

# 5CrNi4Mo 模具钢选区激光熔化增材制造组织演变及力学性能研究

陈洪宇 顾冬冬 顾荣海 陈文华 戴冬华

南京航空航天大学材料科学与技术学院, 江苏 南京 210016

**摘要** 利用选区激光熔化(SLM)增材制造技术成功制备了5CrNi4Mo模具钢试件,研究了激光成形5CrNi4Mo模具钢的相变过程及其机制,分析了激光能量密度 $\eta$ (激光功率与扫描速度之比)对SLM成形件致密度、显微组织和力学性能的影响规律。研究表明:过高的 $\eta$ (387.5 J/m)引起球化效应,使得成形件内部含有残留孔隙,成形致密度降低;过低的 $\eta$ (155.0 J/m)导致熔体润湿性较低,成形致密度较差。将 $\eta$ 优化为258.3 J/m时,成形试件加工缺陷减少,成形致密度提升到98.12%。激光加工的快速冷却作用易导致马氏体相变;原始粉末中的Mn、Ni、Cr等合金元素可以增加过冷奥氏体的稳定性,降低马氏体临界冷却速度,从而确保了马氏体转变的顺利进行;随着 $\eta$ 的降低,马氏体组织发生明显的细化。当 $\eta=193.8$  J/m,成形试件具有较高的显微硬度(689.5 HV<sub>0.2</sub>)、较低的摩擦系数(0.44)和磨损率[ $2.3 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/(N·m)]。

**关键词** 激光技术;快速成形;选区激光熔化;工艺参数;组织与性能

中图分类号 TN249 文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0203003

## Microstructure Evolution and Mechanical Properties of 5CrNi4Mo Die Steel Parts by Selective Laser Melting Additive Manufacturing

Chen Hongyu Gu Dongdong Gu Ronghai Chen Wenhua Dai Donghua

College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics,  
Nanjing, Jiangsu 210016, China

**Abstract** The 5CrNi4Mo die steel is successfully prepared by selective laser melting (SLM) additive manufacturing technology. The mechanism of the phase transformation is investigated and the influence of the applied laser linear energy density  $\eta$  (the ratio of laser power to scan velocity) on densification, microstructure, and mechanical properties of SLM-processed parts is studied. It shows that a high  $\eta$  results in the formation of residual pores and lowers the densification level, caused by severe balling phenomenon. A low  $\eta$  causes the limited wetting ability and low densification level. When  $\eta$  is optimized at 258.3 J/m, the SLM-processed parts have an improved densification level of 98.12% without apparent process defects. The laser-induced large solidification rate leads to the martensitic transformation. Alloying elements such as Mn, Ni, and Cr in the original powder can stabilize the undercooling austenite and lower the critical cooling rate of martensite transformation, ensuring the successful process of martensite transformation. The microstructures of martensite are further refined with decreasing  $\eta$ . When  $\eta$  is 193.8 J/m, high microhardness of 689.5 HV<sub>0.2</sub>, low friction coefficient of 0.44 and wear rate of  $2.3 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/(N·m) are obtained for the SLM-processed parts.

**Key words** laser technique; rapid manufacturing; selective laser melting; process parameters; microstructures and properties

**OCIS codes** 140.3390; 140.3510; 160.3900

收稿日期: 2015-05-15; 收到修改稿日期: 2015-09-15

基金项目: 国家自然科学基金(51322509)、教育部新世纪优秀人才支持计划(NCET-13-0854)、江苏省杰出青年基金(BK20130035)、江苏省科技支撑计划(工业部分)(BE2014009-2)

作者简介: 陈洪宇(1994—),男,博士研究生,主要从事铁基材料选区激光熔化成形方面的研究。

E-mail: hongyuchen1@hotmail.com

导师简介: 顾冬冬(1980—),男,博士,教授,主要从事金属激光增材制造与快速成形方面的研究。

E-mail: dongdonggu@nuaa.edu.cn(通信联系人)

## 1 引言

近年来,基于材料逐层叠加成形的激光增材制造(LAM)技术得到了飞速发展,已成为当前世界上最为先进的制造技术之一。该技术是以计算机辅助设计(CAD)建模为基础,通过软件将三维模型分层切片,激光根据切片信息逐层扫描粉末材料,最终叠加成为目标产品<sup>[1-3]</sup>。与传统的材料去除成形相比较,该技术的特点在于:成形灵活性高,大大节约时间和成本;适于制造结构复杂的金属零件;满足个性化定制要求<sup>[4-6]</sup>;具有独特的激光快速加热-凝固成形机制。选区激光熔化技术(SLM)是目前激光增材制造技术中比较成熟的快速成形工艺之一。基于近几年来激光快速成形设备的长足进步(表现为高功率光纤激光器的使用,铺粉精度的提高等),SLM技术发展迅速,在航空航天、国防及医学等领域受到持续关注<sup>[7-8]</sup>。该技术利用激光完全熔化金属粉末直接制造出目标产品,成形致密度可达到98%以上,且一般无需后处理等辅助工序<sup>[9]</sup>。

