

## 激光与光电子学进展

基板材料与铺粉速度对激光选区熔化成型  
M2 高速钢的影响季文彬<sup>1,2\*</sup>, 刘春成<sup>1,2</sup>, 戴士杰<sup>1,2</sup>, 邓日清<sup>1,2</sup><sup>1</sup>省部共建电工装备可靠性与智能化国家重点实验室, 天津 300130;<sup>2</sup>河北工业大学机械工程学院, 天津 300130

**摘要** 为提高三维打印技术制备 M2 高速钢刀具材料的力学性能及改善微观组织, 促进金属刀具材料三维打印技术的发展, 采用激光选区熔化技术, 在不同基板材料和铺粉速度下制备 M2 高速钢试样。对试样力学性能以及微观组织进行表征与观察。结果表明: 与 M2 高速钢基板相比, 316L 不锈钢基板的热膨胀系数高约 57.27%, 热导率低 17.28%, 制备过程中产生的热应力显著降低并且冷却缓慢使残余应力释放更充分, 因此采用 316L 不锈钢基板更有利于成型 M2 高速钢试样。铺粉速度减小, 打印过程中实时热处理时间将大大增长, 这导致材料硬度略有下降但微观组织更加致密, 裂纹、孔隙等缺陷减少, 拉伸强度升高。经试验得到的试样洛氏硬度最高可达  $(58.97 \pm 0.28)$  HRC, 拉伸强度能够达到  $(937 \pm 118)$  MPa。微观组织呈现网状结构且其中存在大量马氏体柱状晶, 针宽小于  $1 \mu\text{m}$ , 主要物相有  $\alpha\text{-Fe}$ 、马氏体、奥氏体以及 MC 型碳化物。

**关键词** 材料; 激光选区熔化; 基板材料; 铺粉速度; M2 高速钢; 力学性能

中图分类号 TG142 文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP212855

## Effect of Substrate Material and Powder Feeding Speed on M2 High-Speed Steel Using Selective Laser Melting

Ji Wenbin<sup>1,2\*</sup>, Liu Chuncheng<sup>1,2</sup>, Dai Shijie<sup>1,2</sup>, Deng Riqing<sup>1,2</sup><sup>1</sup>State Key Laboratory of Reliability and Intelligence of Electrical Equipment, Tianjin 300130, China;<sup>2</sup>School of Mechanical Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300130, China

**Abstract** This study aims to improve the mechanical properties and microstructure of M2 high-speed steel tool materials prepared using three-dimensional printing technology and promote the development of three-dimensional printing technology for metal tool materials. M2 high-speed steel samples were prepared using laser selective melting under different substrate materials and powder feeding speeds. The mechanical properties and microstructure of the samples were characterized and observed. The results show that the thermal expansion coefficient of 316L stainless steel substrate is about 57.27 % higher than that of M2 high-speed steel substrate. The thermal conductivity of 316L stainless steel substrate is 17.28 % lower than that of M2 high speed steel substrate, which reduces the thermal stress produced during the preparation process. Remaining stress is released more fully with slow cooling. Therefore, 316L stainless steel substrate is conducive to forming M2 high-speed steel samples. With the decrease of powder feeding speed, the real-time heat treatment time in the printing process will be greatly increased, which leads to a slight decrease in the hardness of the material but a more compact microstructure, a decrease in cracks, pores, and other defects, and an increase in the tensile strength. The Rockwell hardness of the sample obtained by the experiment is up to  $(58.97 \pm 0.28)$  HRC, and the tensile strength can reach  $(937 \pm 118)$  MPa. The microstructure presents a network structure with many martensite columnar crystals, and the needle width is less than  $1 \mu\text{m}$ . The main phases include  $\alpha\text{-Fe}$ , austenite, martensite, and MC carbides.

**Key words** materials; selective laser melting; substrate material; powder feeding speed; M2 high-speed steel; mechanical property

收稿日期: 2021-11-02; 修回日期: 2021-12-06; 录用日期: 2021-12-13; 网络首发日期: 2021-12-29

基金项目: 国家自然科学基金(61802108)、河北省自然科学基金(E2020202035, E2017202296)

通信作者: \*2017082@hebut.edu.cn

# 1 引言

激光选区熔化(SLM)技术是一种以高能束激光为热源的先进金属增材制造工艺。该技术能够实现结构复杂、传统方式加工不了的零件整体快速制造<sup>[1-3]</sup>,具有加工周期短、材料利用率高、成本低等优点<sup>[4]</sup>,同时也为具有复杂内部结构零件的设计和制造提供了新思路和新方法<sup>[5]</sup>。目前,激光选区熔化技术常用材料有钛合金<sup>[6]</sup>、不锈钢(SS)<sup>[7]</sup>、高温合金<sup>[8]</sup>、铝合金<sup>[9]</sup>等。Liverani等<sup>[10]</sup>对 SLM 成型 316L 不锈钢工艺参数进行不断优化,与传统制备方法相比,所成型的 316L 不锈钢试样抗拉强度和延伸率更高。Khorasani等<sup>[11]</sup>分析 SLM 成型 TC4 钛合金工艺参数对密度、硬度等影响,较高的激光功率和较低的扫描速度会产生更高的硬度,扫描间距高于或低于最佳扫描间距时,均会导致硬度下降,而应力下降提高了具有较低能量密度的试样硬度。张颖等<sup>[12]</sup>研究 Inconel 718 高温合金工艺参数,发现随激光能量密度的增加,试样的显微组织经历了粗大的柱状晶到聚集的枝晶,再到细长均匀分布的柱状枝晶的变化,且在较高的能量密度下,可获得近全致密的 Inconel 718 合金试样。SLM 工艺参数对成型部件性能的影响规律复杂,如果制备过程控制不当,可能会在制备的零件中出现翘曲变形、疏松、裂纹、相邻层粘连不良等现象<sup>[13]</sup>,难以获得性能优越的金属零件。目前,国内外的工艺研究主要集中在通过大量试验得出工艺参数影响规律,尤其是在成型过程中的激光功率、扫描间距、扫描速度、铺粉层厚等工艺参数的影响规律研究上,然而,基板特性、铺粉速度、粉末形态等也对成型过程及材料性能具有较大的影响。但目前针对这方面的研究和报道较少见。

