

激光选区熔化成形 TiB₂ 增强 S136 模具钢

胡辉¹, 周燕^{1,2}, 文世峰^{1*}, 魏青松¹

¹华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074;

²中国地质大学(武汉)工程学院, 湖北 武汉 430074

摘要 利用激光选区熔化(SLM)工艺成形 TiB₂/S136 复合材料,研究了激光体能量密度 η 对 SLM 成形试样致密度、微观组织及力学性能的影响。采用 X 射线衍射仪、场发射扫描电镜、透射电镜等研究成形试样物相成分、表面形貌及微观组织。结果表明:当 η 过低时,粉末熔化不完全,形成大量残余孔隙;而当 η 过高时,受热应力影响,成形试样存在微裂纹。当 $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$ 时,成形试样表面缺陷少,致密度高达 97.3%,存在细化的、分布均匀的等轴晶,其平均显微硬度高达 742.4 HV0.1,平均摩擦系数和磨损率分别为 0.5593 和 $0.272 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$,耐磨性能优异,抗拉强度达到 1051.3 MPa,延伸率为 5.84%,塑性较好。因此,SLM 成形 TiB₂/S136 复合材料的最佳 η 为 66.7 J/mm^3 , η 过高或过低,均会严重影响 TiB₂/S136 复合材料的致密度及力学性能,该研究为 SLM 成形高性能模具钢材料提供了有益的理论 and 工艺借鉴。

关键词 激光光学; 激光选区熔化; 能量密度; TiB₂/S136 复合材料; 微观组织; 机械性能

中图分类号 TG142.1

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.1202010

Selective Laser Melting of TiB₂-Reinforced S136 Die Steels

Hu Hui¹, Zhou Yan^{1,2}, Wen Shifeng^{1*}, Wei Qingsong¹

¹State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430074, China;

²Faculty of Engineering, China University of Geosciences, Wuhan, Hubei 430074, China

Abstract The selective laser melting (SLM) technology is used to process the TiB₂/S136 composites and the effect of laser energy density η on the densities, microstructures and mechanical properties of SLM-processed specimens is investigated. X-ray diffraction instrument, field emission scanning electron microscopy and transmission electron microscopy are used to study the phase compositions, surface morphologies and microstructures of specimens. The results show that, when η is low, the powders are not fully molten and thus a large amount of residual pores are formed. However, when η is too high, the micro-cracks are formed in the specimens because of thermal stress. When η is 66.7 J/mm^3 , the specimens have less surface defects, their densities are up to 97.3%, and there exist fine and uniformly-distributed equiaxed grains. As for these specimens, the average micro-hardness is up to 742.4 HV0.1, and the average friction coefficient and wear rate are 0.5593 and $0.272 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$, respectively, indicating an excellent abrasion resistance performance. The tensile strength is 1051.3 MPa and the elongation is 5.84%, indicating a relatively good plasticity. Above all, the optimal η for the SLM-processed TiB₂/S136 composites is 66.7 J/mm^3 , and if η is too high or too low, the densities and mechanical properties of TiB₂/S136 composites would be seriously affected. This study provides a useful theoretical basis and a process guidance for SLM-processed high-performance die steels.

Key words laser optics; selective laser melting; energy density; TiB₂/S136 composites; microstructure; mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 160.3900

收稿日期: 2018-05-07; 修回日期: 2018-07-09; 录用日期: 2018-08-24

基金项目: 国家 863 计划(2015AA042501)

* E-mail: royal_wen@163.com

1 引 言

S136 模具钢作为一种常用的高级注塑模具钢,在热塑性成形过程中具有良好的抗腐蚀性、较高的硬度和优异的耐磨性,广泛应用于模具行业^[1]。近年来,随着模具行业的快速发展,对模具性能提出了更加严格的要求(如高耐磨性、高耐腐蚀性及优异的抗拉强度等)。因此,为了提高 S136 模具钢的硬度和耐磨性,本研究向 S136 模具钢中加入纳米陶瓷相,制备出金属基陶瓷复合材料,从而有望提升 S136 模具钢的性能。

激光选区熔化(SLM)作为一种基于粉床的增材制造技术,能够快速实现由粉末到零件的自由制造,成形任意复杂形状的构件,特别适合具有复杂结构模具的快速制造^[2-3],前期已有利用 SLM 技术成形具有良好综合性能的金属或合金块体材料及零件^[4-7]。AlMangour 等^[8-9]利用 SLM 工艺分别成形了 TiB₂/H13 和 TiC/H13 金属基陶瓷复合材料,研究结果表明,与 SLM 成形 H13 模具钢相比:TiB₂/H13 复合材料的摩擦系数减少了 60%左右,耐磨性得到明显的提高;TiC/H13 复合材料的显微硬度提高了 8%,摩擦系数降低了 4%,增强效果明显。

尽管 S136 是一种广泛使用的模具钢材料,但关于 SLM 技术成形 S136 的相关研究并不多见。赵晓等^[1]研究了 SLM 成形 S136 模具钢,通过激光扫描、面扫描和块体成形试验,优化了 SLM 成形工艺,同时研究了 SLM 成形制件的微观组织和硬度性能;文世峰等^[10]采用 SLM 技术成形 S136 模具钢,对其相组成、微观组织、硬度及腐蚀行为等进行了研究,研究结果表明:水平成形方向上的显微硬度(688.20 HV0.1)高于垂直成形方向上的显微硬度(649.04 HV0.1),证实了 SLM 成形试样存在各向异性。

SLM 工艺将激光作为热源直接作用于粉末,使其熔化成形,因此,试样成形质量主要取决于激光与粉床的作用机制,并受一系列工艺参数(激光功率 p 、扫描速度 v 、扫描间距 h 及分层厚度 t)的综合影响,因此,引入综合评定参数激光体能量密度 η [$\eta = p/(hvt)$, 单位为 J/mm^3], 较为方便直观^[11]。Enneti 等^[12]研究表明 SLM 成形件的致密度随着激光体能量密度的增加而提高。Koutiri 等^[13]采用 SLM 在不同的工艺参数下成形 Inconel 625 合金,发现激光体能量密度对试样的表面质量、孔隙率及疲劳强度有重要影响。Liverani 等^[14]发现激光功率对 SLM 成形 316L 试样的致密化行为、组织及性

