

电子束选区熔化成形 M2 高速钢组织和磨损性能的研究

魏瑛康, 齐山权, 王 岩, 张亮亮, 王建勇, 刘世锋

(西安建筑科技大学 冶金工程学院粉末冶金与增材制造研究所, 陕西 西安 710055)

摘 要: M2 高速钢是使用最广泛和最具代表性的工具钢。采用电子束选区熔化(selective electron beam melting, SEBM)增材制造技术成形 M2 高速钢能有效避免传统铸造组织粗大、碳化物偏析等问题, 有望大幅改善高速钢力学、磨损等性能。通过使用不同扫描参数与 2 种粉床预热温度在 316L 不锈钢基板上制备了 M2 高速钢块体试样, 重点研究了扫描参数和粉床预热温度对成形 M2 高速钢致密度及晶粒尺寸、碳化物等显微组织的影响。在最优化参数下, 成形 M2 高速钢致密度达 99.7%, 平均晶粒尺寸在 3~6 μm , 碳化物细小且分布较为均匀。通过维氏硬度试验和摩擦磨损试验分析了 SEBM 成形 M2 高速钢的硬度与磨损性能。结果表明, 在最优化参数下成形的 M2 高速钢维氏硬度可达 1034.2HV_{0.2}, 远高于商用 M2 高速钢刀具(815HV_{0.2}~845HV_{0.2}), 同时磨损率仅有 $(3.58 \pm 0.36) \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$, 较回火态锻造母材降低了 13.7%。此外, SEBM 成形 M2 高速钢的磨损机制主要为磨粒磨损和粘着磨损。

关键词: M2 高速钢; 电子束选区熔化; 扫描参数; 微观组织; 耐磨性

中图分类号: TG142.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2023)11-0902-09

引用格式: 魏瑛康, 齐山权, 王岩, 等. 电子束选区熔化成形 M2 高速钢组织和磨损性能的研究[J]. 中国材料进展, 2023, 42(11): 902-910.

WEI Y K, QI S Q, WANG Y, *et al.* Research on Microstructure and Wear Resistance of M2 High Speed Steel Fabricated by Selective Electron Beam Melting (SEBM) [J]. Materials China, 2023, 42(11): 902-910.

Research on Microstructure and Wear Resistance of M2 High Speed Steel Fabricated by Selective Electron Beam Melting (SEBM)

WEI Yingkang, QI Shanquan, WANG Yan, ZHANG Liangliang,
WANG Jianyong, LIU Shifeng

(Institute of Powder Metallurgy and Additive Manufacturing, School of Metallurgical Engineering,
Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: M2 high speed steel is the most widely used and representative tool steel. The use of selective electron beam melting (SEBM) additive manufacturing technology to form M2 high speed steel can effectively avoid the problems of coarse microstructure and carbide segregation by traditional wrought technology, and is expected to significantly improve its mechanical, wear and other properties. In this paper, M2 high speed steel bulk specimens were prepared on 316L stainless steel substrates with different scanning parameters and two powder bed preheating temperatures, focusing on the effects of scanning

parameters and powder bed preheating temperatures on the microstructure of formed M2 high speed steel in terms of density, grain size and carbides. Under the optimized parameters, the densities of the formed M2 high speed steel reached 99.7%, the average grain size was 3~6 μm , and the carbides were small and uniformly distributed. The hardness and wear properties of SEBM formed M2 high speed steel were analyzed by Vickers hardness tests and friction tests. The results show that the Vickers hardness of formed M2 high speed steel with optimized parameters can reach 1034.2HV_{0.2}, which is much higher than that of commercial M2 high speed steel tools (815HV_{0.2}~845HV_{0.2}), and the

收稿日期: 2022-11-21 修回日期: 2023-03-08

基金项目: 中国博士后科学基金项目(2021M702554); 陕西省
自然科学基金项目(2022JM-259, 2022JQ-367);
国家自然科学基金青年项目(52104341)

第一作者: 魏瑛康, 男, 1992 年生, 讲师,

Email: weiyingkang@xaua.edu.cn

通讯作者: 刘世锋, 男, 1978 年生, 教授, 博士生导师,

Email: liushifeng66@126.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202211013

wear rate is only $(3.58 \pm 0.36) \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$, which is 13.7% lower than that of tempered wrought counterpart. In addition, the wear mechanism of SEBM formed M2 high speed steel are mainly abrasive wear and adhesive wear.

Key words: M2 high speed steel; selective electron beam melting; scanning parameter; microstructure; wear resistance

1 前 言

M2 高速钢是一种典型的高速工具钢, 在具有 0.8%~0.9% (质量分数) 的高碳含量的同时加入了 W, Mo, Cr 和 V 元素, 使其具有较高的硬度、优异的红硬性以及良好的耐磨性, 广泛应用于制造车刀、铣刀、钻头 etc 切削刀具与精密冷作模具^[1,2]。

逐层熔化-凝固的沉积特性使得增材制造技术 (additive manufacturing, AM) 可实现新的复杂形状刀具、模具的快速成形, 这是传统铸造、机加等工艺无法实现的^[3]。近年来, 采用增材制造技术制备复杂结构切削刀具变得越来越有吸引力。例如: 德国高迈特集团 (KOMET GROUP)^[4] 采用激光选区熔化 (selective laser melting, SLM) 增材制造技术制备刀槽螺旋角达 20° 的不锈钢铣刀刀体, 铣削铝合金、碳纤维复合材料的效率相比传统 4°~5° 螺旋角铣刀可提高 50%; 德国玛帕 (MAPAL)^[5] 采用 SLM 技术制备具有螺旋走向与三角形截面冷却流道的 DIN 1.2709 钢钻头, 冷却液流速可提高 90%。此外, 基于 AM 技术采用轻量化多孔设计可改善刀具切削过程中的振动控制, 进而提高刀具的切削质量与精度。