Tapia等<sup>[14]</sup>提出在 SLM 中,试样的孔隙缺陷往往是粉末缺陷(如空心粉)导致的收缩、球化以及蒸发作用引起的。Liu等<sup>[15]</sup>提出基板材料在 SLM 中起重要作用,并研究 AlSi10Mg、6061 和 7050 三种铝合金基板对 SLM 成型 AlSi10Mg 的影响,明确了基板材料对 SLM 成型的影响作用。Griffith等<sup>[16]</sup>通过研究 H13 不锈钢的残余应力情况指出与扫描方向垂直的方向应力主要是压应力,与扫描方向平行的方向应力为拉应力,大小约 340 MPa。杨健等<sup>[17]</sup>对快速成型 316L 不锈钢薄板残余应力进行研究,结果表明:平行扫描方向的应力以拉应力为主,靠近基材一侧拉应力较大,当熔覆达到一定高度后,随熔覆层的进一步增加开始有所回落,并逐

渐稳定下来,保持较低的拉应力状态;垂直于扫描方向的应力,基本表现为拉应力,数值相对较小,随熔覆层的增加数值逐渐减小,有改变为压应力的趋势。

M2 高速钢(HSS)作为一种重要的刀具材料,是世界上应用最早的高速钢材料<sup>[18]</sup>,传统高速钢都是采用熔炼方法制备的<sup>[19]</sup>。M2 高速钢为脆硬材料,采用常规三维打印工艺易导致产生层间裂纹,裂纹作为 SLM 成型金属构件最常见、破坏性最大的缺陷,大大降低了成型试样的力学性能。到目前为止,降低打印过程中的温度梯度从而降低残余热应力来减少层间裂纹数量的最佳方法是对基板进行预热。比利时鲁汶大学 Kempen 等<sup>[20]</sup>研究了激光选区成型 M2 高速钢时裂纹问题,表明由残余应力引起的裂纹,严重影响并制约着其在 SLM 技术中的应用。张洁等<sup>[21]</sup>通过对 SLM 成型镍基高温合金裂纹缺陷的研究,表明基板温度降低了热残余应力,最终抑制了裂纹的产生,并且随着预热温度的升高,裂纹数量逐渐减少。基板温度与层间裂纹数量存在一定关系,但 SLM 成型 M2 高速钢基板温度与其他工艺参数共同作用的优化参数尚且空白。因此,本文通过探索和大量的试验验证,最终确定以激光功率、扫描速度、扫描间距、基板温度四因素正交试验来优化工艺参数。截至目前,采用 SLM 成型 M2 高速钢的研究较少,在已有的研究中选用的基板材料未提及<sup>[18, 20]</sup>,基板材料对成型过程及性能有较大影响。并且在作者前期对试验参数优化的过程中,发现铺粉速度这一容易忽视的因素对其也有一定影响。因此,本文在基板温度为 200 °C 抑制层间裂纹产生情况下,研究不同基板材料、不同铺粉速度对 SLM 成型 M2 高速钢力学性能及显微组织的影响,为今后激光选区熔化技术制备高性能高速钢零件奠定基础。

## 2 试验程序

### 2.1 原材料与设备

试验采用气雾化法制备的  $W_6Mo_5Cr_4V_2$  高速钢粉末,该粉末由江苏威拉里新材料科技有限公司提供。表 1 为 M2 高速钢( $W_6Mo_5Cr_4V_2$ )材料化学成分表。图 1 为 S-4800 场发射扫描电镜下的 M2 高速钢粉末形貌。粉末粒度分布为 15~53  $\mu m$ ,  $D_{v10}=22.3 \mu m$ ,  $D_{v50}=34.8 \mu m$ ,  $D_{v90}=54.4 \mu m$ , 粒径符合正态分布。粉末的氧质量分数为  $3.39 \times 10^{-4}$ , 氮质量分数为  $5.90 \times 10^{-4}$ 。

表 1 M2 高速钢( $W_6Mo_5Cr_4V_2$ )材料化学成分表

Table 1 Chemical composition of M2 HSS ( $W_6Mo_5Cr_4V_2$ ) powder

Element	W	Mo	Cr	V	C	Si	Mn	Fe
Mass fraction / %	5.53	4.51	3.86	1.83	0.827	0.38	0.27	Bal.

试验设备采用北京易博三维科技有限公司 IGAM-I 型金属打印机,最大成型尺寸为 103 mm ×

103 mm × 200 mm, 光纤激光器最大功率为 500 W、激光波长为 1070 nm、激光光斑直径为 0.1 mm、焦距为



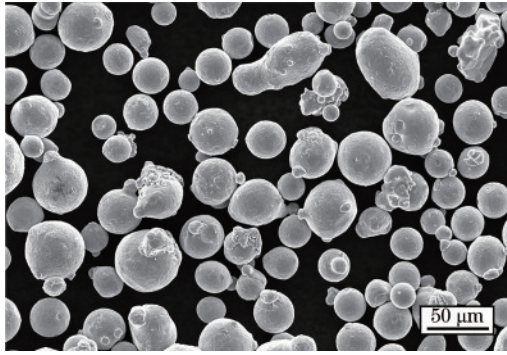


图 1 M2 高速钢粉末的形貌

Fig. 1 Morphology of M2 HSS powder

128 μm, 设备成型原理内部结构如图 2 所示。具体流程包括: 1) 在打印前需要进行材料准备, 选择 M2 高速钢粉末及打印基板; 2) 工作腔准备, 清理工作腔, 并用脱脂棉蘸取乙醇擦拭保护镜片, 安装基板并添加粉末; 3) 模型导入, 将 STL 格式的三维模型导入打印机中, 添加支撑并切片处理; 4) 零件加工, 通入惰性气体, 设置打印工艺参数, 开启基板预热功能, 当工作腔内氧质量分数低于 1%, 基板预热至预定温度时, 可以开始连续打印加工; 5) 后处理, 打印完成后回收未用金属粉末, 根据需要进行后处理, 如喷砂、与基板分离、去除支

