花费较多成本。为解决以上问题,有学者提出增减材复合制造技术(HASM),即在一个制造平台上集成上述两种加工工艺,同时完成零件的成形和精密加工^[13]。目前只有日本沙迪克公司和松浦机械公司推出了基于激光选区熔化/铣削技术的复合制造装备^[14],并且针对此种复合工艺对所制零件性能影响的相关研究较为稀少。为此,本文在自研的复合制造平台上,以 316L 不锈钢粉末为原料,开展试验和

收稿日期: 2022-11-22; 修回日期: 2023-01-30; 录用日期: 2023-02-21; 网络首发日期: 2023-03-09

基金项目: 中央引导地方科技发展专项资金(2021JH6/10500119)、国防科技重点实验室基金(JCKY61420052017)、国家自然科学基金(52105415)

通信作者: jbzhaos@sia.cn

分析,着重研究增减材复合制造工艺对材料滑动磨损特性的作用规律。

2 试验方法

2.1 试验材料

316L 是一种奥氏体不锈钢,由于具有较高的强度

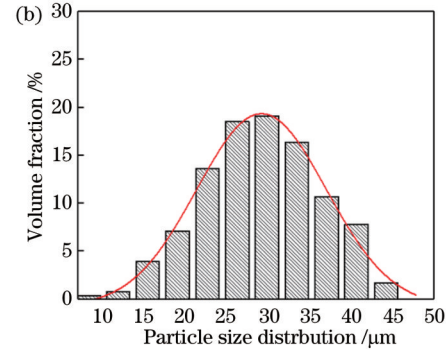
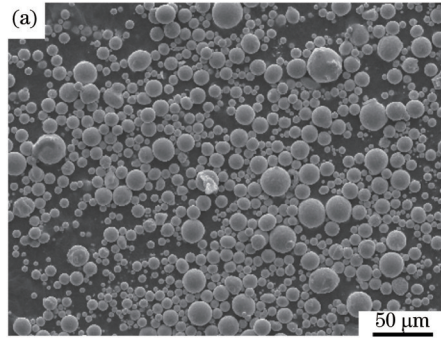


图 1 316L 不锈钢粉末。(a)粉末形貌 SEM 图;(b)粉末的粒径分布

Fig. 1 316L stainless steel powders. (a) SEM image of the powders; (b) particle size distribution of the powders

粉末的化学成分如表 1 所示。

表 1 316L 不锈钢粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of 316L stainless steel powder

Element	C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	Fe
Mass fraction %	0.03	18.62	1.35	2.53	12.72	0.54	Bal.

为了与铣削加工后的传统铸造材料进行比较,选用江苏群华钢铁有限公司生产的铸造 316L 不锈钢圆棒料进行制样,其化学成分及力学性能满足标准

和耐腐蚀性而得到广泛应用^[15]。本文采用沈阳稀有金属研究所生产的气体雾化 316L 不锈钢粉末,扫描电镜 (SEM) 图如图 1 所示,粒径范围为 15~45 μm ,粒径平均值为 30 μm 并服从高斯分布。绝大多数粉末颗粒呈球状,具有良好的流动性。

GB/T 20878—2007。

2.2 试验设备

增材及增减材试样的加工在自主研制的增减材复合机床上完成。该机床集成了 SLM 模块和高速铣削模块,工作时,送粉装置提供的粉末由刮刀铺设到工作台基板上形成粉层,振镜控制激光束将所选区域的粉末熔化成形,主轴按工艺规划程序铣削工件表面。该机床通过增材工艺和减材工艺交替进行,实现工件的复合加工,其主要结构及外观如图 2 所示。

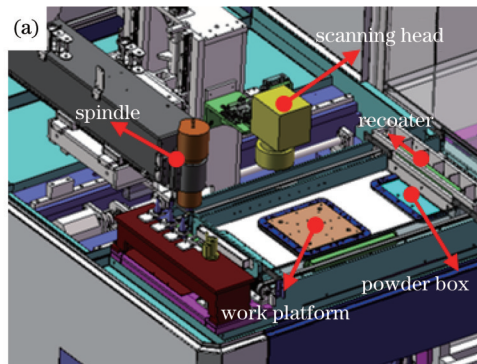


图 2 增减材复合机床。(a)主要结构;(b)外观

Fig. 2 Additive/subtractive hybrid machine tool. (a) Main components; (b) appearance

复合机床主要技术参数如表 2 所示。

2.3 试验方法

试验前烘干粉末,并向工艺箱体中通入氩气,待氧气体积分数低于 1/1000 后开始加工。在 4 块 316L 不锈钢基板上各加工出尺寸为 15 mm \times 15 mm \times 10 mm 的试样,其中一组试样采用 SLM 工艺制造,其余三组试样在成形后立即进行铣削加工,即采用增减材复合工艺制造。如图 3 所示,试样在成形中采用双向扫描

方式,并且每加工一层后扫描方向旋转 90°。

通过前期试验,已经确定了能成形的工艺窗口,本文的具体参数在此窗口内选取。表 3 列出了对应每个试样编号的 SLM 工艺参数,其中激光功率 P 设置为 270~330 W,扫描速度 S 为 900~1200 mm/s,扫描间距 h 和粉层厚度 t 分别设置为固定值 0.05 mm 和 0.04 mm。

表 3 中的能量密度 E 用于表征粉末单位体积内的

表 2 复合机床技术参数

Table 2 Technical parameters of hybrid machine tool

Technical parameter	Value
Maximum work size / (mm×mm×mm)	250×250×250
Laser power / W	0-500
Laser wavelength / nm	1064
Spot size / μm	100
Layer thickness / mm	0.02-0.10
Laser scanning speed / (mm·s ⁻¹)	100-7000
Spindle power / W	3000
Spindle speed / (r·min ⁻¹)	0-40000
Feed rate / (mm·min ⁻¹)	0-20000

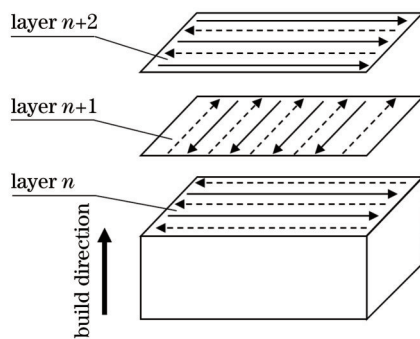


图 3 激光扫描策略

Fig. 3 Laser scanning strategy

表 3 SLM 工艺参数

Table 3 SLM process parameter

Sample No.	Laser power	Scan speed	Energy density
	P/W	$S/(mm \cdot s^{-1})$	$E/(J \cdot mm^{-3})$
1	270	1200	112.5
2	300	1200	125.0
3	330	1200	137.5
4	270	900	150.0
5	300	900	166.7
6	330	900	183.3

能量输入,与其他参数的关系^[16]为

$$E = \frac{P}{s \cdot h \cdot t} \quad (1)$$

复合加工中使用 6 mm 直径的双刃硬质合金涂层立铣刀,主轴转速设置为 15000 r/min,径向切削深度 a_e 和轴向切削深度 a_p 均设置为 0.2 mm。对于增减材试样,每齿进给量 f_z 分别设置为 0.02 mm、0.04 mm、0.08 mm。铸造 316L 不锈钢在一台 VMC1100 型加工中心上铣削成 15 mm×15 mm×10 mm 的试样,采用与复合加工时相同的刀具、切深及每齿进给量,机械主轴转速设置为 2400 r/min,并使用了切削液。

磨损试验在 CFT-I 型材料表面性能综合测试仪上进行。使用直径为 4.8 mm 的 Si₃N₄ 陶瓷球配对,接触力设置为 10 N,以速度 300 mm/s、行程 5 mm 进行