除可直接成形复杂结构外, AM 极快冷却的特点 ($10^6 \sim 10^8 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$) 促进了胞状细晶形成, 因而所制备的金属材料通常呈现出较优异的力学性能 (由于霍尔佩奇效应)。例如, Wang 等^[6] 报道的采用 SLM 制备 316L 不锈钢的抗拉强度可达 700 MPa (远高于锻造或轧制块体), 同时具有 60% 的塑性。此外, 对于中、高碳钢, 快冷可有效抑制钢液凝固过程中的成分偏析以及粗大不均匀碳化物的形成。例如, Liu 等^[7] 在 SLM 成形 M2 高速钢中观察到了显著的亚微米级晶粒组织, 同时仅晶间存在一定量厚度小于 100 nm 的片状碳化物。通常, 细小碳化物有利于工、模具钢强度与耐磨性能的进一步提升。然而, SLM 成形 M2 高速钢仍面临严峻挑战, 即裂纹现象, 主要由以下 2 个因素造成: 一方面, 高冷却速率导致 SLM 成形件中残余应力水平较高; 另一方面, 高冷却速率和高碳含量的结合促进大量脆性马氏体组织的形成。SLM 成形 M2 高速钢内部的毫米级裂纹在后续服役过程中快速扩展为宏观裂纹并严重劣化其力学性能, 最终导致零部件过早失效。目前, 部分研究人员采用基于电阻加热的基板预热^[8]与基于激光扫描加热的粉床预热^[9]方法以适当降低成形时的冷却速度并缓解残余应力, 因而改善裂纹现象。在此基础上, Kempen 等^[8]进一步研究了基板

预热温度对裂纹现象的影响, 结果表明随着基板预热温度从室温增加到 200 °C 时, SLM 成形 M2 高速钢中逐渐检测不到明显裂纹。

电子束选区熔化 (selective electron beam melting, SEBM) 增材制造技术以高能密度电子束为热源, 同时利用磁偏转线圈产生变化的磁场驱使电子束快速移动, 相比 SLM 可更快、更高效、更均匀地预热粉床^[10], 因此在成形无内部裂纹的 M2 高速钢方面更具优势。目前, 已有报道采用 SEBM 技术在 720~850 °C 的粉床预热温度下成形了无内部裂纹的 DIN 1.7225^[11]、H13 等中碳钢。此外, 大量研究表明, 由预热温度与扫描参数等决定的熔化、凝固过程以及整个热历史共同影响 SEBM 成形材料的缺陷密度 (气孔、未熔粒子等) 与显微组织, 并决定了服役性能。因此, 本研究采用 SEBM 技术制备无内部裂纹的 M2 高速钢, 系统研究并讨论了不同扫描参数 (电子束电流与扫描速度) 与 2 种预热温度组合下成形件的致密度、显微组织与磨损性能。

2 实 验

2.1 实验材料

本研究采用商用气雾化 M2 高速钢粉末 (中航迈特粉冶科技有限公司, 中国), 化学成分如表 1 所示。粉末表面形貌照片如图 1a, 可见粉末具有良好的球形度且颗粒尺寸分布均匀, 因而具有较好的流动性, 有利于熔化成形。粉末截面照片如图 1b, 显示颗粒内部无明显气孔存在。采用激光粒度仪 (Mastersizer 3000E, 英国) 对粉末粒径分布进行检测, 其平均粒径为 85.4 μm。

表 1 M2 高速钢粉末的化学成分 (w/%)

Table 1 Chemical composition of the M2 alloyed powder

Element	W	Mo	Cr	V	Mn	C	Si	Fe
Composition	5.85	4.52	4.24	1.92	0.38	0.84	0.43	Bal.

2.2 实验过程

本研究采用电子束选区熔化设备 (Y150 型, 西安赛隆增材制造有限公司, 中国) 进行 M2 高速钢的成形, 工艺参数的设定在团队前期采用 SEBM 成形中碳钢 (H13 钢) 的基础上进行了调整^[12]。电子束枪加速电压为 60 kV, 束斑直径为 0.1 mm, 铺粉层厚为 50 μm, 扫描间距为 80 μm, 扫描速度设定为 4.7, 5.5 和 6.0 m·s⁻¹, 电子束束流分别为 15 和 16 mA, 粉床预热温度设定为 820 °C。为了探究粉床预热温度的影响, 还在 750 °C 预热温度 (扫描速度

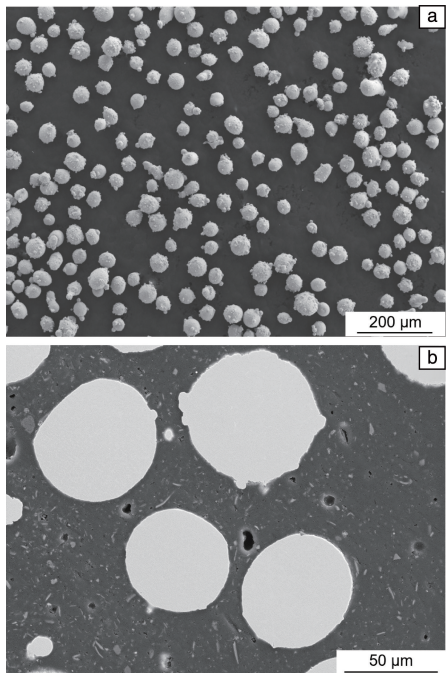


图 1 M2 高速钢粉末：(a) 表面形貌照片，(b) 截面光镜照片

Fig. 1 M2 high speed steel powder: (a) surface morphology image, (b) cross-sectional OM image

5.5 m·s⁻¹、电子束束流 16 mA) 下成形了 M2 高速钢样品。图 2 为 SEBM 扫描策略示意图，在成形过程中电子束以相同的方向进行选区扫描熔化合金粉末，相邻层的电子束扫描方向旋转 90°。成形全程在氦气气氛下进行，电磁透镜组(磁偏转线圈)控制电子束首先对粉末进行快速扫描预热，随后沿固定路径扫描，在指定位置熔融粉末，重复铺粉-预热-选区熔化过程，按预设的三维模型逐层堆积制备样品^[13-14]，最终获得 16 mm×16 mm×16 mm 的 M2 高速钢块体样品。

