电子束选区熔化工艺参数对 H13 模具钢显微组织与力学性能的影响

孙　鹏[1, 2]，张晓田[2]，桂卫民[2]，邓佳奇[1]，皇志富[1]

（1. 西安交通大学材料科学与工程学院　金属材料强度全国重点实验室，陕西西安 710049；
2. 陕西法士特齿轮有限责任公司，陕西西安 710119）

摘要：采用电子束选区熔化（SEBM）技术制备H13模具钢，研究了工艺参数对打印试样微观组织和力学性能的影响。通过系统调控SEBM技术的电子束束流和扫描速度，优化打印试样的成形质量。显微组织分析结果表明，在优化工艺条件下制备的试样呈现出细化的马氏体和贝氏体双相组织，具有高密度位错和纳米级碳化物析出相。优化后的打印试样相对密度超过99.5%，室温抗拉强度达到（1 780 ± 16）MPa，屈服强度为（1 335 ± 37）MPa，断后伸长率为（10.5 ± 0.4）%。对晶界强化、位错强化和析出强化等强化机制进行了定量分析，理论计算结果与试验数据高度吻合。这些结果表明，通过优化SEBM工艺参数，可有效调控H13钢的显微组织，并显著提升其力学性能。

关键词：电子束选区熔化；H13模具钢；显微组织；力学性能；强化机制

中图分类号：TG142.73；TF746^{+}.2；TF125.1^{+}1　**文献标识码：**A　**文章编号：**1001-4977（2026）09-1015-07

DOI：10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0128

Effects of Selective Electron Beam Melting Processing Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel

SUN Peng[1, 2], ZHANG Xiao-tian[2], GUI Wei-min[2], DENG Jia-qi[1], HUANG Zhi-fu[1]

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, Shaanxi, China; 2. Shaanxi Fast Gear Co., Ltd., Xi'an 710119, Shaanxi, Liaoning, China)

Abstract: The H13 tool steel was fabricated by using of selective electron beam melting (SEBM) technology, and the effects of processing parameters on the microstructure and mechanical properties of the as-built specimens were investigated. The beam current and scanning speed were systematically varied to optimize the forming quality of the as-built specimens. Microstructural characterization revealed that the specimens fabricated under the optimal conditions exhibited a refined martensitic-bainitic dual-phase structure, with high-density dislocations and nanoscale carbide precipitates. The optimized as-built specimens achieved a relative density exceeding 99.5%, an ultimate tensile strength of (1 780±16) MPa, a yield strength of (1 335±37) MPa, and an elongation of approximately (10.5±0.4)%. The strengthening mechanisms including grain boundary, dislocation, and precipitation strengthening were quantitatively analyzed, and theoretical calculations showed good agreement with experimental results. These results demonstrate that through optimizing the SEBM process parameters, the microstructure of the H13 steel can be effectively regulated, and the mechanical performance of H13 steel can be significantly improved.

Key words: selective electron beam melting; H13 tool steel; microstructure; mechanical properties; strengthening mechanisms

H13钢是一种典型的热作模具钢，因其兼具优异的热稳定性、高温强度、抗热疲劳性能以及良好的耐磨性和韧性，被广泛应用于压铸模具、热锻模具、挤压模具以及航空航天、能源装备等领域中承受高温和复杂载荷作用的关键零部件制造[1-4]。该材料在服役过程中通常需要经历反复的热循环和机械冲击，因此对其

基金项目：企业委托研究课题（20260164）。

收稿日期：2026–06–15 收到初稿，2026–06–26 收到修订稿。

作者简介：孙鹏（1981–），男，高级工程师，主要研究方向为模具钢成分设计与性能优化。电话：15353572008，E-mail：13453484@163.com

通信作者：皇志富，男，教授，博士，博士生导师。电话：13689198695，E-mail：hzf@mail.xjtu.edu.cn

引用格式：孙鹏，张晓田，桂卫民，等 . 电子束选区熔化工艺参数对 H13 模具钢显微组织与力学性能的影响 [J]. 铸造，2026，75（9）：1015–1021.

Sun Peng，Zhang Xiaotian，Gui Weimin，et al. Effects of selective electron beam melting processing parameters on microstructure and mechanical properties of H13 tool steel [J]. Foundry，2026，75（9）：1015–1021.

