

# 选区激光熔化成形 24CrNiMo 合金钢的组织结构与力学性能

杨晨<sup>1\*</sup>, 董志宏<sup>2\*\*</sup>, 迟长泰<sup>2</sup>, 谢玉江<sup>2</sup>, 彭晓<sup>3</sup>

<sup>1</sup>中国科学技术大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230026;

<sup>2</sup>中国科学院金属研究所金属腐蚀与防护实验室, 辽宁 沈阳 110016;

<sup>3</sup>南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063

**摘要** 采用选区激光熔化(SLM)技术制备了 24CrNiMo 合金钢件,研究了 SLM 工艺参数对成形合金钢件显微组织、致密度、硬度及拉伸性能的影响。结果表明:成形合金钢的显微组织由回火马氏体和少量残余奥氏体组成;随着激光功率增大和扫描速度降低,熔池体积增大,冷却速度降低,回火马氏体板条粗化,热影响区变宽,合金钢的硬度降低;同时,成形合金钢内未熔合孔洞减少,致密度增加;当激光功率为 320 W、扫描速度为 750 mm/s 时,合金钢的致密度最高,为 99.93%;当激光功率为 320 W、扫描速度为 950 mm/s 时,成形合金钢的拉伸性能最佳,其抗拉强度和屈服强度分别为 1362 MPa 和 1252 MPa,延伸率为 16.2%。在合适的激光成形参数下,SLM 成形 24CrNiMo 合金钢的综合力学性能明显优于铸态合金钢。

**关键词** 激光技术; 选区激光熔化; 合金钢; 显微组织; 致密度; 力学性能

中图分类号 TG146.2+3

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202047.0502008

## Microstructure and Mechanical Properties of 24CrNiMo Alloy Steel Formed by Selective Laser Melting

Yang Chen<sup>1\*</sup>, Dong Zhihong<sup>2\*\*</sup>, Chi Changtai<sup>2</sup>, Xie Yujiang<sup>2</sup>, Peng Xiao<sup>3</sup>

<sup>1</sup>College of Material Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Hefei, Anhui 230026, China;

<sup>2</sup>Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, Liaoning 110016, China;

<sup>3</sup>School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang, Jiangxi 330063, China

**Abstract** The selective laser melting (SLM) technology is used to obtain the 24CrNiMo alloy steel for studying the influence of the laser scanning process parameters on its microstructure, relative density, hardness, and tensile properties. The results demonstrate that the microstructure of the SLM-formed alloy steel comprises tempered martensite and a small amount of retained austenite. The molten pool volume increases, whereas the cooling rate decreases with increasing laser power and decreasing laser scanning speed, resulting in the coarsening of the tempered martensite lath and the widening of the heat affected zone; further, the microhardness of the steel is observed to decrease. Meanwhile, the pores induced by the non-melted particle decrease, improving the relative density. The highest relative density of 99.93% can be obtained when the laser power and scanning speed are 320 W and 750 mm/s, respectively. When the laser power is 320 W and scanning speed is 950 mm/s, the SLM-formed alloy steel exhibits optimal tensile properties, its tensile strength and yield strength are 1362 MPa and 1252 MPa, respectively, and its elongation is 16.2%. Under reasonable SLM parameters, the comprehensive mechanical properties of the 24CrNiMo alloy steel formed via SLM are significantly better than those of the as-cast steel.

**Key words** laser technique; selective laser melting; alloy steel; microstructure; relative density; mechanical properties

**OCIS codes** 140.3390; 350.3850; 160.3900

收稿日期: 2019-11-04; 修回日期: 2019-12-25; 录用日期: 2020-01-10

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100203)

\* E-mail: cyang17s@imr.ac.cn; \*\* E-mail: zhdong@imr.ac.cn

# 1 引言

激光增材制造(LAM)技术是一种先对计算机辅助设计(CAD)数字模型进行离散处理,再采用高能激光束逐层熔化材料粉末或线材,直接制造出零件的快速成形技术<sup>[1-3]</sup>。以粉末床为主要技术特征的选区激光熔化(SLM)技术是现今最受关注并且发展得最为迅速的 LAM 技术<sup>[4-5]</sup>。SLM 技术可高精度地成形钛合金<sup>[4,6-7]</sup>、铝合金<sup>[8]</sup>、高温合金<sup>[9]</sup>、不锈钢<sup>[10-12]</sup>等多种材质的构件,且对形状极复杂的构件的成形具有明显优势。

SLM 成形构件的性能决定于其显微组织,而显微组织又与金属粉末在激光束作用下的热过程密切相关。在激光成形过程中,熔池和热影响区的冷却速度极高(可达  $10^2 \sim 10^6$  K/s),从而导致金属的凝固和固态相变严重偏离平衡状态,这会带来两方面的结果:一方面会细化晶粒及晶内的亚结构,改善成形构件的性能;另一方面易形成对性能不利的孔洞、夹杂等缺陷。为了获得理想的性能,通常需要针对不同的材料优化激光工艺参数(激光功率、扫描速度、扫描策略等)。Gong 等<sup>[13]</sup>研究了扫描速度对 SLM 成形 Ti6Al4V 构件孔隙率及力学性能的影响,结果发现:扫描速度过快或过慢都会导致孔隙率增大;当孔隙率低于 1% 时,少量细小的孔洞几乎不影响材料的强塑性;当孔隙率超过 5% 时,材料的强塑性明显降低。Moussaoui 等<sup>[14]</sup>对 Inconel 718 高温合金 SLM 成形构件的微观组织进行研究后发现,随着激光能量输入增加,熔池内的柱状晶变得更细长,孔洞缺陷减少,其中的球形孔洞主要分布于熔池内,未熔合孔洞主要分布于熔池边界和搭接区。Guan 等<sup>[15]</sup>研究了扫描策略对 304L 不锈钢 SLM 成形构件拉伸性能的影响,结果发现,层间旋转角度从  $90^\circ$  变为  $105^\circ$  不仅可以减少相邻熔道之间形成的孔洞缺陷,而且可以避免晶粒的单向生长,实现微结构的各向同性,使成形构件的拉伸性能明显提高。

相对而言,钛合金和高温合金构件的 SLM 成形研究得较早,发展得较成熟,已有相关 SLM 构件在生物医疗<sup>[16]</sup>和航空航天<sup>[4]</sup>等领域获得了应用。而对于国民经济中常用的合金钢的 SLM 研究则起步较晚。目前,人们仅对少量合金钢进行了相关研究,如 H13 模具钢<sup>[17]</sup>、AISI4340 高强钢<sup>[18]</sup>、24CrNiMo 合金钢<sup>[19-20]</sup>等。合金钢成分多样、相变复杂,致使成形构件易出现组织可控性差、缺陷多等问题,影响构件力学性能的稳定性<sup>[21-24]</sup>。因此,有关