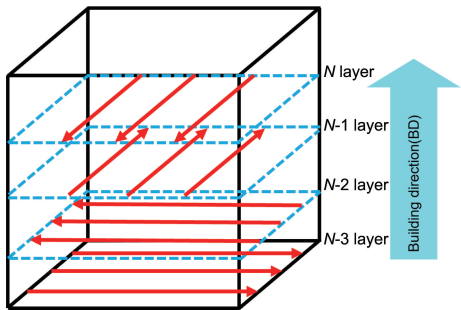


图 2 扫描策略示意图

Fig. 2 Scanning strategy schematic diagram

在 SEBM 过程中，线能量密度 E 是衡量材料吸收平均能量的一种方法。单位材料接收能量 E 的计算式为^[15]：

$$E = \frac{UI}{V}$$

(1)

式中： U 为电子束电压(kV)， I 为电子束束流(mA)， V 为扫描速度($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$)。电子束选区熔化制备 M2 高速钢的工艺参数如表 2 所示。

表 2 SEBM 制备 M2 高速钢工艺参数

Table 2 SEBM parameters for the preparation of M2 high speed steel

Voltage/ kV	Preheating temperature/ ℃	Scan speed/ ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$)	Beam current/mA	Energy density/ ($\text{J} \cdot \text{m}^{-1}$)
60	820,750	4.7	15	192
		5.5	16	175
		6	16	160

目前，传统铸锻 M2 高速钢通常需经过保温、淬火及回火等热处理工艺均匀化组织并形成弥散分布细小碳化物，确保较高的硬度与耐磨性^[16]。对于增材制造金属构件，通常采用较高温度的退火热处理以进一步降低残余应力、消除组织缺陷，同时改善因晶粒沿成形方向生长导致的各向异性，优化力学性能。但对于复杂结构或具有薄壁特征的构件，热处理过程中容易发生变形并破坏原有的结构与功能，因此不宜进行热处理或太高温、太长时间的热处理。本研究的重点是探究 SEBM 不同扫描参数(电子束电流与扫描速度)与 2 种预热温度组合下对材料致密度、显微组织与磨损性能的影响，同时考虑到组织特征也会对热处理工艺的效果造成一定影响，针对 SEBM 成形 M2 高速钢的热处理制度将在后续研究中开展。为方便起见，后续在确定的预热温度及能量密度下制备的试样以“预热温度/能量密度”的形式描述。

2.3 性能表征

制备的试样经线切割从底板切除后，采用电子密度计(MH-300A，深圳弗布斯仪器有限公司，中国)检测相对密度，并计算出其致密度。随后将试样的 x - y 表面经最大粒径分别为 37.5，25，15，10，7.5 μm 水磨 SiC 砂纸打磨后，然后用 0.5 μm 的金刚石抛光液抛光至镜面。采用 Cu 靶多功能 X 射线衍射仪(Bruker D2 Phaser，德国)进行 M2 高速钢成形件的物相鉴定，在 20°~100°的 2θ 角范围内扫描样品，工作电压为 50 kV，工作电流为 300 mA，扫描速度为 8(°)·min⁻¹，使用 MDI Jade 软件对衍射图谱峰进行物相鉴定。为探究工艺参数对显微组织的影响，使用 V(HNO₃): V(C₂H₆O)为 1:15 的腐蚀剂对抛光后的试样进行腐蚀，腐蚀时间为 8~10 s，采用金相显微镜(Olympus GX51，日本)和扫描电子显微镜(Gemini SEM 300，德国)观察其微观组织。采用维氏硬度计(HV-1000A，

郑州华银试验仪器有限公司, 中国) 进行硬度测量, 载荷为 200 g, 保载时间 15 s, 每组试样测试 5 组数据, 然后取平均值。

利用球盘摩擦试验机 (MS-T3001, 兰州华汇仪器科技有限公司, 中国) 考察样品的摩擦磨损性能。对应材料为 N_4Si_3 陶瓷球 (直径 6 mm)。所有样品在检测前用石油醚和乙醇超声清洗 10 min。固定试验条件: 环境温度 25 $^{\circ}C$, 速度 200 $r \cdot min^{-1}$, 滑动距离 113 m, 载荷为 15 N。试验结束后, 用三维激光共聚焦显微镜 (LEXT Olympus 4000, 日本) 观察磨痕轮廓, 计算磨痕的体积、宽度和深度。每个样本测量 3 次, 然后取平均值, 摩擦表面的形貌用扫描电子显微镜观察。

3 结果与讨论

3.1 致密度分析

图 3 为 SEBM 成形 M2 高速钢的致密度。发现在相同的粉床预热温度下, 试样致密度随着能量密度的增加呈现出先增大后减小的趋势。此外, 在能量密度一定时, 粉床预热温度对成形 M2 高速钢致密度的影响显著, 随着预热温度从 820 降低到 750 $^{\circ}C$, 样品的致密度由 99.7% 大幅下降到 95.6%。

在此基础上, 对试样的顶面进行金相表征, 其金相显微组织如图 4a~4d 所示。可以观察到所有试样表面均存在亚微米尺寸的微孔, 且随着工艺参数的优化, 微孔

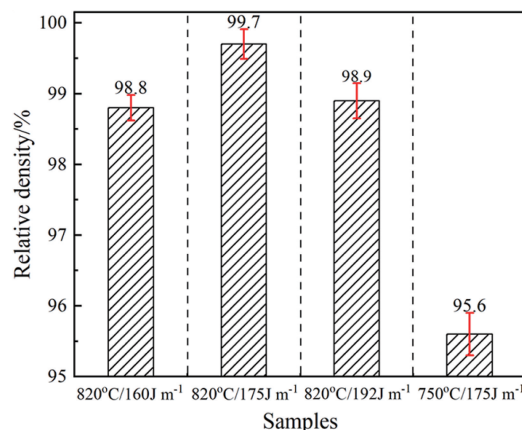


图 3 SEBM 成形 M2 高速钢的致密度

Fig. 3 Relative density of the SEBM M2 high speed steel

的数量逐渐减少、尺寸发生了明显的细化, 当预热温度为 820 $^{\circ}C$ 、能量密度为 175 $J \cdot m^{-1}$ 时, 试样只存在少量纳米尺寸的微孔。SEBM 过程中形成孔隙的原因主要有 2 点: 一是由于电子束与粉末的相互作用造成熔池反应较为剧烈, 从而包裹部分的保护气体进入到熔池的内部形成微型孔洞^[17]; 二是因为原始 M2 粉末内部有气体存在, 在熔化过程中未能完全逃逸出熔池, 凝固时被保留在了基体的内部从而形成了部分的孔洞^[18]。通过图 1b 已排除, 得知孔隙的产生是由第一种原因造成的。

