

# 在线稳恒磁场对激光选区熔化成形 GH3536 组织和性能各向异性的影响

程坦<sup>1</sup>, 张振雨<sup>1</sup>, 刘滨冰<sup>1</sup>, 滕庆<sup>1</sup>, 陈辉<sup>1,2</sup>, 李伟<sup>3,4,5\*\*</sup>, 魏青松<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>华中科技大学材料科学与工程学院材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074;

<sup>2</sup>新加坡国立大学机械工程学院, 新加坡 117575, 新加坡;

<sup>3</sup>华中科技大学冶金装备及其控制省部共建教育部重点实验室, 湖北 武汉 430081;

<sup>4</sup>华中科技大学机械传动与制造工程湖北省重点实验室, 湖北 武汉 430081;

<sup>5</sup>华中科技大学精密制造研究院, 湖北 武汉 430081

**摘要** 研究了外加在线稳恒磁场对激光选区熔化(Selective Laser Melting, SLM)成形 GH3536 合金组织及力学性能各向异性的影响。设计了可作用于激光选区熔化成形台面的在线磁场发生装置,可产生最大强度为 0.3 T、竖直向上的稳恒磁场。当无磁场和施加 0.1 T、0.3 T 磁场时,对成形试样进行了微观表征和拉伸试验。结果表明:随着磁场强度的增加,试样致密度由 96.4% 升高至 98.8%,晶粒取向逐渐由强(001)取向转变为(001)、(101)和(111)的均匀取向。在 0.1 T 磁场下,试样沿沉积方向的织构指数由 6.843 下降至 6.363;在 0.3 T 磁场下,织构指数下降至 5.718。在稳恒磁场的作用下,试样沿扫描和沉积方向的抗拉强度及延伸率差异有明显改善。在 0.1 T 磁场下,强度和延伸率差异相对于无磁场时分别减小了 14.1% 和 11.1%;在 0.3 T 磁场下,则减小了 47.5% 和 55.3%。理论分析与计算认为,晶粒取向和性能各向异性的改变主要是由于外加磁场产生了  $10^5$  N/m<sup>3</sup> 量级的热电磁力,进而枝晶生长方向发生改变。

**关键词** 激光技术; 激光选区熔化; 稳恒磁场; 各向异性; GH3536

中图分类号 TG146.1

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202249.0802017

## 1 引言

在激光选区熔化(Selective Laser Melting, SLM)过程中,热量主要沿已凝固基体向下传递,促使自下而上的柱状晶生长。这种方向性的微观组织导致材料在宏观性能上表现出明显的各向异性<sup>[1-3]</sup>,是影响 SLM 技术应用的主要问题之一。Rashid 等<sup>[4]</sup>发现,SLM 成形的 AlSi12 合金零件沿沉积方向的抗拉强度 $[(400 \pm 29) \text{MPa}]$ 明显高于沿扫描方向的抗拉强度 $[(261 \pm 37) \text{MPa}]$ ,其原因是采用不同扫描方式打印时,局部能量密度存在差异,逐层累加后会影响制件的致密度。同样,侯伟等<sup>[5]</sup>指出,SLM 成形 AlSi10Mg 合金沿扫描方向的延伸率 $[(14.03 \pm 0.25) \%$

$[(8.33 \pm 0.52) \%]$ ],这种差异与成形时不同取向上 Al-Si 共晶组织的形态密切相关。此外,Kunze 等<sup>[6]</sup>通过微观表征认为 SLM 成形的 IN738LC 合金组织及性能的各向异性主要受织构的影响,而不同的扫描方式会直接影响成形件的织构。

为了抑制和消除这种各向异性,国内外学者从后处理和 SLM 工艺角度进行了有益的探索。Tomus 等<sup>[7]</sup>对 SLM 成形的哈氏合金(Hastelloy X)实施了 1175 °C、保温 2 h 的退火处理和 1175 °C、150 MPa 压力下 2 h 的热等静压工艺,发现各向异性明显减弱,沉积方向与扫描方向的抗拉强度基本一致。同样,Takaichi 等<sup>[8]</sup>研究了 SLM 成形 Co-Cr-Mo 合金在不同温度下的热处理工艺,发现以 60 °C/min 的升温速率加热至 1150 °C 并保温 6 h,

收稿日期: 2021-09-08; 修回日期: 2021-09-28; 录用日期: 2021-10-22

基金项目: 国家自然科学基金(51775207)、华中科技大学学术前沿青年团队资助项目(2017QYTD06)

通信作者: \*wqs\_xn@163.com; \*\*lwliwei1989@163.com

随后随炉冷却至 300 °C 的工艺,能使柱状晶组织完全转变成等轴晶,同时显著削弱原 SLM 成形件中的织构,进而大幅改善微观组织及力学性能的各向异性。在工艺方面,Geiger 等<sup>[9]</sup>研究了不同激光扫描策略对 SLM 成形 IN718LC 合金杨氏模量各向异性的影响,发现采用 X, Y 方向交替变换 90° 的扫描方式时,拉伸试样沿扫描方向及沉积方向的杨氏模量差异最小,分别为 141 GPa 和 148 GPa,其原因是该扫描方式能有效弱化晶体的织构强度。宗学文等<sup>[10]</sup>通过优化激光能量密度的方法,有效降低了 SLM 成形 316L 不锈钢拉伸性能的各向异性,结果发现,当能量密度为 65~85 J/mm<sup>3</sup> 时,试样沿扫描及沉积方向的拉伸性能最接近。综上所述,已有研究关注 SLM 成形零件的各向异性现象及其产生的原因和抑制方法,但调整工艺无法改变 SLM 熔池传热的方向性,而不同材料的后处理还处于探索中,具有一定局限性。

施加电磁场是一种影响金属凝固的有效手段,例如产生洛伦兹力抑制液态金属流动<sup>[11]</sup>,产生热电磁力引发热电磁流动进而调控晶体/晶粒的排列生长<sup>[12]</sup>,促进柱状晶向等轴晶转变<sup>[13]</sup>,改变溶质/初生相/夹杂物的分布<sup>[14-15]</sup>。Li 等<sup>[16]</sup>研究认为,当稳恒磁场强度较弱时,热电磁流动对胞晶形貌和固/液界面的影响较大;当强度较大时,热电磁力形成扭矩,导致枝晶断裂,形成等轴组织。Hu 等<sup>[17]</sup>在定向凝固 Al-21% Si 和 Al-40% Cu 梯度材料时施加磁场,发现热电磁流动有助于初生相的析出和长大,最终在凝固界面附近形成梯度组织。同样,Dong 等<sup>[18]</sup>在定向凝固 Tb<sub>0.27</sub>Dy<sub>0.73</sub>Fe<sub>1.95</sub> 合金时引入稳恒磁场,发现磁转矩会使晶体旋转并沿〈111〉方向生长,产生的洛伦兹力抑制了熔体流动,实现了定向晶生长。Du 等<sup>[19]</sup>在 SLM 成形 AlSi10Mg 合金中施加稳恒磁场,发现柱状枝晶在热电磁力作用下发生破碎演变为等轴晶,同时磁场抑制了熔池中的 Marangoni 流动,减少了成形件的孔隙。综上所述,磁场对金属凝固过程有显著的影响,已有研究发现磁场能促使 SLM 组织由柱状晶转变为等轴晶,并提高其力学性能。但总体来看,磁场影响 SLM 组织的研究十分有限,其影响机理尚不清楚,特别是磁场对 SLM 各向异性的影响研究鲜有报道。