能有显著影响。Gu 等^[15]探究了扫描速度对 SLM 成形 TiC/Ti 复合材料组织及耐磨性的影响,研究表明,当扫描速度为 300 mm/s 时,复合材料具有均匀细小的晶粒及最优异的耐磨性。因此,本研究采用 SLM 工艺成形 TiB₂/S136 复合材料,探讨在该工艺下不同激光体能量密度对 SLM 成形试样致密度、微观组织及力学性能的影响规律,为 SLM 技术在制造结构复杂、功能多样及性能优异的模具领域提供理论及工艺支持。

2 实验方法

2.1 原材料及复合粉末制备

本实验的原材料为球形 S136 粉末和不规则的 TiB₂ 粉末。氩气雾化 S136 粉末由长沙骅骝粉末公司提供,平均粒径为 25 μm ,具体化学成分如表 1 所示。TiB₂ 粉末由南京宏德纳米材料公司提供,粒径为 100~200 nm。将 S136 粉末与质量分数为 0.5% 的 TiB₂ 粉末混合后置于球磨机(QM-3SP4 型行星式球磨机,南京南大仪器有限公司)中进行高能球磨,使二者均匀混合。具体球磨参数设置如下:球料质量比为 4:1,转速为 200 $\text{r}\cdot\text{min}^{-1}$,球磨时间为 6 h。原始 S136 粉末、TiB₂ 粉末及混合粉末的扫描电子显微镜(SEM)形貌如图 1 所示。

表 1 S136 粉末元素组成

Table 1 Elemental compositions of S136 powder

Element	Mass fraction /%
Si	0.960
Mn	0.980
Cr	13.550
V	0.400
C	0.290
O	0.078
P	0.010
S	—
Fe	Balance

2.2 试样制备

本实验采用德国 SLM Solutions 公司的 SLM 125 型 400 W 单光纤激光器成形 TiB₂/S136 复合材料,工艺参数为: $p = 280 \text{ W}$, v 分别为 450, 700, 1000, 1200 mm/s, $h = 0.12 \text{ mm}$, $t = 0.05 \text{ mm}$,激光扫描策略为分组变向扫描,相应的激光体能量密度 η 分别为 103.7, 66.7, 46.7, 38.9 J/mm^3 。SLM 设备及成形试样如图 2 所示。拉伸件通过线切割的方式从基板上切取下来,经酒精清洗后,依次用 400, 800, 1200, 2000 目的砂纸对其进行打磨。

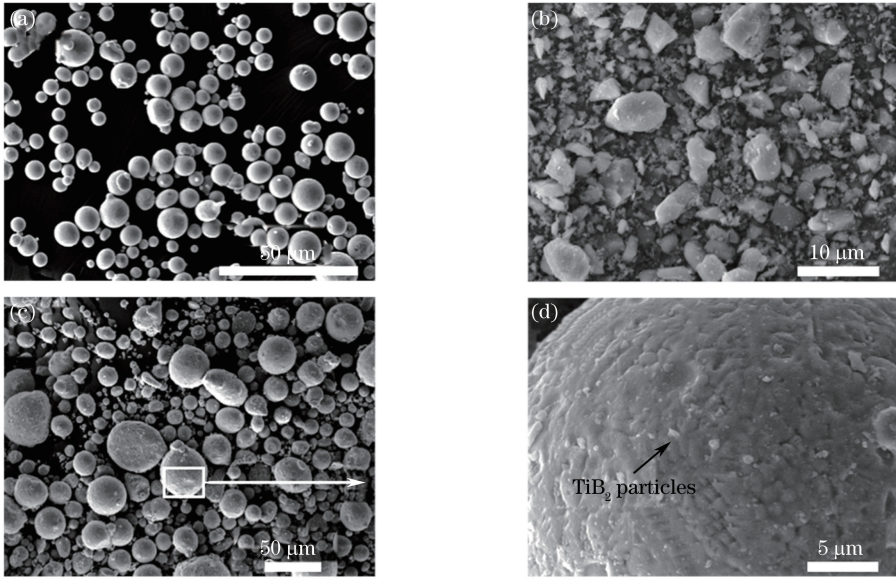


图 1 原始粉末及球磨后混合粉末 SEM 形貌。(a) S136 粉末;(b) TiB₂ 粉末;(c)球磨后混合粉末;(d)混合粉末表面高倍形貌
Fig. 1 SEM morphologies of raw powders and mixed powder after ball-milling. (a) S136 powder; (b) TiB₂ powder;
(c) mixed powder after ball-milling; (d) surface high magnification morphology of mixed powder

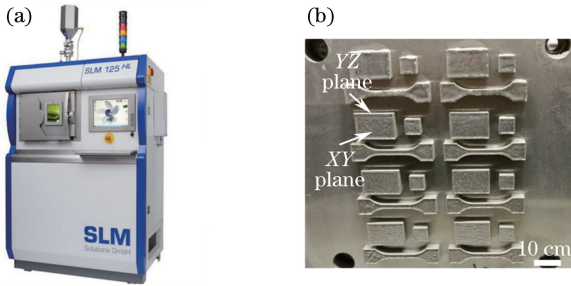


图 2 (a) SLM 设备;(b)成形试样

Fig. 2 (a) SLM equipment; (b) processed samples

2.3 分析表征方法

通过阿基米德排水法测试 SLM 成形试样的致密度。利用 X 射线衍射仪(XRD, XRD-700S 型, Shimadzu 公司, 日本)对成形试样的物相进行分析, 选择 Cu K α 衍射(波长 $\lambda = 0.1540598$ nm), 电压为 40 kV, 电流为 40 mA, 采用连续扫描的方式, 扫描角度为 $30^{\circ} \sim 100^{\circ}$, 扫描速度为 $5 (^{\circ})/\text{min}$ 。金相试样按照常规制备方法准备, 将 FeCl₃ (5 g)、HCl (15 mL) 和 H₂O (60 mL) 混合后作为金相腐蚀液, 腐蚀时间为 10~15 s。使用 Quanta 200 型环境扫描电镜(FEI 公司, 美国)来观测粉末颗粒形貌、成形复合材料的显微组织及磨损表面形貌等。采用 Tecnai G2 F20 型场发射透射电子显微镜(FEI 公司, 美国)分析成形试样的微观结构。成形试样的显微硬度利用 430 SVD 型数显维氏硬度计(Wilson 公司, 美国)测定, 载荷为 3 kg, 保压时间为 15 s。摩擦