在较高的能量密度下成形 M2 高速钢时, 样品表面的微型孔隙还是无法消除。这是由于当能量密度的较大

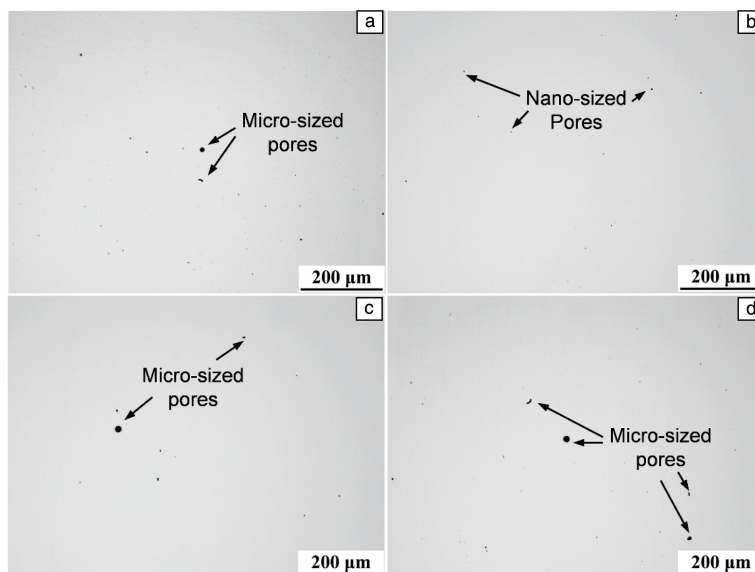


图 4 SEBM 成形 M2 高速钢的 OM 照片: (a) 820 $^{\circ}C$ /160 $J \cdot m^{-1}$, (b) 820 $^{\circ}C$ /175 $J \cdot m^{-1}$, (c) 820 $^{\circ}C$ /192 $J \cdot m^{-1}$, (d) 750 $^{\circ}C$ /175 $J \cdot m^{-1}$

Fig. 4 OM images of the SEBM M2 high speed steel: (a) 820 $^{\circ}C$ /160 $J \cdot m^{-1}$, (b) 820 $^{\circ}C$ /175 $J \cdot m^{-1}$, (c) 820 $^{\circ}C$ /192 $J \cdot m^{-1}$, (d) 750 $^{\circ}C$ /175 $J \cdot m^{-1}$

时,虽然提高了熔池的熔深尺寸,增加了熔道的重熔程度,使得残留在上一层熔池上方的气孔再一次逸出。但是粉末吸收过大的瞬时能量会导致熔池温度迅速升高,造成熔池发生快速流动并部分气化。同时粉末之间发生气相膨胀,引起大的反冲击力,在反冲击力作用下熔池被冲击而发生剧烈反应,经过层层累积的成形后,缺陷进一步成长为微型孔洞^[19],难以消除导致成形件的相对密度降低。此外,在较低的能量密度下成形 M2 高速钢时,其能量输入低,粉末吸收的能量不足,导致粉末难以充分熔化,金属的液相流动性较差,不满足成形 M2 高速钢的工艺参数条件。这部分未完全熔化的粉末易形成孔隙,造成样品内部融合不良,导致样品的致密度下降。

此外,随着粉床预热温度从 820 下降到 750 °C, M2 高速钢表面的孔隙数量明显增加。这是因为在较低的预热温度下,熔体在凝固过程中热扩散速率较高,温度梯

度增大^[20],电子束照射粉末产生的熔池持续时间减少,粉末不能充分吸收电子束能量,形成的液相不足以填充金属颗粒间的孔隙。此外,熔池的流动性较差,内部气体不能及时逃逸出熔池,较低的预热温度下残余应力较大,会导致孔洞、裂纹等组织缺陷的形成。

3.2 显微组织分析

图 5a~5d 为 SEBM 成形 M2 钢腐蚀后的 OM 照片。可以看出,成形 M2 高速钢的微观组织以胞状晶为主,利用 Image-pro-plus 软件计算得到样品平均晶粒尺寸为 3~6 μm。当 750 °C/175 J·m⁻¹ 参数时其晶粒尺寸只有 (2.53±0.79) μm,相较于预热温度 820 °C 下的样品晶粒尺寸有一定程度的减少。此外,统计了不同工艺制备 M2 高速钢的晶粒尺寸。如图 6 所示,SEBM 较快的扫描速率和冷却速度使得其制备的 M2 高速钢晶粒尺寸远小于其他工艺。

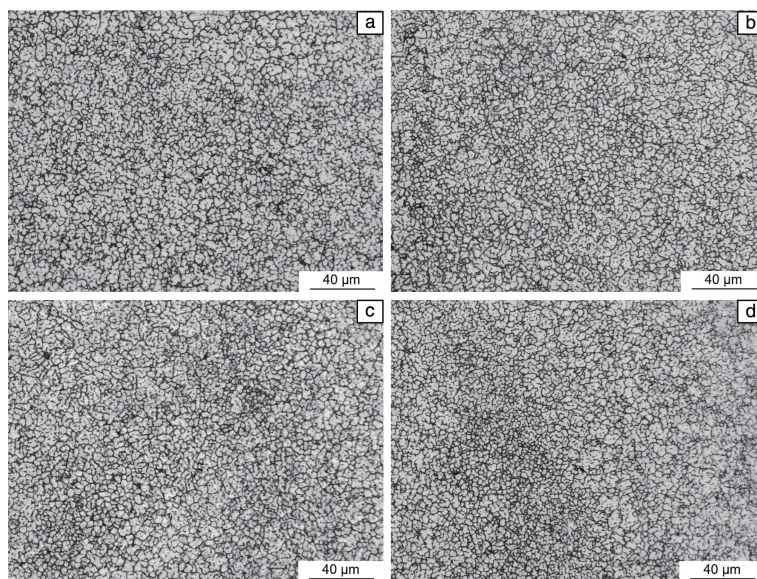


图 5 SEBM 成形 M2 高速钢腐蚀后的 OM 照片: (a) 820 °C/160 J·m⁻¹, (b) 820 °C/175 J·m⁻¹, (c) 820 °C/192 J·m⁻¹, (d) 750 °C/175 J·m⁻¹