往复滑动,持续时间 30 min。试验在 22 °C 室温、干燥无润滑的条件下进行。

2.4 试样表征

采用阿基米德法测量 SLM 成形试样的致密度,对每个试样测量 3 次取平均值作为最终结果。在光学显微镜(Axio Vert. A1, Zeiss, 德国)下观察试样表面形貌和内部孔隙缺陷。对抛光试样进行腐蚀后,在光学显微镜下观察显微组织。硬度测量在显微硬度计(fm-310, FUTURE-TECH)下进行。沿试样高度方向每隔 1 mm 取 1 个测量点并取平均值代表试样硬度。使用白光干涉仪(Contour GT, Bruker, 德国)测量表面粗糙度以及磨痕轮廓。磨损率用磨痕体积与滑动行程的比值表征,磨损体积用靠近中部的 3 个磨痕截面面积的平均值与磨痕长度的乘积表示。使用扫描电镜(EVO 10, Zeiss, 德国)观察磨痕的微观形貌,并用 SEM 配备的能谱仪(EDS)测量磨痕表面的元素含量。

3 试验结果与分析

3.1 致密度、孔隙、显微硬度

致密度是评价 SLM 成形质量的一项重要指标。如图 4 所示,当能量密度 E 在 112.5~183.3 J·mm⁻³ 时,试样致密度在 93.8%~99.2% 范围内变化,并且随着 E 的增加先快速升高后缓慢地降低。当孔隙量较少时材料较为致密,因此,图 3 也表明了试样孔隙量的变化趋势。

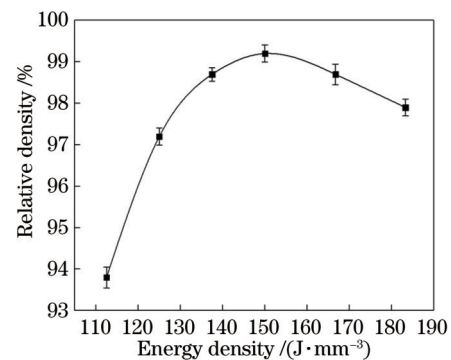


图 4 SLM 试样致密度

Fig. 4 Relative density of the SLM samples

如图 5 所示:当 $E=112.5 J \cdot mm^{-3}$ 时粉末未能完全熔化,试样组织中有较多具有不规则形状的未熔合缺陷^[17];当 E 增加至 150.0 J·mm⁻³ 时未熔合缺陷消失,试样中只存在少量球形气孔,其成因是熔融粉层在凝固前未能逸出的气体,以及原本存在于粉末颗粒内的气体^[18];当 $E=183.3 J \cdot mm^{-3}$ 时,熔池表面的蒸气反冲压和马兰戈尼效应造成熔滴飞溅,同时蒸气反冲压也引起粉末飞溅^[19],这些飞溅物引起随机的未熔合缺陷^[20]。此外,熔池由于凝固时的高冷却速率而快速收缩,高应力导致组织中出现热裂纹。

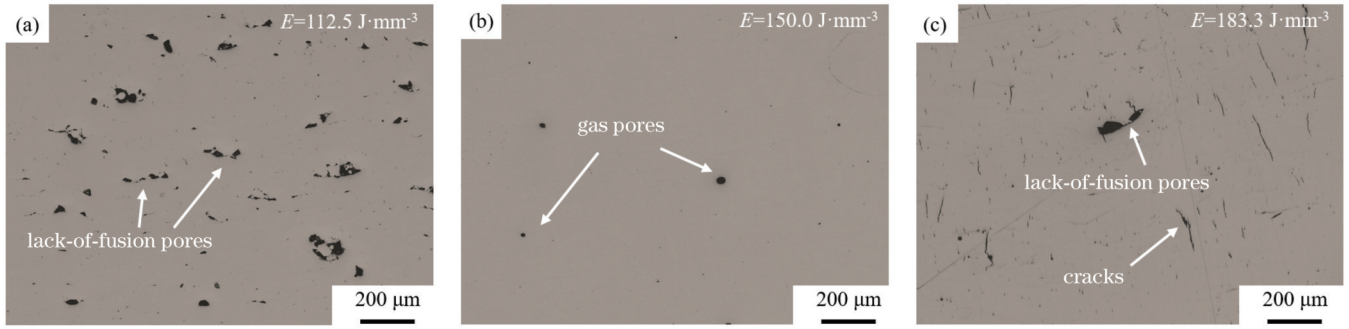


图 5 试样组织缺陷。(a)未熔合缺陷;(b)球形气孔;(c)未熔合缺陷与裂纹

Fig. 5 Sample structure defect. (a) Lack-of-fusion defects; (b) spherical pores; (c) cracks and lack-of-fusion defects

硬度是影响材料耐磨性的一项综合性力学指标。如图 6 所示, SLM 试样显微硬度随能量密度的变化趋势与致密度相似, 其数值范围为 232.3~283.6 HV_{0.2}。

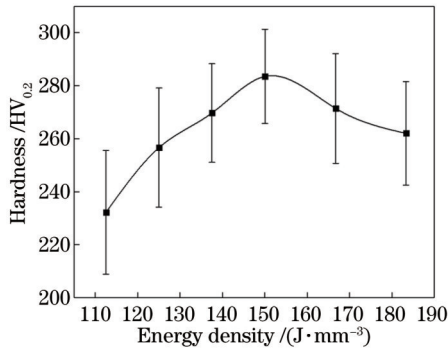


图 6 不同 SLM 参数下的显微硬度

Fig. 6 Microhardness under different SLM parameters

根据 Hall-Petch 定律, 硬度随晶粒度的增大而降低^[21], 但是由于 SLM 工艺参数对晶粒平均尺寸的影响小^[22], 所以工艺参数主要是通过调控组织缺陷的方式对硬度产生影响。当测试点附近存在孔隙或裂纹时, 测试点周围材料形成的约束作用弱导致硬度值低^[23]。材料孔隙较多时, 在压头压入时可观察到新萌生的裂纹[图 7(a)], 而致密材料在测试时则不会产生新裂纹[图 7(b)], 这也说明孔隙缺陷使材料更易发生断裂破坏。同一试样的不同次硬度测量结果之间存在较大差异, 可以推断材料缺陷是一个成因, 而另一个成因是熔池凝固形成的鱼鳞状组织中[图 7(c)]晶粒沿温度梯度方向生长, 形成柱状晶和胞状晶[图 7(d)], 引起显微区域内的各向异性和硬度的不均匀^[24]。此外, 激光重熔会使晶粒平均尺寸变小并使小角度晶界含量增加, 因此测量点所在位置的重熔次数不同也导致显微硬度值产生差异^[25]。铸造 316L 不锈钢的晶粒尺寸远