本文研究的 GH3536 是一种固溶强化型合金,能在 900 °C 高温下长期工作,是航空航天领域发动机燃烧室、尾喷口、扩散器及其他热端部件的主要材

料之一。目前,已有大量 SLM 成形 GH3536 的研究<sup>[20-21]</sup>,且制造的零件已在航空航天领域获得实际应用。本文搭建了稳恒磁场的产生装置,探索了稳恒磁场对 SLM 成形 GH3536 合金微宏观性能的影响,重点关注了磁场对其各向异性的影响规律,定量表征了在磁场作用下各向异性的变化程度。研究结果为磁场下 SLM 凝固特点研究与材料性能调控提供了一定的理论与技术参考。

## 2 试验装备与方法

### 2.1 试验装备

采用自主研发的 SLM150 试验机,配备 IPG 公司 500 W 连续单模光纤激光器、SCANLAB 公司 hurrySCAN 30 扫描振镜、LIONS 公司 f-254 型 F-theta 场镜,成形区域为 150 mm × 150 mm × 150 mm,成形腔室通入高纯度氩气,氧含量(体积分数)控制在 100 × 10<sup>-6</sup> 以下。

设计了专用稳恒磁场发生装置。首先,使用商用软件 COMSOL Multiphysics 对电磁效果进行模拟设计。假设:1) 不考虑熔池流动对磁场的影响;2) 忽略缸体金属壁对空间磁场分布的影响,认为边界是磁绝缘的。由 Maxwell 方程和各向同性材料的本构方程,结合库伦规范以及矢量恒等式<sup>[22]</sup>,推导出稳恒磁场的数值模型为

$$\begin{cases} \nabla \times \mathbf{H} = \mathbf{J} \\ \nabla \times \mathbf{B} = \mathbf{0} \\ \mathbf{B} = \mu_0 \mu_r \mathbf{H} \\ \nabla \times \mathbf{A} = \mathbf{0} \\ \nabla \times (\nabla \times \mathbf{A}) = \nabla (\nabla \times \mathbf{A}) - \nabla^2 \mathbf{A} \end{cases}, \quad (1)$$

式中:  $\mathbf{H}$  为磁场强度 (A/m);  $\mathbf{J}$  为电流密度 (A/m<sup>2</sup>);  $\mathbf{B}$  为磁感应强度 (T);  $\mu_0$  为真空磁导率 (H/m);  $\mu_r$  为相对磁导率;  $\mathbf{A}$  为磁矢势 (wb/m)。

电磁装置选用经典的“E”形结构,可增大试验区域的磁场强度<sup>[23]</sup>。参考工作缸和试验区域大小,电磁装置的外形尺寸设计为 140 mm × 72.5 mm,铁芯尺寸为 50 mm × 60 mm。各部分尺寸按经验公式<sup>[23]</sup>设计:

$$S = L \times D, \quad (2)$$

$$C = F \times S, \quad (3)$$

式中:  $S$  为铁芯截面积 (mm<sup>2</sup>);  $L$  为铁芯周长 (mm);  $D$  为底板厚度 (mm);  $C$  为围板截面积 (mm<sup>2</sup>);  $F$  为系数且大小为 0.8~1.0。结果如表 1 所示。

盖板采用无磁不锈钢板,线圈与铁芯、围板、底

板和盖板之间预留 2~3 mm 的绝缘层间隙,填充云母片或玻璃丝带等,电磁线圈三维结构如图 1(a)所示。将设计好的电磁装置模型导入 COMSOL Multiphysics 软件中进行模拟计算,线圈参数为:铜制导线,电流 0~6 A,匝数 1292,截面积  $1.094 \times 10^{-6} \text{ m}^2$ 。当电流为 6 A 时,成形平面(基板表面)所能达到的最大磁场强度如图 1(b)所示。成形面(50 mm×50 mm)中约有 15 mm 宽的环形高强度磁场区域,平均强度可达 0.3 T 以上,满足试验需求。

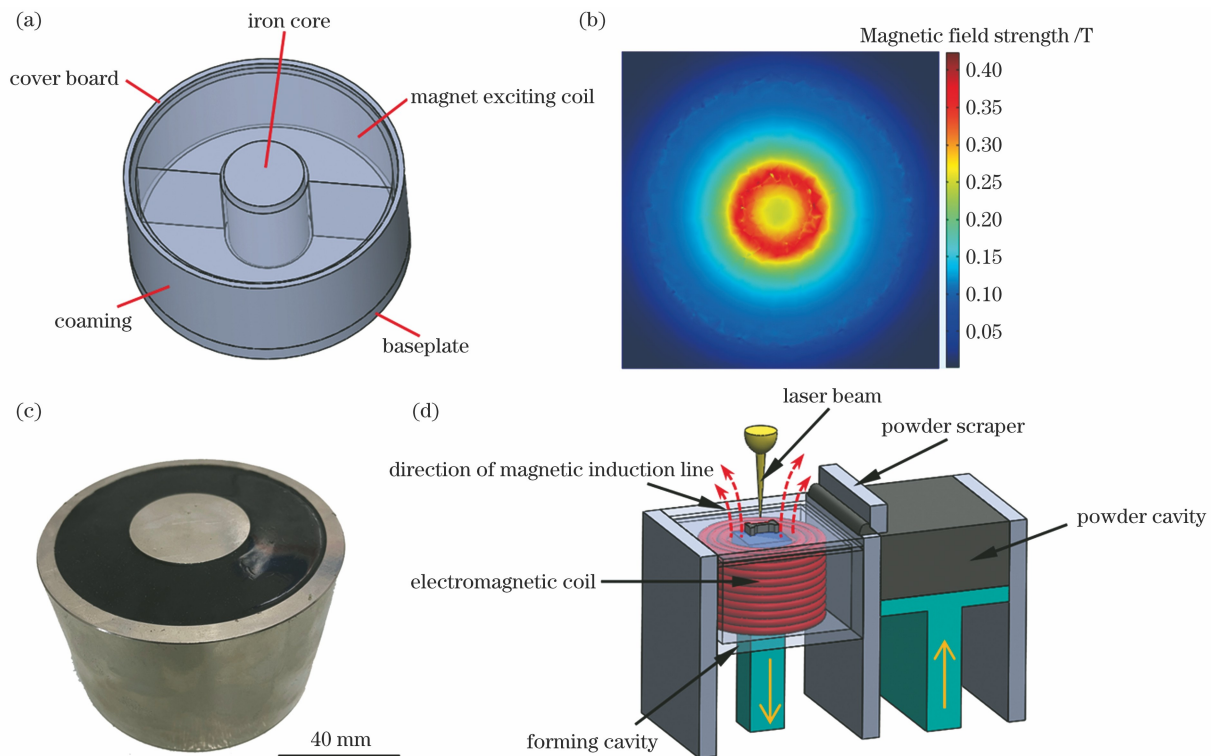


图 1 模拟和设计的稳恒磁场发生装置。(a)电磁装置的三维结构;(b)成形面上的磁场强度分布;(c)电磁装置实物图;(d)稳恒磁场下的 SLM 成形示意图

Fig. 1 Simulated and designed static magnetic field devices. (a) Three-dimensional structure of electromagnetic device; (b) magnetic field intensity distribution on forming surface; (c) figure of electromagnetic device; (d) schematic of SLM forming under static magnetic field

