

特约专栏

电子束束流对电子束选区熔化成形 H13 钢组织和性能的影响

刘世锋¹, 宋 玺¹, 王 岩¹, 薛 彤¹, 王 建², 石 英²

(1. 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 西北有色金属研究院 金属多孔材料国家重点实验室, 陕西 西安 710016)

摘 要: H13 钢是使用最广泛和最具代表性的热作模具钢。采用电子束选区熔化 (SEBM) 技术成形 H13 钢能够有效解决其组织均匀度不理想的问题, 而且可使其具有相当可观的力学性能表现。通过改变 SEBM 技术的电子束束流制备 H13 模具钢, 并采用电子密度计、X 射线衍射仪 (XRD)、扫描电子显微镜 (SEM) 和显微维氏硬度计表征了成形件的致密度、微观组织和硬度, 探究了电子束束流对成形件微观组织演变和力学性能的影响。结果表明, 不同电子束束流成形的 H13 钢主要存在弥散的纳米尺寸微孔、局部的微米尺寸微孔以及熔合不良区域; 微观组织主要为马氏体、残余奥氏体及碳化物; 随着电子束束流的增加, 马氏体体会发生晶格畸变, 基体强度增加, 继续提高电子束束流, 马氏体逐渐粗化, 基体发生回复与再结晶, 同时弥散析出二次碳化物, 基体强度趋于稳定。

关键词: H13 钢; 电子束选区熔化; 电子束束流; 微观组织; 马氏体

中图分类号: TG142.1⁺4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2022)04-0268-06

引用格式: 刘世锋, 宋玺, 王岩, 等. 电子束束流对电子束选区熔化成形 H13 钢组织和性能的影响[J]. 中国材料进展, 2022, 41(4): 268-273.

LIU S F, SONG X, WANG Y, *et al.* Effect of Beam Current on Microstructure and Properties of H13 Steel Fabricated by Selective Electron Beam Melting[J]. Materials China, 2022, 41(4): 268-273.

Effect of Electron Beam Current on Microstructure and Properties of H13 Steel Fabricated by Selective Electron Beam Melting

LIU Shifeng¹, SONG Xi¹, WANG Yan¹, XUE Tong¹, WANG Jian², SHI Ying²

(1. School of Metallurgical and Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. State Key Laboratory of Porous Metal Materials, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: H13 steel is the most widely used and representative hot-working tool steel. The use of selective electron beam melting (SEBM) technology to form H13 steel can effectively solve the problem of unsatisfactory tissue uniformity, and it has considerable mechanical properties. In this paper, H13 steel was prepared by changing the electron beam current of SEBM technology, and the densities, microstructures and hardness of the formed parts were characterized by electron densitometry, X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM) and micro-Vickers hardness tester. The effects of the e-

lectron beam current on the microstructure evolution and mechanical properties were investigated. The results show that the H13 steel formed by different electron beam current mainly has dispersed nano-sized micropores, local micro-sized micropores and poor fusion areas. The microstructure is mainly composed of martensite, residual austenite and carbide. With the increase of the electron beam current, the martensite will undergo lattice distortion and the matrix strength will increase. And if the electron beam current continues to be increased, the martensite will gradually dissolve, the matrix will recovery and recrystallization, while secondary carbide will be diffusely precipitated and the ma-

收稿日期: 2021-10-17 修回日期: 2021-11-02

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51671152, 51874225);
陕西省教育厅产业化项目(18JC019); 陕西省工业重
点攻关项目(2020ZDLGY13-10, 2020KJRC0048)

第一作者: 刘世锋, 男, 1978 年生, 教授, 博士生导师,
Email: liushifeng66@126.com

通讯作者: 王 岩, 男, 1987 年生, 副教授, 硕士生导师,
Email: wangyan140511@xauat.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202110026

trix strength will stabilize.