铁基合金(主要是钢)具有资源丰富、价格低廉、使用方便和便于回收等特点,是工业生产和生活中广泛使用的材料。传统去材制造方法虽然可以低成本生产性能多样的铁基材料,但往往存在工序多、生产周期长以及复杂内腔结构零件加工困难等问题。SLM技术可以快速、低成本地制造结构复杂的铁基零件/模具,弥补了传统制造方法的不足<sup>[10]</sup>,因此研究铁基合金SLM成形工艺、组织及性能具有重要意义。目前铁基合金SLM成形仍然存在一些问题。首先,成形致密化是铁基合金SLM成形研究的关键共性问题。工艺参数选择不当易导致球化效应并产生微裂纹,进而降低成形致密度<sup>[11-12]</sup>。其次,铁基合金激光快速熔化/凝固的成形机制使得成形组织难以控制<sup>[13]</sup>。再者,铁基合金中Cr、Mn、Ni等合金元素对成形组织产生影响,其作用机制尚未深入研究。此外,SLM技术若运用于复杂模具制造,成形件必须具有优良的力学性能,如较高的硬度、较好的耐磨性,这些力学性能指标与成形件的致密性、显微组织均匀性密切相关。然而,据作者所知,目前对于铁基合金激光成形的相变过程及相变机制研究不多,关于合金元素对相变过程作用机制的分析尚缺,且铁基SLM成形件摩擦磨损性能、相组成以及显微组织演变与工艺参数之间的内在联系还需进一步的研究,才能使SLM技术更成熟地运用于复杂结构零件/模具生产。

本文利用SLM技术在不同工艺参数下制备5CrNi4Mo模具钢试件,研究5CrNi4Mo模具钢在SLM加工过程中的相变机制,分析不同工艺参数下成形试样的致密性、显微组织演变及硬度、耐磨性的变化规律,探讨原始粉末材料中合金元素的作用机制,优化SLM成形工艺,并阐明其调控机理。

## 2 实验

### 2.1 实验材料

实验采用气雾化5CrNi4Mo模具钢粉末,该粉末化学成分如表1所示。粉末颗粒呈球状[图1(a)],平均粒径为21.6  $\mu\text{m}$ 。

表1 5CrNi4Mo模具钢的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of as-used 5CrNi4Mo die steel powder (mass fraction, %)

Element	Fe	C	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	P	S
Content	Balance	0.45	1.35	4.0	0.25	0.25	0.40	$\leq 0.025$	$\leq 0.005$

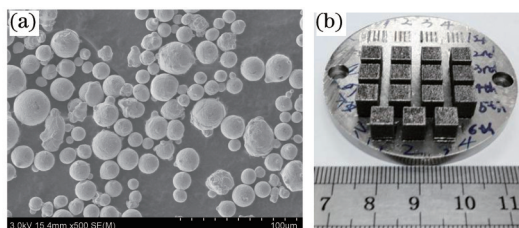


图1 (a) 原始粉末形貌; (b) SLM成形试样

Fig.1 (a) Particle morphology of original powder; (b) SLM-processed parts

### 2.2 成形过程

实验采用的SLM成形设备包括200 W高功率YLR-200激光器(光斑直径为70  $\mu\text{m}$ )、自动铺粉装置、保护气体填充装置以及用于控制成形过程的计算机控制系统。实验设备原理图如图2所示。保护气体为氩气,

控制成形腔体内的氧含量低于  $1.0 \times 10^{-5}$ 。利用自动铺粉装置将粉末均匀铺展在成形基板上,计算机控制激光束扫描粉层的指定区域,成形零件的一个水平二维截面。随后成形缸下降一定高度,供粉缸上升相同的高度,铺粉装置再次铺粉。重复上述步骤,直至加工出  $5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 7 \text{ mm}$  的块状试样,如图 1(b)所示。加工过程中铺粉厚度为  $50 \text{ }\mu\text{m}$ ,扫描间距为  $50 \text{ }\mu\text{m}$ ,激光功率  $P=77.5 \text{ W}$ ,扫描速度  $V=200, 300, 400, 500 \text{ mm/s}$ 。定义激光能量密度  $\eta(\eta=P/V)$ ,相应的  $\eta$  分别为  $387.5, 258.3, 193.8, 155.0 \text{ J/m}$ 。