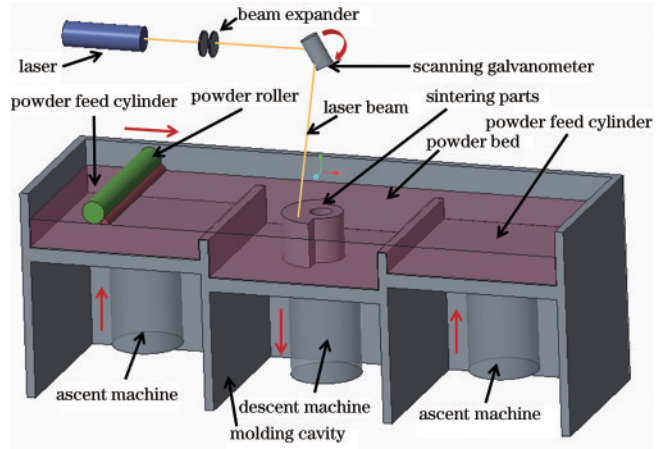


图 2 成型原理结构图

Fig. 2 Forming principle diagram

撑等, 其流程如图 3 所示。采用 HRS-150 型数显洛氏硬度计测量试样硬度, 选择加载载荷档位 150 kg (1471 N) 和保压时间 5 s。通过 E 10000 电子动静态疲劳试验机进行拉伸性能测试。使用光学显微镜 (Smartzoom 5, ZEISS, 德国) 和 S-4800 场发射扫描电子显微镜观察试样微观组织。观察前对试样进行研磨、抛光及使用稀释的体积分数为 10% 的氢氟酸、硝酸和乙醇混合液进行腐蚀处理。

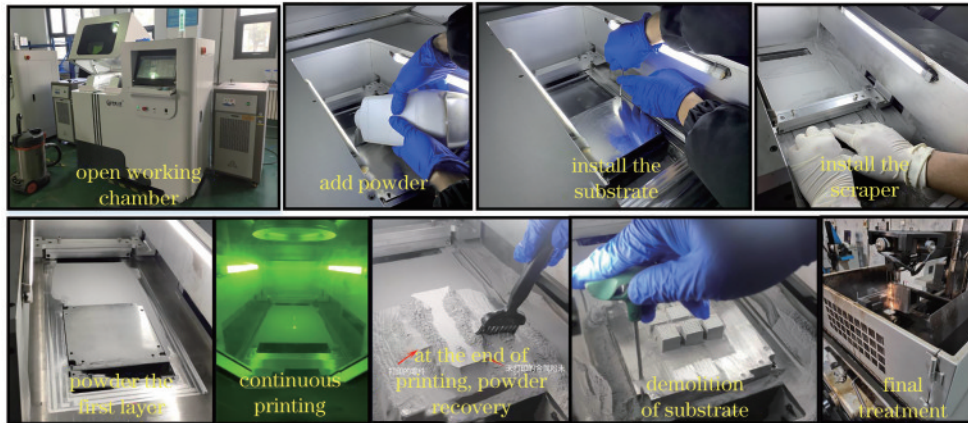
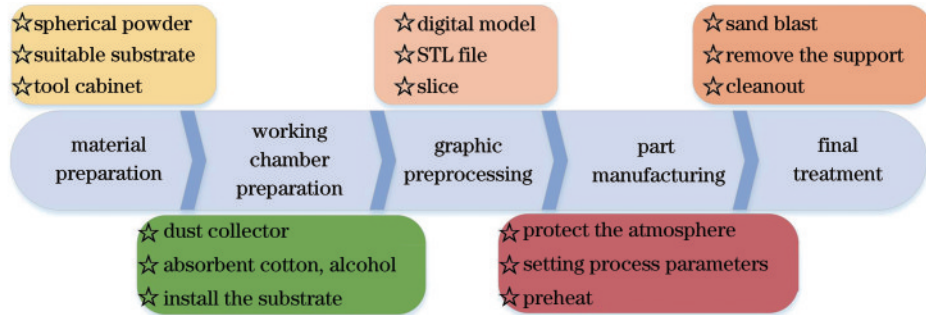


图 3 激光选区熔化金属打印流程

Fig. 3 Metal printing process in laser selective melting

## 2.2 试验设计

激光选区熔化技术打印 M2 高速钢时, 较高的热应力会导致零件从基板上开裂或分层。作者前期通过

正交试验探索了激光功率、扫描速度、扫描间距和基板温度对成型过程和材料性能的影响规律。结果表明, 在合理的工艺范围内基板温度是成型 M2 高速钢时对

力学性能影响最主要的因素,并得出四因素综合作用下最佳工艺参数。为进一步验证基板材料和铺粉速度等因素对成型零件力学性能和微观组织的影响,设计了单因素试验,如表 2 所示。试验过程中,基板材料分别选择不锈钢和高速钢,铺粉速度选择 150 mm/s 和 20 mm/s。除表 2 中所列的工艺参数外,其他工艺参数,如每层旋转角度 90°、层厚 0.03 mm、每层扫描 1 次

在成型过程中均保持不变。利用 SLM 技术成型试样尺寸为 10 mm×10 mm×6 mm,用来测试洛氏硬度,如图 4(a)所示。测试拉伸试样尺寸如图 4(b)所示,厚度为 2 mm。在每组工艺参数对应的 5 个试样表面分别随机选取 1 个点测量洛氏硬度,取 5 个数据平均值为该组试样的洛氏硬度。每组工艺参数打印 5 个拉伸试样,取平均值作为该工艺参数对应的拉伸强度。

表 2 SLM 成型 M2 高速钢单因素试验设计

Table 2 Single factor experimental design of M2 HSS formed by SLM

No.	Laser power $P/W$	Scanning speed $v/(mm \cdot s^{-1})$	Scanning distance $h/mm$	Substrate temperature $T/^\circ C$	Powder feeding speed $v/(mm \cdot s^{-1})$	Substrate materials
1	200	960	0.06	200	150	Stainless steel
2	220	870	0.08	200	150	Stainless steel
3	200	960	0.06	200	150	High-speed steel
4	220	870	0.08	200	150	High-speed steel
5	200	960	0.06	200	20	High-speed steel
6	220	870	0.08	200	20	High-speed steel