根据上述结构参数设计的电磁装置如图 1(c)所示,将其集成到 SLM 试验机中(图 1(d))。电磁装置安装在成形缸内,产生垂直于基板平面的稳恒磁场,随工作台上下运动。磁场强度可通过调节电流来控制,高斯计测量的实际平均磁场强度与模拟结果基本吻合,可达 0.3 T。

## 2.2 试验材料

采用中国航发北京航空材料研究院定制的气雾化 GH3536 合金粉末,化学成分如表 2 所示,粉末微观形貌及粒径分布如图 2 所示。粉末为球形或近球形,平均粒径为  $36.7 \mu\text{m}$ ,满足 SLM 成形试验的要求。试验前将粉末在  $80 \text{ }^\circ\text{C}$  抽真空环境中干燥 6 h,

表 2 气雾化 GH3536 粉末的化学成分

Table 2 Chemical compositions of gas atomized GH3536 powder

Element	Ni	Cr	Fe	Mo	Co	C	W
Mass fraction /%	Bal.	22.43	16.61	8.65	2.28	0.09	0.70

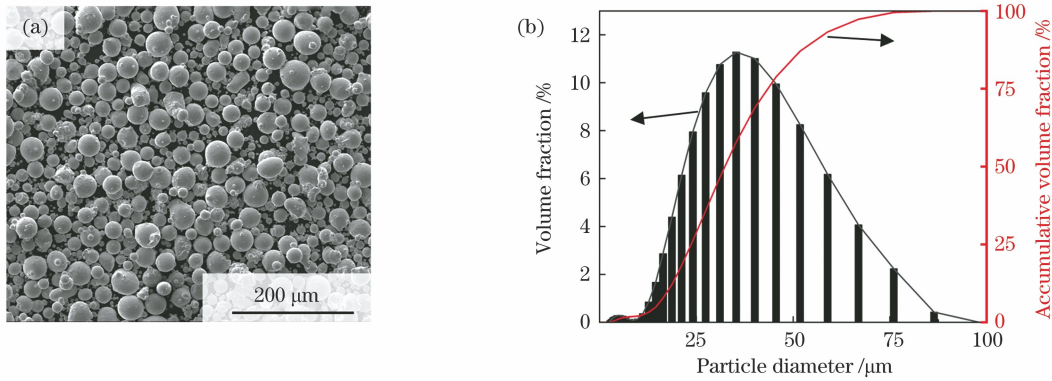


图 2 气雾化 GH3536 合金粉末的特征。(a)粉末形貌图;(b)粉末粒径分布

Fig. 2 Characteristics of gas atomized GH3536 alloy powder. (a) Powder morphology; (b) powder particle size distribution

去除粉末水分,以提高流动性。

### 2.3 试验方法

成形基板材料选用 316L 不锈钢,其化学成分如表 3 所示。采用多参数正交试验成形块体,获得了致密度最高的最优工艺参数,具体如下:激光功率为 250 W,扫描速度为 500 mm/s,扫描间距为 0.1 mm,铺粉层厚度为 0.03 mm,扫描方式为倾斜分区,且相邻层间扫描方向旋转 67°,如图 3(a)所示。在此基础上,调节电流大小,控制在

成形平面上的磁场强度分别为 0, 0.1, 0.3 T,成形出 10 mm×10 mm×8 mm 的方块试样及对应尺寸的拉伸试样,如图 3(b)所示。采用 Leica DM750M 型光学显微镜观察试样的孔隙,利用 Quanta650 FEG 型场发射扫描电镜观察显微组织,利用电子背散射衍射 (Electron Backscattered Diffraction, EBSD) 表征晶粒取向,使用 Zwick/Roell Z010 试验机完成室温拉伸测试,应变速率为  $1.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。

表 3 基板材料的化学成分

Table 3 Chemical compositions of base material

Element	Fe	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	O	S	C
Mass fraction /%	Bal.	17.9200	12.0400	2.4200	0.5200	0.0510	0.0451	0.0100	0.0095

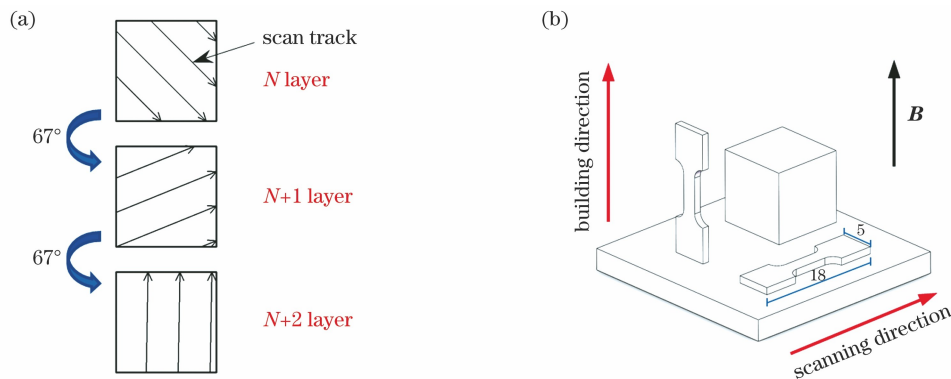


图 3 样品打印示意图。(a)扫描方式;(b)成形方向

Fig. 3 Schematic of sample printing. (a) Scanning mode; (b) forming direction

## 3 试验结果

### 3.1 微观形貌

图 4 为不同磁场强度下 SLM 成形 GH3536 方块试样沿沉积方向的剖面光镜图。没有外加磁场时,试样孔隙较多,致密度为 96.4%。而当施加磁场后,试样孔隙明显减少,致密度得到提升。当磁场

强度为 0.1 T 时,试样致密度达到 98.1%,当磁场强度为 0.3 T 时,试样致密度达到 98.8%。磁场作用使得试样孔隙减少,很可能是由于磁场对熔池内剧烈的 Marangoni 对流有抑制作用。在 SLM 成形过程中,极高的温度梯度 ( $10^6 \sim 10^7 \text{ K/m}$ )<sup>[24]</sup> 造成熔池内液态金属产生剧烈的 Marangoni 对流,容易形成“卷气”现象,造成大量气孔缺陷。由于外加稳恒