组织稳定性和力学性能提出了较高要求。传统H13工具钢主要采用铸造、锻造及后续热处理工艺进行制备，虽然能够获得较好的综合性能，但在制造复杂结构零件时往往存在加工周期长、材料利用率低以及制造成本较高等问题。随着高端装备制造业的快速发展，复杂结构、高性能及个性化构件的需求不断增加，传统制造方式已难以完全满足现代工业的发展需求。在此背景下，增材制造技术凭借其逐层堆积成形的特点，实现了复杂构件的近净成形制造，具有设计自由度高、材料利用率高、生产周期短以及能够实现功能集成等显著优势，逐渐成为先进制造领域的重要研究方向和技术发展热点[5-7]。

电子束选区熔化（selective electron beam melting，SEBM）作为金属增材制造的重要技术之一，在高性能金属材料和复杂构件制造方面展现出独特优势。该技术利用高能、高速的电子束作为热源，在高真空环境下对金属粉末进行逐层选择性熔化，从而实现实体零件的直接制造[8-11]。与激光选区熔化等其他增材制造技术相比，SEBM技术具有能量密度高、熔化效率高以及成形速度快等特点，特别适用于高熔点金属和难加工材料的制备。此外，真空环境能够有效避免氧化等污染问题，提高材料的纯净度和组织均匀性。SEBM设备通常配备粉末床预热系统，可将成形温度提升至较高水平，最高可达1 100 ℃，从而显著降低成形过程中产生的温度梯度和热应力，减少裂纹、翘曲等缺陷的形成风险[12-13]。较高的预热温度还能够促进组织均匀化和应力释放，为获得性能优异的金属构件提供有利条件。因此，相较于传统铸造、锻造以及部分增材制造工艺，SEBM技术在复杂高性能金属构件制造方面具有广阔的应用前景和较强的技术竞争力。

尽管SEBM技术在H13钢成形方面具有明显优势，但其成形过程涉及电子束与金属粉末材料之间复杂的热物理作用，工艺参数对最终成形质量具有决定性影响[14-16]。其中，电子束束流和扫描速度是影响能量输入的重要参数，直接决定熔池的尺寸、温度分布以及凝固行为。当能量输入不足时，容易产生未熔合孔隙和层间结合不良等缺陷；而能量输入过高则可能导致元素烧损、飞溅加剧以及组织粗化等问题，从而影响构件的致密度和力学性能。同时，在快速熔化与凝固条件下，材料内部会形成复杂的显微组织特征，包括晶粒形貌、碳化物析出行为以及相组成变化等，这些组织演化过程进一步决定了材料的强度、硬度、塑性和韧性等性能表现。因此，深入研究SEBM工艺参数对H13钢组织与力学性能的影响规律，对于实现高质量成形和性能调控具有重要意义。

基于此，本课题以H13模具钢为研究对象，采用SEBM增材制造技术开展系统研究，重点分析电子束束流和扫描速度等关键工艺参数对成形质量、显微组织特征及力学性能的影响。通过对试样致密度、缺陷特征、组织形貌以及力学性能进行综合表征，揭示不同能量输入条件下材料组织演化及其对性能变化的作用机理，进一步阐明工艺参数、组织结构与力学性能之间的内在关联，为电子束选区熔化成形H13钢工艺优化及高性能模具钢构件的工程应用提供理论依据和技术支撑。

1 试样制备与试验方法

本试验采用等离子旋转电极法制备H13模具钢球形粉末作为原材料。该粉末具有良好的球形度和流动性，能够满足SEBM增材制造过程中均匀铺粉和稳定成形的要求。粉末平均粒径约为95 μm，其化学成分如表1所示。电子束选区熔化试验在赛隆金属材料有限责任公司的Y150设备上完成，整个成形过程在高真空环境下进行，成形仓真空度始终保持低于5×10^{-3} Pa，可有效降低高温成形过程中材料氧化及杂质污染对组织性能的影响。

表1 H13钢粉末的化学成分

Tab.1 Chemical composition of the H13 steel powder

w_B/%

C	Si	V	Cr	Mn	Mo	Fe
0.41	0.93	0.95	5.37	0.35	1.16	余量

本课题重点研究电子束束流和扫描速度两项关键工艺参数对H13钢成形质量及组织性能的影响规律。其中，电子束束流范围为6~14 mA，扫描速度范围为2 000~5 000 mm/s。除上述变量外，其余工艺参数均保持恒定，以保证试验结果的可比性。具体参数包括：加速电压为60 kV，扫描间距为50 μm，铺粉层厚为100 μm。通过合理设计参数组合，实现不同能量输入条件下试样的制备。为提高粉末床的稳定性，在打印前将粉床预热至900 ℃，采用相邻层扫描方向旋转90°的打印策略，以减少应力的积累。