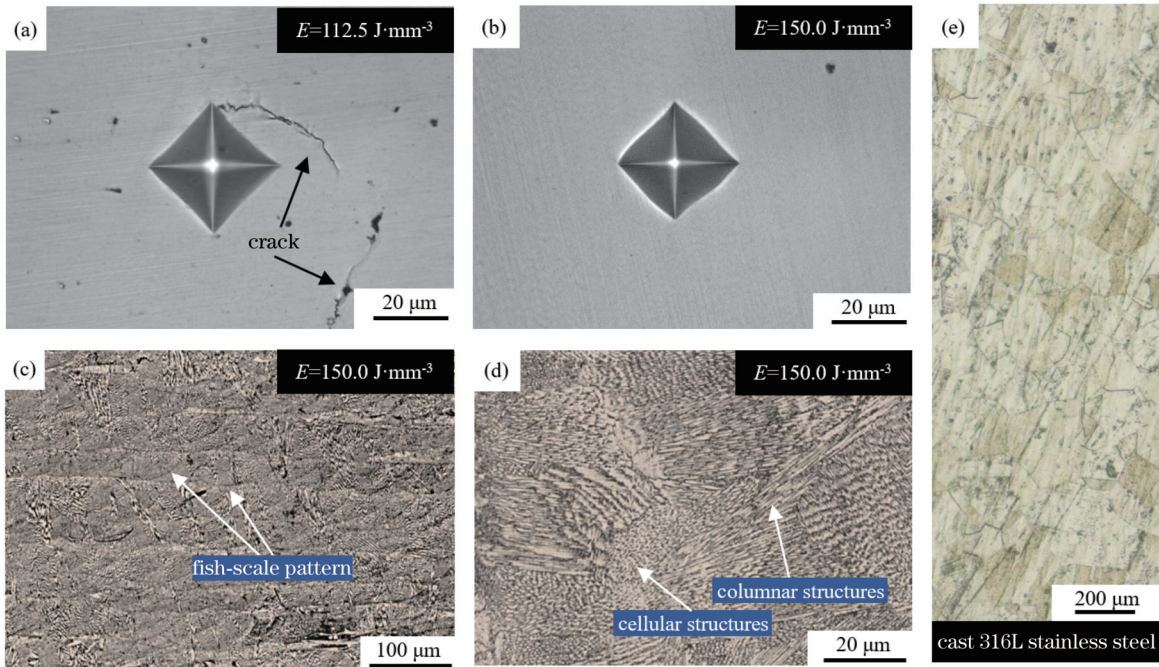


图 7 试样压痕与显微组织。(a)(b) SLM 试样压痕;(c)(d) SLM 试样组织;(e) 铸造试样组织

Fig. 7 Sample indentation and microstructure. (a)(b) SLM sample indentation; (c)(d) microstructure of SLM sample; (e) microstructure of cast sample

大于 SLM 试样 [图 7(e)], 其显微硬度平均值为 $208 \text{ HV}_{0.2}$ 。

3.2 试样初始表面

在磨损初期, 试样与陶瓷球头表面上的一部分微观凸起相互接触并产生变形以承受垂向载荷, 并在滑动中发生剪切破坏或黏着。初始表面越粗糙, 接触区域总面积越小, 单个微观凸起承担的平均载荷越大, 发

生破坏的几率越高^[26]。如图 8 所示, SLM 成形表面上可见平行熔道痕迹及球化物。增减材表面和铸件铣削面均存在铣削刀纹, 而只有增减材表面上存在材料黏附, 这是由于高速干式铣削时的切削热使加工区域温度升高, 材料在高温下易黏附在刀具及加工表面上, 而铣削铸件时切削速度低切削热少, 并且切屑液起到了降温排屑作用。

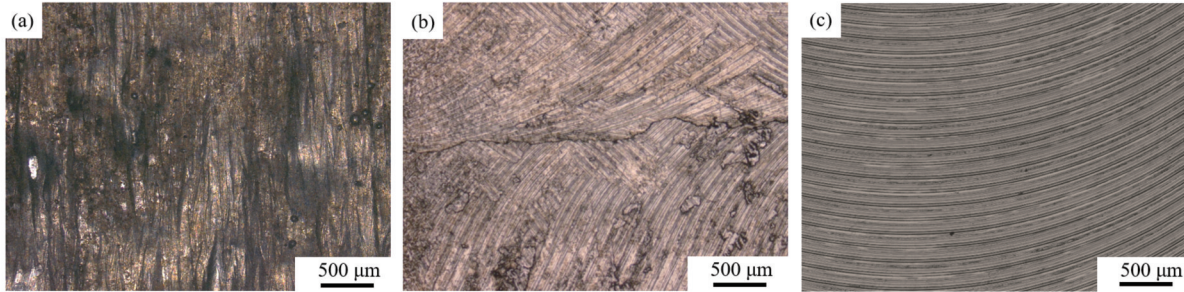


图 8 摩擦试验前的初始表面。(a) SLM 成形表面; (b) 增减材表面; (c) 铸件铣削表面

Fig. 8 Initial surface before wear test. (a) SLM formed surface; (b) HASM surface; (c) milled surface of cast

从表 4 可以看出, SLM 成形面的表面粗糙度随 E 的增加呈现先降低后上升的趋势。提高 E 能增加熔池宽度, 降低表面粗糙度^[27]。提高 E 也能减少表面缺陷和球化, 但是 E 过高也会引起球化, 导致表面粗糙度升高^[28]。增减材加工面和铸件铣削面的表面粗糙度优于

SLM 成形表面, 其数值均随着 f_z 的减小而降低。由于材料的黏附, 在 f_z 相同时增减材加工面的表面粗糙度略微高于铸件铣削表面, 然而前者的切削效率是后者的 6.25 倍。

表 4 各加工面的表面粗糙度

Table 4 Surface roughness of the processed surfaces

SLM		HASM ($E=150 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$)		Milled surface of cast	
Energy density $E / (\text{J}\cdot\text{mm}^{-3})$	Surface roughness $R_a / \mu\text{m}$	Feed per tooth f_z / mm	Surface roughness $R_a / \mu\text{m}$	Feed per tooth f_z / mm	Surface roughness $R_a / \mu\text{m}$
112.5	14.77	0.02	0.46	0.02	0.29
125.0	9.36				
137.5	6.74	0.04	0.59	0.04	0.32
150.0	4.63				
166.7	5.25	0.08	1.06	0.08	0.63
183.3	7.86				

3.3 摩擦因数

图 9(a) 是 SLM 抛光试样的摩擦因数 (CoF)。滑动开始时, 静摩擦转化为动摩擦使摩擦因数迅速降低, 之后摩擦面互相接触的微小凸起数量随时间增多, 实际摩擦面积增加使滑动阻力和摩擦因数逐渐变大。滑动约 5 min 后, 摩擦因数曲线逐渐趋于平稳但不断波动, $E=112.5 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时最为明显。稳定后摩擦因数平均值在 $0.93\sim 1.03$ 之间, $E=112.5 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时达到最高值 1.03, $E=150.0 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时达到最低值 0.93。图 9(b) 是 $E=150.0 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时 SLM 表面、增减材表面和抛光表面的摩擦因数。所有表面的摩擦因数先降低后增高, 其中抛光表面最为迅速地趋于稳定, 接着是增减材表面, 而 SLM 表面的摩擦因数升至高水平并保持 10 min 后才逐渐降低并趋于稳定。在前 15 min 内初始

表面粗糙度越高则摩擦因数波动幅度越大, 而在 15 min 后摩擦因数的平均值均趋于稳定且在数值上十分相近, 因此减材加工只影响 SLM 成形材料的初期耐磨性。如图 9(c) 所示, 铸件铣削表面的摩擦因数变化趋势与增减材表面相似, 在 15 min 后的摩擦因数平均值约为 1.01, 稍高于 $E=150.0 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时的 SLM 成形材料。

3.4 磨损率

图 10 是滑动 30 min 后试样的磨损率。其中, 图 10(a) 表明 SLM 试样磨损率与孔隙率存在正相关关系: $E=112.5 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时磨损率最高, 约为 $7.51 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{mm}$; $E=150.0 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时磨损率最低, 约为 $5.02 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{mm}$; $E=183.3 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时, 约为 $5.82 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{mm}$ 。图 10(b) 是不同初始表面对应