磨损实验采用 CETR-UMT-2 型多功能摩擦磨损测试仪(Center for Tribology 公司, 美国), 测试过程参考技术标准 ASTM G 133-95, 实验在室温下进行, 对磨材料直径为 4 mm 的 Si₃N₄ 陶瓷球(名义硬度为 HV1300), 工作载荷为 50 N, 滑动速度为 10 mm/s, 在试样表面往复运动, 测试时间为 30 min。利用 $V = M_{\text{loss}}/\rho$ 和 $\omega = V/(PL)$ 来测定试样的磨损率, 其中 V 为摩擦磨损实验后试样损失的体积值, M_{loss} 为摩擦磨损实验后试样损失的质量, ρ 为 SLM 成形试样的密度, ω 为试样的磨损率, P 为法向载荷, L 为滑动距离。

3 实验结果及分析

3.1 物相分析

图 3(a) 为不同 η 下 SLM 成形试样的 XRD 图谱。从图中可以发现, 检测出了基体 α -Fe 相、 γ -Fe 相及 TiB₂ 相。参考标准, α -Fe 相在 $2\theta = 44.68^{\circ}$ (θ 为入射 X 射线与相应晶面的夹角) 的衍射峰随着 η 不断增加, SLM 成形试样的衍射峰位置发生了明显的右移[图 3(b)], 根据 Bragg 定律

$$2d \sin \theta = n\lambda (n = 1, 2, 3, \dots), \quad (1)$$

可知晶面间距 d 减小, 由此推断 Ti 原子在 S136 模具钢晶格中发生了固溶^[11,16]。

3.2 致密度分析

图 4 为不同 η 下 SLM 成形试样 YZ 面典型形貌, 可以观察到逐层搭接的熔池, SLM 成形试样致

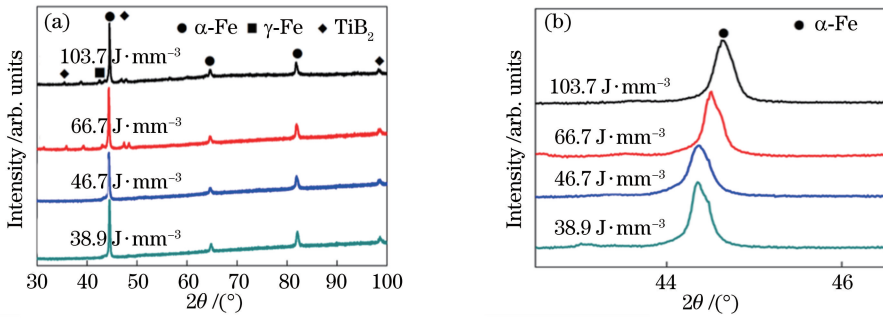


图 3 不同 η 下 SLM 成形试样的 XRD 图谱和衍射峰。(a) XRD 图谱; (b) 衍射峰
Fig. 3 XRD patterns and diffraction peaks of SLM-processed specimens at different η .

(a) XRD patterns; (b) diffraction peaks

密度随 η 的变化情况如图 5 所示。当 η 较低 (38.9 J/mm³) 时, SLM 成形试样 YZ 面存在大尺寸的孔洞, 且球化现象明显^[17] [图 4(a)], 因此, 试样的致密度仅为 95.1% (图 5)。当 η 增加到 46.7 J/mm³ 时, SLM 成形试样致密度有了一定的提升, 孔隙尺寸明

显减小 [图 4(b)]。当 η 继续增加至 66.7 J/mm³ 时, SLM 成形试样 YZ 面致密化行为良好 [图 4(c)], 致密度达到 97.3% (图 5)。然而, 当 η 继续增加到 103.7 J/mm³ 时, SLM 成形试样 YZ 面出现裂纹和小尺寸孔洞 [图 4(d)], 致密度降至 95.4% (图 5)。

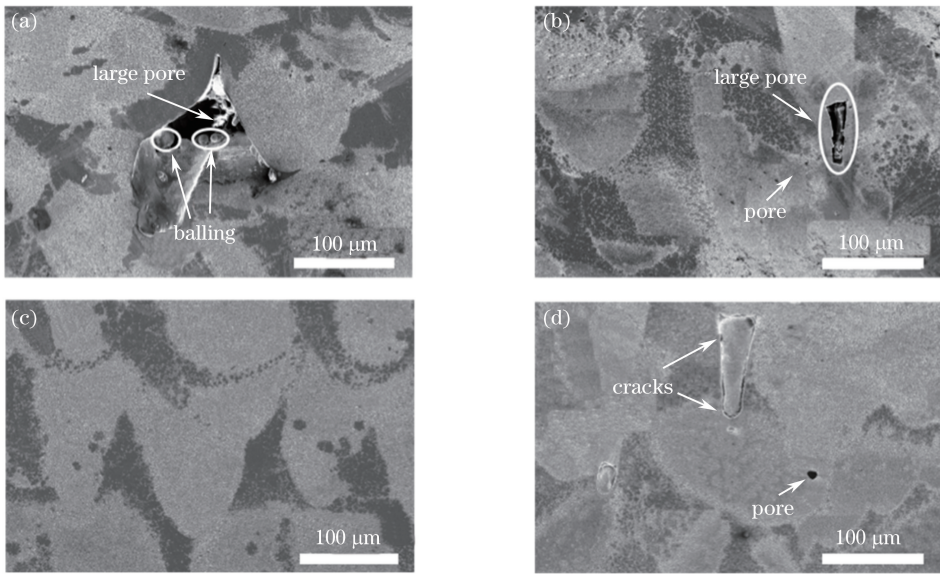


图 4 不同 η 下 SLM 成形试样 YZ 面典型形貌。

(a) $\eta = 38.9 \text{ J/mm}^3$; (b) $\eta = 46.7 \text{ J/mm}^3$; (c) $\eta = 66.7 \text{ J/mm}^3$; (d) $\eta = 103.7 \text{ J/mm}^3$