如图1所示，通过调控不同体积能量密度（volumetric energy density，VED），系统分析电子束选区熔化成形H13钢的致密化行为、显微组织演化特征以及力学性能变化规律，从而揭示工艺参数、能量输入与材料性能之间的内在关联。体积能量密度作为表征增材制造过程中单位体积材料所吸收能量的重要参数，其计算公式如下：

$$VED=(U\times I)\times100\%/(v\times h\times t) \quad (1)$$

式中：U为加速电压，I为电子束束流，v为电子束扫描速度，h为扫描间距，t为铺粉层厚。通过调节电子束束流和扫描速度，可以有效改变VED，进而影响熔池热行为、材料熔化与凝固过程以及最终成形件的微观组织和力学性能。

试样的显微组织通过光学显微镜（OM）、场发射扫描电子显微镜（SEM）、电子背散射衍射（EBSD）以及透射电子显微镜（TEM）进行表征。采用X射线衍射（XRD）分析试样的物相组成，扫描范围为40°~100°，扫描速度为2（°）/min。在进行OM观察和XRD分析前，试样使用碳化硅砂纸研磨至2 000目，并用0.5 μm金刚石悬浮液进行机械抛光。相对密度采用金相图像分析法测定，每个试样随机选取不少于30个视场进行统计，最终结果取平均值。SEM观察前，试样先经机械抛光，并用硝酸酒精溶液（4vol.%硝酸和96vol.%乙醇）进行表面腐蚀。用于EBSD分析的样品采用离子抛光去除表面应力层。EBSD数据采用AzteCrystal软件处理，分析样品的晶粒尺寸、晶界取向差和织构特征。TEM样品则经机械研磨至小于50 μm，随后进行氩离子减薄。室温拉伸试验采用电子万能材料试验机，配有激光引伸计。试验时，拉伸速率固定为1 mm/min。拉伸试样按照GB/T 228.1—2021标准设计。采用电火花线切割沿成形方向切取并制备了狗骨形试样，其标距为12 mm，横截面积为4 mm × 1 mm。为确保测试结果的可靠性，每组样品至少测试三次。

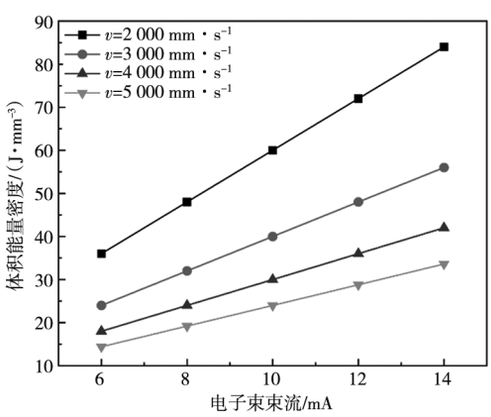


图1 不同电子束束流和扫描速度对应的体积能量密度

Fig. 1 VED corresponding to different electron beam currents and scanning speeds

2 试验结果与讨论

2.1 工艺参数优化

通过光学图像分析系统建立了工艺参数与相对密度之间的关系，如图2所示。结果表明，VED对SEBM成形H13钢的致密化行为具有决定性影响，其变化直接影响熔化过程的稳定性以及粉末颗粒之间的冶金结合。当电子束束流较低（6~8 mA）或扫描速度过高（4 000~5 000 mm/s）时，材料所获得的能量输入不足，导致粉末层无法实现充分熔化和有效铺展，熔池连续性较差，层间及熔道间结合不充分，易产生未熔合缺陷和孔隙缺陷，从而使成形试样的相对密度低于98%。此外，较低的热输入还会限制熔池内部的流动与重熔作用，不利于孔隙的消除和组织的均匀化，进一步降低材料的致密化水平。