磁场,熔池中流动的液态金属会切割磁感线,形成感应电流,进而产生洛伦兹力,阻碍熔池的剧烈对流,最终在一定程度上缓解了这种“卷气”缺陷,使得试

样中的气孔减少。这一现象与 Du 等<sup>[19]</sup>在研究稳恒磁场下 SLM 成形 AlSi10Mg 合金时所观察到的结果一致。

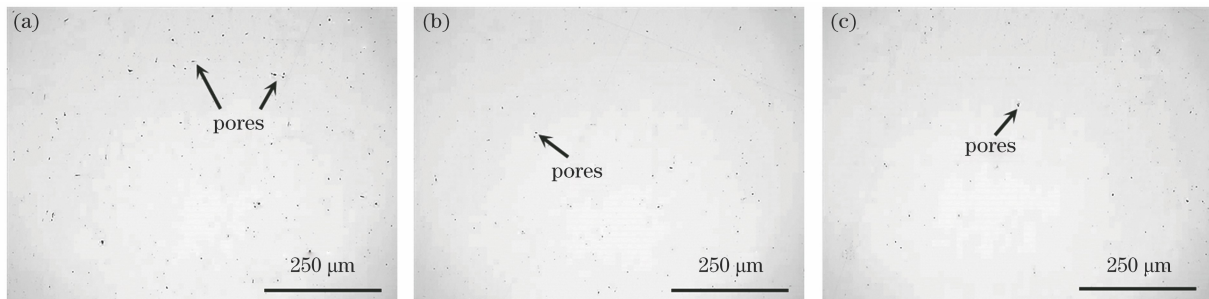


图 4 不同磁场强度下试样孔隙的光镜图。(a) 0;(b) 0.1 T;(c) 0.3 T

Fig. 4 Optical micrographs of sample pores under different magnetic field strengths. (a) 0; (b) 0.1 T; (c) 0.3 T

图 5 为不同磁场强度下 SLM 成形 GH3536 方块试样沿沉积方向的剖面电镜图。首先,不同磁场强度下“鱼鳞状”的熔池边界均清晰可见,熔池的深度和宽度等形貌也未发生明显变化;其次,没有明显的第二相产生,这可能是由于 SLM 非平衡凝固速率快( $10^5 \sim 10^7$  K/s<sup>[24]</sup>),Cr、Fe、Mo 等各种元素来不及扩散,直接

固溶到基体中;再次,细长的柱状亚晶形貌和枝晶间距均未发生明显变化。然而,晶粒的择优取向发生明显转变,在无外加磁场时,晶粒主要朝熔池中心方向择优生长;当施加磁场后,晶粒朝熔池中心生长的择优取向受到电磁力的阻碍,改为倾向于无序生长,并且可以看出,施加的磁场强度越大,这种无序程度越明显。

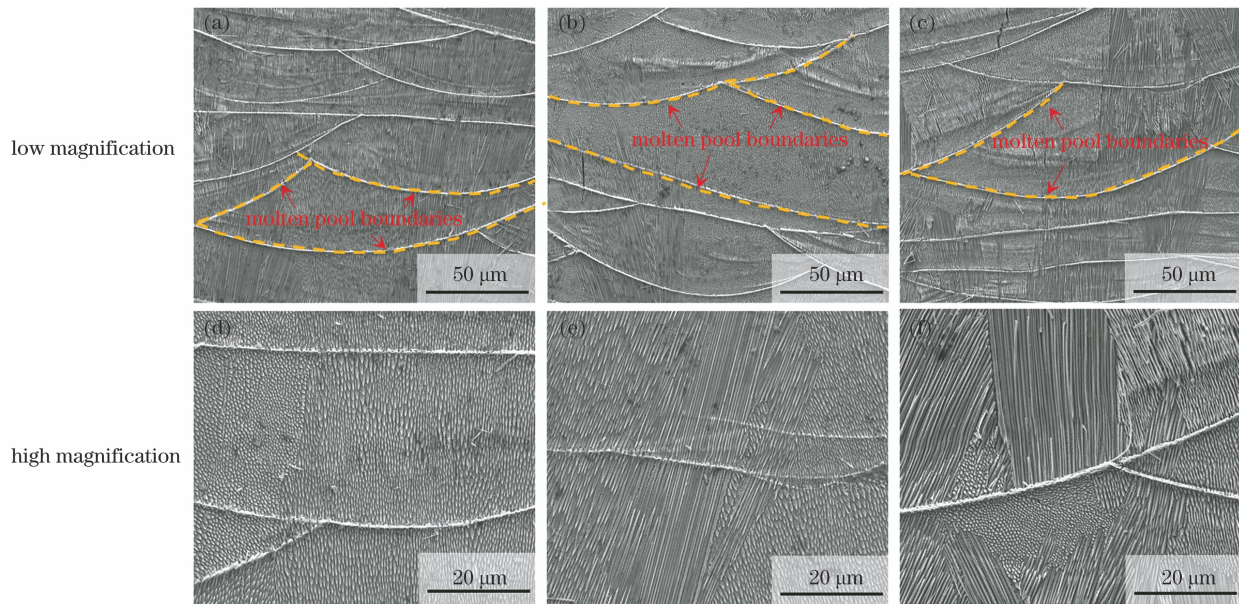


图 5 不同磁场强度下试样组织的电镜图。(a)(d) 0;(b)(e) 0.1 T;(c)(f) 0.3 T

Fig. 5 SEM images of samples under different magnetic field strengths. (a)(d) 0; (b)(e) 0.1 T; (c)(f) 0.3 T

图 6 为不同磁场强度下 SLM 成形 GH3536 方块试样沿沉积方向的 EBSD 取向结果。无磁场时晶粒沿(001)方向的强度相对较强,沿(101)、(111)两方向的强度相对较弱,这与其他研究<sup>[21,25]</sup>一致。在 0.1 T 磁场强度下,晶粒沿(001)方向的强度减弱,而沿(101)、(111)方向的强度增强。当磁场强度增大到 0.3 T 时,(001)方向的强度进一步减弱,晶粒取向逐渐转变为(001)、(101)、(111)方向的混合形

式。织构指数是反映晶体织构程度的重要指标,对于各向同性材料而言,其织构指数为 1,织构指数越大,说明各向异性程度越大。通过极图可以获取用于计算晶体织构的取向分布函数,织构指数的计算结果如图 6(d)~(f)所示。可以看出:无磁场时试样在(001)方向的织构指数为 6.843,而在 0.1 T 和 0.3 T 磁场作用下试样在(001)方向的织构指数减小为 6.363 和 5.718,说明磁场作用使得试样织构程度降低。