Fig. 5 OM images of the etched SEBM M2 high speed steel: (a) 820 °C/160 J·m⁻¹, (b) 820 °C/175 J·m⁻¹, (c) 820 °C/192 J·m⁻¹, (d) 750 °C/175 J·m⁻¹

图 7 为 SEBM 成形 M2 高速钢的 XRD 衍射图谱。结果表明 M2 高速钢主要由 α-Fe 相和碳化物析出相组成,碳化物主要为 M₆C、MC 和 M₂C 型碳化物。

图 8 为 SEBM 成形 M2 高速钢的 SEM 照片。由图 8a~8d 可见,在 M2 高速钢组织中均匀分布着不连续碳化物析出相,同时在基体内部弥散分布着亚微米级球状碳化物颗粒。随能量密度的升高,碳化物总数量增加,碳化物总面积增加,碳化物平均面积增加。这说明随着输入能量密度的升高,熔池热交换速度和冷却速度减慢,碳

化物析出时间变长,碳化物析出加剧。

为了进一步明晰 M2 高速钢中碳化物的类型,对试样进行了 EDS 元素分析。图 9 为 SEBM 成形 M2 高速钢中碳化物的 SEM 照片,可见该试样中碳化物以鱼骨状、羽毛状碳化物及不规则块状碳化物为主。表 3 为 M2 高速钢中碳化物的化学成分。经能谱成分分析结果表明,鱼骨状碳化物中含有大量的 Fe 元素,其次是 W, Mo 等元素,尺寸较粗大,是 W-Mo 系高速钢中典型的 M₆C 型碳化物。羽毛状碳化物中 W 和 Mo 元素含量较高,主要

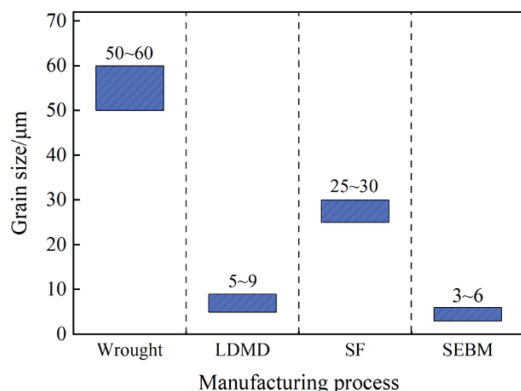


图 6 SEBM 与其它工艺 (锻造 (wrought)^[21], 激光直接金属沉积 (laser direct metal deposition, LDMD)^[22] 与喷射成型 (spray forming, SF)^[23], SEBM) 制备 M2 高速钢的晶粒尺寸分布

Fig. 6 Grain size distribution of M2 high speed steel fabricated by SEBM and other processes (wrought^[21], LDMD^[22] and SF^[23])

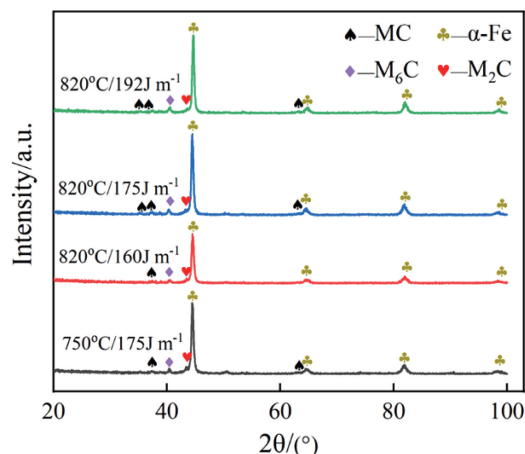


图 7 SEBM 成形 M2 高速钢的 XRD 图谱

Fig. 7 XRD patterns of the SEBM M2 high speed steel

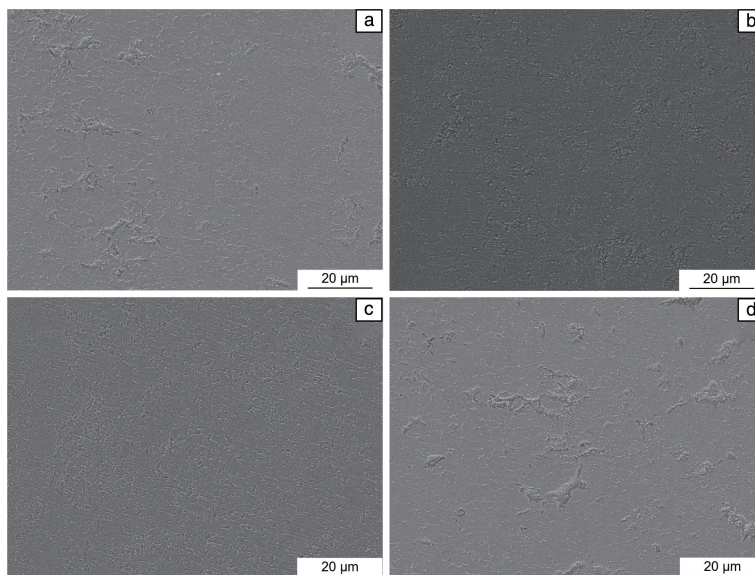


图 8 SEBM 成形 M2 高速钢的 SEM 照片: (a) 820 °C/160 J·m⁻¹, (b) 820 °C/175 J·m⁻¹, (c) 820 °C/192 J·m⁻¹, (d) 750 °C/175 J·m⁻¹