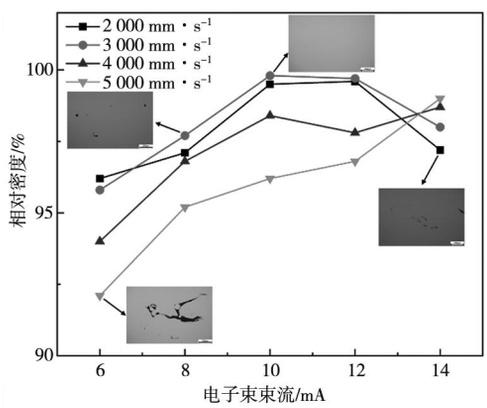


图2 电子束束流、扫描速度与电子束选区熔化成形的H13样品相对密度间的关系

Fig. 2 Relationship between beam current, scanning speed, and relative density of the SEBM-fabricated H13 samples

随着电子束束流提高至10~12 mA，并配合适中的扫描速度（2 000~3 000 mm/s），熔池获得了更加合理的热输入条件，粉末颗粒能够充分熔化并实现良好的冶金结合，层间结合质量得到明显改善，样品的致密化程度显著提高，相对密度可达到99.5%以上。在该参数范围内，熔池具有较好的稳定性和流动性，有利于气孔的逸出以及未熔合区域的消除，从而获得高致密度的成形构件。然而，当电子束流进一步提高至12 mA以上时，过高的局部热输入会导致熔池温度急剧升高，内部形成的金属蒸气容易诱发匙孔效应。与此同时，过大的熔池尺寸和不稳定的流动行为会增加气体卷入和孔隙滞留的风险，进而形成孔隙等典型缺陷，导致样品相对密度出现下降趋势。因此，电子束流并非越高越有利于材料致密化，而是需要与扫描速度协同匹配，以获得适宜的体积能量密度。

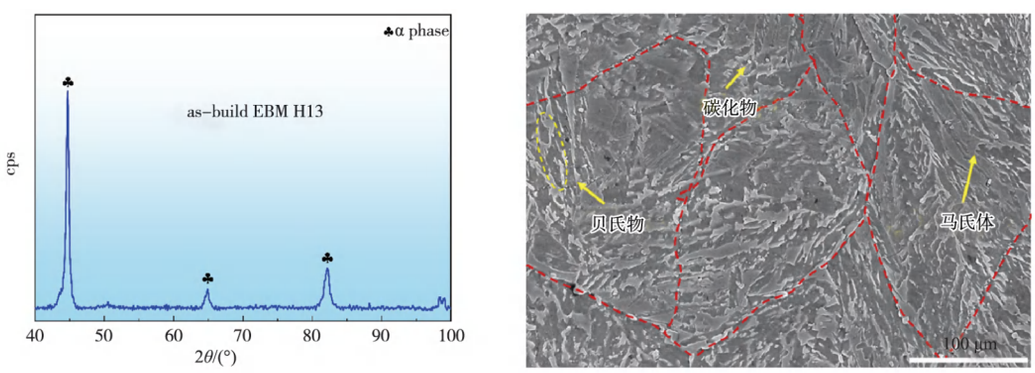
综合考虑试样的致密化程度、成形稳定性以及缺陷抑制效果，最终确定最优工艺参数为电子束束流10 mA、扫描速度3 000 mm/s。在该工艺条件下，VED处于较为合理的范围，既能够保证粉末材料充分熔化并形成连续稳定的熔池，又能够有效避免因能量不足导致的未熔合缺陷以及因能量过高引起的过熔和孔隙缺陷，从而获得具有较高相对密度和良好成形质量的

H13钢试样，为后续组织演化与力学性能研究提供了可靠的工艺基础。

2.2 显微组织分析

XRD分析结果如图3（a）所示。在优化工艺条件下制备的H13试样主要表现为体心立方（BCC）结构的衍射特征，未检测到明显的面心立方（FCC）结构衍射峰，这表明样品中的残余奥氏体含量低于XRD技术的检测极限。结合SEBM制备过程中较高的冷却速率以及后续热循环作用，可以推测材料在凝固及相变过程中形成了以马氏体为主的微观组织，从而为获得较高的强度和硬度提供了基础条件。为了进一步明确样品的显微组织特征，对优化工艺试样进行SEM观察。SEM结果如图3（b）所示，样品呈现出典型的双相组织特征，由深色腐蚀区域和浅色腐蚀区域组成。其中，深色腐蚀区域主要对应马氏体组织，而浅色腐蚀区域则主要对应贝氏体组织。由于两种组织在化学成分分布和腐蚀敏感性等方面存在差异，因此在腐蚀处理后表现出不同的腐蚀响应，并在扫描电镜图像中形成明显的衬度差异。马氏体与贝氏体的协同存在有助于实现强度与塑性的合理匹配，对打印试样的综合力学性能提升具有积极作用。