Key words: H13 steel; selective electron beam melting; electron beam current; microstructure; martensite

1 前言

H13 模具钢具有良好的高温冲击韧性、耐磨性、红硬性以及抗冷热疲劳性等优异性能, 是使用最广泛和最具代表性的热作模具钢种, 能满足模具对硬度、服役寿命和可靠性等苛刻要求^[1, 2]。然而传统冶炼 H13 钢时易存在偏析、组织均匀度不理想问题, 而且传统数控加工方式难以成形形状、结构复杂的 H13 钢零件^[3-5]。电子束选区熔化(selective electron beam melting, SEBM)技术以聚焦电子束为热源逐点扫描、逐线搭接、逐层熔化、凝固堆积, 可实现三维复杂零件的成形, 具备随形热处理工艺, 能有效消除零件内部残余应力, 从而在很大程度上降低或消除零件表面裂纹, 保证组织的均匀性, 可有效用于 H13 模具钢成形^[6-8]。

目前, 仅有部分研究学者开展 SEBM 成形 H13 模具钢性能及组织研究。Cormier 等^[9]分析了 SEBM 工艺对 H13 模具钢化学成分及显微组织的影响, 发现真空下电子束熔化低熔点合金元素时存在气化现象, 但 SEBM 熔池快速凝固的特点会抑制元素逃逸, 因此成形件中仅 Mn 元素含量低于合金标准值, 成形件组织为马氏体, 硬度为 455~481 MPa。Kahlert 等^[10]通过 SEBM 技术制备出具有高致密度且力学性能良好的 H13 钢零件, 发现电子束能量密度在 32~44 J/mm³ 范围内时, 试样显示出针状组织, 猜测可能是由贝氏体和马氏体混合物及富钒析出物组成。Ghibaudo 等^[11]系统地确定了 SEBM 制备 H13 模具钢的工艺参数, 指出铺粉层厚为 90 μm 时, 扫描速度处于 373.33~800.00 mm/s 范围内, 并控制能量密度在 50~96 J/mm³ 之间, 可以获得致密度为 98% 以上的成形件; 当扫描速度为 700 mm/s、能量密度为 57.41 J/mm³ 时, 成形件致密度可高达 99.96%。另外, 还有研究学者进行了其他钢种 SEBM 制备工艺和冶金行为的研究。Jurisch 等^[12]基于 SEBM 技术对焊接性能较差的 42CrMo4 高强钢进行熔化成形, 优化后的工艺参数可实现无裂纹打印, 且成形件的力学性能与经过传统热处理后的性能相当。Lee 等^[13]对 9%~12% Cr (质量分数) 铁素体/马氏体耐热钢进行 SEBM 成形, 区别于传统调质处理后得到较为粗大的晶粒 (166.3±32.2) μm 以及富 Cr 和 W 的大尺寸 M₂₃C₆, SEBM 制备的试样具有细小的等轴晶 (60.1±8.3) μm, 组织为回火马氏体及富 W 的小尺寸 M₂₃C₆ 析出相。Wang 等^[14]通过优化 SEBM 成形 SS316L 不锈钢中的速度函数(speed function)和聚焦偏移(focus offset)两个工艺参数, 制备出致密度超过 99%、抗拉强度远优于铸造和锻造成形件的

抗拉强度。Gao 等^[15]系统研究了 SEBM 技术成形氧化物弥散强化(oxide dispersion strengthened, ODS)铁素体钢的熔化过程、晶粒形貌及拉伸性能, 向 Fe-18Cr-2W-0.5Ti 钢中添加 Y₂O₃ 纳米级氧化物颗粒后, 发现该颗粒弥散分布在基体中且仍为纳米级尺寸, 在高温下对试样进行拉伸试验, 发现断口出现了韧窝断裂形貌, 细小的氧化物颗粒位于韧窝中心, 显著提高了材料的高温强度。

采用 SEBM 技术制备上述钢的过程中, 其工艺参数对打印成形件的显微组织和力学性能具有重要的作用^[16], 成形件较高的致密度和良好的表面质量受到电子束束流、扫描速度、扫描间距及铺粉层厚度等参数的影响。因此, 本文以传统 H13 热作模具钢为研究对象, 探究电子束束流对其显微组织和力学性能的影响规律。

2 实验

2.1 实验材料

本实验采用西安赛隆金属材料有限责任公司 SLPA-D 型桌面级等离子旋转电机雾化制粉设备自制的 H13 (4Cr5MoSiV1) 合金粉末, 其化学成分见表 1。

表 1 H13 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of the H13 alloy powder(ω/%)

Element	Cr	Mo	Si	Mn	V	Fe
Composition	5.18	1.19	0.96	0.37	1.06	Bal.