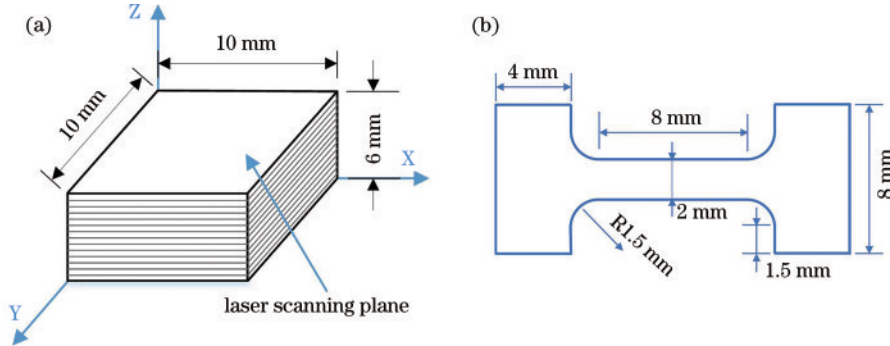


图 4 SLM 成型块试样以及拉伸试样尺寸。(a) 块状试样; (b) 拉伸试样

Fig. 4 Cubic specimen formed by SLM and size of tensile specimen. (a) Cubic specimen; (b) tensile specimen

### 3 试验结果与分析

#### 3.1 基板材料对强度和硬度的影响

采用激光选区熔化技术在 316L 不锈钢和 M2 高

速钢不同基板材料下成型 M2 高速钢的洛氏硬度和拉伸强度如图 5 所示。采用不锈钢基板时,成型高速钢试样的洛氏硬度和拉伸强度均高于在 M2 高速钢基板下成型的试样。SLM 成型的 M2 高速钢无需后续热处理

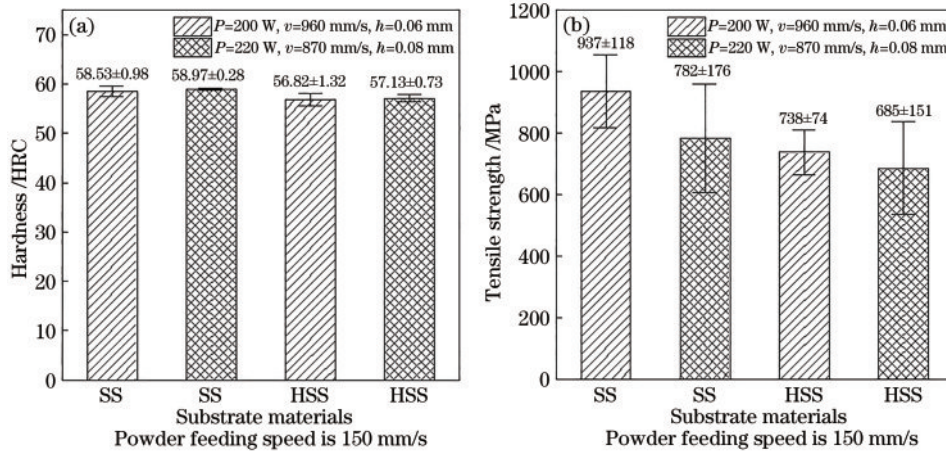


图 5 基板材料对 SLM 成型 M2 高速钢洛氏硬度及拉伸强度的影响

Fig. 5 Effect of substrate materials on Rockwell hardness and tensile strength of M2 HSS formed by SLM



理即可获得超过 58 HRC 硬度, 抗拉强度最高能够达到 937 MPa。M2 高速钢的拉伸强度在 800 MPa 以上, 符合作为刀具材料的性能要求<sup>[22]</sup>。

SLM 成型工艺的典型特点为快速冷却, 熔池快速凝固从而形成强而脆的马氏体微观结构。基板的预热可减小温度梯度, 减少残余应力的产生, 有效解决应力产生、积累、开裂而导致无法使用的问题。M2 高速钢作为刀具材料, 有较高的热传导率及耐热性, 且具有比不锈钢更低的热膨胀系数, 两者的热物理属性如表 3 所示。打印过程中, 在高速钢基板上成型时的腔内温度更高, 基板预热温度均达到 200 °C 时, 高速钢基板的

打印温度更高, 在加工的过程中持续加热可实时对试样进行退火, 释放部分残余应力。退火可降低硬度, 但由于铺粉速度大、加工过程快, 快速冷却会转化更多的马氏体, 硬度下降不明显。热膨胀产生热应力, 且线膨胀系数越大随着结构体积的增加甚至出现裂纹或断裂的后果。而在一些设计中却需要利用热膨胀及产生的应力。在本试验基板材料中, 不锈钢比高速钢热膨胀系数更大, 相比高速钢的热膨胀系数提高 57.27%。这也符合高速钢刀具材料在高温下依然保持其特性的特点, 即耐热性。成型前均预热到 200 °C 时不锈钢基板比高速钢基板体积上的增大更多, 而在此基础上成型比不锈钢本身膨胀系数小的 M2 高速钢时, 由于不锈钢在冷却过程中体积收缩率更大, 材料内部产生的残余拉应力减小甚至变为压应力, 这有利于材料硬度和强度的提高<sup>[23]</sup>。而高速钢热导率比不锈钢高 17.28%, 成型结束后将两者在空气中自然冷却, 不锈钢基板的冷却时间比高速钢基板更长, 残余应力释放更加充分。通过软件对试样进行有限元网格划分、边界条件的设定, 选择高斯热源模型及设定材料热物理属性、工艺仿真参数, 得到如图 6 所示的残余应力仿真结果。采用两组工艺参数成型后, 不锈钢基板最大拉

表 3 高速钢与不锈钢材料热物理属性

Table 3 Thermal physical properties of high-speed steel and stainless steel

Thermal physical properties	M2 high-speed steel	316L stainless steel
Heat resistance / °C	500-600	300-400
Thermal expansion coefficient / °C <sup>-1</sup>	11 × 10 <sup>-6</sup>	17.3 × 10 <sup>-6</sup>
Thermal conductivity / (W · m <sup>-1</sup> · K <sup>-1</sup> )	19.0	16.2