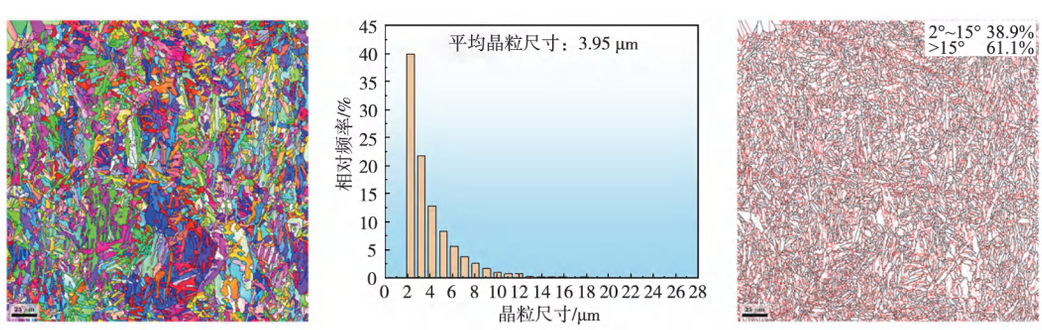
EBSD分析结果如图4所示，采用优化工艺参数制备的样品有细化的晶粒结构，平均晶粒尺寸约为3.95 μm。根据Hall-Petch关系，较细的晶粒能够有效提高晶界数量，从而增强晶界对位错运动的阻碍作用，



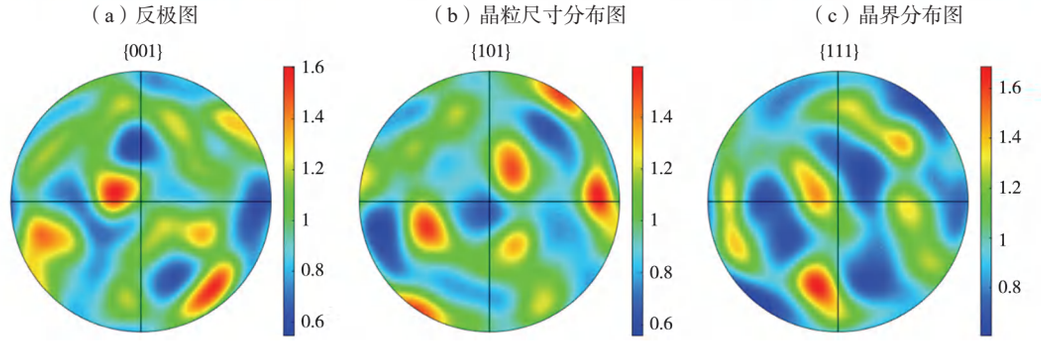
（a）XRD图谱　　（b）SEM照片

图3　优化工艺条件下制备H13样品的XRD图谱和显微组织图

Fig. 3 XRD pattern and microstructure image of H13 steel fabricated under optimized processing conditions



（a）反极图　　（b）晶粒尺寸分布图　　（c）晶界分布图



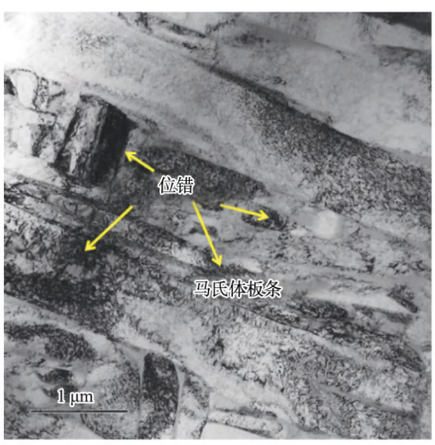
（d）极图

图4　优化工艺样品的EBSD分析结果

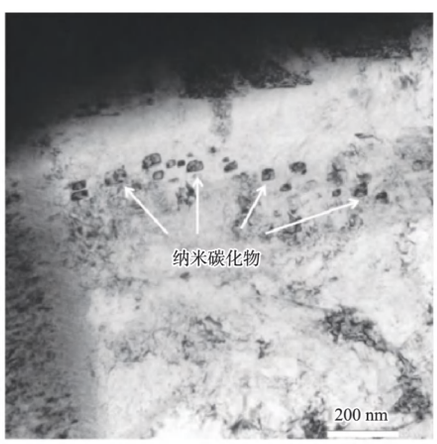
Fig. 4 The EBSD analysis results of the specimens fabricated under optimized process parameters