SLM 技术特性与合金钢组织演化及其力学性能之间的关系仍需进行深入的系统研究。

本文主要针对 24CrNiMo 合金钢进行 SLM 成形研究。24CrNiMo 合金钢具有良好的淬透性和优异的强塑性,是制造高速列车制动盘的重要材料。制动盘通常具有复杂的散热筋结构,以降低制动时的高温造成的损伤失效,从而导致其制造难度极大。目前,高速列车制动盘主要采用铸造和锻造两种方法成形。前者应用较广,但其对补缩和缩孔、缩松消除技术的要求较高,因此良品率较低<sup>[25-27]</sup>;后者则工艺更为复杂,国外仅少数国家拥有核心技术,而国内的研究相对比较落后,虽然有试制工作,但仍未实现批量生产<sup>[28]</sup>。SLM 技术作为一种高精度、一体化成形复杂零件的增材制造技术,在制动盘件的制造上具有明显优势,而且,其快速凝固过程对组织的细化作用也有助于改善成形件的性能。随着 SLM 技术的发展,近几年已有部分研究者将其应用于 24CrNiMo 合金钢件的成形:Wei 等<sup>[19]</sup>利用高功率 SLM 技术制备了 24CrNiMo 合金钢件,研究了其显微组织演化及缺陷形成机制;袁梅彦等<sup>[20]</sup>采用点扫式选区激光熔化技术成形了 24CrNiMo 合金钢,研究了点距对成形合金钢致密度的影响。本文采用一种较低功率的连续扫描 SLM 技术成形 24CrNiMo 合金钢,此方法获得的熔池体积小,冷却速度快,且前熔覆层受到的后续熔覆层的热影响较小,显微组织相对更易控制;另外,成形件的尺寸精度更高。本文研究了激光工艺参数对成形合金钢微观组织结构及力学性能的影响,并将其与铸态合金钢进行了对比,以期拓展 SLM 技术在复杂合金钢构件上的应用。

## 2 试验方法

用于 SLM 成形的合金钢粉末为采用气雾化法制备的商用 24CrNiMo,其化学成分见表 1。图 1 给出了该粉末颗粒的表面形貌和尺寸分布。由图 1 可以看出,粉末颗粒呈球形,表面无明显缺陷,平均粒径为  $43.3 \mu\text{m}$ 。

采用德国 EOS M 290 型金属成形系统在一块 304 不锈钢基板上进行合金钢粉末的 SLM 成形,基板预热至  $80^\circ\text{C}$ 。激光成形工艺参数如下:激光功率( $P$ )为  $200 \sim 320$  W,扫描速度( $v$ )为  $750 \sim 1250$  mm/s,光斑直径为  $75 \mu\text{m}$ ,铺粉厚度为  $40 \mu\text{m}$ 。成形过程在氩气气氛中进行,成形室内氧的体积分数为 0.05%。图 2 为单层扫描策略示意图。将每个单层分割为宽 10 mm 的条状区域,激光

表 1 24CrNiMo 合金钢粉末、SLM 成形合金钢与铸态合金钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of 24CrNiMo alloy steel powder, SLM-formed alloy steel and as-cast alloy steel

| Element | Mass fraction / % |      |      |      |      |      |      |       |       |        |
|---------|-------------------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|--------|
|         | Fe                | C    | Si   | Mn   | Cr   | Ni   | Mo   | V     | S     | O      |
| Powder  | Bal.              | 0.28 | 0.15 | 0.83 | 0.94 | 0.90 | 0.55 | <0.01 | 0.005 | 0.034  |
| SLM     | Bal.              | 0.26 | 0.14 | 0.75 | 0.93 | 0.91 | 0.56 | <0.01 | 0.005 | 0.0097 |
| As-cast | Bal.              | 0.25 | 0.49 | 1.14 | 0.82 | 1.02 | 0.56 | <0.01 | 0.015 | —      |

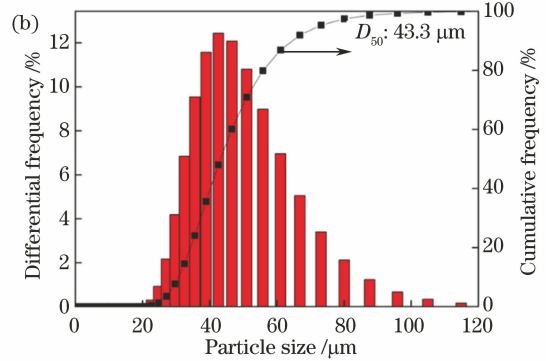
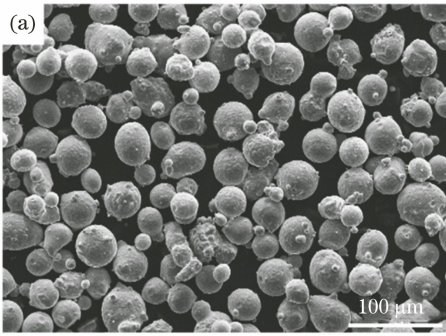


图 1 24CrNiMo 合金钢粉末的形貌和粒度分布。(a)形貌;(b)粒度分布

Fig. 1 Morphology and particle size distribution of 24CrNiMo alloy steel powder.

(a) Morphology; (b) particle size distribution

束依次在每个条状区域内往复扫描,扫描方向垂直于条状分区的长度方向,扫描间距为 110 μm。新一层成形时,扫描路径转动 67°,如此重复。分别成形 10 mm × 10 mm × 10 mm 和 100 mm × 30 mm × 30 mm 两种尺寸的样品,前者用于组织结构、致密度及硬度分析,后者用于拉伸性能测试。SLM 成形合金钢件的化学成分与合金钢粉末一致,如表 1 所示。

另外制备了 24CrNiMo 钢铸件(成分见表 1),用于进行对比试验。

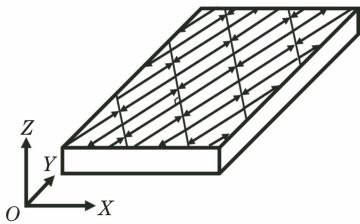


图 2 SLM 工艺扫描策略示意图

Fig. 2 Schematic of scanning strategy of SLM forming

选择成形合金钢的 XOZ 面进行研磨、抛光,之后再行刻蚀,以观察其显微组织。刻蚀采用以下两种方式:1)用 4%硝酸酒精溶液(溶液中硝酸的体积分数为 4%)腐蚀 10 s;2)先用 4%硝酸酒精溶液预腐蚀 5~10 s,然后用酒精清洗,干燥后再在 Lepera 试剂(40 g/L 苦味酸乙醇溶液与 10 g/L 偏重亚硫酸钠水溶液以 1:1 体积比进行混合)中浸泡 20 s。铸态试样经研磨、抛光后采用上述方式 1)进