2.2 实验过程

使用 Sailong-Y150 型打印机进行 H13 合金粉末的成形, 电子束枪加速电压为 60 kV, 束斑直径为 0.2 mm, 铺粉层厚度为 50 μm, 扫描间距为 80 μm, 扫描速度为 5 m/s, 基板预热温度设定为 720 °C, 电子束束流分别为 14.0, 14.5, 15.0, 15.5 和 16.0 mA, 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°, 成形件尺寸为 20 mm×20 mm×10 mm 的立方块。采用激光粒度仪对 H13 钢粉末粒径分布进行检测, 并使用 X 射线衍射仪(XRD, Bruker D2 Phaser)测定合金粉末相组成。采用 MH-300A 电子密度计测得成形件的密度, 并计算出其致密度。随后将试样的 xy 底面经 400#、800#、1200#、2000#水磨 SiC 砂纸打磨后, 在抛光机上进行抛光, 然后通过金相显微镜拍摄 5 张照片。采用 Cu 靶的 X 射线衍射仪在 25°~95°的 2θ 范围内扫描样品, 使用 MDI Jade 软件对衍射图谱峰进行物相分析。为观测电子束束流对显微组织的影响, 使用体积比为 1:24 的

HNO_3 和 $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ 腐蚀剂对抛光后的样品进行腐蚀, 并采用蔡司 Gemini 300 扫描电镜观察其微观组织。最后采用 401MVD 数显显微维氏硬度计进行硬度测量, 载荷为 200 g, 载荷保压时间为 10 s, 每组试样测试 5 组数据, 然后取其平均值。

3 结果与讨论

3.1 孔隙与致密度分析

H13 钢粉末具有良好的球形度, 仅存在少量的异形粉和卫星粉, 且粉末内部几乎无气孔存在, 如图 1a 和 1b 所示; 粉末平均粒径为 $80\ \mu\text{m}$, 如图 1c 所示。且该合金粉末主要由 α 相和 γ 相组成, 最强衍射峰位于 44.68° , 可见基

体相主要为 $\alpha\text{-Fe}(110)$, 这是由于粉末在制备过程中快速凝固促进了 γ 相向 α 相的转变, 同时残留有部分 γ 相。

图 2a 为测得的不同电子束束流下成形件的致密度。当电子束束流低于 14.5 mA 时, 成形件致密度小于 95%, 具有较高的孔隙率; 随着电子束束流的增大, 电子束能量密度增加, 成形件致密度先增大后趋于稳定。电子束束流大于 15.0 mA 时, 成形件的致密度可达 97% 以上; 其中当电子束束流为 16.0 mA 时, 能量密度为 $48\ \text{J}/\text{mm}^3$, 成形件致密度达到 98.1%, 孔隙率最低。

不同电子束束流下成形件的底面金相照片如图 2b~2f 所示, 可以看出有部分微孔分布于基底上, 微孔直径最大约为 $12\ \mu\text{m}$, 但数量极少, 这是因为电子束与粉末作用