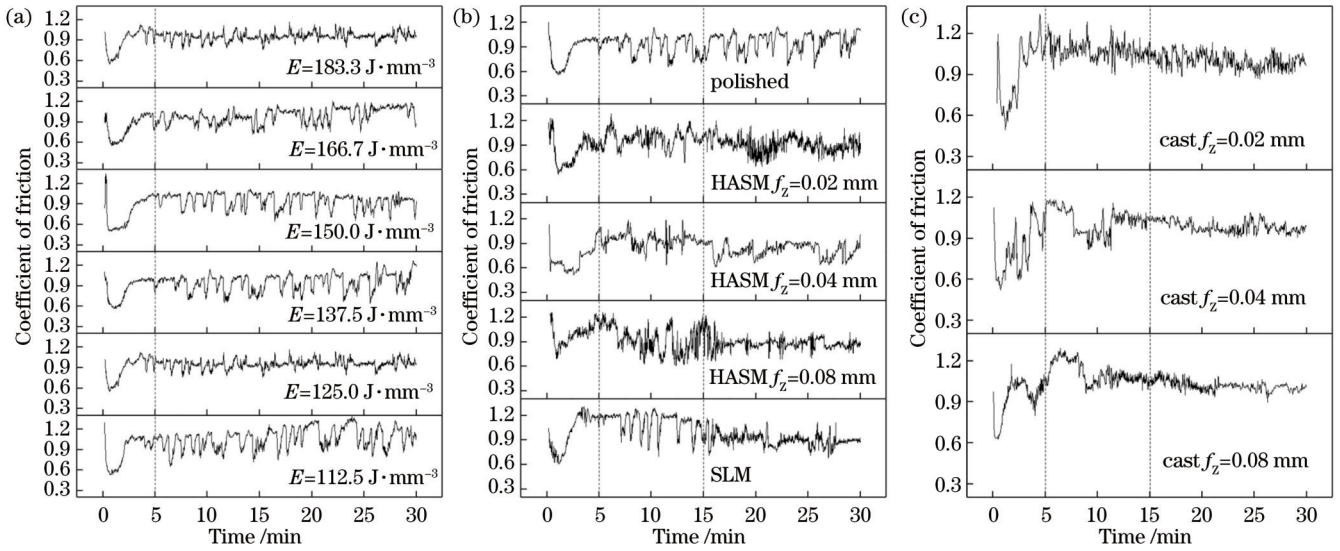


图 9 摩擦因数。(a)不同能量密度下的抛光面;(b)SLM成形试样不同加工面;(c)铸造材料铣削面
Fig. 9 Coefficient of friction. (a) Polished surfaces under different energy densities; (b) different surfaces of SLM samples; (d) milled surfaces of cast 316L stainless steel

的磨损率,此时增材表面磨损率最高,约为 $18.75 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{mm}$,增减材表面磨损率为 $8.44 \times 10^{-8} \sim 12.17 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{mm}$,低于增材成形表面,高于抛光表面,且随着 f_z 的减小而降低,因此初始表面的表面粗糙度越低,SLM成形材料越耐磨。铸件铣削试样的磨

损率为 $7.12 \times 10^{-8} \sim 10.13 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{mm}$,其随 f_z 变化的规律与增减材试样相似。在 f_z 相同时,铸造材料铣削表面的磨损率略低于 SLM 成形材料的增减材加工表面。

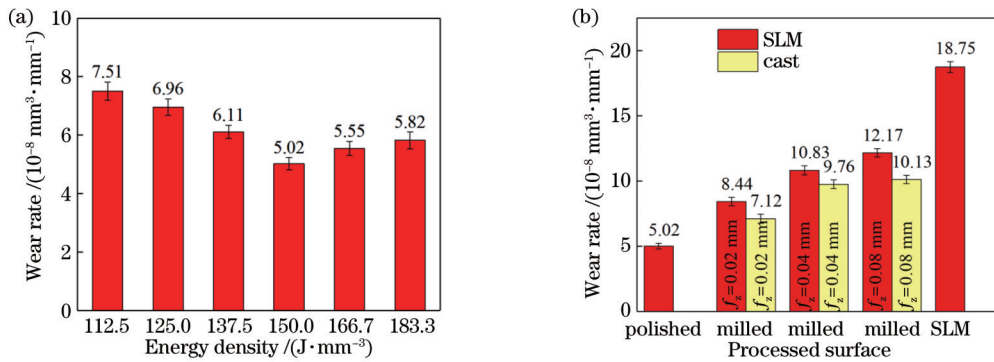


图 10 磨损率。(a)不同能量密度下的磨损率;(b)不同初始表面对应的磨损率
Fig. 10 Wear rates. (a) Wear rates under different energy densities; (b) wear rates corresponding to different initial surfaces

3.5 磨损机理

图 11 是各类加工表面在滑动进行 12 min 内的演变过程。图 11(a)~(c)是 SLM 加工表面。在前 6 min,磨痕上的平行沟痕表明该阶段发生了磨粒磨损。磨痕上存在细小的浅坑,同时没有明显的材料黏附,因此是材料断裂引起。在 12 min 时,磨痕上发现孔隙缺陷,磨粒磨损明显,因材料断裂引起的细小浅坑较多。图 11(d)~(f)是增减材加工表面。在 3 min 时的平行沟痕表明主要磨损机制是磨粒磨损。在 6 min 时出现了较多的黏附物,但黏附物未覆盖的区域上清晰的平行沟痕说明基体材料没有剥落,未发生黏着磨损。在 12 min 时,磨痕中间区域出现较大面积的因受挤压变得平整的区域以及条形黏附物。磨痕表面被压

平时没有材料损失,而被“涂抹”在变形区表面的条形黏附物是原本黏附在陶瓷球上的软性材料,它们可能来自摩擦系统内部,也可能是图 11(e)中铣削表面原有的材料碎屑,它们为磨痕表面补充了材料,并因此可能减慢了试样在滑动初期的磨损速度。在磨痕靠近边缘位置的平行沟痕说明此时还存在磨粒磨损。图 11(g)~(i)是铸造 316L 不锈钢铣削加工表面上的磨痕。在前 3 min 主要发生磨粒磨损,而在 6 min 时出现了较多的黏附物、细小浅坑及材料碎屑。在 12 min 时依然存在磨粒磨损。表面无明显变形的浅坑中有的周围存在部分断裂的黏附材料,而其他的周围没有明显的材料黏附,说明同时存在黏着磨损与材料断裂。

增材加工表面平整度较差,磨痕宽度不均匀,因此

在磨损初期摩擦因数波动明显。增减材表面平整,磨痕轮廓较为规整,摩擦因数波动幅度较小。SLM成形材料表层中可能存在孔隙,以及熔池快速凝固引起的残余拉应力乃至裂纹^[29],所以摩擦时的断裂现象较明显。减材加工去除了SLM加工形成的表层材料并改

变了初始表面的应力状态^[30],减轻了磨损时的破裂剥落现象。增减材表面和铸件铣削表面磨痕的边缘存在着高出初始表面的材料塑性堆积现象(毛刺),而增材试样的不平整表面和材料断裂使磨痕边缘的毛刺不容易发展。