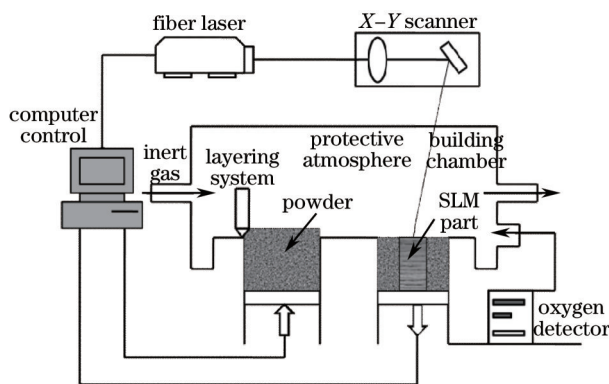


图 2 成形设备原理图

Fig.2 Schematic of SLM apparatus

### 2.3 试样的表征与分析

成形试样从基板上切下后,采用 Archimedes 法测算 SLM 成形试样的致密度。采用 Bruker D8 Advance 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析。采用  $\text{CuK}\alpha$  衍射( $\lambda=0.1540598 \text{ nm}$ ),电压为  $20 \text{ kV}$ ,电流为  $20 \text{ mA}$ 。采用  $\text{HNO}_3(4 \text{ mL})$ 、无水乙醇( $96 \text{ mL}$ )溶液对试样进行腐蚀,腐蚀时间为  $15 \text{ s}$ 。采用 XJP-300 型光学显微镜观察试样横截面的金相显微组织。采用 Quanta 200 扫描电镜(加速电压为  $20 \text{ kV}$ )和 S-4800 型场发射扫描电镜(FE-SEM,加速电压为  $5 \text{ kV}$ )观察不同  $\eta$  下成形试样组织变化。利用 HVS-50 型数字显微硬度计测定试样的显微硬度值,载荷为  $1.96 \text{ N}(200 \text{ g})$ ,加载时间为  $15 \text{ s}$ ,实验中测量 20 个不同点的硬度值。摩擦磨损实验利用 HT-500 高温摩擦仪在室温下进行,载荷为  $230 \text{ g}$ ,转速为  $560 \text{ r/min}$ ,摩擦时间为  $15 \text{ min}$ 。对磨材料为 GCr15 钢球,直径为  $3 \text{ mm}$ ,平均硬度为 HRC60。

## 3 结果与讨论

### 3.1 物相分析

图 3(a)为不同  $\eta$  下 SLM 成形试样在  $2\theta=20^\circ\sim 80^\circ$  扫描范围内测得的 XRD 衍射图谱。图 3(b)为  $2\theta=43.5^\circ\sim 45.5^\circ$  范围内成形试样的 XRD 衍射图谱。表 2 为成形试样的衍射峰强度、半峰全宽(FWHM)以及衍射峰  $2\theta$  角

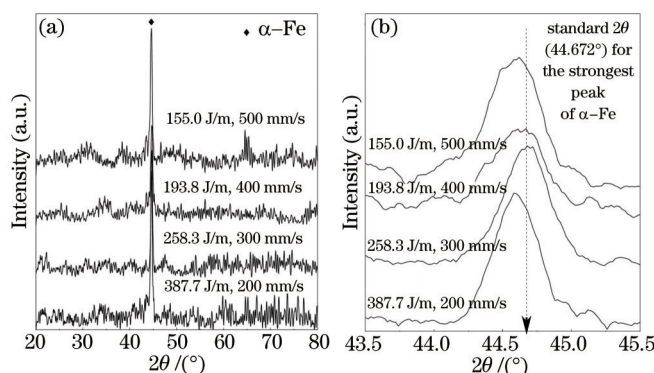


图 3 (a) 不同  $\eta$  下 SLM 成形试样 XRD 衍射图谱( $2\theta$  范围为  $20^\circ\sim 80^\circ$ ); (b) 不同  $\eta$  下 SLM 成形试样的衍射峰相对于标准衍射峰的角度变化

Fig.3 (a) XRD profiles of SLM-processed parts at different  $\eta$ , obtained over a wide range of  $2\theta$  ( $20^\circ\sim 80^\circ$ );

(b) XRD profiles in the vicinity of standard diffraction peaks of  $\alpha\text{-Fe}$

相对标准 $\alpha$ -Fe衍射峰(PDF No. 6-696)的角度变化。由图3(a)可知,在不同 $\eta$ 下成形试样的衍射峰为 $\alpha$ -Fe峰,没有发现其他物相的衍射峰。结合图3(b)和表2可见,在所有 $\eta$ 下,成形试样的衍射峰 $2\theta$ 角都小于标准的 $\alpha$ -Fe衍射峰角度( $2\theta=44.67^\circ$ )。此外,随着 $V$ 从200 m/s增加到500 m/s,成形试样衍射峰 $2\theta$ 角呈现先增大后减小的变化趋势。同时,随着 $V$ 的逐渐增大,衍射峰出现了逐渐宽化的趋势,表明成形试样显微组织发生了细化。