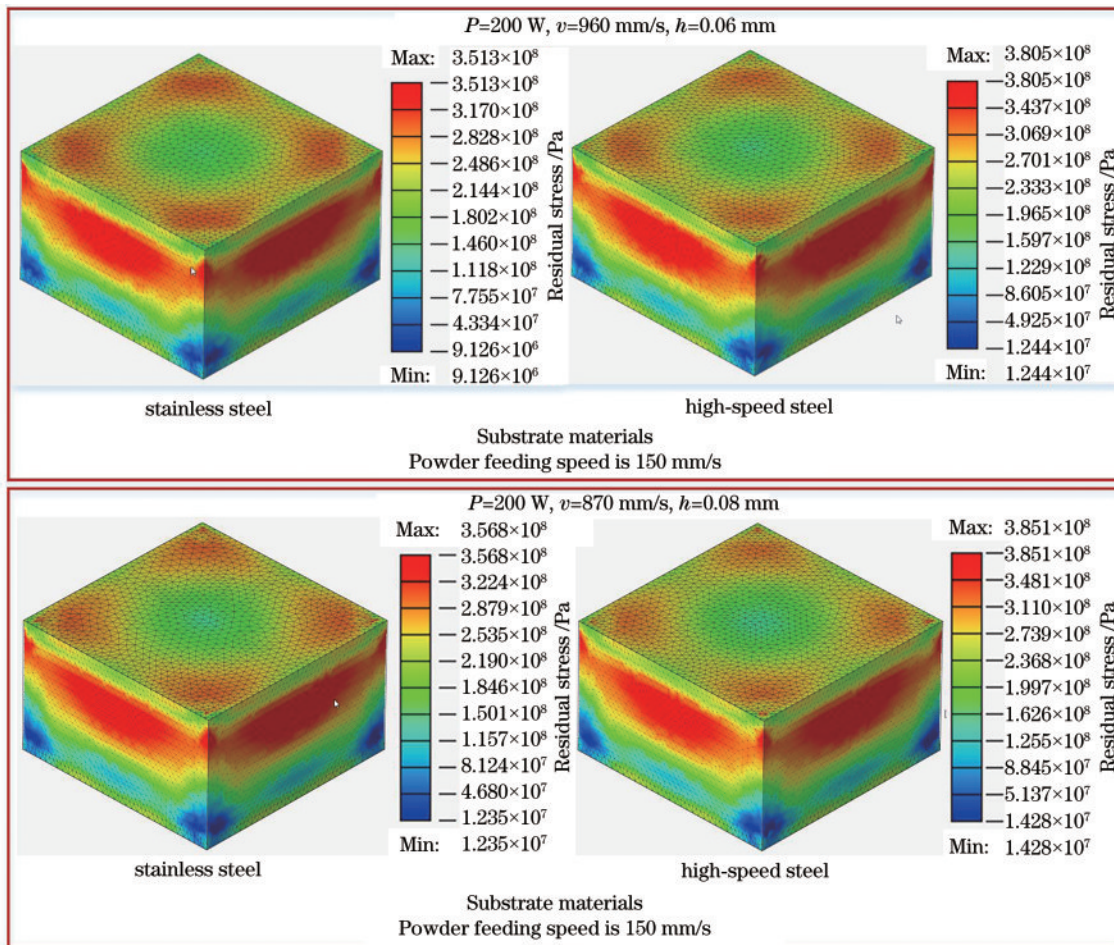


图 6 不同基板材料 SLM 成型 M2 高速钢残余应力仿真结果

Fig. 6 Simulation results of residual stress of M2 HSS formed by SLM with different substrate materials

应力分别为 351 MPa 和 357 MPa, 而与之相对应的高速钢基板最大拉应力分别为 381 MPa 和 385 MPa。测量硬度时, 由于不锈钢基板成型试样拉应力比高速钢基板小, 导致抵抗变形的能力增强, 硬度有所上升。但两者相比, 热膨胀系数的影响更显著。与高速钢基板相比, 采用不锈钢基板时, 两组不同制备工艺下硬度分别提高 1.71 HRC 和 1.84 HRC, 强度分别提高了 199 MPa 和 97 MPa。因此, 采用不锈钢基板成型 M2 高速钢可获得更高的力学性能。

图 7(a)、(b) 表示基板材料为不锈钢和高速钢条件下 SLM 成型高速钢 SEM 形貌。可以看出, 不锈钢基板下成型后晶粒尺寸比高速钢基板成型晶粒尺寸更小。

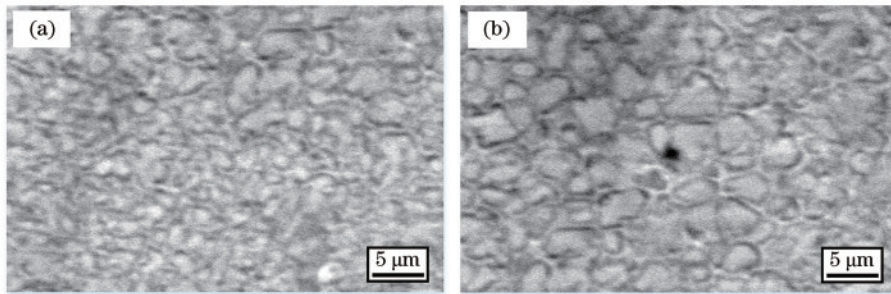


图 7 不同基板材料 SLM 成型 M2 高速钢微观形貌对比。(a) 不锈钢基板; (b) 高速钢基板

Fig. 7 Comparison of microstructure of M2 HSS formed by SLM with different substrate materials. (a) Stainless steel substrate; (b) high-speed steel substrate

### 3.2 铺粉速度对强度和硬度的影响

采用激光选区熔化技术在不同铺粉速度下成型 M2 高速钢的洛氏硬度和拉伸强度如图 8 所示。在基板材料相同的条件下, 当铺粉速度为 20 mm/s 时, 试样的拉伸强度最高达 892 MPa, 所用的成型时间相比于铺粉速度 150 mm/s 大大增长 (约为 4.25 倍), 这也给退火及回火带来更长的热处理时间。因此, 当铺粉速度为 20 mm/s 时, 试样硬度下降 2.57 HRC 和 2.2 HRC [图 8(a)], 下降幅度分别为 4.52% 和 3.85%。而回火能够在保持强度的基础上增强高速钢的韧性, 表现为韧-脆复合断裂。当铺粉速度为 150 mm/s 时, 由于成型