Fig. 4 Typical YZ surface morphologies of SLM-processed specimens at different η . (a) $\eta = 38.9 \text{ J/mm}^3$;

(b) $\eta = 46.7 \text{ J/mm}^3$; (c) $\eta = 66.7 \text{ J/mm}^3$; (d) $\eta = 103.7 \text{ J/mm}^3$

粉末颗粒受激光辐照后形成微熔池, 微熔池道相互搭接, 然后层层堆叠成三维实体零件, 因此, 单个微熔池的形貌是成形零件的基本单元。影响微熔池形貌的主要因素包括: 高温金属熔体的黏度、润湿性及液相-固相流体学特性等^[18]。在 SLM 微熔池中, 液相黏度 μ 与温度 T 的关系可简单表示为^[19]

$$\mu = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{k_B T}} \gamma, \quad (2)$$

式中: m 为原子质量, k_B 为玻尔兹曼常数, γ 为液相

的表面张力。在相对较低的 η 作用下, 每层粉末床吸收的激光能量不足, 使得粉末熔融不完全以及熔池中液相的温度 T 较低, 根据 (2) 式, 熔池中 μ 较高, 同时 TiB_2 熔点为 2980 °C, 具有良好的高温热稳定性, 微熔池形成时大尺寸的 TiB_2 颗粒不会被分解, 而是保留在 S136 模具钢熔体内, 从而显著增加了熔池内液态金属的黏度, 造成液态金属流动性不足; 此外, 由于 SLM 成形过程的瞬时性, 液相的冷却速度极快 (约为 $10^6 \sim 10^7 \text{ K/s}$)^[11], 使得熔池中的

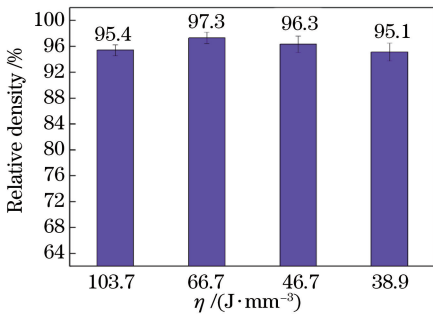


图 5 不同 η 下 SLM 成形试样的致密度

Fig. 5 Densities of SLM-processed specimens at different η

液相难以有效扩展,所以成形试样最终出现了明显的大尺寸残余孔洞及球化现象,严重降低了试样的致密度。随着 η 不断增加,微熔池内 μ 降低,液相润湿性得到了一定的改善,从而提高了 SLM 成形试样的相对致密度[图 4(c)]。然而,在过高的 η 下,由于粉层吸收过多的激光能量,虽然 μ 降低

[(2)式],但是液相过热导致熔池不稳定,SLM 成形试样出现较大的残余热应力和微裂纹^[20-21],试样的致密度降低。

3.3 显微组织分析

图 6 为不同 η 下 SLM 成形试样 XY 面显微组织,可以看出 SLM 成形试样的组织为等轴晶,且当 $\eta=66.7$ J/mm³ 时,SLM 成形试样具有最均匀、细小的组织[图 6(c)]。当 η 相对较低时,液相流动性不足,基体 S136 与 TiB₂ 间的润湿性较差,导致 TiB₂ 异质形核过程受到阻碍^[22],故晶粒相对粗大[图 6(a)、(b)];当 η 增加至 66.7 J/mm³ 时,S136 与 TiB₂ 间的润湿性得到提高,TiB₂ 异质形核较易发生^[23],因此,细化晶粒效果明显,从而形成均匀、细化的等轴晶组织[图 6(c)];当 $\eta=103.7$ J/mm³ 时,激光能量过高,较大的液体过热度使晶粒变得粗大^[11,24][图 6(d)]。

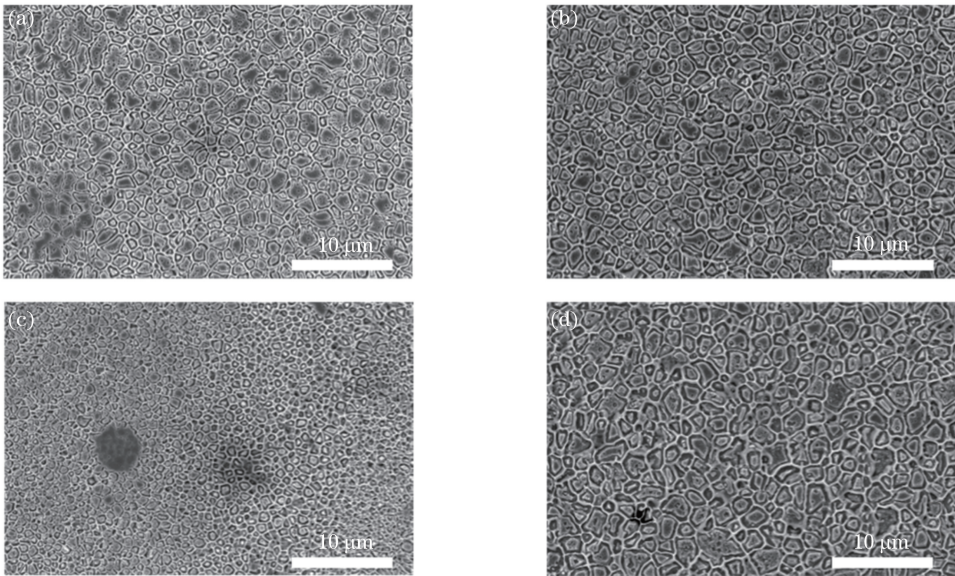


图 6 不同 η 下 SLM 成形试样 XY 面显微组织。

(a) $\eta=38.9$ J/mm³; (b) $\eta=46.7$ J/mm³; (c) $\eta=66.7$ J/mm³; (d) $\eta=103.7$ J/mm³

Fig. 6 XY surface microstructures of SLM-processed specimens at different η . (a) $\eta=38.9$ J/mm³;