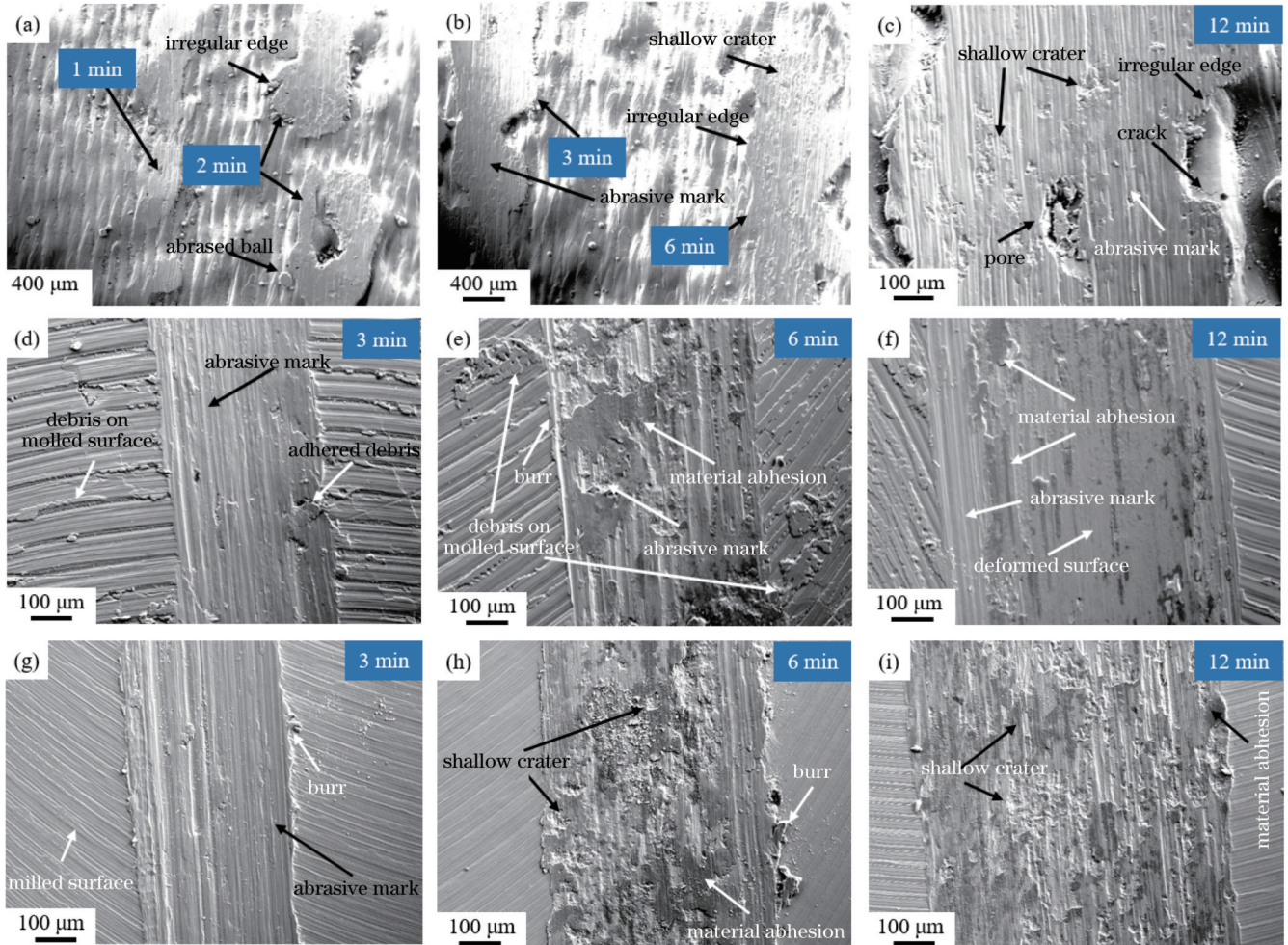


图 11 磨痕形貌随时间的演变过程。(a)~(c) SLM 加工表面;(d)~(f)增减材复合加工表面;(g)~(i)铸造 316L 不锈钢铣削加工表面

Fig. 11 Evolution of wear track morphology with time. (a)~(c) Surface processed by SLM; (d)~(f) HASM surface; (g)~(i) milled surface of cast 316L stainless steel

图 12(a)~(f)是 SLM 成形 316L 不锈钢在滑动 30 min 后的磨痕形貌。如图 12(a)所示,磨痕表面存在着大量平行沟痕和材料黏附,这是由于从试样表面分离的材料碎屑进入到摩擦副^[23],在成为磨料沿滑动方向犁进表面的同时,也在挤压和剪切作用下发生塑性变形,与摩擦表面产生黏着并造成图 12(d)中的浅坑。这些特征遍布磨痕表面,是主要的磨损形式。材料断裂也是 SLM 成形材料磨损的重要原因。在磨损过程中孔隙缺陷[图 12(b)]会嵌入碎屑并承受磨损,提高材料耐磨性^[31],同时孔隙缺陷也是裂纹源,应力集中使孔隙附近的材料易发生断裂导致磨损加剧^[6]。图 12(c)中的裂纹可能是在热力耦合作用下在次表面新萌生的,也可能是组织中原本存在的裂纹扩展而来,它们

最终会导致材料的剥离^[32]。图 12(e)是垂直于滑动方向的成组裂纹,它们在 $E=183.3 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时较多,其成因是残余拉应力较高,表层材料的内应力在摩擦中超出强度极限而断裂。如图 12(f)所示,断裂也发生在磨痕边缘的孔隙缺陷处并抑制了毛刺的发展。图 12(g)~(i)是铸造 316L 不锈钢在滑动 30 min 后的磨痕形貌。在磨痕上可见磨粒磨损造成的沟痕,而在条形浅坑一端的残留黏附物说明也发生了黏着磨损。铸造材料磨痕上具有不规则轮廓和粗糙表面的浅坑比 SLM 材料更多,周围没有黏附物说明表层材料发生了断裂。此外,铸造材料磨痕未发现由明显的孔隙缺陷引起的材料断裂。