表2 SLM成形试样的衍射峰强度、半峰全宽以及衍射峰 $2\theta$ 角相对标准 $\alpha$ -Fe衍射峰角度的变化

Table 2 XRD data showing variation in the intensity, FWHM and displacement of identified peaks for  $\alpha$ -Fe phase

Sample $\eta$ /(J/m)	$2\theta$ displacement /( $^\circ$ )	Intensity	FWHM
387.5	0.13	3316.67	0.268
258.3	0.01	2716.67	0.274
193.8	0.05	2266.67	0.312
155.0	0.11	3216.67	0.359

SLM过程中,粉末发生完全熔化形成具有连续液相前沿的移动熔池,此时激光扫描速度 $V$ 对熔池的过冷度和凝固速度产生较大影响。熔池中凝固前沿的移动速度 $V_s$ 与 $V$ 的关系可表示为<sup>[14]</sup>

$$V_s = V \cos \theta, \quad (1)$$

式中 $\theta$ 为 $V_s$ 与 $V$ 之间的夹角。SLM过程中熔池内部动力学过冷度可表示为<sup>[15]</sup>

$$\Delta T_k = \frac{V_s}{\lambda}, \quad (2)$$

$$\lambda = \frac{\Delta H_f V_0}{k_b T_L^2}, \quad (3)$$

式中 $\lambda$ 为界面动力学系数, $\Delta H_f$ 为熔化潜热, $V_0$ 为声速(m/s), $k_b$ 为玻尔兹曼常数, $T_L$ 为液相线温度(K)。熔池中凝固前沿随高能激光束的移离快速向前移动,此时熔池具有较大的冷却速度( $10^2 \sim 10^6$  K/s)。同时,原始粉末中的Mn、Ni、Cr等合金元素具有降低马氏体临界冷却速度的作用,使得熔池冷却速度易达到马氏体临界冷却速度,从而促进淬火效应,发生马氏体相变。由于马氏体是碳在 $\alpha$ -Fe中的过饱和固溶体,过饱和碳引起 $\alpha$ -Fe的晶格畸变,使得晶胞中 $Z$ 轴方向晶格常数增大, $X$ 、 $Y$ 轴方向的晶格常数减小。通过Bragg方程<sup>[16]</sup>

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (n = 1, 2, 3, \dots), \quad (4)$$

可知晶格畸变使得晶格面间距 $d$ 值增大,伴随着衍射峰 $2\theta$ 角的减小。通常,马氏体转变伴随着微观体积的膨胀,从而对晶界产生相变应力。随着 $V$ 的增大,由快速冷却引起的热应力增大,在相变应力和热应力的共同作用下,晶格常数受到影响,导致晶格面间距 $d$ 值减小,对应着衍射峰 $2\theta$ 角的正偏移<sup>[17]</sup>。随着 $V$ 进一步增大,根据(1)式,此时熔池凝固前沿具有更大的移动速度 $V_s$ ,增大了熔池的过冷度[(2)式和(3)式]。熔池过冷度越大,晶核的临界形核功越小,从而提高形核率,晶粒发生细化。随着晶界的增多,马氏体转变产生的相变应力及热应力可以由更多的晶界所承担,导致晶格常数的变化不是那么显著,衍射峰 $2\theta$ 角减小。

### 3.2 致密度分析

图4为不同 $\eta$ 下SLM成形试样横截面微观结构光学照片。当 $\eta$ 较低(155.0 J/m)时,成形试样表面存在较大的孔隙,孔隙呈现出不规则形貌[图4(d)]。此时,成形试样致密度仅为理论密度的89.40%[图5(a)]。随着 $\eta$ 增大到193.8 J/m,成形试样的致密度得到了很大程度的改善,其表面仅存在少量微小孔隙,孔隙形状为近圆形[图4(c)]。此时,成形试样致密度增加到理论密度的95.36%[图5(a)]。 $\eta$ 进一步增加到258.3 J/m,成形试样表面接近全致密,可以观察到连续、稳定的熔池[图4(b)],此时成形致密度达到理论密度的98.12%[图5(a)]。增大 $\eta$ 到387.5 J/m,成形试样表面开始出现微小不规则孔隙[图4(a)],此时成形致密度下降为理论密度的94.17%[图5(a)]。

SLM过程中形成液相量的多少对成形试样凝固组织连续性、致密度产生很大影响<sup>[18]</sup>。熔池中液相动力粘度 $\mu$ 与温度 $T$ 的关系可表示为<sup>[19]</sup>

$$\mu = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{k_b T}} \gamma, \quad (5)$$