(b) $\eta=46.7$ J/mm³; (c) $\eta=66.7$ J/mm³; (d) $\eta=103.7$ J/mm³

图 7 为不同 η 下 SLM 成形试样 XY 面显微组织(高倍)及晶界处和基体能谱仪(EDS)元素成分分析,由图可以发现,TiB₂ 环状结构分布于基体晶界。当 η 过低时,TiB₂ 环状结构不连续且厚度不均匀[图 7(a)、(b)];当 η 增加至 66.7 J/mm³ 时,TiB₂ 环状结构均匀细化且分布连续[图 7(c)];当 η 过高,为 103.7 J/mm³ 时,TiB₂ 环状结构较为粗大[图 7(d)]。在 SLM 成形过程中,S136 熔体与 TiB₂ 增强颗粒组成的熔池中心与边缘之间存在较大温度

梯度,进而诱发表面张力梯度和 Marangoni 对流,Marangoni 对流进而又会产生刺激液相流动的毛细作用力^[25]。当毛细作用力施加给非球形的 TiB₂ 颗粒时,由于 TiB₂ 颗粒中心不对称,便会产生扭矩,从而为 TiB₂ 颗粒在熔池中的重新分布提供了动力,最终形成 TiB₂ 环状结构^[26]。这种毛细作用力的强度由因温度梯度产生的 Marangoni 对流所决定^[27]。因此,当 η 过低时,激光能量不足,熔池中心和边缘温度梯度较小,极大地削弱了毛细作用力强度,进而

阻碍了 TiB₂ 颗粒在熔池中的重新分布,故 TiB₂ 环状结构最终在基体晶界处分布不连续且厚度不均匀 [图 7(a)、(b)];当 η 进一步增加至 66.7 J/mm³ 时,激光能量充足,温度梯度得到提高,毛细作用力增强,有助于 TiB₂ 颗粒在熔池中的重新分布,使得 TiB₂ 环状结构均匀细化且连续分布于基体晶界 [图 7(c)];过高的 η 会导致熔池严重的热量积累,从而促进晶粒生长,造成 TiB₂ 环状结构粗大 [图 7(d)].任选图 7(c) 中的晶界和基体进行 EDS

元素成分分析,如区域 1 和 2 所示。对比图 7(e) 和图 7(f) 的元素分布情况,可以发现晶界处的 Ti 元素和 B 元素明显高于基体,推断说明环状结构为 TiB₂。根据图 8 所示 $\eta=66.7$ J/mm³ 时 SLM 成形试样的透射电子显微镜 (TEM) 形貌,可以看出 SLM 成形试样的显微组织为均匀细化的等轴晶 [图 8(a)],与图 7(c) 所示结果一致。此外,可清晰地观察到 TiB₂ 颗粒均匀分布于基体晶界 [图 8(b)].

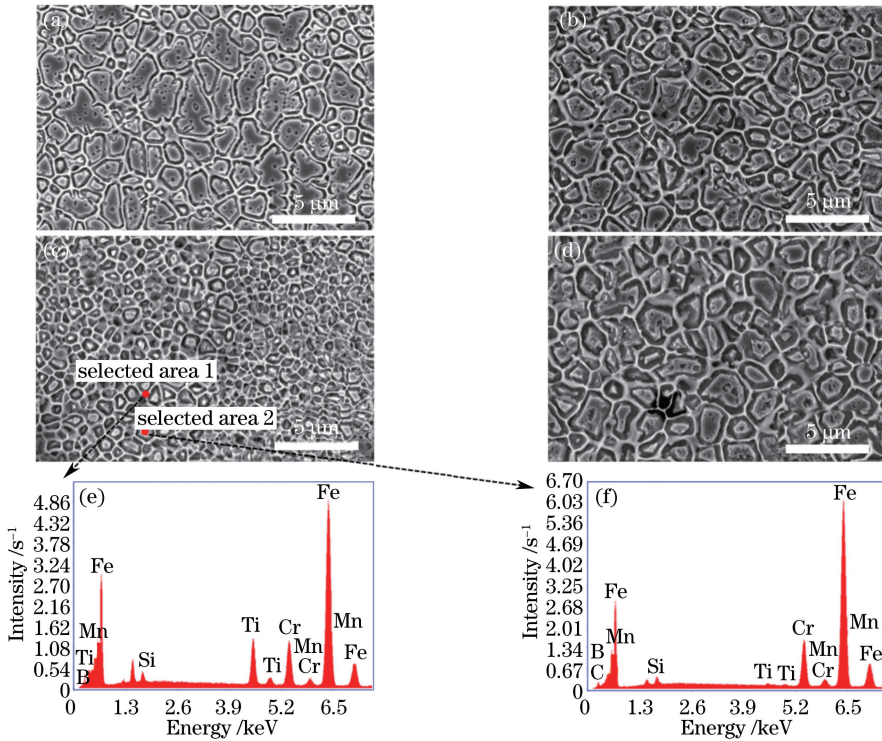


图 7 不同 η 下 SLM 成形试样 XY 面显微组织(高倍)及 EDS 元素成分分析。(a) $\eta=38.9$ J/mm³ 下显微组织;(b) $\eta=46.7$ J/mm³ 下显微组织;(c) $\eta=66.7$ J/mm³ 下显微组织;(d) $\eta=103.7$ J/mm³ 下显微组织;(e) 晶界处 EDS 元素成分分析;(f) 基体 EDS 元素成分分析

Fig. 7 XY surface microstructures (high resolution) of SLM-processed specimens at different η and EDS elemental composition analysis. (a) Microstructure at $\eta = 38.9$ J/mm³; (b) microstructure at $\eta = 46.7$ J/mm³; (c) microstructure at $\eta=66.7$ J/mm³; (d) microstructure at $\eta=103.7$ J/mm³; (e) EDS elemental composition analysis at grain boundary; (f) EDS elemental composition analysis of matrix

3.4 显微硬度

不同 η 下 SLM 成形试样的维氏显微硬度如图 9 所示,SLM 成形试样 XY 面的显微硬度均比 YZ 面的显微硬度高,这与 SLM 成形过程各向异性有关^[28]。当 η 过低时,由于试样存在大量的大尺寸残余孔隙以及粗大的晶粒,显微硬度在 500 ~ 550 HV0.1 之间;当 η 增加至 66.7 J/mm³ 时,显微硬度提高至 742.4 HV0.1,与 SLM 成形纯 S136 模具钢相比,显微硬度提升了 7.9%^[10],强化效果主要归功于 TiB₂ 细化基体晶粒及强化晶界的作用;另