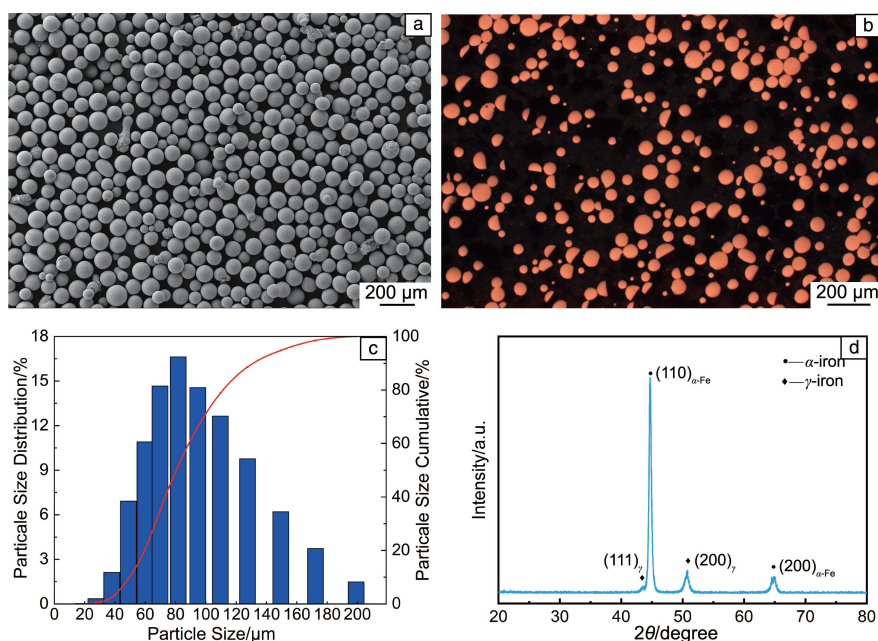


图 1 H13 合金粉末: (a) SEM 照片, (b) 截面光镜照片, (c) 粒径分布图, (d) XRD 衍射图谱

Fig. 1 H13 alloy powder: (a) SEM image, (b) sectional OM image, (c) particles size distribution, (d) XRD diffraction pattern

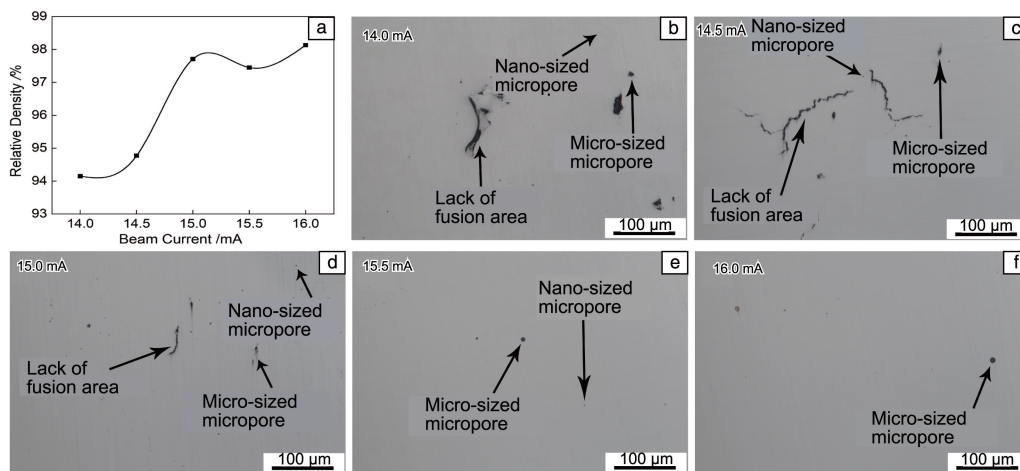


图 2 不同电子束束流成形试样的致密度(a)和 OM 照片(b~f)

Fig. 2 Relative density (a) and OM images (b~f) of the samples formed with different electron beam currents

形成的熔池反应剧烈, 会裹挟一部分保护气体进入熔池内部形成小型孔洞^[17]; 此外, 基体还均匀分布着大量纳米尺寸的微孔, 这些微孔主要为未能完全逸出熔池的原始粉末内部的气体, 在凝固时保留在基体内部。由图 2b~2f 可以看出, 随着电子束束流的增大, 纳米尺寸的微孔数量减少, 但微米尺寸的微孔却仍然存在。这是因为电子束束流的增大, 提高了熔池的熔深尺寸, 增加了熔道的重熔程度, 残留在上一层熔池上方的气孔再一次从熔体中逸出, 降低了纳米微孔的数量; 然而, 电子束束流的增大会加剧熔池的反应, 导致了微米尺寸的孔洞难以消除。