行刻蚀。

用 Axio Observer. Zlm 光学显微镜(OM)和 Philips XL-30FEG 扫描电子显微镜(SEM)观察、分析 SLM 成形合金钢及铸态合金钢的显微组织。由于耐蚀性的差异,不同的组织经 Lepera 溶液刻蚀后会在 OM 下呈现出不同的色彩,其中:奥氏体中的合金元素含量越高,耐蚀性越好,呈现为白亮色;马氏体由奥氏体快速转变而来,合金元素的固溶度高,刻蚀后仍呈现白亮色;马氏体经回火后因析出碳化物增加了界面数量,使得刻蚀后的颜色变暗,且随回火程度增加由浅黄色向深褐色转变<sup>[29]</sup>。

采用 Rigaku DMAX/2400 型 X 射线衍射仪(XRD)分析合金钢的相组成,选用铜靶,扫描角度为 40°~100°,扫描速度为 1 (°)/min。采用直接对比法计算残余奥氏体的含量<sup>[30]</sup>,计算公式为

$$C_{\gamma} \% = \frac{100}{1 + \frac{R_{\alpha}}{R_{\gamma}} \times \frac{I_{\alpha}}{I_{\gamma}}}, \quad (1)$$

式中: $R_{\alpha}$  和  $R_{\gamma}$  分别为  $\alpha$ -Fe 和  $\gamma$ -Fe 两相的强度因子; $I_{\alpha}$  和  $I_{\gamma}$  分别为  $\alpha$ -Fe 和  $\gamma$ -Fe 两相衍射峰的积分强度,其中  $\alpha$ -Fe 选取(200)和(211)衍射峰, $\gamma$ -Fe 选取(200)、(220)和(311)衍射峰,计算结果取平均值。

采用 JEOL JEM 2010F 型透射电子显微镜(TEM)观察 SLM 成形合金钢的显微结构并进行选区电子衍射分析(SAED)。TEM 样品的制备方法

为:选择 SLM 成形合金钢的 XOZ 面,对其进行研磨抛光后,先使用 4%硝酸酒精腐蚀 5 s,再采用聚焦离子束(FIB)在样品的不同区域切取 TEM 样品。

采用阿基米德排水法测试成形合金钢的密度,通过与铸件进行对比获得 SLM 成形合金钢的致密度。测试样品的尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm,6 个面均研磨至镜面效果。

采用 HV-1000 型显微硬度仪分析成形合金钢的硬度,加载载荷为 0.98 N,加载时间为 10 s,每个样品测试 10 个点后取平均值。沿成形合金钢的 XOY 面切取尺寸如图 3 所示的拉伸试样,然后用 INSTRON 5982 电子万能试验机测试试样的室温拉伸性能,应变率为  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。

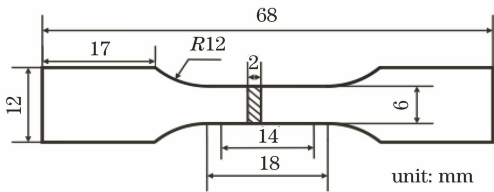


图 3 拉伸试样的尺寸

Fig. 3 Size of tensile specimen

### 3 试验结果及讨论

#### 3.1 SLM 成形合金钢的显微组织和结构

图 4 给出了铸态合金钢和 SLM 成形合金钢 ( $P=320 \text{ W}$ ,  $v=950 \text{ mm/s}$ ) 的 XRD 图谱。铸态 24CrNiMo 合金钢的 XRD 谱中主要存在体心立方(BCC)结构铁( $\alpha\text{-Fe}$ )的衍射峰,结合金相分析可知,该组织为针状回火索氏体,见图 5(a)给出的 OM 形貌。而成形合金钢的 XRD 图谱中不仅有  $\alpha\text{-Fe}$  的衍射峰,还有微弱的面心立方(FCC)结构铁( $\gamma\text{-Fe}$ )的

衍射峰。在 SLM 成形过程中,熔池的冷却速度极快,合金钢极易形成马氏体组织,而后续熔覆层的再加热作用会使得该马氏体发生一定程度的回火,因此,BCC 结构铁应为回火马氏体,FCC 结构铁应为未来得及转变的残余奥氏体。

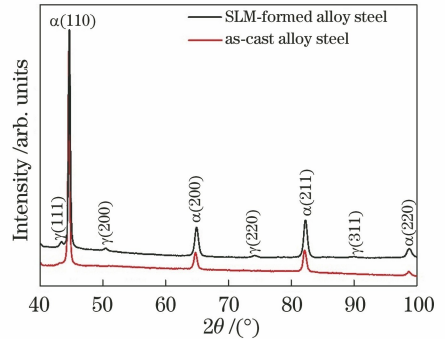


图 4 SLM 成形合金钢与铸态合金钢的 XRD 图谱

( $P=320 \text{ W}$ ,  $v=950 \text{ mm/s}$ )

Fig. 4 XRD patterns of SLM-formed alloy steel and as-cast alloy steel ( $P=320 \text{ W}$ ,  $v=950 \text{ mm/s}$ )

为确定 SLM 成形合金钢的显微组织特征,进一步用 Lepera 溶液对其进行刻蚀,结果如图 5(b)、(c)所示。SLM 成形合金钢包含数个熔覆层,每个熔覆层由多个熔道组成,如图 5(b)所示。放大后可以发现,其显微组织较铸态合金钢更细小,且可以分成两个典型区域:熔池区和熔覆层之间的过渡区,如图 5(c)所示。其中:熔池区呈现浅褐色,为回火马氏体组织;过渡区为亚表层被重新加热形成的热影响区。靠近新熔覆层底部的区域受到的热影响最明显,其内部出现了白亮色的岛状组织(其相组成和成因将在后面详细阐述);远离新熔覆层底部的区域受到的热影响减弱,显微组织的颜色由深褐色逐渐转变为褐色,即马氏体的回火程度逐渐减弱。

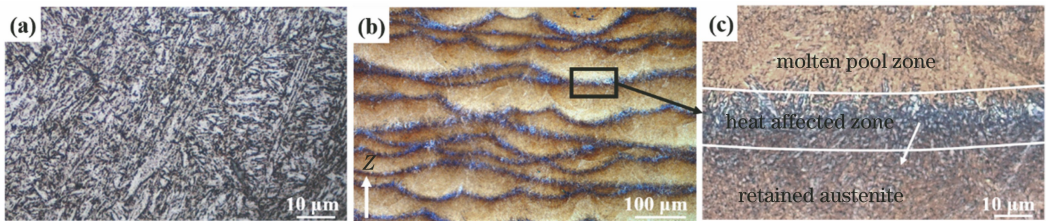


图 5 合金钢的 OM 组织。(a)铸态合金钢(硝酸酒精溶液腐蚀);(b)(c) SLM 成形合金钢的

XOZ 截面组织及其局部放大形貌(腐蚀剂为 4%硝酸酒精溶液和 Lepera 溶液, $P=320 \text{ W}$ ,  $v=950 \text{ mm/s}$ )