由于高速钢材料导热率比不锈钢材料高出很多, 因此在成型过程中其向成型腔输送的热量比不锈钢高, 导致高速钢基板成型腔温度远高于不锈钢基板条件下成型腔温度。当不锈钢基板 SLM 成型时, 由于温度梯度较大, 试样冷却速度更快, 形核率更高, 单位体积晶粒数量多, 如图 7(a) 所示。当高速钢基板 SLM 成型时, 温度梯度相比不锈钢基板成型产生的温度梯度较小, 冷却速率较低, 单位体积晶粒数量减小, 晶粒尺寸增大, 如图 7(b) 所示。试样晶粒尺寸大, 导致细晶强化作用减弱, 使得硬度和拉伸强度下降。为了改善和提高材料性能, 减少成型过程缺陷, 提升材料抗热裂性能, 应在加热基板的同时选择膨胀系数高于基体材料的基板。

时间短、冷却速度快, 形成了大量马氏体组织导致硬度增高, 但也会因为层间铺粉分布不均、粉层飘散及粉末中气体难排出等问题, 在试样内部出现孔隙、球化等缺陷, 致密度严重下降, 大大降低了成型件的拉伸强度。相反, 当铺粉速度为 20 mm/s 时, 铺覆的粉层更均匀且覆盖更全、实。这也是铺粉速度 20 mm/s 时拉伸强度反而有较大幅度提高的主要原因。两种不同铺粉速度下微观形貌对比如图 9 所示。图 9(a) 显示在铺粉速度为 150 mm/s 时成型后的试样表面存在大量孔隙、球化和粉末不完全熔化等缺陷, 与之相对应的铺粉速度为 20 mm/s 时的成型试样表面孔隙极少。在两种不同工

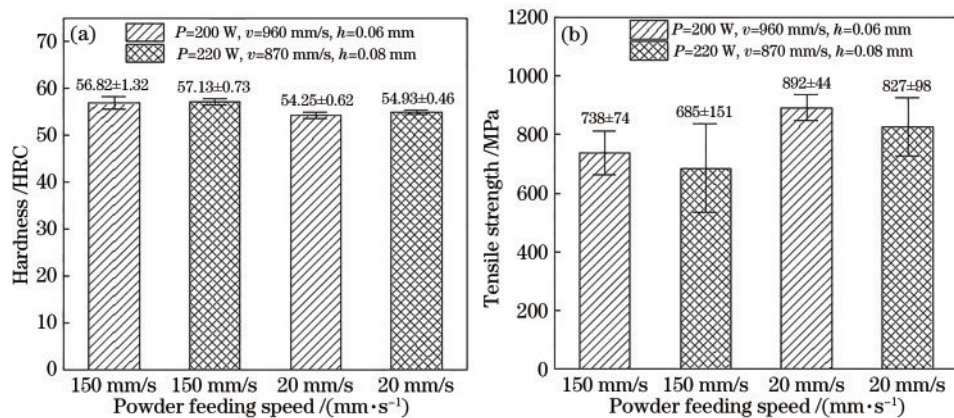


图 8 铺粉速度对 SLM 成型 M2 高速钢洛氏硬度及拉伸强度的影响

Fig. 8 Effect of powder feeding speed on Rockwell hardness and tensile strength of M2 HSS formed by SLM



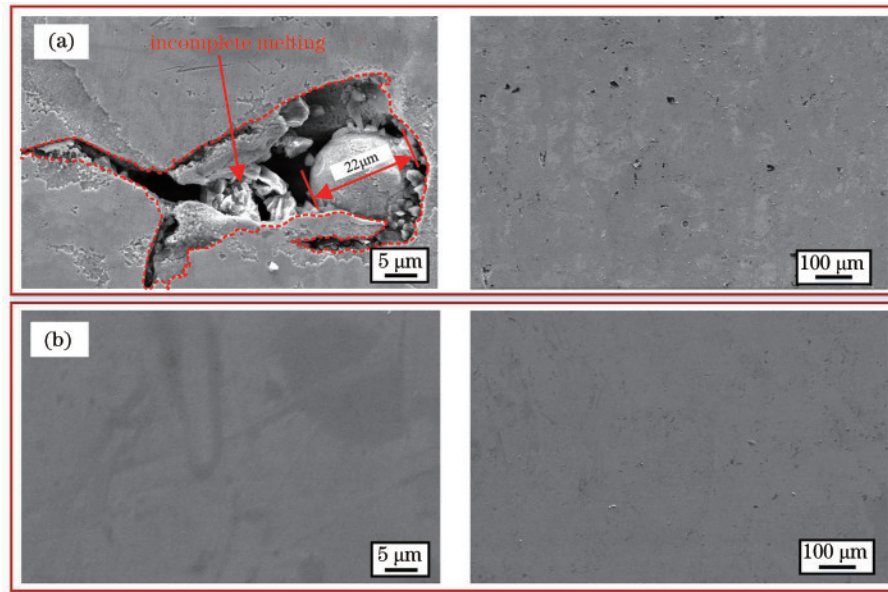


图 9 不同铺粉速度 SLM 成型 M2 高速钢微观形貌对比。(a) 150 mm/s; (b) 20 mm/s

Fig. 9 Comparison of microstructure of M2 HSS formed by SLM at different powder feeding speeds. (a) 150 mm/s; (b) 20 mm/s

艺参数下分别提高了 154 MPa 和 142 MPa [图 8(b)], 提高幅度分别为 20.91% 和 20.60%。因此, 采用较低铺粉速度 SLM 成型高速钢时虽然硬度略有下降, 但是试样的致密度和强度显著提高, 综合力学性能更优。

铺粉速度太小会导致硬度下降, 成型时间长, 成型效率严重下降。铺粉速度太大会影响粉末层密度、粉末的填充度, 导致缺陷增多, 力学性能下降。在今后的研究中可以继续优化铺粉速度, 成型更优异的高速钢, 得到铺粉速度的最优范围。

### 3.3 微观组织

不锈钢基板 SLM 成型 M2 高速钢显微组织形貌

如图 10(a)~(c) 所示。试样中没有观察到明显的气孔、裂纹等缺陷, 致密度较高。并且, 能够清晰地观察到层与层之间激光熔道搭接旋转角度为  $90^\circ$ , 如图 10(a) 所示。SLM 成型 M2 高速钢在电子显微镜下的微观组织呈现柱状及网状结构且其中存在大量马氏体柱状晶, 针宽小于  $1 \mu\text{m}$ , 如图 10(b)、(c) 所示。结合图 11 所示的 X 射线衍射 (XRD) 结果可知, 其主要物相有  $\alpha\text{-Fe}$ 、马氏体、奥氏体以及 MC 型碳化物。MC 型碳化物主要为 VC 型碳化物。由于此种碳化物和柱状晶的存在, 试样塑性变形能力下降。由于 SLM 成型特点, 粉末熔化后迅速沉积马氏体组织、残余奥氏体及枝