此外, 由图 2b~2f 金相照片可以看出基体上存在大量的熔合不良现象, 这是因为 SEBM 技术扫描速度较快, 对熔池搅拌作用较强, 熔池内部熔体剧烈流动使其难以均匀铺展在试样表面, 在表面张力作用下形成凸起, 在后续铺粉过程中, 粉末不能均匀填充整个平面, 当电子束进行扫描时, 熔道间不能连续结合起来, 产生了细条状的熔池间熔合不良现象^[18]。此外, 在较低电子束束

流下熔化粉末时, 能量输入低, 导致粉末难以充分熔化, 这部分未完全熔化的粉末也会导致平面产生熔合不良现象。但随着电子束束流的增加, 未充分融合的细条状尺寸逐渐减小, 提高了成形件的致密度。

3.2 显微组织分析

由于增材制造逐层堆积的成形特点, 导致成形件沿成形方向经历了不同的热处理时间, 使得观测到的显微组织具有不均匀性。而试样底部能够保持稳定的热平衡状态, 显微组织趋于稳定, 没有明显的差异。因此, 对试样底部显微组织进行表征, 更具有代表性。

通过 XRD 检测不同电子束束流下成形试样底部水平截面相组成, 如图 3a 所示, H13 钢主要由 α -Fe 相和 γ -Fe 相组成。然而, 随着电子束束流的增加, 44.72° 处衍射峰 α -Fe(110) 峰强先降低后增强, 同时峰也先向右偏移后又向左偏移。根据布拉格定律:

$$2d\sin\theta = \lambda \quad (1)$$

其中, d 为平行原子平面间距, λ 为入射波波长, θ 为入射光与晶面间夹角。电子束束流分别为 14.0、14.5 和 15.0 mA

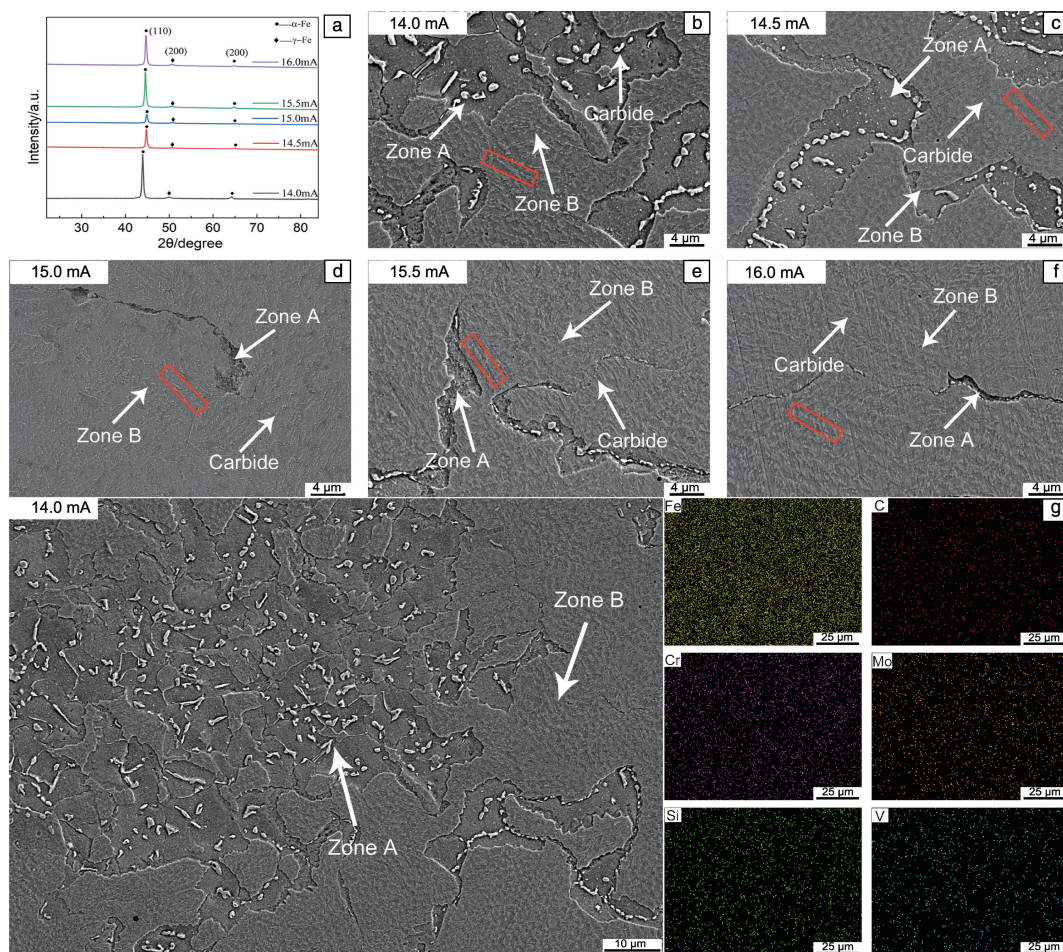


图3 不同电子束束流成形试样底部截面的 XRD 图谱(a), SEM 照片(b~f)和元素分布图(g)

Fig. 3 XRD patterns (a), SEM images (b~f) and elemental distribution maps (g) of the samples formed with different electron beam currents

时,随着电子束束流的增加,能量密度增大,衍射峰右移, λ 为常值, θ 增大,说明 d 值减小,此时马氏体发生晶格畸变,受到残余压应力作用,晶格间距变小。随着马氏体变形程度不断加大,可以发生衍射的 α -Fe数量减少,因此峰强降低。而电子束束流分别为 15.0, 15.5 和 16.0 mA 时,随着电子束束流的增加,能量密度增大,衍射峰左移,此时热输入较大,基体发生了回复与再结晶,缓解了马氏体晶格之间的残余应力,并逐渐由压应力转变成拉应力,晶面间的距离再次被拉大。随着回复的马氏体晶格增多,峰强又逐渐增加。

图 3b~3f 为不同电子束束流下成形件底部的 SEM 照片,发现区域 A 和区域 B 的组织具有明显差异。对 14.0 mA 电子束束流下成形的试样进行 SEM-EDS 检测,如图 3g 所示,Fe 元素和 C 元素分布较为均匀,可见区域 A 和区域 B 具有相同的相结构。结合图 2b~2f 的金相照片进行进一步分析,发现区域 A 为熔合不良区,由于这部分区域的组织未能经历重熔过程,在打印成形过程中不断经历重复的热处理过程,基板温度又一直保持在 720 ℃ 以上, H13 钢中含有的 Cr, Mo, V 等碳化物形成元素使得区域 A 更易形成碳化物并长大粗化,最后经腐蚀剂腐蚀后,出现与区域 B 明显不同的组织。因此,区域 B 为 SEBM 成形 H13 钢基体组织。此外,区域 A 的尺寸随着电子束束流的增加逐渐减小,这与金相观测结果一致。同时还观察到 14.0 和 14.5 mA 两个电子束束流下的区域 A 面积都比较大, 15.0, 15.5 和 16.0 mA 电子束束流下的区域 A 面积明显减小,这与致密度检测结果一致。此外,观察 SEM-EDS 中 V 元素的分布,发现其出现偏聚现象,结合文献中对 H13 碳化物的研究, SEBM 成形 H13 钢晶界处存在富 V 类的碳化物^[19, 20]。

不同电子束束流成形试样的显微组织如图 3b~3f 的

区域 B 所示,发现成形件显微组织主要由板条状马氏体组成(图中红色方框标注),其中 XRD 检测出的 FCC 结构 γ 相并未明显观测到,这主要与 SEBM 技术具有微小熔池的成形特点有关。随着熔池快速凝固并达到室温,初始奥氏体晶粒发生马氏体相变,被马氏体板条分割最后残留在马氏体板条束之间,因此,残余奥氏体尺寸是非常细小的,但却均匀分布在基体上,数量较多,可以通过 XRD 检测出来,但很难通过 SEM 观测到。另外,当电子束束流分别为 14.0, 14.5 和 15.0 mA 时,随着电子束束流的增加,能量密度增大,马氏体板条由开始的破碎状逐渐变成片状。当电子束束流分别为 15.0, 15.5 和 16.0 mA 时,随着电子束束流的增加,能量密度继续增大,马氏体板条逐渐长大。