外,均匀细化的 TiB₂ 环状结构同时起到传递载荷的作用^[9];当 η 进一步增加至 103.7 J/mm³ 时,过多的热量积累促进晶粒生长,造成晶粒及 TiB₂ 环状结构粗大,显微硬度降至 616.8 HV0.1。

3.5 耐磨性

表 2 为不同 η 下 SLM 成形试样的平均摩擦系数及磨损率。可以看出,当 η 相对较低时,试样存在大量的冶金缺陷且显微硬度较小,导致试样的平均摩擦系数及磨损率达到最大,分别为 0.6147 和 1.252×10^{-4} mm³ · N⁻¹ · m⁻¹;随着激光体能量密度

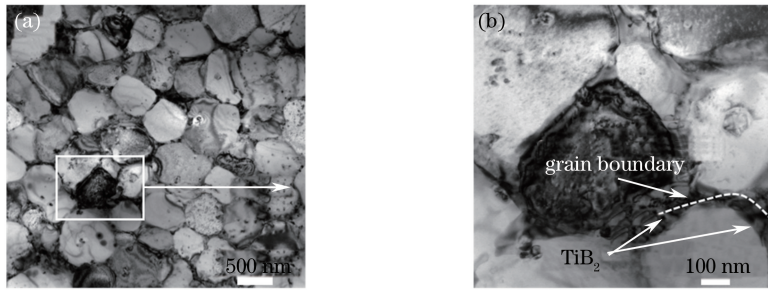


图 8 $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$ 时 SLM 成形试样 TEM 形貌

Fig. 8 TEM morphology of SLM-processed specimen at $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$

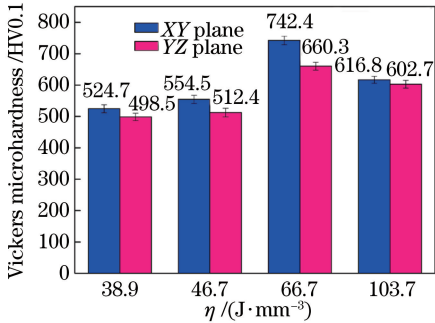


图 9 不同 η 下 SLM 成形试样的维氏显微硬度

Fig. 9 Vickers microhardness of SLM-processed specimens at different η

表 2 不同 η 下 SLM 成形试样的平均摩擦系数和磨损率

Table 2 Average friction coefficients and wear rates of SLM-processed specimens at different η

$\eta / (\text{J} \cdot \text{mm}^{-3})$	Average friction coefficient	Wear rate / $(10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1})$
38.9	0.6147	1.254
46.7	0.6001	1.235
66.7	0.5593	0.272
103.7	0.5896	1.146

η 的不断增大,试样的平均摩擦系数及磨损率均降低,且当 $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$ 时,试样的平均摩擦系数和磨损率均达到最小,分别为 0.5593 和 $0.272 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$,这主要得益于显微硬度的提高及均匀细化的 TiB_2 环状结构在晶界处的强化作用;当 η 进一步增加至 103.7 J/mm^3 时,试样的平均摩擦系数及磨损率逐渐上升,这与试样存在微裂纹及显微硬度下降有关。图 10 为不同 η 下 SLM 成形试样磨损表面微观形貌,可以看出,当 η 较低时,因试样残余孔隙较多,在反复摩擦中,孔隙不断扩展,使材料发生了严重的剥落和分裂[图 10(a)、(b)];随着 η 的增加,SLM 成形试样致密度显著提高,显微组织均匀、细化,且 TiB_2 颗粒与 S136 基体达到良好的界面结合以及 TiB_2 颗粒强化晶界效果,提高了

基体抵抗对 Si_3N_4 磨球压入的能力^[29],从而极大改善了试样耐磨性,试样仅发生了少量的磨损和剥落[图 10(c)];当 η 过高时,试样晶粒粗化且存在微裂纹,材料在反复摩擦中裂纹不断扩展,使得试样发生了比较严重的分层和剥落[图 10(d)]。

3.6 拉伸性能

图 11 为不同 η 下 SLM 成形试样的拉伸性能。可见, η 对 SLM 成形试样的拉伸性能有显著影响。当 η 较低时,试样致密度低,残余孔隙多,在加载过程中,试样沿着孔隙断裂,抗拉强度仅为 816.2 MPa ,但仍超过未增强的 S136 的抗拉强度 (768.3 MPa)^[30];随着 η 的增加,试样抗拉强度逐渐提高,这与试样致密度提高有关;当 $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$ 时,试样抗拉强度为 1051.3 MPa ,提高了 28.8% ,强度得到明显提升;随着 η 继续增加至 103.7 J/mm^3 时,试样抗拉强度急剧下降至 897.5 MPa 。拉伸试样的断口形貌如图 12 所示。当 $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$ 时, TiB_2 增强效果明显,试样断口缺陷少[图 12(a)~(c)],存在韧窝[图 12(d)],故抗拉强度大,且延伸率为 5.84% ,塑性相对较好;当 η 较低,取为 38.9 J/mm^3 时,试样断口存在大量的孔隙及裂纹[图 12(e)~(g)],故抗拉强度低,且断裂面呈典型的阶梯河流状[图 12(h)],延伸率仅为 3.56% ,塑性较差。

4 结 论

利用 SLM 工艺成形 $\text{TiB}_2/\text{S136}$ 复合材料,研究了激光体能量密度对 SLM 成形试样致密度、微观组织及力学性能的影响,得到如下结论:

1) η 对 SLM 成形 $\text{TiB}_2/\text{S136}$ 复合材料的微观组织、致密度及力学性能有显著影响。当 η 过低时,SLM 成形试样存在大量的大尺寸残余孔隙,致密度为 95.1% ;当 η 过高时,由于热量积累,试样出现显微裂纹,致密度为 95.4% ;而在 η 取值适宜,即 $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$ 时,试样的致密度达到最高(97.3%)。