图 13 列出了 SLM 材料缺陷对摩擦因数及磨损率

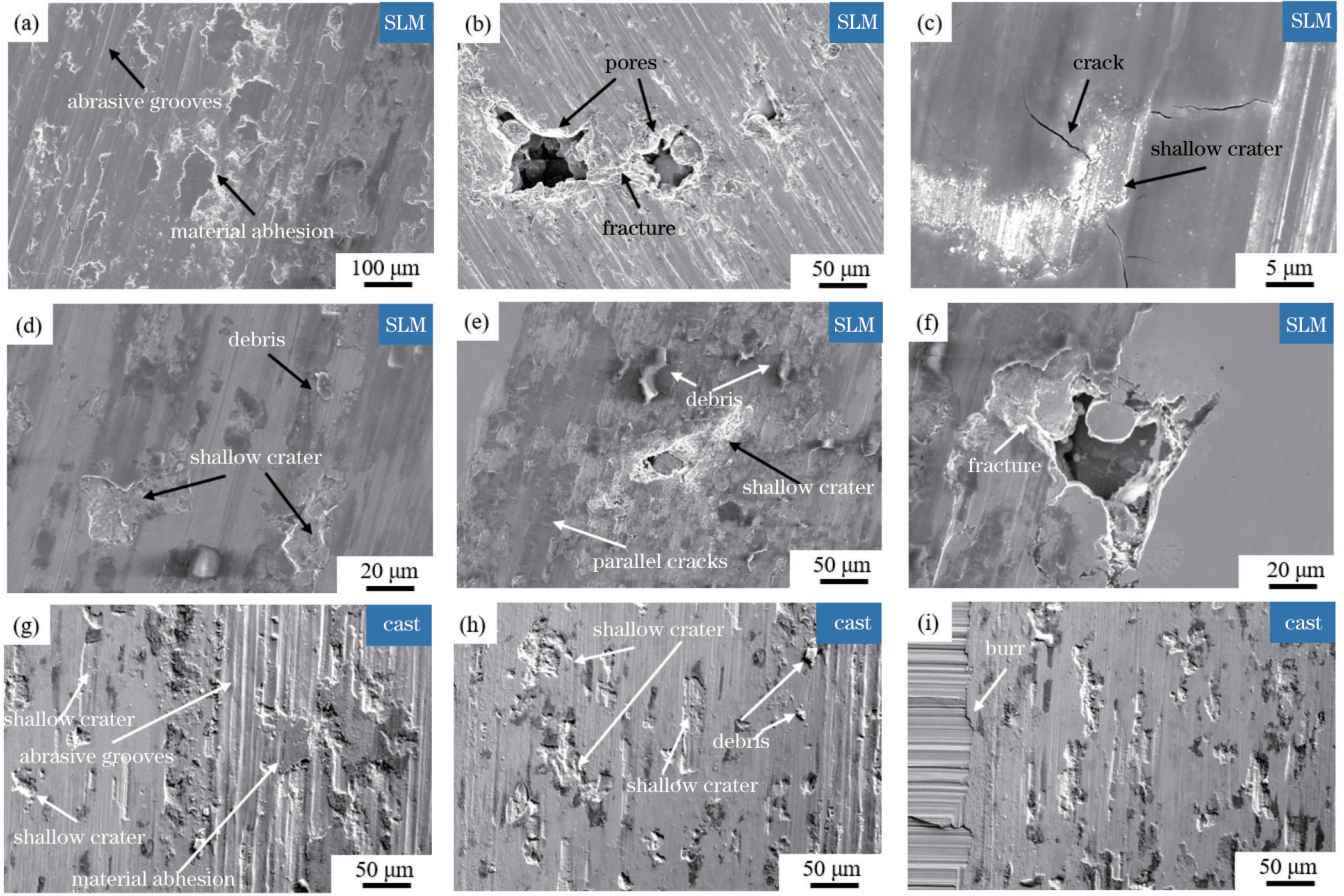


图 12 滑动 30 min 后的磨痕。(a)~(f) SLM 成形试样；(g)~(i) 铸造试样

Fig. 12 Wear track morphology after sliding for 30 min. (a)~(f) SLM sample; (g)~(i) casting sample

的影响机制：参与摩擦的微突起周围由于存在缺陷而更容易被剪切掉，造成摩擦因数下降和磨损加快[图 13(a)]；经过塑性变形的碎屑或陶瓷颗粒嵌入到表面缺陷中并参与摩擦，摩擦因数增大，磨损减慢[图 13

(b)]；陶瓷球微突起与孤立的缺陷发生剪切并被破坏，摩擦因数增大，磨损减慢[图 13(c)]；较硬的材料碎屑进入到孔隙中但没有参与摩擦，摩擦因数不受影响，而磨损可能减慢[图 13(d)]。

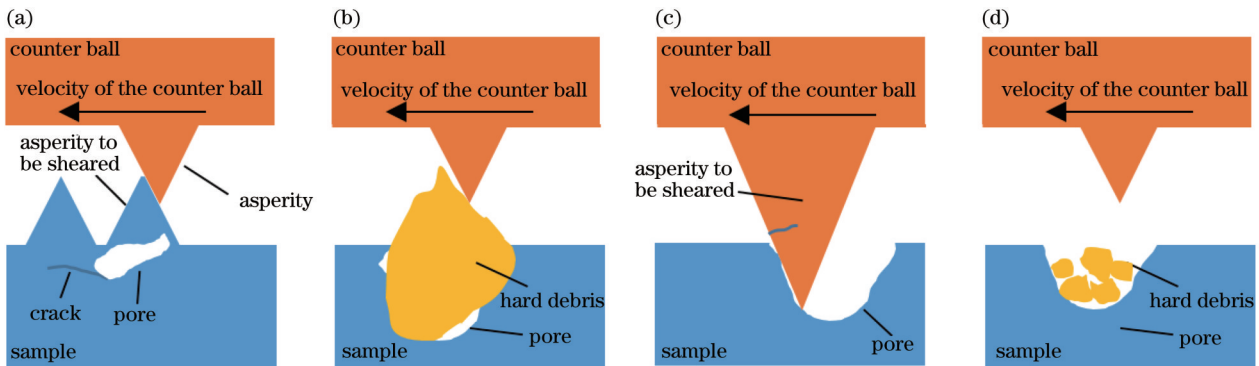


图 13 缺陷对摩擦因数和磨损率的影响。(a) 微突起周围的缺陷；(b) 硬质碎屑嵌入缺陷；(c) 孔隙缺陷参与摩擦；(d) 硬质碎屑填入孔隙

Fig. 13 Influence of defects on coefficient of friction and wear rate. (a) Pore near asperity; (b) hard debris seized by pores; (c) pores got involved in friction; (d) hard debris stuffing in pores

图 14(a)~(c) 是 SLM 成形材料在滑动 30 min 后的元素分析结果，其中，图 14(a) 是与氧化相关的磨损特征，包括平行沟痕、材料黏附、材料剥落后形成的新

生表面，以及 Fe、Cr 等金属元素的黑色氧化物颗粒^[33]。如图 14(b) 所示，材料黏着区域上氧化明显，而其他区域的氧化程度相对轻微，原因是黏附材料发生了高水

平的塑性剪切变形,摩擦系统动能转化的热量使其温度急剧升高,氧化反应活跃^[34],而在其他区域,发生塑性变形的材料总量少,释放热能少,氧化相对轻微。黏附材料有时被撕裂并带走一部分基体材料,形成低氧含量的新表面。图 14(c)中铁元素的损失也指明了发生明显氧化的区域。图 14(d)~(f)是传统铸造材料在

滑动 30 min 后的元素分析结果。铸造材料的氧化现象同磨损机制的关系与 SLM 成形材料相近,而主要区别是铸造材料磨痕上的细小浅坑数量更多,它们位于氧含量较低的区域,表面上没有变形痕迹而且边缘不存在黏附物,因此可知是材料断裂机制引起的基体材料损失。

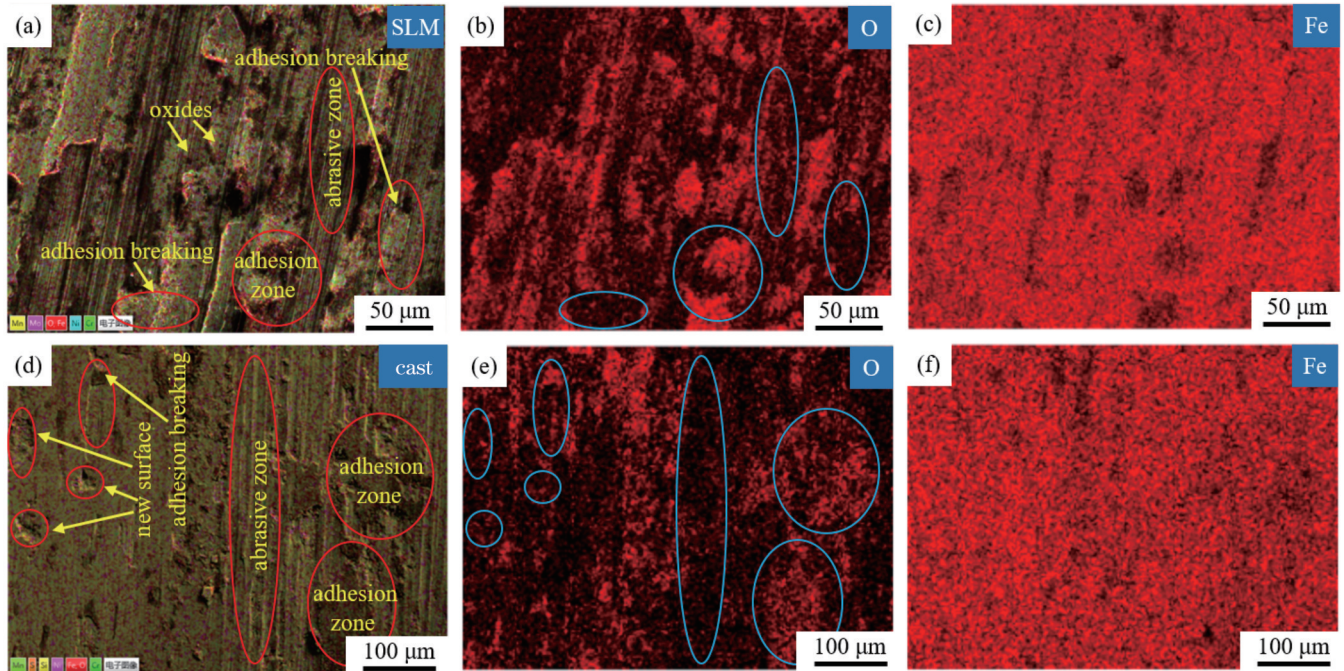


图 14 磨损表面的 EDS 元素组成分析。(a)~(c) SLM 成形试样;(d)~(f) 铸造试样

Fig. 14 EDS analysis of element composition on worn surface. (a)~(c) SLM sample; (d)~(f) casting sample