Fig. 8 SEM images of the SEBM M2 high speed steel: (a) 820 °C/160 J·m⁻¹, (b) 820 °C/175 J·m⁻¹, (c) 820 °C/192 J·m⁻¹, (d) 750 °C/175 J·m⁻¹

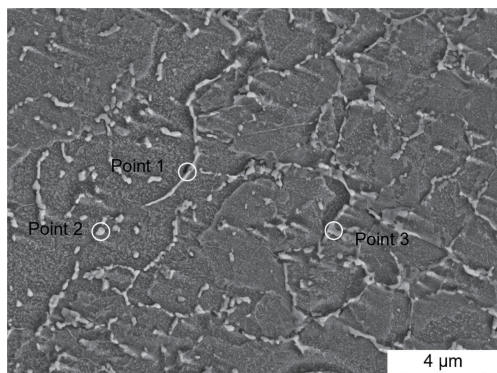


图 9 SEBM 成形 M2 高速钢中碳化物的 SEM 照片

Fig. 9 SEM image of carbides in the SEBM M2 high speed steel

为 M_2C 型碳化物。不规则块状碳化物中含有较高的 V 元素, 还有一定的 W, Mo 元素等, 主要为 MC 型碳化物, 具有较高的硬度, 可以有效地增加钢的硬度和耐磨性^[24]。综合可见, EDS 分析结果跟 XRD 物相分析结果一致。

表 3 SEBM 成形 M2 高速钢中碳化物的化学成分 (w / %)

Table 3 Chemical composition of carbides in the SEBM M2 high speed steel

Element	Chemical composition					
	Fe	W	Mo	V	Cr	Total
Point 1	65.60	12.79	10.63	5.08	5.90	100.00
Point 2	39.79	17.86	17.12	19.08	6.15	100.00
Point 3	40.24	25.52	22.26	5.70	6.28	100.00

3.3 显微硬度和磨损分析

图 10a 为 SEBM 成形 M2 高速钢和锻造母材的维氏显微硬度。可以看出, 能量密度对 M2 高速钢硬度的影响与对致密度的影响规律曲线相似。硬度随着能量密度的增加先增大后减小, 当输入的电子束能量密度为 $175 \text{ J} \cdot \text{m}^{-1}$ 时, 样品的维氏硬度达到了最高。在 750 和 820°C 下分别为 $755.2 \text{ HV}_{0.2}$ 和 $1034.2 \text{ HV}_{0.2}$ 。存在最佳的电子束能量密度的输入量, 使得 SEBM 成形 M2 高速钢的硬度最高。

此外, 在相同能量密度下, 粉床预热温度为 820°C 的试样硬度远高于 750°C 下的试样。这是由于粉床预热 750°C 所制备样品的相对密度最高只为 95.6%, 材料内部存在较多气孔等缺陷, 此时材料的硬度受到致密度的影响。较高的粉床预热温度可以缓解残余应力, 熔池内部金属液相的流动性增强, 进而减少气孔等组织缺陷的形成, 使样品整体组织更加均匀, 显著的提高了样品的

致密度, 样品的硬度也得到提高。

SEBM 成形 M2 高速钢材料过程中, 晶粒得到细化, 随着晶界增多, 材料的强度和硬度增加, 材料的力学性能也更好。同时 M2 高速钢基体内部弥散分布的细小碳化物起到析出强化作用。在细晶强化和析出强化双重强化机制下, SEBM 制备的 M2 高速钢硬度得以提高。在粉床预热温度为 820°C 、能量密度为 $175 \text{ J} \cdot \text{m}^{-1}$ 时, M2 高速钢的显微硬度达到了最大值 $1034.2 \text{ HV}_{0.2}$, 远高于商用 M2 高速钢刀具 ($815 \text{ HV}_{0.2} \sim 845 \text{ HV}_{0.2}$ [25])。需要说明的是, 在 SEBM 成形过程中, 粉床层层预热与后沉积层的热影响使得已沉积层通常处于较高的温度 (即原位热处理)。原位热处理一方面使快速凝固形成的残余奥氏体向回火马氏体组织转变, 同时促进了一次碳化物分解成更为稳定的二次碳化物。因此, 相比没有粉床预热过程 (原位热处理较弱) 的 SLM 技术成形致密 M2 高速钢 [8] (沉积态硬度约为 $870 \text{ HV}_{0.2}$), 本研究 SEBM 成形 M2 高速钢的硬度更高。

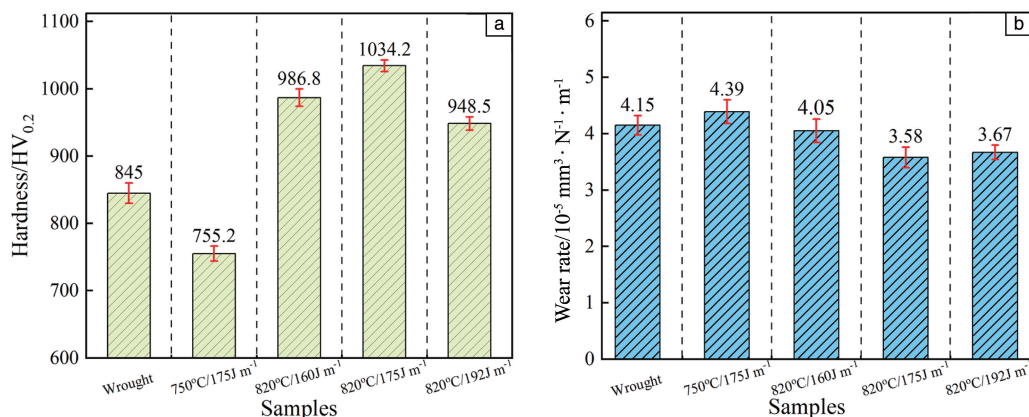


图 10 SEBM 成形 M2 高速钢和锻造母材的硬度 (a) 与磨损率 (b)