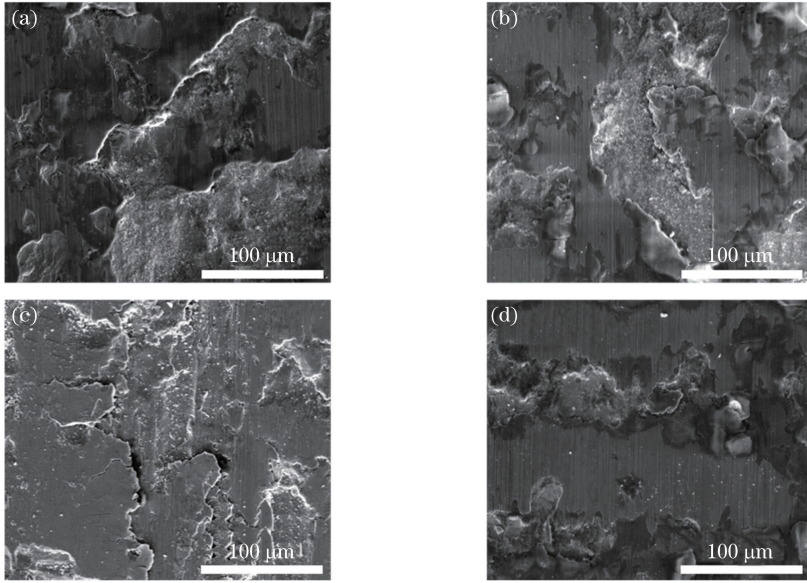


图 10 不同 η 下 SLM 成形试样磨损表面微观形貌。

(a) $\eta = 38.9 \text{ J/mm}^3$; (b) $\eta = 46.7 \text{ J/mm}^3$; (c) $\eta = 66.7 \text{ J/mm}^3$; (d) $\eta = 103.7 \text{ J/mm}^3$

Fig. 10 Wear surface micro-morphologies of SLM-processed specimens at different η . (a) $\eta = 38.9 \text{ J/mm}^3$; (b) $\eta = 46.7 \text{ J/mm}^3$; (c) $\eta = 66.7 \text{ J/mm}^3$; (d) $\eta = 103.7 \text{ J/mm}^3$

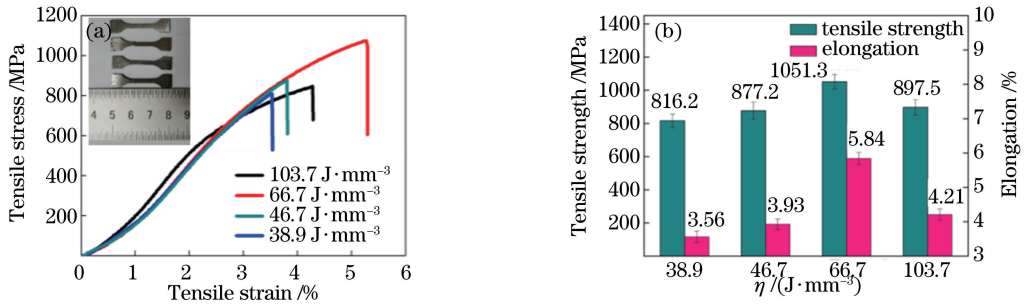


图 11 不同 η 下 SLM 成形试样的拉伸性能。(a)应力应变曲线;(b)抗拉强度和延伸率

Fig. 11 Tensile properties of SLM-processed specimens at different η .

(a) Stress-strain curve; (b) tensile strength and elongation

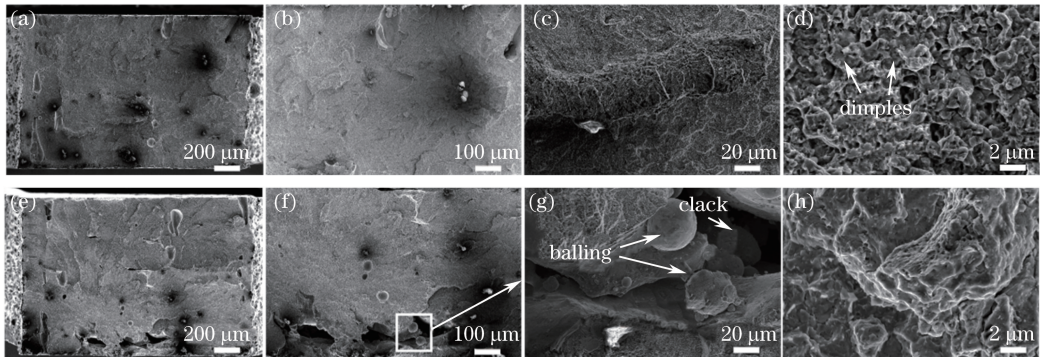


图 12 不同 η 下 SLM 成形试样的拉伸断口形貌。(a)~(d) $\eta = 66.7 \text{ J/mm}^3$; (e)~(h) $\eta = 38.9 \text{ J/mm}^3$

Fig. 12 Tensile fracture morphologies of SLM-processed specimens at different η .

(a)-(d) $\eta = 66.7 \text{ J/mm}^3$; (e)-(h) $\eta = 38.9 \text{ J/mm}^3$

2) SLM 成形试样的典型微观组织为等轴晶结构,当 $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$ 时, TiB_2 细化晶粒效果最为明显,试样具有最细化、均匀的等轴晶组织。

3) TiB_2 颗粒在 SLM 成形过程中受到 Marangoni 对流及毛细作用力的作用,在熔池中重新分布,形成 TiB_2 环状结构,在 $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$ 条件下,该 TiB_2 环状结构最细小,且分布连续均匀。

4) 当 η 取值最优,即 $\eta=66.7 \text{ J/mm}^3$ 时, TiB_2 颗粒细化晶粒及强化晶界作用强烈,SLM 成形 $\text{TiB}_2/\text{S136}$ 复合材料的显微硬度可达 $742.4 \text{ HV}0.1$,平均摩擦系数低至 0.5593 ,磨损率低至 $0.272 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$,抗拉强度达到 1051.3 MPa ,延伸率为 5.84% 。

参 考 文 献

[1] 赵晓,魏青松,刘颖,等.激光选区熔化技术成形 S136 模具钢研究[C]//第 15 届全国特种加工学术会议:第 15 届全国特种加工学术会议论文集,2013:295-299.

[2] Yadroitsev I, Gusarov A, Yadroitsava I, *et al.* Single track formation in selective laser melting of metal powders[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210(12): 1624-1631.