4 结 论

激光能量密度在 $112.5 \sim 183.3 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 范围内时,SLM 成形材料的致密度及硬度随着能量密度的提高呈现先升高后降低的变化趋势。材料组织中的孔隙缺陷是造成硬度降低和测量点间硬度差异的一个重要原因。

316L 不锈钢与 Si_3N_4 之间的滑动摩擦因数随能量密度的变化规律与致密度相似,在材料最致密时取得最小值。减材加工可加快 SLM 成形材料摩擦因数的稳定。由 SLM 工艺成形的高致密度 316L 不锈钢的摩擦因数略低于传统铸造材料。

过高或过低的能量密度都会削弱 SLM 成形 316L 不锈钢的耐磨性,增减材加工中减小每齿进给量可以降低材料磨损率。增减材加工表面在滑动 30 min 的总磨损率低于 SLM 成形表面,略高于铸造 316L 不锈钢铣削加工后的表面。

在 SLM 成形表面、增减材表面及铸造材料铣削表面上最先出现的磨损方式是磨粒磨损。在滑动 12 min 后,SLM 成形表面磨痕的宽度不均匀,主要磨损机制是磨粒磨损及材料断裂,黏着磨损相对较轻。增减材加工表面磨痕一部分区域发生磨粒磨损,另一部分区

域的表面材料因受到挤压而变得平整,黏附材料未造成明显的黏着磨损。铸造 316L 不锈钢铣削表面同时存在磨粒磨损、黏着磨损及材料断裂。

在滑动 30 min 后,SLM 成形 316L 不锈钢的主要磨损方式是磨粒磨损和黏着磨损,以及孔隙引起的材料断裂。铸造 316L 不锈钢的主要磨损方式是磨粒磨损和黏着磨损,以及比 SLM 成形材料更加明显的非孔隙引起的材料断裂。这两种材料滑动磨损面的氧化现象主要由黏附材料的塑性变形引起。

参 考 文 献

- [1] Casati R, Lemke J, Vedani M. Microstructure and fracture behavior of 316L austenitic stainless steel produced by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32(8): 738-744.
- [2] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components: process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112-224.
- [3] 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.
- [4] 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): 869-879.

- [5] Sander J, Hufenbach J, Giebeler L, et al. Microstructure, mechanical behavior, and wear properties of FeCrMoVC steel prepared by selective laser melting and casting[J]. Scripta Materialia, 2017, 126: 41-44.
- [6] 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.
- [7] Kumar S, Kruth J P. Wear performance of SLS/SLM materials [J]. Advanced Engineering Materials, 2008, 10(8): 750-753.
- [8] 孟广斌, 顾冬冬, 李闯, 等. 选区激光熔化制备块体 TiC/Ti 纳米复合材料的成形工艺及性能[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0603024.
- Meng G B, Gu D D, Li C, et al. Forming process and properties of TiC/Ti bulk-form nanocomposites prepared by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38 (6): 0603024.
- [9] 林辉, 杨永强, 张国庆, 等. 激光选区熔化医用钴铬钼合金的摩擦性能[J]. 光学学报, 2016, 36(11): 1114003.
- Lin H, Yang Y Q, Zhang G Q, et al. Tribological performance of medical CoCrMo alloy fabricated by selective laser melting[J]. Acta Optica Sinica, 2016, 36(11): 1114003.
- [10] 周燕, 段隆臣, 吴雪良, 等. 粉末粒径对激光选区熔化成形 S136 模具钢的磨损与抗腐蚀性能的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(10): 101403.
- Zhou Y, Duan L C, Wu X L, et al. Effect of powder particle size on wear and corrosion resistance of S136 mould steels fabricated by selective laser melting[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(10): 101403.
- [11] Liu C Y, Cai Z X, Dai Y H, et al. Experimental comparison of the flow rate and cooling performance of internal cooling channels fabricated via selective laser melting and conventional drilling process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 96(5): 2757-2767.
- [12] Liu C Y, Yan D, Tan J W, et al. Development and experimental validation of a hybrid selective laser melting and CNC milling system[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101550.
- [13] Flynn J M, Shokrani A, Newman S T, et al. Hybrid additive and subtractive machine tools-research and industrial developments[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2016, 101: 79-101.
- [14] Cortina M, Arrizubieta J I, Ruiz J E, et al. Latest developments in industrial hybrid machine tools that combine additive and subtractive operations[J]. Materials, 2018, 11(12): 2583.
- [15] Sun Z J, Tan X P, Tor S B, et al. Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates[J]. Materials & Design, 2016, 104: 197-204.
- [16] Simchi A, Pohl H. Effects of laser sintering processing parameters on the microstructure and densification of iron powder [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 359(1/2): 119-128.
- [17] Cao S, Chen Z E, Lim C V S, et al. Defect, microstructure, and mechanical property of Ti-6Al-4V alloy fabricated by high-power selective laser melting[J]. JOM, 2017, 69(12): 2684-2692.
- [18] Rombouts M, Kruth J P, Froyen L, et al. Fundamentals of selective laser melting of alloyed steel powders[J]. CIRP Annals, 2006, 55(1): 187-192.
- [19] 殷杰, 郝亮, 杨亮亮, 等. 激光选区熔化增材制造中金属蒸气与飞溅相互作用研究[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402202.
- Yin J, Hao L, Yang L L, et al. Investigation of interaction between vapor plume and spatter during selective laser melting additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49 (14): 1402202.
- [20] Snow Z, Scime L, Ziabari A, et al. Observation of spatter-induced stochastic lack-of-fusion in laser powder bed fusion using *in situ* process monitoring[J]. Additive Manufacturing, 2023, 61: 103298.
- [21] Yang Y Y, Gong Y D, Qu S S, et al. Additive/subtractive hybrid manufacturing of 316L stainless steel powder: Densification, microhardness and residual stress[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2019, 33(12): 5797-5807.
- [22] Tang C M, Zhao J B, Wang Z G, et al. Experimental investigation on the effect of process parameters in additive/subtractive hybrid manufacturing 316L stainless steel[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 121(3): 2461-2481.
- [23] Sames W J, List F A, Pannala S, et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(5): 315-360.
- [24] Huang Y B, Yang S L, Gu J X, et al. Microstructure and wear properties of selective laser melting 316L[J]. Materials Chemistry and Physics, 2020, 254: 123487.
- [25] 王迪, 黄锦辉, 谭超林, 等. 激光增材制造过程中循环热输入对组织和性能的影响[J]. 金属学报, 2022, 58(10): 1221-1235.
- Wang D, Huang J H, Tan C L, et al. Review on effects of cyclic thermal input on microstructure and property of materials in laser additive manufacturing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 58(10): 1221-1235.
- [26] Armstrong-Hélouvry B, Dupont P, De Wit C C. A survey of models, analysis tools and compensation methods for the control of machines with friction[J]. Automatica, 1994, 30(7): 1083-1138.
- [27] 宋剑锋, 宋有年, 王文武, 等. 金属粉末选区激光熔化成形表面粗糙度预测及控制方法研究[J]. 中国激光, 2022, 49(2): 0202008.
- Song J F, Song Y N, Wang W W, et al. Prediction and control on the surface roughness of metal powder using selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(2): 0202008.
- [28] 穆伟豪, 陈雪辉, 张雨, 等. 316L 不锈钢选区激光熔化表面的形貌分析与粗糙度预测[J]. 激光与光电子学进展, 2022, 59(7): 0714011.
- Mu W H, Chen X H, Zhang Y, et al. Surface morphology analysis and roughness prediction of 316L stainless steel by selective laser melting[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2022, 59(7): 0714011.
- [29] 文舒, 董安平, 陆燕玲, 等. GH536 高温合金选区激光熔化温度场和残余应力的有限元模拟[J]. 金属学报, 2018, 54(3): 393-403.
- Wen S, Dong A P, Lu Y L, et al. Finite element simulation of the temperature field and residual stress in GH536 superalloy treated by selective laser melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(3): 393-403.
- [30] 章媛洁, 宋波, 赵晓, 等. 激光选区熔化增材与机加工复合制造 AISI 420 不锈钢: 表面粗糙度与残余应力演变规律研究[J]. 机械工程学报, 2018, 54(13): 170-178.
- Zhang Y J, Song B, Zhao X, et al. Selective laser melting and subtractive hybrid manufacture AISI420 stainless steel: evolution on surface roughness and residual stress[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(13): 170-178.
- [31] Li H, Ramezani M, Li M, et al. Effect of process parameters on tribological performance of 316L stainless steel parts fabricated by selective laser melting[J]. Manufacturing Letters, 2018, 16: 36-39.
- [32] Zhu Y, Zou J, Chen X, et al. Tribology of selective laser melting processed parts: stainless steel 316L under lubricated conditions[J]. Wear, 2016, 350/351: 46-55.
- [33] Lanzutti A, Marin E, Tamura K, et al. High temperature study of the evolution of the tribolayer in additively manufactured AISI 316L steel[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34: 101258.
- [34] Li H, Ramezani M, Li M, et al. Tribological performance of selective laser melted 316L stainless steel[J]. Tribology International, 2018, 128: 121-129.