Fig. 10 Hardness (a) and wear rate (b) of the SEBM M2 high speed steel and wrought counterpart

图 10b 给出了 SEBM 成形 M2 高速钢和锻造母材的磨损率。可以看到, 在相同的磨损条件下, 锻造母材的耐磨性优于粉床预热 750°C 时 SEBM 成形的 M2 高速钢, 低于 820°C 时成形的 M2 高速钢。这是由于粉床预热 820°C 下 SEBM 样品的致密度和硬度的增加以及微观结构的转变, 显著提高了材料的磨损性能。Luan 等 [26] 发现, 当高速钢基体中, 弥散分布着大量尺寸细小的颗粒状 MC 型碳化物, 可以显著提高高速钢的耐磨性能。Rahman 的 [27] 研究同样表明, 当材料含碳量相同的情况下, 细化的表面微观结构和析出的细小、均匀分布的碳化物颗粒能够大大提高材料的耐磨性能。在预热温度为 820°C 、能量密度 $175 \text{ J} \cdot \text{m}^{-1}$ 下制备的样品表现出最优异的耐磨性, 磨损率为 $(3.58 \pm 0.36) \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。

为了进一步明晰 SEBM 制备 M2 高速钢的室温磨损行为, 对磨损后的试样进行了表征。图 11 为试样磨损

微观形貌, $750^\circ\text{C}/175 \text{ J} \cdot \text{m}^{-1}$ 时 SEBM 制备的 M2 高速钢的表面的磨损痕迹最宽, 锻造母材次之, 而 $820^\circ\text{C}/175 \text{ J} \cdot \text{m}^{-1}$ 时 SEBM 制备的 M2 高速钢表面的磨痕最窄且最浅; 其磨损形貌都出现了犁沟和材料脱落现象, 说明 M2 高速钢的磨损机制均为粘着磨损和磨粒磨损。

由图 11b 可见, 锻造母材表面有轻微的剥落坑和明显的“犁沟”特征。在磨合阶段, 锻造母材表面与摩擦副之间产生磨屑。磨屑在磨损载荷作用下分解为垂直力和剪切力, 其中垂直力使磨屑压入基体, 而剪切力推动磨粒在磨损轨道上切向运动, 在磨损轨道上产生切向变形和犁沟 [28]。由图 11d 可见, $750^\circ\text{C}/175 \text{ J} \cdot \text{m}^{-1}$ 时 SEBM 制备的 M2 高速钢表面有轻微的犁沟形态、较大的剥落坑, 这是由于摩擦副与基体相对滑动时, 磨球和试样表面的粘着点在受到剪切破坏时会产生块状剥落, 部分块状剥落被磨球挤压在试样表面形成了块状粘着氧化物,

磨损较为严重。图 11f 为 820 °C/175 J·m⁻¹ 时 SEBM 制备的 M2 高速钢的磨损表面, 磨损形貌中犁沟不连续、较细且浅, 材料脱落现象不明显, 表面磨屑较少。随着样

品致密度和硬度的增加减少了磨损过程中的塑性变形, 从而导致磨粒的弱化, 提高了样品的耐磨性。

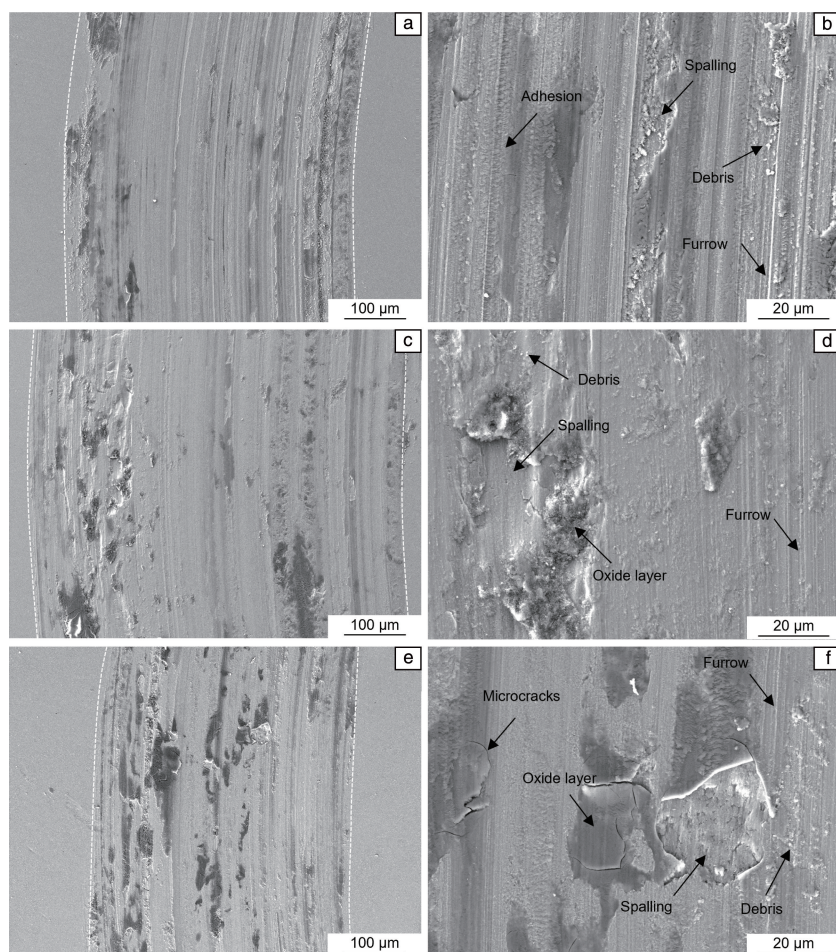


图 11 表面磨损形貌: (a, b) 锻造母材; (c, d) 750 °C/175 J·m⁻¹ 时 SEBM 成形 M2 高速钢; (e, f) 820 °C/175 J·m⁻¹ 时 SEBM 成形 M2 高速钢