式中 $m$ 为原子质量, $k_b$ 为玻尔兹曼常数, $T$ 为熔池中液相温度, $\gamma$ 为液相表面张力。当 $\eta$ 较低(155.0 J/m)时,较



低的  $T$  导致了较大的液相粘度  $\mu$ , 严重降低了熔体的润湿性, 熔体的流动性下降。同时, 较大的  $V$  往往增加熔体的不稳定性, 不稳定的液相易分裂成球形的团聚物, 以降低其表面能达到平衡状态, 导致球化效应的产生, 从而造成较大孔隙的出现。随着  $\eta$  增大到 193.8 J/m, 此时  $\mu$  随熔池温度的升高而降低, 液相的流动性及润湿性提高, 成形致密度得到很大程度的改善。成形试样表面仍分布着少量近圆形孔隙, 这与成形过程中气体的析出有关。通常, 液态金属对气体的溶解能力远大于固态金属, 高能激光束作用于金属粉末使其完全熔化成液体, 此时液态金属具有较高的气体溶解度, 根据文献[20], 在接下来的凝固过程中, 从液态金属中析出的气体分子发生聚集, 形成气泡[图 6(a)]。由于  $V$  较大, 气泡没有足够的时间在熔池凝固之前逸出熔池表面, 则被保留下来形成近圆形的孔隙[图 6(b)]。随着  $\eta$  增大到 258.3 J/m, 熔体中的气体有足够的时间在熔池凝固之前逸出, 此时激光能量足够大, 熔体得以均匀铺展, 层与层之间形成连续、均匀的冶金结合, 从而提高了成形试样的致密度。 $\eta$  进一步增大到 387.6 J/m, 此时呈高斯分布的激光能量过大, 熔池中产生了显著的温度梯度, 温度梯度使液相形成较大的表面张力梯度, 导致液相流动产生 Marangoni 流<sup>[21]</sup>。 $\eta$  的增大伴随着 Marangoni 流的增强, 从而增大 SLM 过程中的球化倾向, 不断前进的液相前沿出现金属球化物[图 5(b)], 引起球化效应。连续出现的金属球化物会对下一层的铺粉产生影响, 降低铺粉质量, 从而降低成形试样致密度。

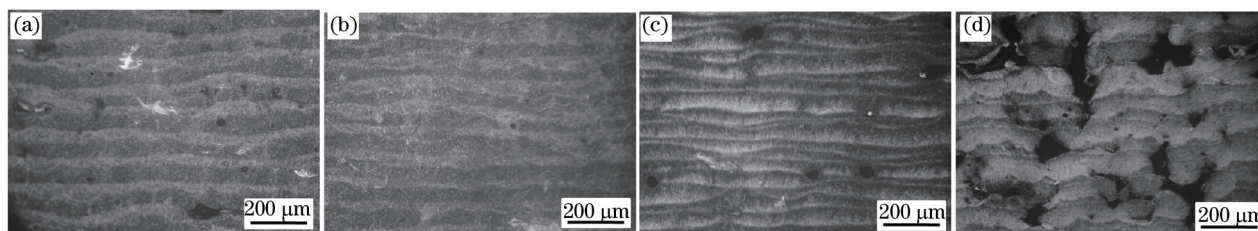


图 4 不同  $\eta$  下 SLM 成形试样横截面微观结构光学照片。(a)  $\eta=387.5$  J/m; (b)  $\eta=258.3$  J/m; (c)  $\eta=193.8$  J/m; (d)  $\eta=155.0$  J/m

Fig.4 Optical images showing characteristic microstructures on cross-sections of SLM-processed parts at different  $\eta$ .

(a)  $\eta=387.5$  J/m; (b)  $\eta=258.3$  J/m; (c)  $\eta=193.8$  J/m; (d)  $\eta=155.0$  J/m

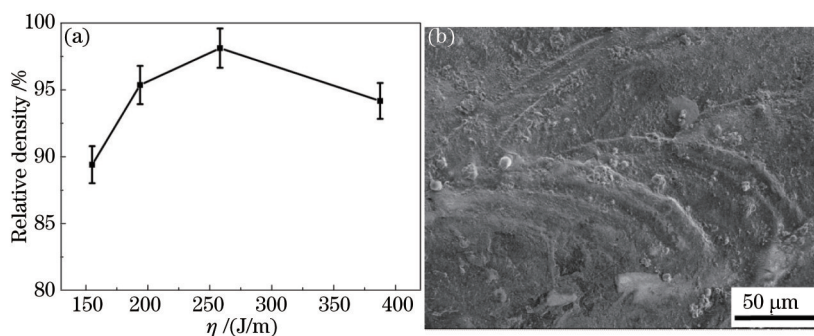


图 5 (a) 不同  $\eta$  下 SLM 成形试样致密度; (b)  $\eta = 387.6$  J/m 时 SLM 成形试样表面形貌 SEM 图像