实现显著的细晶强化效果。同时，样品中高角度晶界（HAGBs, >15°）所占比例较高。高角度晶界不仅能够有效阻碍位错运动，还能够在裂纹扩展过程中改变裂纹传播路径，增加裂纹扩展所需能量，因此有利于提高材料强度并改善其断裂抗力。此外，图4（d）所示的极图（PFs）结果表明，试样整体织构强度较弱，晶粒没有明显的生长取向。这主要归因于SEBM过程中较高的冷却速率以及逐层熔化所产生的复杂热循环效应，使晶粒在凝固和再加热过程中呈现出较强的随机生长特征。较弱的织构有助于降低材料性能的各向异性，提高构件服役过程中的稳定性和可靠性。

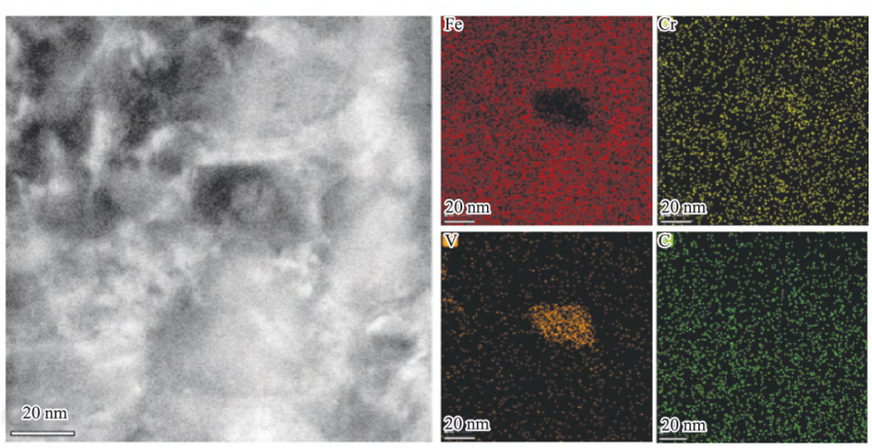
TEM测试结果如图5所示，进一步揭示了试样在纳米尺度下的组织特征。从明场像可以观察到典型的板条马氏体结构，在马氏体板条内部存在大量缠结和交织分布的位错，形成高密度位错结构。这表明SEBM过程中快速凝固所产生的热应力以及后续的复杂热循环共同促进了位错的形成、增殖与累积。此外，在基体中观察到大量弥散分布的纳米级V_8C_7碳化物析出相。这些析出相尺寸细小，与基体之间具有良好的界面结合关系。在塑性变形过程中，纳米析出相能够作为位错运动的有效障碍，显著提高位错运动所需能量，从而产生明显的析出强化作用。



（a）明场照片



（b）纳米碳化物



（c）纳米碳化物高倍照片和面扫结果

图5 优化工艺样品的TEM显微组织图像

Fig. 5 TEM images of microstructures of the specimen fabricated under optimized process parameters

2.3 力学性能

图6为采用优化工艺制备的H13钢试样在室温条件下的工程应力-应变曲线以及平均拉伸性能结果。经过工艺参数优化后制备的试样表现出优异的力学性能，其抗拉强度达到（1 780 ± 16）MPa，屈服强度达到（1 335 ± 37）MPa，断后伸长率约为（10.5 ± 0.4）%。上述结果表明，该试样不仅具有较高的强度，同时保持了良好的塑性，实现了强度与塑性的匹配。与传统工艺制备的H13钢相比，电子束选区熔化成形样品表现出显著提升的综合力学性能，体现出增材制造技术在高性能模具钢制备方面的优势。

这种性能提升主要归因于优化工艺条件下形成的细化显微组织。一方面，SEBM过程中较高的冷却速率促进了晶粒细化，从而提高了材料的强度和硬度；另

一方面，样品内部形成的马氏体与贝氏体混合组织能够产生显著的协同强化效应。其中，高强度马氏体组织为材料提供主要的承载能力，而贝氏体组织则有助于缓解局部应力集中并改善塑性变形能力。两种组织共同作用，使材料在保持超高强度的同时获得较好的延展性。此外，细化组织所带来的晶界强化效应以及组织均匀性的提高，也进一步促进了材料综合力学性能的提升。