Fig. 11 Worn surface morphologies: (a, b) wrought counterpart; (c, d) SEBM M2 high speed steel prepared under 750 °C/175 J·m⁻¹; (e, f) SEBM M2 high speed steel prepared under 820 °C/175 J·m⁻¹

4 结 论

本文通过电子束选区熔化(SEBM)制备了 M2 高速钢, 探究了不同扫描参数和 2 种粉床预热温度对 M2 高速钢致密度、微观组织、硬度和耐磨性的影响, 主要结论如下:

(1) SEBM 成形 M2 高速钢组织中存在亚微米尺寸微孔。随着能量密度增加, 成形致密度呈现出先增大后减小的趋势, 最高为 99.7%。粉床预热温度对致密度的影响更为显著, 从 820 降低到 750 °C 时, 致密度由 99.7% 大幅降低到 95.6%。

(2) SEBM 成形 M2 高速钢晶粒组织以胞状晶为主, 其尺寸在 3~6 μm 之间, 且随着预热温度的降低晶粒尺

寸有一定程度的减少。碳化物主要为 M₆C、MC 和 M₂C 型碳化物, 细小且均匀分布在 M2 高速钢基体中。

(3) 随着能量密度增加, SEBM 成形 M2 高速钢的硬度呈先增大后减小的趋势, 磨损率呈先减少后增加的趋势。当预热温度为 820 °C、能量密度为 175 J·m⁻¹ 时, M2 高速钢的硬度与磨损率分别为 1034.2HV_{0.2}、(3.58±0.36)×10⁻⁵ mm³·N⁻¹·m⁻¹。磨损机制主要为磨粒磨损和粘着磨损。

参考文献 References

- [1] GUO Y F, QI W T, XIA Z B, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2022, 16: 1122–1135.
- [2] LI J J, YAN X G, LI X Y, *et al.* Wear[J], 2017, 376–377:

- 1112–1121.
- [3] KÖRNER C. International Materials Reviews [J], 2016, 61(5): 361–377.
- [4] 3D Science Valley. The Combination of Metal 3D Printing and Machining—a New Way to Produce Non-Standard Cutting Tools in Komet[R/OL]. (2016–12–14) [2023–02–25]. <http://www.3dsciencevalley.com/?p=7962>.
- [5] 3D Science Valley. Whitepaper of 3D Printing and Metal Cutting Tools [R/OL]. (2019–08–25) [2023–02–27]. <http://www.3dsciencevalley.com/?p=16638>.
- [6] WANG Y M, VOISIN T, MCKEOWN J T, *et al.* Nature Materials [J], 2018, 17(1): 63–71.
- [7] LIU Z H, ZHANG D Q, CHUA C K, *et al.* Materials Characterization [J], 2013, 84: 72–80.
- [8] KEMPEN K, VRANCKEN B, BULS S, *et al.* Journal of Manufacturing Science and Engineering [J], 2014, 136(6): 1–6.
- [9] UDDIN S Z, MURR L E, TERRAZAS C A, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2018, 22: 405–415.
- [10] 汤慧萍, 王建, 逯圣路, 等. 中国材料进展 [J], 2015, 34(3): 225–235.
- TANG H P, WANG J, LU S L, *et al.* Materials China [J], 2015, 34(3): 225–235.
- [11] JURISCH M, KLÖDEN B, KIRCHNER A, *et al.* Progress in Additive Manufacturing [J], 2020, 5(1): 27–32.
- [12] 刘世锋, 宋玺, 王岩, 等. 中国材料进展 [J], 2022, 41(4): 268–274.
- LIU S F, SONG X, WANG Y, *et al.* Materials China [J], 2022, 41(4): 268–274.
- [13] KOLAMROUDI M K, ASMAEL M, ILKAN M, *et al.* Transactions of the Indian Institute of Metals [J], 2021, 74(4): 783–790.
- [14] VANMEENSEL K, LIETAERT K, VRANCKEN B, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2018, 8: 261–309.
- [15] KIRCHNER A, KLÖDEN B, LUFT J, *et al.* Powder Metallurgy [J], 2015, 58(4): 246–249.
- [16] CHAUS A S, BRAČÍK M, SAHUL M, *et al.* Vacuum [J], 2019, 162: 183–198.
- [17] LIVERANI E, TOSCHI S, CESCHINI L, *et al.* Journal of Materials Processing Technology [J], 2017, 249: 255–263.
- [18] CHOO H, SHAM K L, BOHLING J, *et al.* Materials & Design [J], 2019, 164: 107534.
- [19] ATTAR H, CALIN M, ZHANG L C, *et al.* Materials Science and Engineering: A [J], 2014, 593: 170–177.
- [20] LEUNG C L A, TOSI R, MUZANGAZA E, *et al.* Materials & Design [J], 2019, 174: 107792.
- [21] LIU Q X, LU D P, LU L, *et al.* Journal of Iron and Steel Research [J], 2015, 22(3): 245–249.
- [22] 杨一肖, 赵骥. 热加工工艺 [J], 2019, 48(20): 73–76.
- YANG Y Q, ZHAO X. Hot Working Technology [J], 2019, 48(20): 73–76.
- [23] LU L, HOU L G, ZHANG J X, *et al.* Materials Characterization [J], 2016, 117: 1–8.
- [24] CHEN N, LUO R, XIONG H, *et al.* Materials Science and Engineering: A [J], 2020, 771: 138628.
- [25] 陈翔, 张德强, 孙文强, 等. 表面技术 [J], 2019, 48(11): 236–243+251.
- CHEN X, ZHANG D Q, SUN W Q, *et al.* Surface Technology [J], 2019, 48(11): 236–243+251.
- [26] LUAN Y, SONG N, BAI Y, *et al.* Journal of Materials Processing Technology [J], 2010, 210(3): 536–541.
- [27] RAHMAN N U, CAPUANO L, ROOIJ M B D, *et al.* Surface and Coatings Technology [J], 2019, 364: 115–126.
- [28] LIU S F, LI Y Z, WANG Y, *et al.* Journal of Materials Research and Technology [J], 2022, 19: 1821–1835.

(编辑 张雨明)