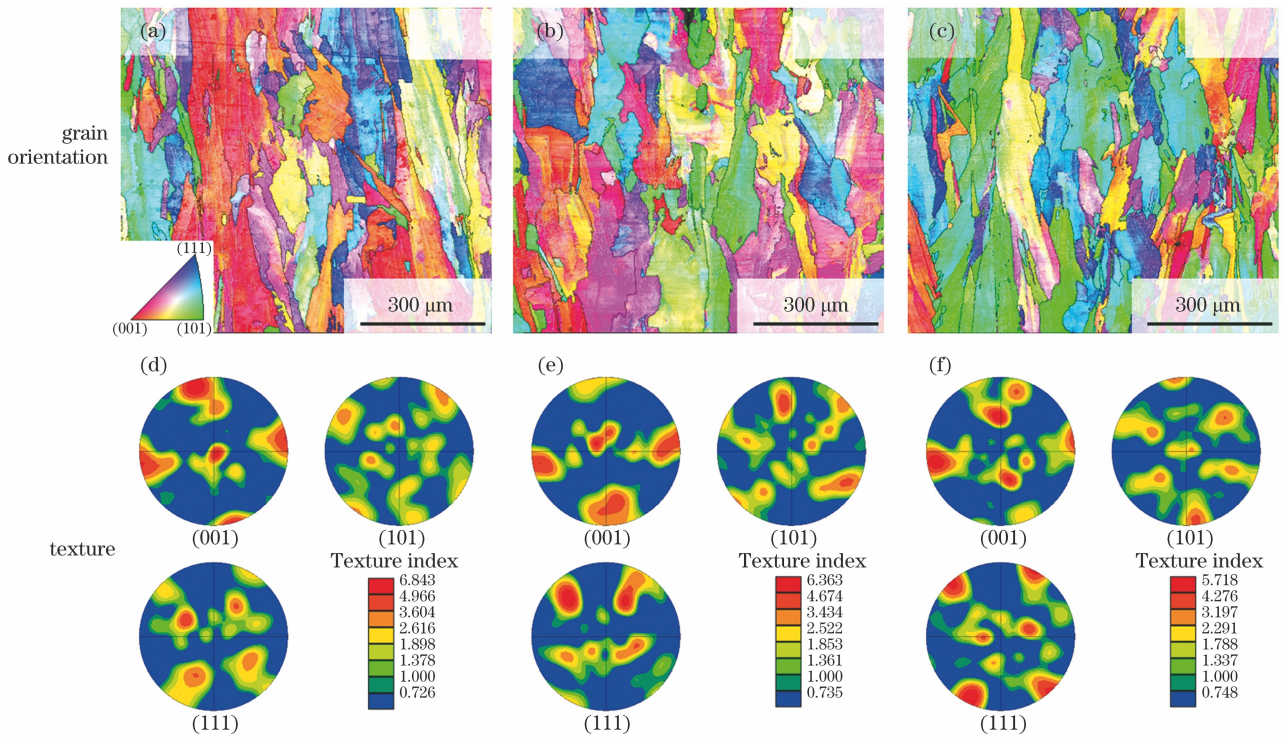


图 6 不同磁场强度下试样沿沉积方向的 EBSD 结果。(a)(d) 0; (b)(e) 0.1 T; (c)(f) 0.3 T  
 Fig. 6 EBSD results of samples along building direction under different magnetic field strengths. (a)(d) 0; (b)(e) 0.1 T; (c)(f) 0.3 T

图 7 为不同磁场强度下 SLM 成形 GH3536 合金方块试样沿扫描方向的 EBSD 取向结果。无磁场时晶粒沿(001)取向的强度并不明显,而在磁场作用

下晶粒取向也无明显变化。无磁场时(001)方向的织构指数为 3.691,较沿沉积方向的织构指数降低了约一半,这也证明了试样沿扫描方向的晶粒无明显

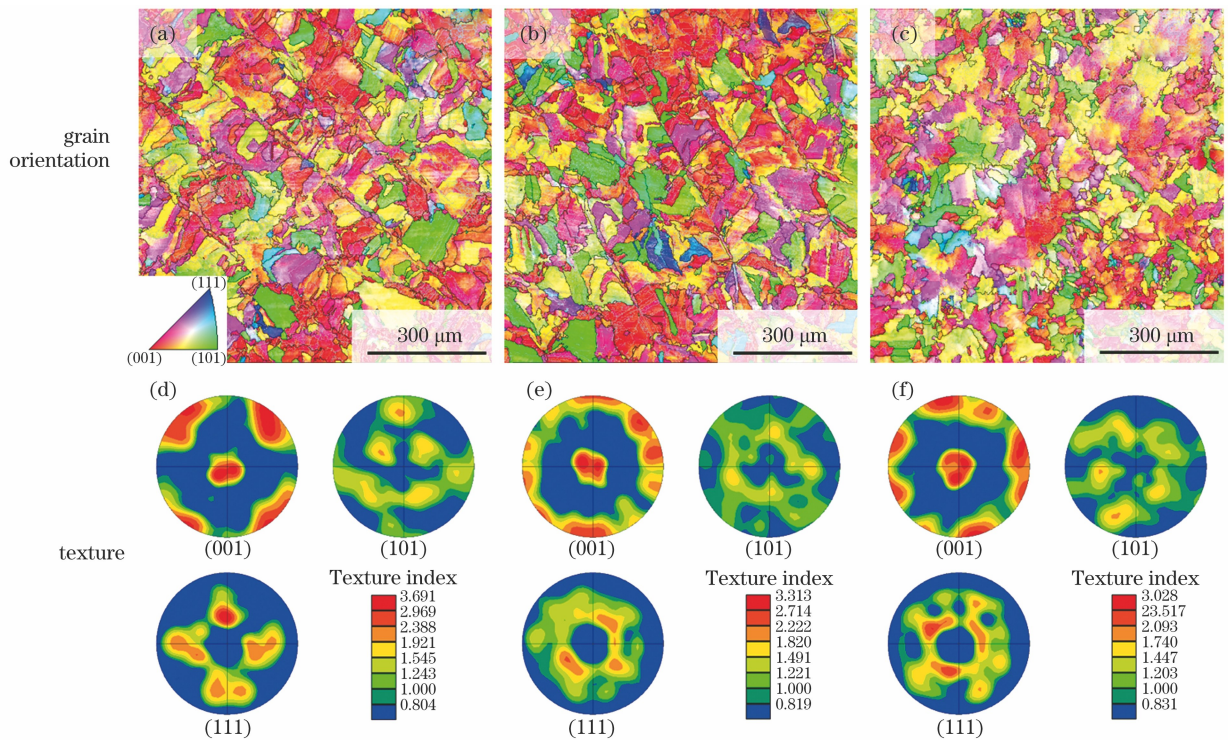


图 7 不同磁场强度下试样沿扫描方向的 EBSD 结果。(a)(d) 0; (b)(e) 0.1 T; (c)(f) 0.3 T  
 Fig. 7 EBSD results of samples along scanning direction under different magnetic field strengths. (a)(d) 0; (b)(e) 0.1 T; (c)(f) 0.3 T

显微组织。同时,在 0.1 T 和 0.3 T 磁场作用下,试样在(001)方向的织构指数分别下降至 3.313 和 3.028。可以看出,相较于沉积方向,磁场对扫描方向晶粒取向的影响较小,这主要是 SLM 逐层制造的特点导致晶粒在沉积方向出现穿过多层熔池的外延生长现象,因而在沉积方向上,磁场对晶粒的作用也具有逐层累加的效果,磁场对沉积方向的晶粒取向的影响强于扫描方向。