Fig. 5 OM morphology of alloy steel. (a) As-cast alloy steel(etched by 4% nital); (b)(c) XOZ cross-sections of SLM-formed alloy steel (etched by 4% nital and Lepera solution,  $P=320 \text{ W}$ ,  $v=950 \text{ mm/s}$ )

熔池区的回火马氏体极其细小,在 OM 下较难分辨其细微结构及析出的碳化物,为此采用 TEM 对该区域进行观察,结果如图 6(a)~(c)所示。由

图 6(a)所示的明场像可以看出,马氏体板条的平均宽度为 50 nm。在图 6(b)所示的暗场像中可以观察到马氏体板条间出现的棒状或颗粒状析出相,经

选区电子衍射(SAED)分析可以确定该析出相为  $\theta$ - $\text{Fe}_3\text{C}$  碳化物,且碳化物和马氏体基体满足  $(\bar{1}03)\theta \parallel (\bar{1}0\bar{1})\alpha$  及  $[311]\theta \parallel [\bar{1}11]\alpha$  的取向关系。图 6(d) 为热影响区的 TEM 明场像,可以发现,该区域中马氏体板条明显宽化,平均宽度达到 200 nm。由图 6(e)、(f) 所示的 SLM 成形合金钢热影响区的暗场像和选区电子衍射结果可知,马氏体板条间形成了块状奥氏体,即 OM 像中的白亮色岛状组织,其与马氏体满足 K-S 关系(即  $(0\bar{1}1)\alpha \parallel (\bar{1}11)\gamma$ ,  $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]\alpha \parallel [101]\gamma$ ) 与 N-W 关系(即  $(011)\alpha \parallel (\bar{1}11)\gamma$ ,  $[\bar{1}00]\alpha \parallel [101]\gamma$ )。另外,热影响区没有明显的碳化物析出。奥氏体主要在热影响区形成的原因为:当高能激光束对粉末床进行扫描时,会形成凹陷的熔池,温

度最高的区域为凹陷熔池的底部<sup>[31]</sup>,使得下方最邻近熔覆层中的马氏体(热影响区)被加热到奥氏体化温度以上,并开始向奥氏体转变。奥氏体优先在晶界和马氏体板条边界等区域的富碳位置形核和生长,同时周围马氏体中的碳元素向奥氏体内扩散,使奥氏体的稳定性提高,奥氏体可保留至室温<sup>[32]</sup>。由于高能激光束的快速移动,热影响区的奥氏体化时间很短,因此仅生成少量奥氏体。另外,热影响区中的马氏体板条发生回复后变宽,且马氏体中的碳元素扩散进入奥氏体,导致马氏体中的碳含量降低,故而热影响区中析出的碳化物明显减少。在远离新熔池的区域,温度逐渐降低,当低于奥氏体化温度时,不能发生上述转变。

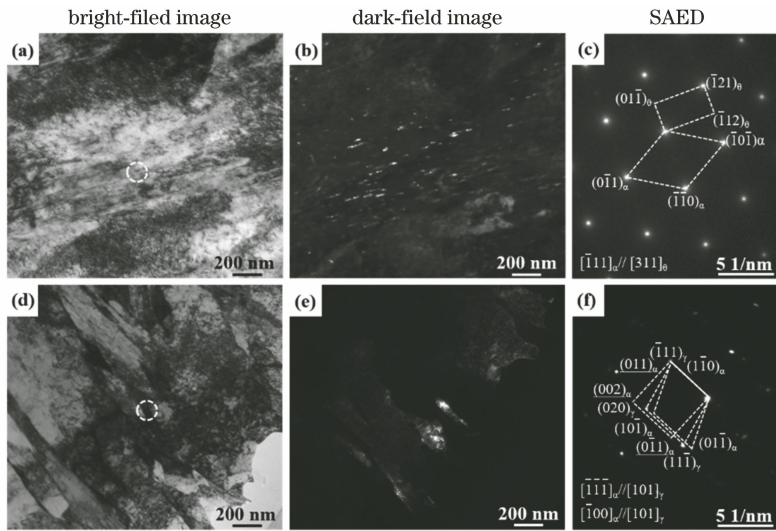


图 6 SLM 成形合金钢熔池区和热影响区的 TEM 像(成形参数:  $P=320\text{ W}$ ,  $v=950\text{ mm/s}$ )。

(a)~(c) 熔池区; (d)~(f) 热影响区

Fig. 6 TEM images of molten pool zone and heat affected zone of SLM-formed alloy steel (forming parameters:  $P=320\text{ W}$ ,  $v=950\text{ mm/s}$ ). (a)~(c) Molten pool; (d)~(f) heat affected zone

### 3.2 激光工艺参数对显微组织的影响

图 7 给出了不同激光功率和扫描速度下 SLM 成形合金钢横截面的 OM 像。在 200 W、1250 mm/s 条件下,熔道呈液滴状,如图 7(a) 所示。随着扫描速度降低,熔道宽度增大,深度增加,熔覆层的平坦程度增大,如图 7(b)、(c) 所示。激光功率对熔覆层形貌的影响与扫描速度的影响类似,增大激光功率同样可使熔道变宽、加深,如图 7(c)、(f) 所示。在 320 W、750 mm/s 条件下,如图 7(f) 所示,激光能量的输入最大,熔覆层厚度达到最大,且熔覆层最为平坦。在本研究中,起始熔覆层的扫描路径平行于 X 轴,之后每一层的激光扫描路径旋转  $67^\circ$ ,熔覆第四层时激光扫描路径共旋转  $201^\circ$ ,其角度几乎与 X 轴平行。因此,每隔两层就可以观察到一层

较平直且内部无热影响区的熔覆层,如图 7(c) 中的第  $n$  层和第  $n+3$  层。

图 8 给出了典型激光工艺参数下成形合金钢熔池区及热影响区显微组织的高倍 SEM 像。随激光功率增大或扫描速度降低,激光在单位面积上及单位时间内输入的能量增加,导致熔池温度升高,这不仅增大了对已成形部分的热作用,导致熔池区马氏体的回火程度增加,马氏体板条宽化,还使得热影响区的奥氏体化温度升高,奥氏体化时间延长,从而导致该区域的马氏体板条宽化及奥氏体含量增多。另外,热影响区的厚度也随激光输入能量的增加而增大。结合 OM 和 SEM 结果可知,在 200 W、1250 mm/s 条件下,热影响区的厚度约为  $9\ \mu\text{m}$ ; 在 320 W、950 mm/s 条件下,该区厚度增大至约