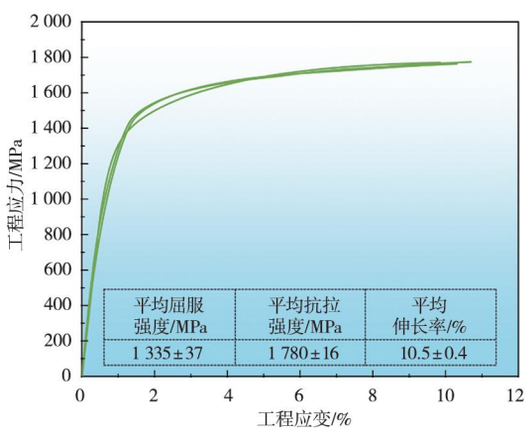


图6 优化工艺试样的工程应力-应变曲线及平均拉伸性能数据

Fig. 6 Engineering stress-strain curves and the corresponding average tensile property data of the specimens fabricated under optimized process parameters

工艺参数对SEBM成形H13钢的力学性能具有显著影响。通常认为，材料的屈服强度由多种显微组织特征共同决定。在本研究中，主要强化机制包括基体本征晶格强度σ_0，由细化的马氏体和贝氏体引起的晶界强化σ_{gb}，由高密度位错引起的位错强化σ_{dis}，由纳米碳化物析出相引起的析出强化σ_p，以及固溶强化σ_{ss}。为简化分析，屈服强度可表示为[17]：

$$\sigma_y=\sigma_0+\sigma_{gb}+\sigma_{dis}+\sigma_p+\sigma_{ss} \quad (2)$$

根据已有研究，H13钢的本征晶格强度为70 MPa，固溶强化的贡献值σ_{ss}为70 MPa。

晶界强化贡献可通过Hall-Petch关系进行估算：

$$\sigma_{gb}=kd^{-1/2} \quad (3)$$

式中，k为Hall-Petch常数[18]，对于H13钢，其取值为572 MPa·μm$^{1/2}$；d为平均晶粒尺寸。根据优化样品的平均晶粒尺寸计算可得，晶界强化贡献σ_{gb}约为287.8 MPa。

位错强化对屈服强度的贡献可由下式计算：

$$\sigma_{dis}=\alpha MGb\rho^{1/2} \quad (4)$$

式中：α为位错间相互作用强度相关常数，对于BCC结构通常取0.33；M是泰勒因子，本研究取值为3；G为材料的剪切模量，取70 GPa；b为伯氏矢量，取0.25 nm；ρ为通过EBSD数据获得的几何必要位错密度平均值[19]。根据计算结果，位错强化对屈服强度的贡献为542.2 MPa。

由析出相引起的强化贡献可基于Orowan绕过机制进行计算[20]：

$$\sigma_p=\frac{0.538Gbf_i^{1/2}}{r_i}\times\ln\left(\frac{r_i}{2b}\right) \quad (5)$$

式中，r_i为析出相平均半径，f_i为析出相体积分数。根据TEM结果，在SEBM成形H13钢中观察到V_8C_7碳化物析出相，其体积分数和平均尺寸分别为2.32%和13.5 nm。由此计算得到析出强化贡献σ_p为350.1 MPa。

综合上述强化贡献，优化工艺条件下制备的H13样品理论屈服强度约为1 320.2 MPa。该理论计算值与试验测得的屈服强度具有较好一致性，说明本研究所考虑的晶界强化、位错强化和析出强化机制能够合理解释电子束选区熔化成形H13钢的强度来源。

3 结论

（1）当电子束流为10 mA、扫描速度为3 000 mm/s时，H13工具钢获得了最优成形质量。该工艺条件下样品相对密度超过99.5%。过低或过高的体积能量密度分别会导致未熔合缺陷和孔隙，从而降低样品致密度。

（2）优化工艺条件下制备的H13钢形成了细化的马氏体和贝氏体双相组织，平均晶粒尺寸约为3.95 μm，并具有较高比例的高角度晶界。TEM结果表明，样品内部存在高密度位错和大量纳米级V_8C_7碳化物析出相。

（3）优化样品在室温下的抗拉强度达到（1 780±16）MPa，屈服强度达到（1 335±37）MPa，断后伸长率为（10.5±0.4）%。与传统工艺制备H13钢相比，其力学性能显著提升。这主要归因于细晶组织、高密度位错以及纳米碳化物析出强化的协同作用。

参考文献：

[1] Wang J，Wang S，Wu W，et al. Achieving ultrahigh yield strength and decent toughness in an in-situ alloyed H13 steel via laser powder bed fusion [J]. Additive Manufacturing，2024 85：104169.