### 3.2 力学性能

图 8 为沉积方向和扫描方向的拉伸试验结果。无外加磁场时,试样沿扫描方向和沉积方向的抗拉强度分别为 700 MPa 和 769 MPa,延伸率分别为 20.2% 和 28.2%。力学性能具有一定的各向异性,主要表现在沉积方向具有更高的强度和延伸率,强

度差异达 9.9%,延伸率差异达 39.6%。这种性能差异主要是 SLM“自上而下”的传热特点导致了沿沉积方向生长的柱状晶组织,从而造成沉积方向的拉伸性能优于扫描方向的现象<sup>[26-27]</sup>。当施加磁场后,扫描方向和沉积方向的强度和延伸率均有升高趋势,特别是扫描方向的提高比较明显。0.1 T 和 0.3 T 磁场强度下扫描方向的强度分别提高了 20 MPa 和 70 MPa,延伸率分别提高了 0.8% 和 2.9%。当磁场强度为 0.1 T 时,扫描方向和沉积方向的强度及延伸率差异分别减小了 14.1% 和 11.1%,而当磁场强度为 0.3 T 时,分别减小了 47.5% 和 55.3%。从上面的对比可以看出,在稳恒磁场作用下,SLM 成形 GH3536 的力学性能的各向异性得到明显改善。

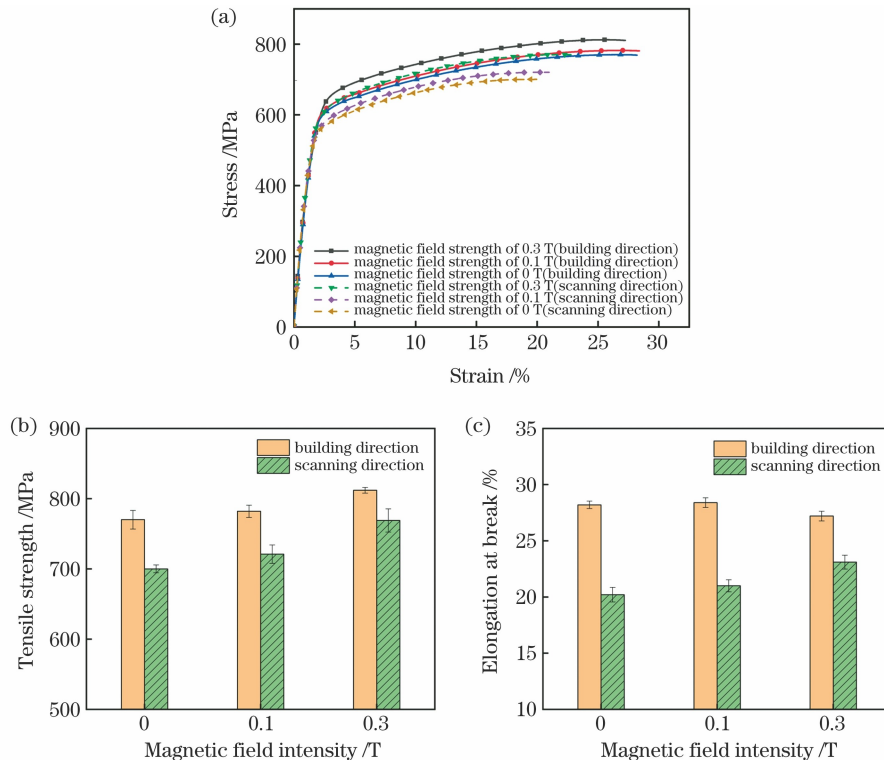


图 8 不同磁场强度下试样的力学性能。(a)扫描方向和沉积方向的应力-应变曲线;扫描方向和沉积方向的(b)抗拉强度和(c)断裂延伸率

Fig. 8 Mechanical properties of samples under different magnetic field strengths. (a) Stress-strain curves along scanning and building directions; (b) tensile strength and (c) elongation at break along scanning and building directions

## 4 分析与讨论

SLM 采用的热源为高斯激光,扫描速度一般为 500~1000 mm/s,金属熔化与凝固时间极短,熔池内的温度梯度大( $10^6 \sim 10^7$  K/m),因而凝固区域的固液界面为非等温界面。根据 Seebeck 效应<sup>[28]</sup>,固液温度梯度  $\Delta T$  会使固液两相产生不同的热电势  $\eta_s$

和  $\eta_L$ ,进而在凝固枝晶的上下两端产生热电势差  $\Delta V$ :

$$\Delta V = (\eta_s - \eta_L) |\Delta T|. \quad (4)$$

由于固液两相与界面之间形成局部的闭合回路,因此在枝晶中形成热电流  $J_{TE}$ 。当外加磁场  $B$  时,就生成作用于枝晶上的热电磁力  $F_{TE}$ ,如图 9 所示。该力的大小<sup>[28]</sup>可表示为

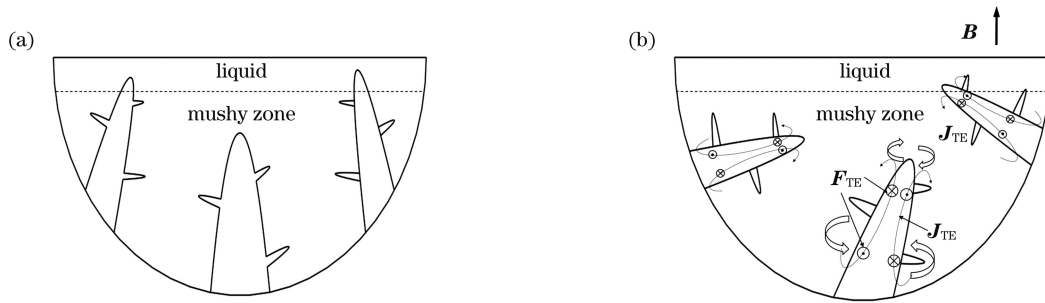


图 9 稳恒磁场下熔池内热电磁力对枝晶的影响示意图。(a)无磁场时的枝晶生长方向;(b)磁场作用下的枝晶生长方向  
Fig. 9 Schematics of influence of thermoelectric force on dendrites in melt pool under static magnetic field.