3.3 显微硬度性能及形貌分析

图 4a 为不同电子束束流成形试样的维氏显微硬度。从图中可以看出,当电子束束流为 15.0 mA 时,能量密度为 45 J/mm³,试样的硬度最高,为 2395.8 MPa。随着电子束束流的增大,能量密度增加,硬度值先逐渐增大后趋于稳定。当电子束束流分别为 14.0, 14.5 和 15.0 mA 时,随着能量密度的增加,马氏体板条受到压应力作用,发生晶格畸变,硬度增加。而当电子束束流分别为 15.0, 15.5 和 16.0 mA 时,随着能量密度的增加,马氏体长大并粗化,会对硬度造成一定的影响,同时由于热输入较大,二次碳化物会析出,又对表面强度的提升具有一定作用。因此,当电子束束流大于 15.0 mA 时,硬度随电子束束流的增加逐渐趋于稳定状态。

图 4b~4f 为不同电子束束流成形试样的金相照片。当电子束束流分别为 14.0, 14.5 和 15.0 mA 时,随着能量密度的增大,硬度点的形貌逐渐发生变形。其中 15.0 mA 电子束束流下的试样可以明显观察到马氏体组织

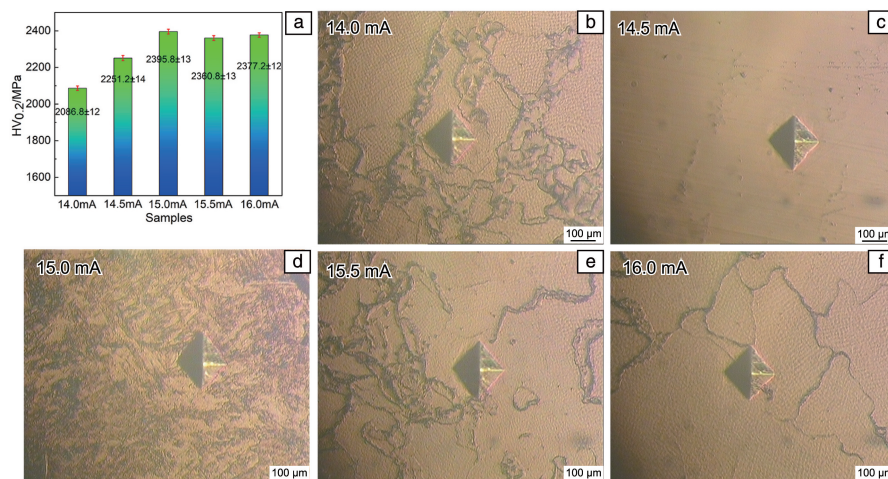


图 4 不同电子束束流成形试样的硬度值(a)和金相照片(b~f)

Fig. 4 Vickers microhardness (a) and OM images (b~f) of the samples formed with different electron beam currents

对表面的强化作用, 阻碍了压头对表面的作用力。当电子束束流分别为 15.0, 15.5 和 16.0 mA 时, 随着能量密度的增大, 硬度点的形貌又趋于规则, 这是由于电子束对基体的热输入增加, 导致马氏体逐渐粗化, 但细小碳化物的析出却又增加了表面硬度。因此, 虽然马氏体组织有变软的趋势, 但基体强度仍然很高, 且细小的碳化物并不会造成硬度点形貌的变形。

4 结 论

本文通过电子束选区熔化 (SEBM) 技术制备了 H13 模具钢, 探究了不同电子束束流对 H13 钢致密度、微观组织、相组成及硬度的影响, 主要结论如下:

(1) 不同电子束束流成形的 H13 钢主要存在弥散的纳米尺寸微孔、局部的微米尺寸微孔以及熔合不良区域。随着电子束束流的增加, 会改善熔合不良区域以及减少纳米尺寸微孔的数量, 但微米尺寸微孔难以消除。当电子束束流为 16.0 mA 时, 能量密度为 48 J/mm^3 , 试样孔隙率最小, 致密度能达到 98.1%。