[2] Ding H，Yuan Z，Liu T，et al. Microstructure and high-temperature tensile behavior of modified H13 steel with the addition of tungsten，molybdenum，and lowering of chromium [J]. Materials Science and Engineering A，2023，866：144655.

[3] Fonseca E，Gabriel A，Ávila J，et al. Fracture toughness and wear resistance of heat-treated H13 tool steel processed by laser

powder bed fusion [J]. Additive Manufacturing，2023，78：103862.

[4] Zeng G H，Song T，Dai Y H，et al. 3D printed breathable mould steel：small micrometer-sized，interconnected pores by creatively introducing foaming agent to additive manufacturing [J]. Materials & Design，2019，169：107693.

[5] Bajaj P，Hariharan A，Kini A，et al. Steels in additive manufacturing：a review of their microstructure and properties [J]. Materials Science and Engineering A，2020，772：138633.

[6] Li K，Yang T，Gong N，et al. Additive manufacturing of ultra-high strength steels：a review [J]. Journal of Alloys and Compounds，2023，965：171390.

[7] Cheng H，Luo X，Wu X. Recent research progress on additive manufacturing of high-strength low-alloy steels：focusing on the processing parameters，microstructures and properties [J]. Materials Today Communications，2023，36：106616.

[8] Körner C，Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting-a review [J]. International Materials Reviews，2016，61（5）：361–377.

[9] Ledford C，Fernandez-Zelaia P，Graening T，et al. Microstructure and high temperature properties of tungsten processed via electron beam melting additive manufacturing [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials，2023，113：106148.

[10] Li Y，Kan W，Zhang Y，et al. Microstructure，mechanical properties and strengthening mechanisms of IN738LC alloy produced by electron beam selective melting [J]. Additive Manufacturing，2021，47：102371.

[11] Li Y，Wang Y，Niu J，et al. Microstructure and mechanical properties of M2 high speed steel produced by electron beam melting [J]. Materials Science and Engineering A，2023，862：144327.

[12] Yang X，Wang F，Wang W，et al. Comparison of two-step surface treatment on surface roughness and corrosion resistance of TC4 alloy parts prepared by SLM and SEBM [J]. Journal of Alloys and Compounds，2022，921：165929.

[13] Shi Y，Gong S，Xu H，et al. Electron beam metal additive manufacturing：defects formation and in-process control [J]. Journal of Manufacturing Processes，2023，101：386–431.

[14] Liu Y，Chen C，Peng H，et al. Wire-arc directed energy deposition of oxide-modified H13 steel：microstructural characterization and mechanical properties [J]. Materials Science and Engineering A，2024，911：146962.

[15] Du X，Wei Y，Liu X，et al. Heat treatment routes and strengthening mechanism of H13 steel hybrid components produced by forging and additive manufacturing [J]. Materials Science and Engineering A，2025，923：147762.

[16] Tan Q，Yin Y，Wang F，et al. Rationalization of brittleness and anisotropic mechanical properties of H13 steel fabricated by selective laser melting [J]. Scripta Materialia，2022，214：114645.

[17] Wang A，Wang J，Yang F，et al. Laser-powder bed fusion of Y_2O_3 nanoparticle modified CoCrNi matrix composites：parameter optimization，microstructural evolution and strengthening mechanisms [J]. Materials Science and Engineering A，2024，910：146822.

[18] Majta J，Lenard J G，Pietrzyk M. A study of the effect of the thermomechanical history on the mechanical properties of a high niobium steel [J]. Materials Science and Engineering A，1996，208（2）：249–259.

[19] Yan J，Song H，Dong Y，et al. High strength（~2000 MPa）or highly ductile（~11%）additively manufactured H13 by tempering at different conditions [J]. Materials Science and Engineering A，2020，773：138845.

[20] Gladman T. Precipitation hardening in metals [J]. Materials Science and Technology，1999，15（1）：30–36.

（编辑：刘冬梅，ldm@foundryworld.com）