12  $\mu\text{m}$ ; 在 320 W、750 mm/s 条件下, 厚度增大至约 16  $\mu\text{m}$ 。激光输入能量增加使得熔覆层厚度增大, 因此热影响区所占比例降低, 残余奥氏体含量减少。

如, 在激光功率为 320 W 的条件下, 残余奥氏体的面积分数由 950 mm/s 时的 5.5% 降低到 750 mm/s 时的 3.0%。

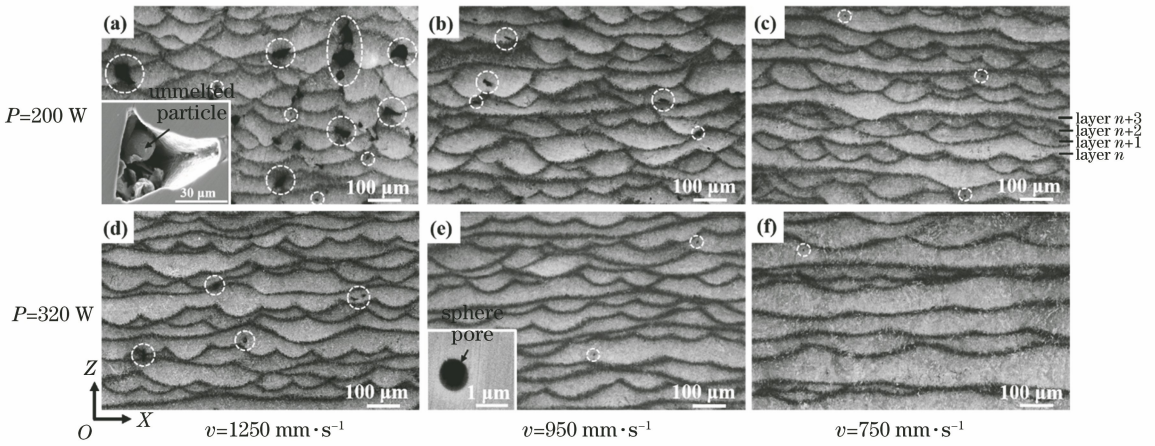


图 7 不同激光工艺参数下 SLM 成形合金钢 XOZ 截面的 OM 像(腐蚀剂为 4% 硝酸酒精溶液)

Fig. 7 OM images of XOZ cross-section of SLM-formed alloy steel with different laser parameters (etched by 4% nital)

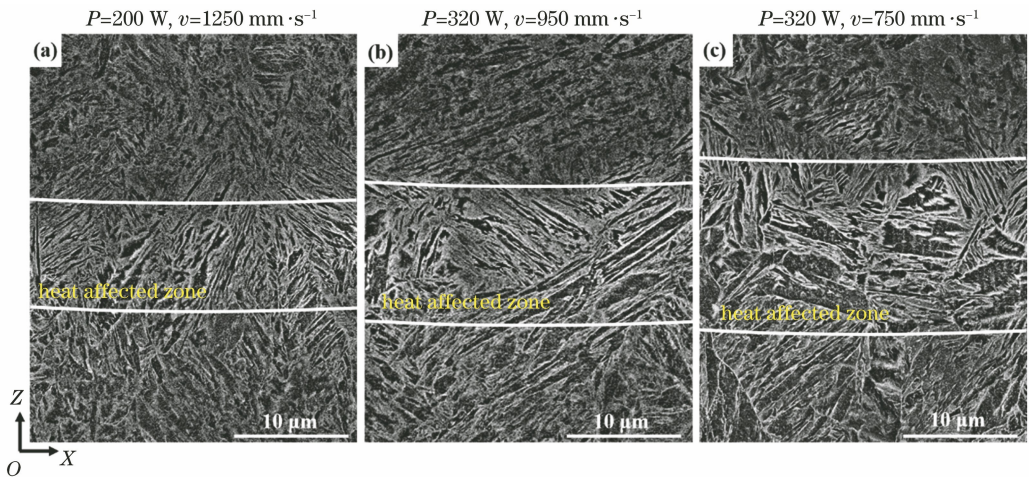


图 8 不同激光工艺参数条件下 SLM 成形合金钢 XOZ 截面的 SEM 像(腐蚀剂为 4% 硝酸酒精溶液)

Fig. 8 SEM images of XOZ cross-section of SLM-formed alloy steel with different laser parameters (etched by 4% nital)

由图 7 还可以发现, SLM 成形合金钢内部出现了孔洞(图中白色虚线圆圈标注区域), 孔洞直径从几微米到几十微米不等。其中, 大尺寸孔洞呈不规则形状, 主要形成于熔道间搭接区的底部, 部分孔洞中存在球形颗粒, 如图 7(a) 中的高倍 SEM 插图所示, 这些孔洞主要为未熔合孔洞。小尺寸孔洞呈圆形, 主要出现在熔覆层内部, 如图 7(e) 中高倍 SEM 插图所示。在相同的激光功率下, 随激光扫描速度降低, 孔洞数量逐渐减少; 在相同的激光扫描速度下, 随着激光功率增大, 孔洞数量同样减少。孔洞会直接影响合金钢的致密度。图 9 总结了 SLM 成形合金钢致密度随激光功率和扫描速度的变化: 在 200 W、1250 mm/s 条件下, 合金钢的致密度最低, 仅为 95.4%; 当激光功率增大至 320 W 且扫描速度降低

至 750 mm/s 时, 合金钢的致密度最高, 为 99.93%。成形合金钢致密度随激光工艺参数的变化与图 7 中孔洞的观测结果一致, 即: 提高激光功率或降低激光扫描速度均可改善成形合金钢的致密度。

上述 SLM 成形合金钢显微组织随激光工艺参数的演化可进一步由图 10 所示的示意图进行描述。在 SLM 过程中, 每一层的成形实质上是对预置粉末层进行逐道熔覆的过程。熔道侧面由于温度最低而易产生粉末烧结特征, 存在较大的起伏和孔洞, 这些缺陷一般可以通过后续熔道的搭接而被消除。当激光输入能量较低时, 如图 10(a) 所示, 一方面, 熔池的体积小, 相同扫描间距条件下的搭接面积也较小, 导致搭接区底部的烧结颗粒不能熔化; 另一方面, 熔池温度低, 熔融合金钢的黏度大, 不能较好地