Fig.5 (a) Variation in densification level of SLM-processed parts with  $\eta$ ; (b) surface morphology of SLM-processed parts at a high  $\eta$  of 387.6 J/m showing the occurrence of balling effect by FE-SEM

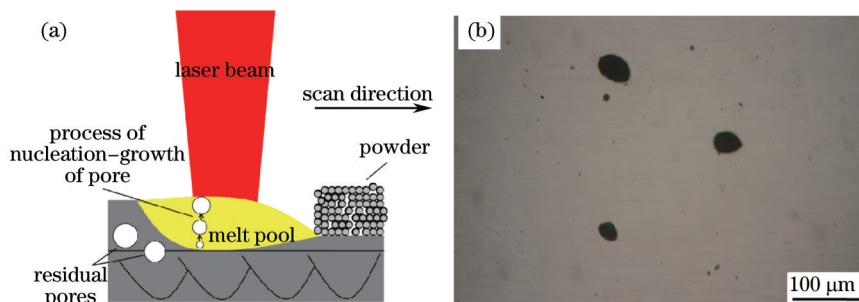


图 6 (a) 熔池中气体的聚集-长大过程; (b)  $\eta=193.8$  J/m 时 SLM 成形试样横截面光学图像

Fig.6 (a) Process of nucleation-growth of pore in the melt pool; (b) optical microscopic image showing characteristic morphology on cross-sections of SLM-processed parts when  $\eta=193.8$  J/m

### 3.3 显微组织分析

图7为不同 $\eta$ 下SLM成形试样横截面典型的微观组织SEM图像。从图中可见,凝固组织均为板条马氏体组织;许多平行的板条构成一个板条束,板条马氏体由不同位向的板条束组成。随着 $\eta$ 的降低,马氏体组织发生了细化, $\eta=193.8\text{ J/m}$ 时,形成的马氏体组织分布最为均匀。

影响马氏体相变的因素很多。首先是冷却速度。当熔池的冷却速度大于马氏体临界冷却速度,过冷到马氏体转变开始温度 $M_s$ 以下时,就开始马氏体相变。随着温度的降低,马氏体转变量逐渐增多,当温度降低到马氏体转变终了温度 $M_f$ 时转变结束。而马氏体临界冷却速度又跟粉体材料中的合金元素有关。在铁粉中加入Mn、Ni、Cr等元素可以增加过冷奥氏体的稳定性,降低马氏体临界冷却速度,从而促进马氏体转变。其次,马氏体转变量取决于 $M_s$ 与 $M_f$ 的位置。过多合金元素的加入会降低 $M_s$ 点,增加成形试样中残余奥氏体的含量。实验所用原始粉末中合金元素含量不多,对 $M_s$ 点影响不大,但仍可有效地稳定过冷奥氏体。在熔池的快速冷却作用下,马氏体转变得以顺利进行。

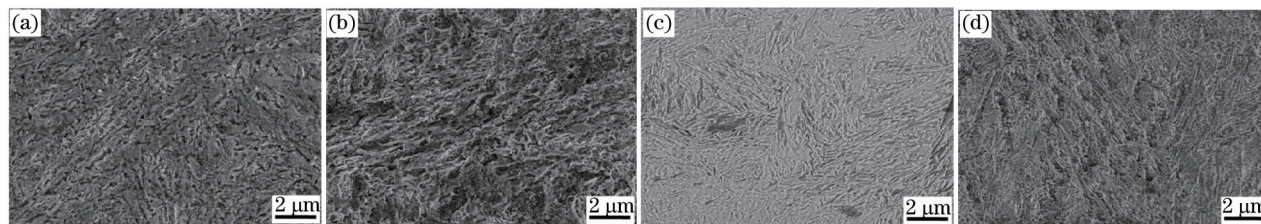


图7 不同 $\eta$ 下SLM成形件横截面显微组织SEM图像。(a)  $\eta=387.5\text{ J/m}$ ; (b)  $\eta=258.3\text{ J/m}$ ; (c)  $\eta=193.8\text{ J/m}$ ; (d)  $\eta=155.0\text{ J/m}$

Fig.7 SEM images showing characteristic microstructures on cross-sections of SLM-processed parts at different  $\eta$ .