[3] Kruth J P, Froyen L, van Vaerenbergh J, *et al.* Selective laser melting of iron-based powder[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 149(1/2/3): 616-622.

[4] Huang W D, Lin X. Research progress in laser solid forming of high performance metallic component[J]. *Materials China*, 2010, 29(6): 12-27.
黄卫东,林鑫.激光立体成形高性能金属零件研究进展[J].*中国材料进展*, 2010, 29(6): 12-27.

[5] Wang H M. Research progress on laser surface modifications of metallic materials and laser rapid forming of high performance metallic components [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2002, 23(5): 473-478.
王华明.金属材料激光表面改性 with 高性能金属零件激光快速成形技术研究进展[J].*航空学报*, 2002, 23(5): 473-478.

[6] Zhang T B, Hu R, Zhong H, *et al.* Microstructure of directionally solidified Gd_5Si_4 by laser zone remelting[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2012, 41(10): 1837-1841.
张铁邦,胡锐,钟宏,等.激光区熔定向凝固 Gd_5Si_4 合金的显微组织特征[J].*稀有金属材料与工程*, 2012, 41(10): 1837-1841.

[7] Chen J, Zhao X M, Yang H O, *et al.* Study on mechanical properties of superalloy by laser rapid

forming[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2008, 37(9): 1664-1668.
陈静,赵晓明,杨海欧,等.激光快速成形粉末高温合金的力学性能研究[J].*稀有金属材料与工程*, 2008, 37(9): 1664-1668.

[8] AlMangour B, Grzesiak D, Yang J M. Nanocrystalline TiC-reinforced H13 steel matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2016, 96: 150-161.

[9] AlMangour B, Grzesiak D, Yang J M. Selective laser melting of $\text{TiB}_2/\text{H13}$ steel nanocomposites: influence of hot isostatic pressing post-treatment[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 244: 344-353.

[10] Wen S F, Wu X L, Zhou Y, *et al.* Microstructure and property of S136 mould steel fabricated by selective laser melting [J]. *Journal of Huazhong University of Science and Technology (Nature Science Edition)*, 2018, 46(2): 51-55.
文世峰,吴雪良,周燕,等.激光选区熔化成形 S136 模具钢的成形性能研究[J].*华中科技大学学报(自然科学版)*, 2018, 46(2): 51-55.

[11] Zhang G Q, Gu D D. Selective laser melting of TiC solid solution strengthened tungsten matrix composites[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2015, 44(4): 1017-1023.
张国全,顾冬冬.选区激光熔化成形 TiC 固溶增强钨基复合材料研究[J].*稀有金属材料与工程*, 2015, 44(4): 1017-1023.

[12] Enneti R K, Morgan R, Atre S V. Effect of process parameters on the selective laser melting (SLM) of tungsten[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, 71: 315-319.

[13] Koutiri I, Pessard E, Peyre P, *et al.* Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 255: 536-546.

[14] 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.

[15] Gu D D, Hagedorn Y C, Meiners W, *et al.* Nanocrystalline TiC reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites by selective laser melting (SLM): densification, growth mechanism and wear behavior [J]. *Composites Science and Technology*, 2011, 71 (13): 1612-1620.

[16] 赵晓.激光选区熔化成形模具钢材料的组织与性能演变基础研究[D].武汉:华中科技大学,2016.

- [17] Li R D, Liu J H, Shi Y S, *et al.* Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 59 (9/10/11/12): 1025-1035.
- [18] 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.
- [19] Iida T, Guthrie R I L. *The physical properties of liquid metals* [M]. Oxford: Clarendon Press, 1993: 255-265.
- [20] Zhou S F, Zeng X Y, Hu Q W, *et al.* Analysis of crack behavior for Ni-based WC composite coatings by laser cladding and crack-free realization [J]. *Applied Surface Science*, 2008, 255(5): 1646-1653.
- [21] Kadolkar P B, Watkins T R, de Hosson J T M, *et al.* State of residual stress in laser-deposited ceramic composite coatings on aluminum alloys [J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(4): 1203-1214.
- [22] Sulima I, Klimczyk P, Malczewski P. Effect of TiB₂ particles on the tribological properties of stainless steel matrix composites [J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2014, 27(1): 12-18.
- [23] Li H, Wang M, Zhou P X, *et al.* Effects of surface topography and wettability on surface heterogeneous nucleation [J]. *Foundry Technology*, 2012, 33(6): 641-644.
李辉, 王猛, 周鹏翔, 等. 基底形貌及润湿性对表面异质形核的影响 [J]. *铸造技术*, 2012, 33(6): 641-644.
- [24] Xu S C, Zhou L X, Zhang Z C, *et al.* Effect of heat treatment on austenite grain size of SAE4320 steel [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2014, 39(11): 111-113.
徐尚呈, 周立新, 张志成, 等. 热处理工艺对 SAE4320 钢奥氏体晶粒度的影响 [J]. *金属热处理*, 2014, 39(11): 111-113.
- [25] Gu D D, Wang H Q, Dai D H, *et al.* Rapid fabrication of Al-based bulk-form nanocomposites with novel reinforcement and enhanced performance by selective laser melting [J]. *Scripta Materialia*, 2015, 96: 25-28.
- [26] Niu H J, Chang I T H. Selective laser sintering of gas and water atomized high speed steel powders [J]. *Scripta Materialia*, 1999, 41(1): 25-30.
- [27] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K, *et al.* Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms [J]. *International Materials Reviews*, 2012, 57(3): 133-164.
- [28] Simonelli M, Tse Y Y, Tuck C. Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 616: 1-11.
- [29] Wang S, Cheng X, Tian X J, *et al.* Effect of TiC addition on microstructures and properties of MC carbide reinforced Inconel625 composites by laser additive manufacturing [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(6): 0602002.
王舒, 程序, 田象军, 等. TiC 添加量对激光增材制造 MC 碳化物增强 Inconel625 复合材料组织及性能的影响 [J]. *中国激光*, 2018, 45(6): 0602002.
- [30] Wen S F, Hu H, Zhou Y, *et al.* Enhanced hardness and wear property of S136 mould steel with nano-TiB₂ composites fabricated by selective laser melting method [J]. *Applied Surface Science*, 2018, 457: 11-20.