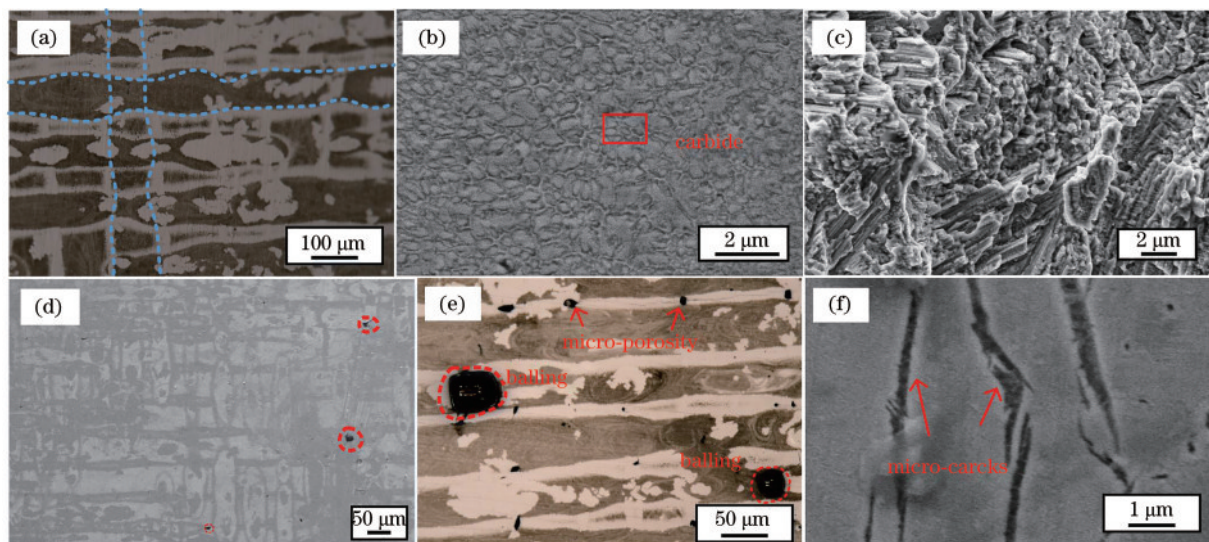


图 10 不同放大倍率下的 M2 高速钢微观组织形貌。(a) 层间旋转角度  $90^\circ$ ; (b) 网状结构; (c) 大量柱状晶;

(d) (e) 球化及微孔隙; (f) 微裂纹

Fig. 10 Microstructure of M2 HSS under different magnifications. (a) Rotation angle between layers is  $90^\circ$ ; (b) network structure; (c) a large number of columnar crystals; (d) (e) spheroidization and micro-porosity; (f) micro-cracks

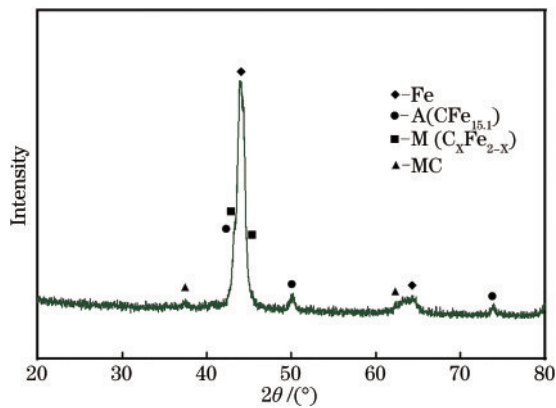


图 11 激光选区熔化成型 M2 高速钢试样 XRD 图谱

Fig. 11 XRD patterns of M2 HSS samples by selective laser melting

晶相,马氏体高硬度钢与冷却速率有较强的相关性,在反复往返的打印过程中,已打印层依然受到打印层热影响,组织发生实时退火及再热回火转变,韧性能够有所提高。且马氏体分解成铁素体及碳化物,转变为细小的组织,从而提高钢的硬度和强度。

对于脆性材料,SLM 成型过程中高温快速熔化、瞬间冷凝的过程温差大,材料内部热应力高,很难将热应力完全消除。前期试验通过加热基板降低残余热应力,降低温度梯度形成均匀的温度场来抑制裂纹的产生,结合激光功率、扫描速度、扫描间距三因素,得到最佳工艺参数范围。能量密度低粉末不完全熔化或铺粉速度快等原因导致形成孔隙,降低成型试样的力学性能。球化即金属粉末在能量作用下熔化后如果不能均匀地铺覆于前一层,熔体在表面张力的驱使下凝固球化,形成彼此隔离的金属球。各部位的热膨胀与收缩变形趋势不一致产生热应力积累致使出现微裂纹。在每组试验均采用 200 °C 的基板温度来抑制层间裂纹产生的情况下:在铺粉速度为 150 mm/s 时 SLM 成型 M2 高速钢试样仍存在较多孔隙、微裂纹和球化等缺陷,如图 10(d)~(f) 所示;在铺粉速度为 20 mm/s 时尽管试样存在微小缺陷,但对比发现缺陷数量得到了极大改善,表面也更光滑,如图 9(b) 所示,SLM 直接成型 M2 高速钢力学性能有了极大提升。

## 4 结 论

本文采用激光选区熔化技术成型 M2 高速钢,分析了基板材料和铺粉速度对力学性能及微观组织的影响,得到以下主要结论:

1) 选择 316L 不锈钢基板成型试样的力学性能优于高速钢基板,最高洛氏硬度为  $(58.97 \pm 0.28)$  HRC,最高拉伸强度为  $(937 \pm 118)$  MPa。采用不锈钢基板时,更高的线膨胀系数和更低的热导率使残余应力降低,抵抗变形能力更强且晶粒更细小,因此硬度和强度均有提高。

2) 铺粉速度降低,成型时间增加,实时热处理时间变长导致洛氏硬度略有下降,但高速钢试样更加致密、粉层更均匀使得拉伸强度升高,最高能够达到  $(892 \pm 44)$  MPa。综合来看,较低的铺粉速度更有助于高速钢力学性能的提升。