(a)  $\eta=387.5\text{ J/m}$ ; (b)  $\eta=258.3\text{ J/m}$ ; (c)  $\eta=193.8\text{ J/m}$ ; (d)  $\eta=155.0\text{ J/m}$

### 3.4 硬度与摩擦磨损性能分析

图8为不同 $\eta$ 下成形试样横截面显微硬度的变化情况。图9为不同 $\eta$ 下成形试样的摩擦系数和磨损率。从图中可见,对于所有参数下的成形试样,平均显微硬度都达到了45钢淬火硬度,很好地证明了在SLM过程中发生了马氏体转变。 $\eta=155.0\text{ J/m}$ 和 $\eta=387.5\text{ J/m}$ 对应的成形试样由于残余孔隙较多,致密度较差,平均显微硬度值较低,分别为 $620.5\text{ HV}_{0.2}$ 和 $609.3\text{ HV}_{0.2}$ ,摩擦系数分别为0.75和0.62,磨损率分别为 $8.6\times 10^{-5}\text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 和 $5.7\times 10^{-5}\text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。此外,成形试样的硬度测量值波动较大,这与孔隙的不均匀分布和组织不均匀有关。 $\eta=193.8\text{ J/m}$ 和 $\eta=258.3\text{ J/m}$ 对应的成形试样中残余孔隙较少,致密性较好,马氏体组织分布均匀、细小,硬度测量值波动较小,平均显微硬度值达 $689.5\text{ HV}_{0.2}$ 和 $659.6\text{ HV}_{0.2}$ ,摩擦系数分别为0.44和0.58,磨损率分别为 $2.3\times 10^{-5}\text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 和 $3.8\times 10^{-5}\text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。可见随着工艺参数的优化,成形试样耐磨性有明显提高。比较 $\eta=193.8\text{ J/m}$ 与 $\eta=258.3\text{ J/m}$ 时成形试样的硬度及耐磨性,可知前者具有更加优良的力学性能,这是因为随着 $V$ 增加到 $400\text{ mm/s}$ ,即使成形致密度有所降低,但较大的冷却速度导致的细晶强化对成形试样性能的影响更为显著,从而增加了成形试样的硬度和耐磨性。

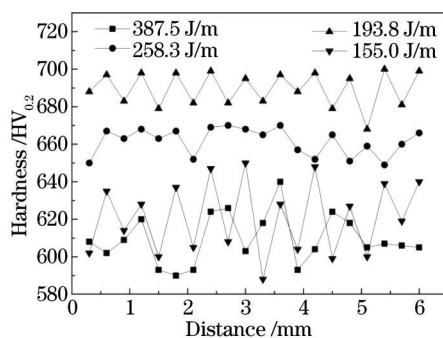


图8 不同 $\eta$ 下SLM成形试样的显微硬度

Fig.8 Microhardness of SLM-processed parts under different  $\eta$

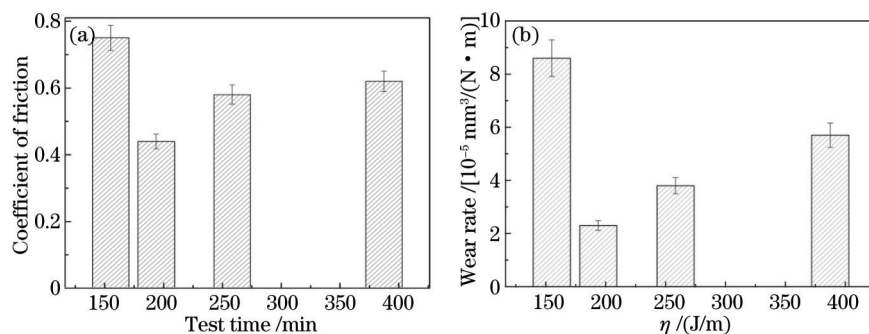


图9 (a) 不同 $\eta$ 下 SLM 成形试样的摩擦系数; (b) 不同 $\eta$ 下 SLM 成形试样的磨损率

Fig.9 (a) Friction coefficient of SLM-processed parts under different  $\eta$ ; (b) wear rate of SLM-processed parts under different  $\eta$

## 4 结 论

1) 5CrNi4Mo 模具钢 SLM 成形试件的致密度与加工过程中的 $\eta$ 密切相关。经优化 SLM 工艺参数,当 $\eta=258.3$  J/m 时,熔体铺展均匀,层与层之间形成连续、均匀的冶金结合,成形致密度提升到 98.12%。

2) 通过激光加工过程中的快速冷却作用可以获得具有均匀细化马氏体组织的 5CrNi4Mo 模具钢 SLM 成形试件。原始粉末中的 Mn、Ni、Cr 等合金元素可确保马氏体转变的顺利进行。

3) 当 $\eta=193.8$  J/m 时,成形试样平均显微硬度可达 689.5 HV<sub>0.2</sub>,摩擦系数平均值为 0.44,磨损率为  $2.3 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup> / (N·m),具有优良的耐磨性能。