(a) Dendrite growth direction without magnetic field; (b) dendrite growth direction under magnetic field

$$\mathbf{F}_{TE} = \mathbf{J}_{TE} \times \mathbf{B} = \frac{\sigma_L \sigma_S f_S}{\sigma_L f_L + \sigma_S f_S} (\eta_S - \eta_L) \Delta \mathbf{T} \times \mathbf{B}, \quad (5)$$

式中: $\sigma_S$ 、 $f_S$ 、 $\eta_S$  分别表示固相的电导率、体积分数和热电势; $\sigma_L$ 、 $f_L$ 、 $\eta_L$  分别表示液相的电导率、体积分数和热电势。其中, $\sigma_S = 9.5 \times 10^5 \text{ } \Omega^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ , $\sigma_L = 7.8 \times 10^5 \text{ } \Omega^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ , $\eta_S = -2.5 \times 10^{-5} \text{ V/K}$ , $\eta_L = -4 \times 10^{-5} \text{ V/K}$ , $|\Delta \mathbf{T}| \approx 10^6 \text{ K/m}^{[29]}$ 。可以估算出,当磁场强度为 0.1 T 时,作用于枝晶上的热电磁力可达  $10^5 \text{ N/m}^3$  量级,足以使部分枝晶发生断裂<sup>[30]</sup>,进而使枝晶生长方向发生偏转,晶粒取向发生改变。另外,从(5)式可以看出,热电磁力与磁场强度成正比,因而随着磁场强度的增加,晶粒取向的变化程度也会逐渐增大。这也就是 0.3 T 磁场强度下合金各向异性改变程度更大的原因。可以预计,如果能继续增大成形时的磁场强度,将能进一步提高作用于枝晶上的热电磁力,甚至产生明显的柱状晶等轴化现象。然而,由于受到 SLM 成形空间的限制,本文无法获得强度更大的磁场,因此未能尝试更大磁场强度下的实验研究。

## 5 结 论

设计了 SLM 在线稳恒磁场系统,在成形 GH3536 合金的过程中施加竖直方向的稳恒磁场,利用光学显微镜及电子显微镜观察试样的显微组织,并进行拉伸试验。研究发现,稳恒磁场对 SLM 成形 GH3536 合金的孔隙及力学性能的各向异性均有积极作用。

施加磁场能明显提高成形试样的致密度,同时削弱试样原本在(001)方向的织构,使晶粒从原本的强(001)取向转变为(001)、(101)、(111)的均匀取向。这种作用随着磁场强度的增大而逐渐增强,且对沉积方向的试样织构尤为明显。在 0.1 T 磁场

下,试样沿沉积方向的织构指数由 6.843 下降至 6.363;而在 0.3 T 磁场下,织构指数下降至 5.718。磁场在一定程度上减弱了 GH3536 合金晶粒取向的各向异性,分析认为,这主要是由于凝固区域高的温度梯度所产生的热电磁力。

磁场使得试样沿扫描方向与沉积方向的抗拉强度和延伸率均有升高趋势,特别是扫描方向的提高较明显。在 0.1 T 和 0.3 T 磁场下,沿扫描方向的强度分别提高了 20 MPa 和 70 MPa,延伸率分别提高了 0.8% 和 2.9%。在 0.1 T 磁场下,沿扫描方向和沉积方向的强度及延伸率差异分别减小了 14.1% 和 11.1%,而在 0.3 T 磁场下,分别减小了 47.5% 和 55.3%。稳恒磁场能明显减弱合金力学性能的各向异性,各向异性的改善得益于磁场对合金晶粒取向的影响。

## 参 考 文 献

- [1] Chlebus E, Kuźnicka B, Kurzynowski T, et al. Microstructure and mechanical behaviour of Ti-6Al-7Nb alloy produced by selective laser melting [J]. *Materials Characterization*, 2011, 62(5): 488-495.
- [2] Muñoz-Moreno R, Divya V D, Driver S L, et al. Effect of heat treatment on the microstructure, texture and elastic anisotropy of the nickel-based superalloy CM247LC processed by selective laser melting [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 674: 529-539.
- [3] Teng Q, Li S, Wei Q S, et al. Investigation on the influence of heat treatment on Inconel 718 fabricated by selective laser melting: microstructure and high temperature tensile property [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 61: 35-45.
- [4] Rashid R, Masood S H, Ruan D, et al. Effect of energy per layer on the anisotropy of selective laser melted AlSi12 aluminium alloy [J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 426-439.



- [5] Hou W, Chen J, Chu S L, et al. Anisotropy of microstructure and tensile properties of AlSi10Mg formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(7): 0702003.  
侯伟, 陈静, 储松林, 等. 选区激光熔化成形 AlSi10Mg 组织与拉伸性能的各向异性研究[J]. 中国激光, 2018, 45(7): 0702003.
- [6] Kunze K, Etter T, Grässlin J, et al. Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN738LC alloy processed by selective laser melting (SLM) [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 620: 213-222.
- [7] Tomus D, Tian Y, Rometsch P A, et al. Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behaviour and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 667: 42-53.
- [8] Takaichi A, Kajima Y, Kittikundecha N, et al. Effect of heat treatment on the anisotropic microstructural and mechanical properties of Co-Cr-Mo alloys produced by selective laser melting [J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2020, 102: 103496.
- [9] Geiger F, Kunze K, Etter T. Tailoring the texture of IN738LC processed by selective laser melting (SLM) by specific scanning strategies [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 661: 240-246.
- [10] Zong X W, Gao Q, Zhou H Z, et al. Effects of bulk laser energy density on anisotropy of selective laser sintered 316L stainless steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0502003.  
宗学文, 高倩, 周宏志, 等. 体激光能量密度对选区激光熔化 316L 不锈钢各向异性的影响 [J]. 中国激光, 2019, 46(5): 0502003.
- [11] Ren Z M. Progress in research of solidification of metals under a strong magnetic field [J]. Materials China, 2010, 29(6): 40-49.  
任忠鸣. 强磁场下金属凝固研究进展 [J]. 中国材料进展, 2010, 29(6): 40-49.
- [12] Liu C L, Su H J, Zhang J, et al. Research progress in effect of static magnetic field on microstructure of directionally solidified Ni-based superalloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2019, 47(9): 13-20.  
刘承林, 苏海军, 张军, 等. 静磁场对定向凝固镍基高温合金组织影响的研究进展 [J]. 材料工程, 2019, 47(9): 13-20.
- [13] Hu S D, Hou L, Wang K, et al. Effect of transverse static magnetic field on radial microstructure of hypereutectic aluminum alloy during directional solidification [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 76: 207-214.
- [14] Sun Q J, Li J Z, Liu Y B, et al. Formation, microstructure, and properties of electromagnetic field-assisted SUS316L austenite stainless steel laser narrow-gap joint [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(10): 1002005.  
孙清洁, 李军兆, 刘一搏, 等. 电磁场辅助 SUS316L 不锈钢扫描激光窄间隙焊接接头成形及组织性能 [J]. 中国激光, 2020, 47(10): 1002005.
- [15] Zhu Z W, Ma X Q, Mi G Y, et al. Effects of longitudinal magnetic field on microstructures and fatigue cracks propagation in 316L stainless steel joints prepared via narrow-gap multi layer laser-MIG welding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502007.  
朱政武, 马修泉, 米高阳, 等. 纵向磁场对 316L 不锈钢窄间隙激光-MIG 多层焊接接头微观组织与疲劳裂纹扩展的影响 [J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0502007.
- [16] Li X, Fautrelle Y, Ren Z M, et al. Effect of a high magnetic field on the morphological instability and irregularity of the interface of a binary alloy during directional solidification [J]. Acta Materialia, 2009, 57(5): 1689-1701.
- [17] Hu S D, Hou L, Wang K, et al. Formation mechanism of gradient structure of aluminum matrix composite under static magnetic field during directional solidification [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 4459-4468.
- [18] Dong S L, Liu T, Dong M, et al. Enhanced magnetostriction of Tb-Dy-Fe via simultaneous <111>-crystallographic orientation and-morphological alignment induced by directional solidification in high magnetic fields [J]. Applied Physics Letters, 2020, 116(5): 053903.
- [19] Du D F, Haley J C, Dong A P, et al. Influence of static magnetic field on microstructure and mechanical behavior of selective laser melted AlSi10Mg alloy [J]. Materials & Design, 2019, 181: 107923.
- [20] Ji X, Chu R K, Chen Z R, et al. Forming process and microstructure and properties of selective laser melted GH3536 superalloy [J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(11): 205-210.  
计霞, 楚瑞坤, 陈志茹, 等. 激光选区熔化 GH3536 高温合金的成形工艺及组织性能 [J]. 金属热处理, 2020, 45(11): 205-210.
- [21] Sun S S, Teng Q, Cheng T, et al. Influence of heat treatment on microstructure evolution of GH3536 superalloy fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(21): 208-218.