3) 不锈钢基板 SLM 成型试样微观组织呈现柱状及网状结构,主要物相有  $\alpha$ -Fe、马氏体、奥氏体以及 MC 型碳化物。采用不锈钢基板及铺粉速度为 20 mm/s 的情况下,尽管试样存在微小的缺陷,如微裂纹、微孔及少量球化,但与优化前相比,微观形貌和力学性能均有较大改善。

## 参 考 文 献

- [1] 杨永强, 陈杰, 宋长辉, 等. 金属零件激光选区熔化技术的现状及进展[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(1): 011401.  
Yang Y Q, Chen J, Song C H, et al. Current status and progress on technology of selective laser melting of metal parts[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(1): 011401.
- [2] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.  
Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
- [3] 邹田春, 祝贺, 陈敏英, 等. 激光选区熔化碳化硅增强铝基复合材料的微观组织及拉伸性能研究[J]. 中国激光, 2021, 48(10): 1002123.  
Zou T C, Zhu H, Chen M Y, et al. microstructure and tensile properties of SiC reinforced aluminum matrix composite prepared by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(10): 1002123.
- [4] 胡泽华, 宋长辉, 刘林青, 等. 镍钛合金激光选区熔化成型技术研究进展[J]. 中国激光, 2020, 47(12): 1202005.  
Hu Z H, Song C H, Liu L Q, et al. Research progress of selective laser melting of nitinol[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202005.
- [5] Sanaei N, Fatemi A. Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: a state-of-the-art review[J]. Progress in Materials Science, 2021, 117: 100724.
- [6] 黄建国, 余欢, 徐志锋, 等. 基于 SLM 的工艺参数对 TC4 合金成形件性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2018, 38(4): 375-379.  
Huang J G, Yu H, Xu Z F, et al. Effects of processing parameters on performance of TC4 alloy samples by selective laser melting[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2018, 38(4): 375-379.
- [7] 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(5/6/7/8): 869-879.



- [8] 宗学文, 刘文杰, 张树哲, 等. 激光选区熔化 GH3536 镍基高温合金的微观组织和晶体取向[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(9): 3182-3188.  
Zong X W, Liu W J, Zhang S Z, et al. microstructure and crystal orientation of nickel-based superalloy GH3536 by selective laser melting[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(9): 3182-3188.
- [9] Zhang J L, Song B, Wei Q S, et al. A review of selective laser melting of aluminum alloys: processing, microstructure, property and developing trends[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(2): 270-284.
- [10] Liverani E, Toschi S, Ceschini L, et al. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 249: 255-263.
- [11] Khorasani A, Gibson I, Awan U S, et al. The effect of SLM process parameters on density, hardness, tensile strength and surface quality of Ti-6Al-4V[J]. Additive Manufacturing, 2019, 25: 176-186.
- [12] 张颖, 顾冬冬, 沈理达, 等. INCONEL 系镍基高温合金选区激光熔化增材制造工艺研究[J]. 电加工与模具, 2014(4): 38-43.  
Zhang Y, Gu D D, Shen L D, et al. study on selective laser melting additive manufacturing process of INCONEL Ni-based superalloy[J]. Electromachining & Mould, 2014 (4): 38-43.
- [13] 姚燕生, 唐建平, 汪俊, 等. 选区激光熔化 316L 不锈钢成形工艺与性能研究[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(1): 0114006.  
Yao Y S, Tang J P, Wang J, et al. Forming technology and properties of 316L stainless steel by selective laser melting[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58 (1): 0114006.
- [14] Tapia G, Elwany A H, Sang H. Prediction of porosity in metal-based additive manufacturing using spatial Gaussian process models[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 282-290.
- [15] Liu S W, Chang S J, Zhu H H, et al. Effect of substrate material on the molten pool characteristics in selective laser melting of thin wall parts[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 105(7/8): 3221-3231.
- [16] Griffith M L, Schlienger M E, Harwell L D, et al. Understanding thermal behavior in the LENS process[J]. Materials & Design, 1999, 20(2/3): 107-113.
- [17] 杨健, 黄卫东, 杨海欧. 激光快速成形 316L 不锈钢残余应力分布[J]. 应用激光, 2005, 25(3): 151-154.  
Yang J, Huang W D, Yang H O. Study on the planar residual stress distribution of laser rapid forming 316L sheet[J]. Applied Laser, 2005, 25(3): 151-154.
- [18] 丁焕, 刘如铁, 熊翔, 等. 基板温度对选择性激光熔覆法制备 M2 高速钢组织与性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2018, 23(5): 511-517.  
Ding H, Liu R T, Xiong X, et al. Effects of substrate temperature on microstructure and property of M2 high-speed steel prepared by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2018, 23(5): 511-517.
- [19] 伍文灯, 熊翔, 刘如铁, 等. 碳含量对元素粉末法制备 M2 高速钢组织与性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2019, 24(3): 273-281.  
Wu W D, Xiong X, Liu R T, et al. Effects of carbon content on microstructure and properties of M2 high speed steel prepared by elemental powder method[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2019, 24(3): 273-281.
- [20] Kempen K, Vrancken B, Bults S, et al. Selective laser melting of crack-free high density M2 high speed steel parts by baseplate preheating[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2014, 136(6): 061026.
- [21] 张洁, 李帅, 魏青松, 等. 激光选区熔化 Inconel 625 合金开裂行为及抑制研究[J]. 稀有金属, 2015, 39(11): 961-966.  
Zhang J, Li S, Wei Q S, et al. Cracking behavior and inhibiting process of Inconel 625 alloy formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2015, 39(11): 961-966.
- [22] Liu Z Y, Loh N H, Khor K A, et al. Sintering of injection molded M2 high-speed steel[J]. Materials Letters, 2000, 45(1): 32-38.
- [23] 王振宁, 巴新华, 李达敏, 等. 金属材料的残余应力对力学试验的影响[J]. 河南职业技术学院学报, 1996, 24(2): 50-52.  
Wang Z N, Ba X H, Li D M, et al. Influence of residual stress on mechanical test of metal materials[J]. Journal of Henan Vocation-Technical Teachers College, 1996, 24 (2): 50-52.