## 参 考 文 献

- 1 Lu Bingheng, Li Dichen. Development of the additive manufacturing (3D printing) technology[J]. Machine Building & Automation, 2013, 42(4): 1-4.  
卢秉恒, 李涤尘. 增材制造(3D 打印)技术发展[J]. 机械制造与自动化, 2013, 42(4): 1-4.
- 2 Liu Yantao, Gong Xinyong, Liu Mingkun, *et al.*. Microstructure and tensile properties of laser melting deposited Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloy [J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(1): 0103005.  
刘彦涛, 宫新勇, 刘铭坤, 等. 激光熔化沉淀 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金的显微组织和拉伸性能[J]. 中国激光, 2014, 41(1): 0103005.
- 3 Dai Donghua, Gu Dongdong, Li Yali, *et al.*. Numerical simulation of metallurgical behavior of melt pool during selective laser melting of W-Cu composite powder system[J]. Chinese J Lasers, 2013, 40(11): 1103001.  
戴冬华, 顾冬冬, 李雅莉, 等. 选区激光熔化 W-Cu 复合体系熔池熔体运动行为的数值模拟[J]. 中国激光, 2013, 40(11): 1103001.
- 4 Wang Huaming, Zhang Shuquan, Wang Xiangming. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components[J]. Chinese J Lasers, 2009, 36(12): 3204-3209.  
王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3204-3209.
- 5 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.
- 6 Song Changhui, Yang Yongqiang, Wang Yunda, *et al.*. Research on process and property of CoCrMo alloy directly manufactured by selective laser melting[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(6): 0603001.  
宋长辉, 杨永强, 王贇达, 等. CoCrMo 合金激光选区熔化成型工艺及其性能研究[J]. 中国激光, 2014, 41(6): 0603001.
- 7 Yang Yongqiang, Luo Ziyi, Su Xubin, *et al.*. Study on process and effective factors of stainless steel thin-wall parts manufactured by selective laser melting[J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(1): 0103001.  
杨永强, 罗子艺, 苏旭彬, 等. 不锈钢薄壁零件选区激光熔化制造及影响因素研究[J]. 中国激光, 2011, 38(1): 0103001.
- 8 Ding Li, Li Huaixue, Wang Yudai, *et al.*. Heat treatment on microstructure and tensile strength of 316 stainless steel by selective laser melting[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(4): 0406003.  
丁 利, 李怀学, 王玉岱, 等. 热处理对激光选区熔化成形 316 不锈钢组织与拉伸性能的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(4): 0406003.
- 9 Wang Di, Yang Yongqiang, Wu Weihui. Process optimization for 316 L 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 316 L 不锈钢工艺优化[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3233-3239.
- 10 Fu Liding, Shi Yusheng, Zhang Wenxian, *et al.*. The process research of 316 L stainless steel in selective laser melting[J]. Applied Laser, 2008, 28(2): 108-111.
- 付立定, 史玉升, 章文献, 等. 316 L 不锈钢粉末选择性激光熔化快速成形的工艺研究[J]. 应用激光, 2008, 28(2): 108-111.
- 11 A Simchi, H Pohl. Direct laser sintering of iron-graphite powder mixture[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 383(2): 191-200.
- 12 B C Zhang, L Dembinski, C Coddet. The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316 L powder[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 584: 21-31.
- 13 J P Kruth, L Froyen, J V Vaerenbergh, *et al.*. Selective laser melting of iron-based powder[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 149(1-3): 616-622.
- 14 Y C Liu, F Lan, G C Yang, *et al.*. Microstructural evolution of rapidly solidified Ti-Al peritectic alloy[J]. Journal of Crystal Growth, 2004, 271(1-2): 313-318.
- 15 M Schwarz, C B Arnold, M J Aziz, *et al.*. Dendritic growth velocity and diffusive speed in solidification of undercooled dilute Ni-Zr melts [J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 226: 420-424.
- 16 B Song, S J Dong, Q Liu, *et al.*. Vacuum heat treatment of iron parts produced by selective laser melting: Microstructure, residual stress and tensile behavior[J]. Materials and Design, 2014, 54: 727-733.
- 17 D D Gu, Y C Hagedorn, W Meiners, *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.
- 18 H H Zhu, L Lu, J Y H Fuh. Influence of binder's liquid volume fraction on direct laser sintering of metallic powder[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 371(1-2): 170-177.
- 19 D D Gu, Y F Shen. Effects of processing parameters on consolidation and microstructure of W-Cu components by DMLS[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 473(1-2): 107-115.
- 20 C Weingarten, D Buchbinder, N Pirch, *et al.*. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 221: 112-120.
- 21 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(1-2): 119-128.

栏目编辑: 吴秀娟