Sliding Wear Properties of 316L Stainless Steel Produced by Additive/ Subtractive Hybrid Manufacturing

Tang Chengming^{1,2,3}, Zhao Jibin^{1,2*}, Zhao Yuhui^{1,2}, Wang Zhiguo^{1,2}

¹Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China;

²Institutes for Robotics and Intelligent Manufacturing, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110169, Liaoning, China;

³University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China

Abstract

Objective Recently, additive/subtractive hybrid manufacturing has arisen to harness the merits of both additive manufacturing and traditional subtractive manufacturing. In this study, a novel hybrid machine tool that combines selective laser melting (SLM) and high-speed dry milling is employed to produce 316L stainless steel widely used in modern industries to produce shells, valves, pipes, feeders, wristwatches, connectors, etc. Sliding wear properties are important for 316L stainless steel products in certain applications because they may have a vital impact on the service life of these products. This study investigates the effects of SLM/milling-based additive/subtractive hybrid manufacturing processing parameters on the relative density, hardness, surface roughness, coefficient of friction (CoF), and wear rate of 316L stainless steel. In addition, it analyzes the mechanisms of dry sliding wear of 316L stainless steel produced by additive/subtractive hybrid manufacturing.

Methods Gas-atomized 316L stainless steel powder is used as the feedstock (Fig. 1), and samples are produced by hybrid manufacturing with the hybrid machine tool (Fig. 2), which have varied laser power, scan speed, resultant laser energy density ranging from $112.5 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ to $183.3 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$, and feed per tooth ranging from 0.02 mm to 0.08 mm. For analysis and comparison, other samples are produced by the SLM method with the same additive processing parameters as those in hybrid manufacturing. Cast 316L stainless steel samples are produced by a machining center with the same milling parameters as those in hybrid manufacturing. Then, the relative density of the samples with varied SLM processing parameters is tested through Archimedes' method. The hardness of the samples is tested by a microhardness tester. A 3D profiler is used to test the surface roughness. Defects in microstructures and the surface morphology of the samples are investigated under an optical microscope to relate the characteristics of the samples to the processing parameters. Dry sliding wear tests are performed at room temperature by counter balls of Si_3N_4 to obtain the CoF of the samples. The wear rate and wear track morphology are explored under the 3D profiler and a scanning electron microscope (SEM). The element composition of the worn surfaces is analyzed by energy-dispersive X-ray spectrometry (EDS).

Results and Discussions The relative density and hardness of the samples produced by SLM are in the ranges of 93.8%–99.2% (Fig. 4) and 232.3–283.6 $\text{HV}_{0.2}$ (Fig. 6), respectively. For $E=150 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$, the highest relative density and maximum hardness are obtained, and the number of pores and cracks in the microstructures is the smallest. Pores or cracks (Fig. 5) may result in a lower hardness value (Fig. 7). Defects, differences in re-melt times, and grain orientations-caused variables result in hardness tests. The grain size of the cast samples is much larger than that of the samples produced by SLM, and the hardness is about 208 $\text{HV}_{0.2}$. The surface roughness after milling is much better than that after SLM (Table 4), and there is some debris on the surface caused by the dry milling process. With varied , the CoF and wear rate of the polished SLM samples are in the ranges of 0.93–1.03 and 5.02×10^{-8} – $7.51 \times 10^{-8} \text{ mm}^3\cdot\text{mm}^{-1}$, respectively, and they both obtain their minimum values when the highest density is obtained (Fig. 10). In the first 15 min of sliding, higher surface roughness causes a more significant fluctuation in CoF for the SLM samples. The total wear rate of the surface produced by hybrid manufacturing is lower than that of the surface produced by SLM, and it decreases as the feed per tooth declines. The milled surface of cast 316L stainless steel shows a slightly higher CoF, while with the same feed per tooth, it shows a slightly lower wear rate than that of SLM-manufactured 316L stainless steel. At the beginning of sliding, abrasive grooves occur on the processed surfaces, and other types of wear follow as the sliding goes on (Fig. 11). Abrasive wear and fractures that result in small craters are the elemental wear mechanisms on SLM-processed surface, while adhesive wear is mild. On surfaces processed by hybrid manufacturing, abrasive wear occurs near the edges of the wear track, while debris adhesion and surface flattening occur in the center of the wear track. On the milled surfaces of cast 316L stainless steel, abrasive wear and fractures govern material loss. Elastic deformation at the edges can be observed on the wear tracks of the milled surfaces, while on the SLM-processed surface, burrs are difficult to grow. After 30 min sliding, the main wear mechanisms for samples produced by SLM are abrasive wear and adhesive wear (Fig. 12). Pores in

these samples play a vital role in material loss because they cause fractures during sliding, and they affect the CoF and wear rate (Fig. 13) in several ways. The cast 316L stainless steel shows similar wear mechanisms except that it exhibits more craters than the SLM-built 316L stainless steel, though no obvious pores are observed near the fractures. The processes of dry sliding in the air of 316L stainless steel, SLM-built and cast, are accompanied by prominent oxidation in places where adhesion occurs, which can be attributed to the severe plastic deformation of the adhered debris (Fig. 14).

Conclusions A hybrid process has an advantage over a sole additive process in manufacturing parts with sliding wear resistance. A surface manufactured in a hybrid manner is comparable to a milled surface of cast 316L stainless steel in sliding wear resistance despite the fact that there are differences in their sliding wear mechanisms. In additive/subtractive hybrid manufacturing, the additive process parameters affect the wear characteristics of 316L stainless steel by regulating the number of defects in the microstructures, and a decrease in defects in the microstructures suggests an improvement in the dry sliding wear resistance. By modifying the state of the initial surface of 316L stainless steel after the additive process, the subtractive process improves the sliding wear resistance at the early stage of sliding, and a decreasing feed per tooth can enhance the dry sliding wear resistance.

Key words laser optics; selective laser melting; milling; hybrid additive/subtractive manufacturing; sliding wear; surface morphology