流入烧结部分填充其内部孔洞<sup>[33]</sup>。因此,多数未熔合孔洞形成于搭接区底部。另外,较小的熔池导致熔道边界曲率较大,多个熔道连接在一起就会形成起伏明显的波浪形热影响区,并导致不易观察到平行于 X 轴的连续熔覆层(layer  $n$ )。增大激光输入能量后,如图 10(b)所示,熔池体积增大,熔道间搭接区变宽,同时熔池温度升高,熔融合金钢的流动性增强,因此搭接区未熔合的孔洞得以消除。同时,熔道边界的曲率变小,熔覆层中多个熔道连接而形成的热影响区的起伏减小。增大激光输入能量后,虽然未熔合孔洞基本消失,但熔覆层内部仍存在少量细小的圆形孔洞,如图 7(e)中高倍 SEM 插图所示,这主要是由于熔池内的保护气体或粉末熔化时产生

的蒸气在快速凝固条件下来不及逸出而被封存在熔覆层内部所致<sup>[14]</sup>。

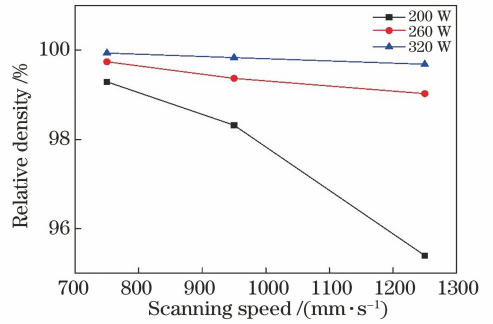


图 9 不同工艺参数下 SLM 成形合金钢的致密度  
Fig. 9 Relative density of SLM-formed alloy steel with different laser parameters

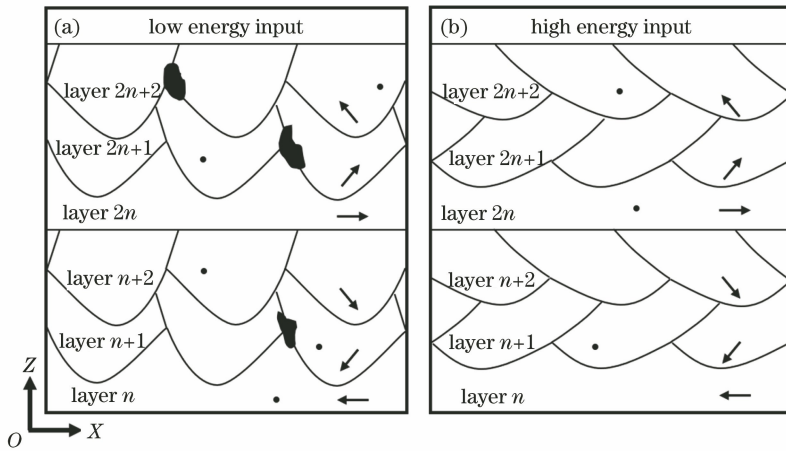


图 10 SLM 成形合金钢 XOZ 面形貌随激光工艺参数演化的示意图。(a)激光输入能量较低时;(b)激光输入能量较高时  
Fig. 10 Schematics of XOZ cross-section morphology evolution of SLM-formed alloy steel with different parameters. (a) Low energy input; (b) high energy input

### 3.3 SLM 成形合金钢的力学性能

熔池区和热影响区是 SLM 成形合金钢显微组织中的两个典型区域,且其形貌会随激光功率和激光扫描速度而发生变化,为此分别对这两个区域进行显微硬度分析,结果如图 11 所示。可以发现:在相同的激光工艺条件下,熔池区的显微硬度明显高于热影响区;随着激光功率增大或扫描速度降低,熔池区和热影响区的显微硬度均逐渐降低。如前所述,熔池区内的组织主要为细小的回火马氏体,其内部大量的界面以及析出的细小碳化物起到了界面强化和弥散强化作用,而热影响区内为板条明显宽化的回火马氏体以及残余奥氏体,因此,熔池区的显微硬度更高。随激光功率增大或扫描速度降低,熔池温度升高,增强了对邻近已成形部分的热作用,导致熔池区马氏体的回火程度增加,同时提高了热影响区的奥氏体化温度,冷却后得到的残余奥氏体增多,

马氏体板条加宽。因此,这两个区域的显微硬度均逐渐降低。铸态合金钢的显微硬度为 388.7 HV,接近于成形合金钢件热影响区的显微硬度,但远低于熔池区的显微硬度。

为研究激光工艺参数对成形合金钢拉伸性能的影响,本文选取了三个典型样品:样品 1#,激光成形参数  $P=200\text{ W}$ ,  $v=950\text{ mm/s}$ ,其致密度较低,为 98.32%;样品 2#,激光成形参数  $P=320\text{ W}$ ,  $v=950\text{ mm/s}$ ,致密度为 99.83%;样品 3#,激光成形参数  $P=320\text{ W}$ ,  $v=750\text{ mm/s}$ ,其致密度较高,为 99.93%。样品 2#和样品 3#的致密度接近,但它们的熔覆层形态明显不同,如图 7(e)、(f)所示。具体的拉伸实验结果如图 12 和表 2 所示,其中,铸态合金钢进行了相同的测试以作对比研究。随着激光对熔池输入能量的增大(提高激光功率或降低激光扫描速度),成形合金钢的抗拉强度和屈服强度逐

渐降低,但均高于铸态合金钢。对于致密度较低的样品 1#,其内部存在明显的孔洞,如图 7(b)所示,致使拉伸时因孔洞处应力集中而过早地形成裂纹,加速断裂,因此其延伸率仅为 7.7%;当致密度提高

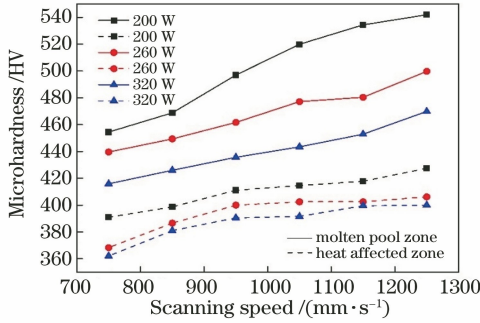


图 11 不同激光工艺参数下 SLM 成形合金钢 XOZ 截面上熔池区和热影响区的显微硬度

Fig. 11 Microhardness of molten pool zone and heat affected zone in XOZ cross-sections of SLM-formed alloy steel with different laser parameters

至 99.8%以上(样品 2#和 3#)时,合金钢的延伸率得以明显改善(16.2%和 15.1%),已与铸态合金钢的相当。可见,在合适的激光成形参数下,SLM 成形 24CrNiMo 合金钢的综合力学性能明显优于铸态合金钢。