(2) SEBM 制备的 H13 模具钢微观组织主要由马氏体、残余奥氏体及碳化物组成。随着电子束束流的增加, 能量密度增加, 马氏体会发生晶格畸变; 随着电子束束流继续增加, 能量密度也继续变大, 马氏体逐渐粗化, 基体发生回复与再结晶, 缓解了试样内部的残余应力, 同时会弥散析出二次碳化物。

(3) 当电子束束流为 15.0 mA 时, 能量密度为 45 J/mm^3 , 基体强度达到最大, 为 2395.8 MPa。随着电子束束流的增加, 基体强度先增大后趋于稳定状态。

参考文献 References

- [1] 潘晓华, 朱祖昌. 模具制造[J], 2006(4): 78-85.
PAN X H, ZHU Z C. Die & Mould Manufacture[J], 2006(4): 78-85.
- [2] 王要利, 宋克兴, 张彦敏. 材料热处理学报[J], 2018, 39(4): 1-13.
WANG Y L, SONG K X, ZHANG Y M. Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2018, 39(4): 1-13.
- [3] 张曜. 中国金属通报[J], 2019(1): 132-133.
ZHANG Y. China Metal Bulletin[J], 2019(1): 132-133.
- [4] 朱健, 周文健, 张志豪, 等. 钢铁研究学报[J], 2021, 33(9): 966-978.
ZHU J, ZHOU W J, ZHANG Z H, *et al.* Journal of Iron and Steel Research[J], 2021, 33(9): 966-978.
- [5] 张旭宁, 刘向阳. 铸造技术[J], 2018, 39(4): 906-909.
ZHANG X N, LIU X Y. Foundry Technology[J], 2018, 39(4): 906-909.
- [6] 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.
- [7] KAHLERT M, BRENNE F, VOLLMER M, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2021, 30(9): 6895-6904.
- [8] 黄永建, 刘军会, 杨进航, 等. 中国冶金[J], 2019, 29(11): 6-15.
HUANG Y J, LIU J H, YANG J H, *et al.* China Metallurgy[J], 2019, 29(11): 6-15.
- [9] CORMIER D, KARRYSSIN O, WEST H. Rapid Prototyping Journal[J], 2004, 10(1): 35-41.
- [10] KAHLERT M, BRENNE F, VOLLMER M. Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2021, 30(9): 6895-6904.
- [11] GHIBAUDO C, LERDA S. Politecnico Di Torino, Corso Di Laurea Magistrale in Ingegneria Dei Materiali[J], 2021(22): 1-127.
- [12] JURISCH M, KLÖDEN B, KIRCHNER A, *et al.* Progress in Additive Manufacturing[J], 2020, 5(1): 27-32.
- [13] LEE T, BIAN H, AOYAGI K, *et al.* Materials Letters[J], 2020, 271: 127747.
- [14] WANG C, TAN X, LIU E, *et al.* Materials & Design[J], 2018, 147: 157-166.
- [15] GAO R, ZENG L, DING H, *et al.* Materials & Design[J], 2016, 89: 1171-1180.
- [16] 徐锦岗, 陈勇, 陈辉, 等. 激光与光电子学进展[J], 2018, 55(4): 283-289.
XU J G, CHEN Y, CHEN H, *et al.* Laser & Optoelectronics Progress[J], 2018, 55(4): 283-289.
- [17] YUE H, CHEN Y, WANG X, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 750: 617-625.
- [18] CHEN Y, YUE H, WANG X, *et al.* Materials Characterization[J], 2018, 142: 584-592.
- [19] 毛明涛, 郭汉杰, 孙晓林, 等. 工程科学学报[J], 2018, 40(11): 1288-1299.
MAO M T, GUO H J, SUN X L, *et al.* Chinese Journal of Engineering[J], 2018, 40(11): 1288-1299.
- [20] 孙晓林, 王飞, 毛明涛, 等. 钢铁[J], 2018, 53(5): 68-75.
SUN X L, WANG F, MAO M T, *et al.* Iron & Steel[J], 2018, 53(5): 68-75.

(编辑 吴 锐)