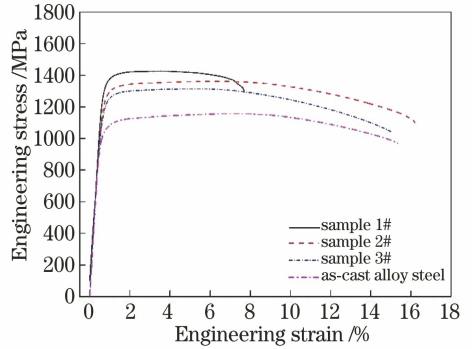


图 12 SLM 成形合金钢与铸态合金钢的拉伸曲线

Fig. 12 Tensile curves of SLM-formed alloy steel and as-cast alloy steel

表 2 SLM 成形合金钢与铸态合金钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of SLM-formed alloy steel and as-cast alloy steel

| Mechanical property   | Sample 1# | Sample 2# | Sample 3# | As-cast alloy steel |
|-----------------------|-----------|-----------|-----------|---------------------|
| Yield Strength /MPa   | 1292      | 1252      | 1141      | 1034                |
| Tensile Strength /MPa | 1426      | 1362      | 1315      | 1157                |
| Elongation /%         | 7.7       | 16.2      | 15.1      | 15.4                |

熔池区内高硬度的细小回火马氏体是 SLM 成形 24CrNiMo 合金钢具有高强度的决定性因素。细小回火马氏体中大量的界面在拉伸变形过程中将强烈阻碍位错运动,因此,成形合金钢的强度较铸态合金钢明显提高。随着激光输入能量的降低,合金钢的屈服强度由 1141 MPa 增大至 1292 MPa,抗拉强度由 1315 MPa 增加至 1426 MPa。对于样品 1#,其成形时的激光输入能量较低,熔池的冷却速度快,得到了更细小的马氏体板条;同时,新熔池对已凝固组织的热影响程度较弱,致使残余奥氏体量较少,且马氏体回火程度也降低,此时获得的显微组织的强度最高,从而导致拉伸时微裂纹扩展所需的临界应力增大,所以样品的强度较高。但样品 1#的致密度相对于样品 2#、3#来说较低,随着拉伸时载荷的增大,由孔洞缺陷导致的大量裂纹源同时启动,致使样品 1#快速断裂。

随着激光输入能量的增大,样品 2#、3#的致密度提高,其延展性得以明显改善,且强度降低得不大。这主要归因于成形合金钢中含回火马氏体和残余奥氏体的层状复合组织。熔池区的回火马氏体强度高,变形能力较弱,在高应力状态下极易萌生裂纹,而对于热影响区中 FCC 结构的残余奥氏体来

说,其滑移系远多于 BCC 结构的马氏体,可以容纳大量位错,具有较高的塑性变形能力<sup>[34]</sup>,使裂纹扩展受阻,所以回火马氏体中产生的裂纹不易穿过热影响区与相邻熔覆层中回火马氏体产生的裂纹相连,从而显著降低了熔覆层之间的裂纹扩展速率,保证了良好的塑性。与样品 2#相比,样品 3#的强度有所提高,但延伸率降低,主要原因是随着激光扫描速度降低(激光输入能量增大),熔覆层厚度由 50 μm 左右增加到 100 μm 以上,如图 7(e)、(f)所示,较厚的熔覆层导致其不同部位受新熔覆层热效应的影响程度不同,顶部受到的热影响明显,马氏体的回火程度较高,而底部所受影响较弱,马氏体较细小,从而使得熔覆层内的组织不均匀,熔池底部强度很高的细小回火马氏体与强度明显降低的热影响区组织之间的变形协调性较差,极易萌生裂纹,导致延伸率降低。同时,残余奥氏体减少也是合金钢塑性降低的原因之一。

图 13 为 SLM 成形合金钢与铸态合金钢拉伸断口的典型形貌,可以发现,所有拉伸试样均出现了颈缩,且断口均包括纤维区、放射区和剪切唇区。样品 2#拉伸断口上的颈缩和拔出现象更明显,纤维区和剪切唇的面积最大,放射区面积较小。观察样品 2#



纤维区的高倍像可以看到大量的等轴韧窝,该样品的拉伸断口呈典型的韧性断裂,韧窝深度较大,表明其具有较好的塑性变形能力。韧窝尺寸大小不一主要是由熔覆层组织的不均匀导致的。相比之下,样品3#拉伸断口上纤维区和剪切唇的面积较小,放射区面积较大,纤维区出现了等轴韧窝、准解理面和撕裂棱和少量韧窝组成,为准解理断裂特征形貌;较粗大的铸态组织是其强塑性较低的主要原因。

的混合断裂模式,且韧窝深度相对于样品2#较浅,说明样品3#的塑性相对较差,这是由其熔覆层组织的不均匀性加剧及残余奥氏体减少导致的。图13(c)为铸态合金钢的断口形貌,在其纤维区,剪切唇的面积相对较小,放射区面积较大,纤维区由准解理面、撕裂棱和少量韧窝组成,为准解理断裂特征形貌;较粗大的铸态组织是其强塑性较低的主要原因。

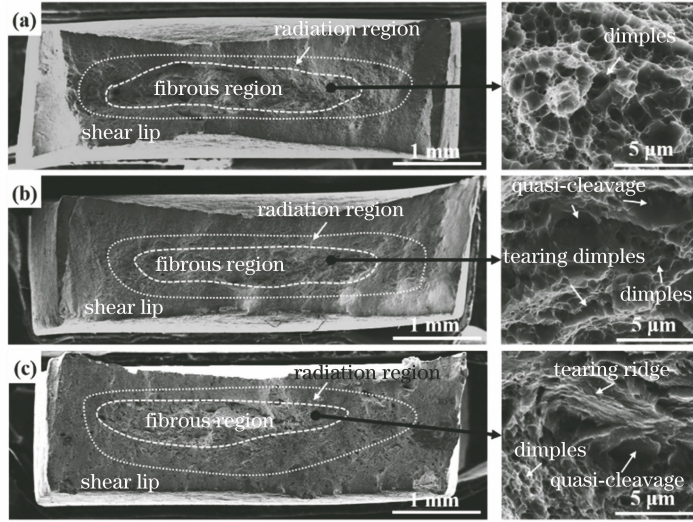


图 13 SLM 成形合金钢与铸态合金钢的拉伸断口形貌。(a)样品 2#;(b)样品 3#;(c)铸态合金钢

Fig. 13 Tensile fractures of SLM-formed alloy steel and as-cast alloy steel.

(a) Sample 2#; (b) sample 3#; (c) as-cast alloy steel

## 4 结 论

本文研究了 200 ~ 320 W 激光功率、750 ~ 1250 mm/s 激光扫描速度条件下, SLM 成形 24CrNiMo 合金钢的组织结构演化及力学性能,得到的主要结论如下:

SLM 成形合金钢的熔覆层由熔池区和热影响区组成,微观组织为回火马氏体和少量残余奥氏体,其中后者主要分布于热影响区内。

随着激光功率增大或扫描速度降低,成形合金钢中的孔洞缺陷逐渐减少,在 320 W、750 mm/s 条件下,成形合金钢的致密度最高,为 99.93%;同时,马氏体板条宽化,成形合金钢的显微硬度及强度均较低。

在 320 W、950 mm/s 条件下,SLM 成形合金钢件具有最优的强塑性,屈服强度和抗拉强度分别为 1362 MPa 和 1252 MPa,延伸率为 16.2%,综合力学性能明显优于铸态合金钢。

## 参 考 文 献

[1] Wang Y M, Voisin T, McKeown J T, et al.

Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility [J]. Nature Materials, 2018, 17(1): 63-71.

[2] Murr L E, Gaytan S M, Ramirez D A, et al. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2012, 28(1): 1-14.

[3] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, et al. Additive manufacturing of metals [J]. Acta Materialia, 2016, 117: 371-392.

[4] Gu D D, Hagedorn Y C, Meiners W, 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.

[5] Kruth J P, Levy G, Klocke F, et al. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing [J]. CIRP Annals, 2007, 56(2): 730-759.

[6] Sing S L, Wiria F E, Yeong W Y. Selective laser melting of titanium alloy with 50wt% tantalum: effect of laser process parameters on part quality [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard

- Materials, 2018, 77: 120-127.
- [7] Wang H M, Zhang S Q, Wang X M. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components (invited paper) [J]. Chinese Journal of 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(邀请论文) [J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3204-3209.
- [8] Louvis E, Fox P, Sutcliffe C J. Selective laser melting of aluminium components [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211 (2): 275-284.
- [9] Jia Q B, Gu D D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: densification, microstructure and properties [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 585: 713-721.
- [10] Montero-Sistiaga M L, Godino-Martinez M, Boschmans K, et al. Microstructure evolution of 316L produced by HP-SLM (high power selective laser melting) [J]. Additive Manufacturing, 2018, 23: 402-410.
- [11] Nguyen Q B, Zhu Z, Ng F L, et al. High mechanical strengths and ductility of stainless steel 304L fabricated using selective laser melting [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(2): 388-394.
- [12] Yang Y Q, Luo Z Y, Su X B, et al. Study on process and effective factors of stainless steel thin-wall parts manufactured by selective laser melting [J]. Chinese Journal of 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.
- [13] Gong H J, Rafi K, Gu H F, et al. Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting [J]. Materials & Design, 2015, 86: 545-554.
- [14] Moussaoui K, Rubio W, Mousseigne M, et al. Effects of selective laser melting additive manufacturing parameters of Inconel 718 on porosity, microstructure and mechanical properties [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 735: 182-190.
- [15] Guan K, Wang Z M, Gao M, et al. Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel [J]. Materials & Design, 2013, 50: 581-586.
- [16] Hollander D A, von Walter M, Wirtz T, et al. Structural, mechanical and *in vitro* characterization of individually structured Ti-6Al-4V produced by direct laser forming [J]. Biomaterials, 2006, 27(7): 955-963.
- [17] Mertens R, Vrancken B, Holmstock N, et al. Influence of powder bed preheating on microstructure and mechanical properties of H13 tool steel SLM parts [J]. Physics Procedia, 2016, 83: 882-890.
- [18] Liu F G, Lin X, Yang H O, et al. Effect of microstructure on the fatigue crack growth behavior of laser solid formed 300M steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 695: 258-264.
- [19] Wei M W, Chen S Y, Xi L Y, et al. Selective laser melting of 24CrNiMo steel for brake disc: fabrication efficiency, microstructure evolution, and properties [J]. Optics & Laser Technology, 2018, 107: 99-109.
- [20] Yuan M Y, Chen Y, Wang S, et al. Study on selective laser melting process of 24CrNiMo alloy steel [J]. Engineering & Test, 2019, 59(2): 18-21.  
袁梅彦, 陈勇, 王森, 等. 24CrNiMo 合金钢的激光选区熔化成形工艺研究 [J]. 工程与试验, 2019, 59(2): 18-21.
- [21] Tucho W M, Lysne V H, Austbø H, et al. Investigation of effects of process parameters on microstructure and hardness of SLM manufactured SS316L [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 740: 910-925.
- [22] Casati R, Coduri M, Lecis N, et al. Microstructure and mechanical behavior of hot-work tool steels processed by selective laser melting [J]. Materials Characterization, 2018, 137: 50-57.
- [23] Krell J, Röttger A, Geenen K, et al. General investigations on processing tool steel X40CrMoV5-1 with selective laser melting [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 255: 679-688.
- [24] Geenen K, Röttger A, Feld F, et al. Microstructure, mechanical, and tribological properties of M3:2 high-speed steel processed by selective laser melting, hot-isostatic pressing, and casting [J]. Additive Manufacturing, 2019, 28: 585-599.
- [25] Li R Y, Song C Z. Research on casting process of 250 km/h high speed rail brake disc based on riser [J]. Mechanical Engineer, 2017(2): 44-45.  
李镬寅, 宋崇智. 基于冒口的 250 km/h 高铁制动盘铸造工艺研究 [J]. 机械工程师, 2017(2): 44-45.
- [26] Futás P, Pribulová A, Fedorko G, et al. Failure analysis of a railway brake disc with the use of casting process simulation [J]. Engineering Failure Analysis, 2019, 95: 226-238.
- [27] Geng J H, Jiao J Q, Zhu P, et al. Application of

- 24CrNiMo laser deposition technology in the manufacture of brake discs for high-speed railway[J]. *Railway Locomotive and Motor Car*, 2018(12): 12-13.
- 耿靖贺, 焦建强, 朱平, 等. 24CrNiMo 激光沉积技术在高铁动车组制动盘制造中的应用[J]. *铁道机车与动车*, 2018(12): 12-13.
- [28] Tao H Y, Fu C F. Precision forging and shaping of several important parts of Chinese high-speed railway [J]. *Journal of Ordnance Equipment Engineering*, 2016, 37(6): 119-123.
- 陶宇, 付传锋. 中国高速铁路几个重要零件的精锻成形[J]. *兵器装备工程学报*, 2016, 37(6): 119-123.
- [29] Girault E, Jacques P, Harlet P, et al. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels [J]. *Materials Characterization*, 1998, 40(2): 111-118.
- [30] Vandijk N, Butt A, Zhao L, et al. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(20): 5439-5447.
- [31] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A, et al. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones [J]. *Acta Materialia*, 2016, 108: 36-45.
- [32] Luo X, Chen X H, Wang T, et al. Effect of morphologies of martensite-austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 710: 192-199.
- [33] Qiu C L, Panwisawas C, Ward M, et al. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2015, 96: 72-79.
- [34] Zhang K, Zhang M H, Guo Z H, et al. A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high-strength quenching-partitioning-tempering martensitic steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(29/30): 8486-8491.