- 孙闪闪, 滕庆, 程坦, 等. 热处理对激光选区熔化 GH3536 合金组织演变规律的影响研究[J]. 机械工程学报, 2020, 56(21): 208-218.
- [22] Guo D J, Zhu Z S, Zhang Z L, et al. Design and characteristics analysis of electromagnet based on Maxwell[J]. Machine Tool & Hydraulics, 2018, 46(22): 55-58.
- 郭东军, 朱志松, 张子立, 等. 基于 Maxwell 的电磁铁设计与特性分析[J]. 机床与液压, 2018, 46(22): 55-58.
- [23] Niu C P, Chen D G, Zhang J S, et al. Simulation and design of shading coil for AC contactor electromagnet [J]. Acta Simulata Systematica Sinica, 2005, 17(7): 1751-1753, 1763.
- 纽春萍, 陈德桂, 张敬菽, 等. 交流接触器 E 型电磁铁分磁环的仿真设计[J]. 系统仿真学报, 2005, 17(7): 1751-1753, 1763.
- [24] DebRoy T, Mukherjee T, Wei H L, et al. Metallurgy, mechanistic models and machine learning in metal printing [J]. Nature Reviews Materials, 2021, 6(1): 48-68.
- [25] Sun S S, Teng Q, Xie Y, et al. Two-step heat treatment for laser powder bed fusion of a nickel-based superalloy with simultaneously enhanced tensile strength and ductility [J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102168.
- [26] Amato K N, Gaytan S M, Murr L E, et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting [J]. Acta Materialia, 2012, 60(5): 2229-2239.
- [27] Thijs L, Sistiaga M L M, Wauthle R, et al. Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum [J]. Acta Materialia, 2013, 61(12): 4657-4668.
- [28] Lehmann P, Moreau R, Camel D, et al. Modification of interdendritic convection in directional solidification by a uniform magnetic field [J]. Acta Materialia, 1998, 46(11): 4067-4079.
- [29] Schrade M, Fjeld H, Norby T, et al. Versatile apparatus for thermoelectric characterization of oxides at high temperatures [J]. Review of Scientific Instruments, 2014, 85(10): 103906.
- [30] Li X, Gagnoud A, Ren Z M, et al. Investigation of thermoelectric magnetic convection and its effect on solidification structure during directional solidification under a low axial magnetic field [J]. Acta Materialia, 2009, 57(7): 2180-2197.

## Effects of Online Static Magnetic Field on Anisotropy of Microstructure and Mechanical Properties of GH3536 Fabricated by Selective Laser Melting

Cheng Tan<sup>1</sup>, Zhang Zhenyu<sup>1</sup>, Liu Yanbing<sup>1</sup>, Teng Qing<sup>1</sup>, Chen Hui<sup>1,2</sup>, Li Wei<sup>3,4,5\*</sup>, Wei Qingsong<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup> State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430074, China;

<sup>2</sup> Department of Mechanical Engineering, National University of Singapore, Singapore 117575, Singapore;

<sup>3</sup> Key Laboratory of Metallurgical Equipment and Control Technology of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430081, China;

<sup>4</sup> Hubei Key Laboratory of Mechanical Transmission and Manufacturing Engineering, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430081, China;

<sup>5</sup> Precision Manufacturing Institute, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430081, China

### Abstract

**Objective** The heat transfer is downward along the solidified substrate during the selective laser melting (SLM) process and results in the bottom-up growth of columnar crystals. The oriented columnar structure causes the anisotropy in the mechanical properties of materials and hinders the application of SLM. For this reason, many researchers have studied the causes and suppression methods of the anisotropy of SLM parts, mainly from the perspectives of heat treatment and SLM process. However, both heat treatment and SLM adjustment have certain limitations. Heat treatment requires new exploration for different materials, however the adjustment of the SLM

process cannot change the nature of the directional heat transfer in the melt pool. The application of electromagnetic fields is an effective way to influence the metal solidification process. Recent studies have found that magnetic fields can induce the microstructures of SLM parts to change from columnar to equiaxed crystals, thus improving their mechanical properties. However, in general, the studies on the influence of magnetic fields on the microstructures of SLM parts are very limited, and the mechanism of a magnetic field influences the SLM process is still unclear. In particular, there are not studies involving the influence of magnetic fields on the anisotropy of SLM parts. In this paper, a device for generating a static magnetic field is built. Using GH3536, a typical aerospace material, as a representative material, we investigate the influence of a static magnetic field on the microscopic and macroscopic properties of the SLM-formed GH3536 parts, especially the influence of magnetic fields on the anisotropy of the parts. This study provides a theoretical and technical reference on the potential of using a superimposed magnetic field during the SLM process and the associated benefits to improve the performance of SLM parts.

**Methods** In this paper, a static magnetic field generator that can be integrated into the self-developed equipment in our research group to generate a static magnetic field is designed. The direction of the magnetic field is upright, and the intensity can be adjusted arbitrarily from 0 to 0.3 T. The gas atomized GH3536 powder with a particle size distribution of 15–53  $\mu\text{m}$  is employed for the experiments. After the parameter optimization of laser energy, the cubic specimens and the tensile samples are formed under magnetic field strengths of 0, 0.1, and 0.3 T. An optical microscope and a scanning electron microscope equipped with a detector are employed to examine the microstructures of the cubic specimens. A material testing machine is used for the mechanical property tests with a strain rate of  $1.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

**Results and Discussions** With the increase of magnetic field strength, the relative density of the specimen increases from 96.4% to 98.8% (Fig. 5), and the grain orientation gradually changes from strong (001) orientation to (001), (101), and (111) uniform orientations. The texture index of the specimen along the deposition direction decreases from 6.843 to 6.363 at 0.1 T, while at 0.3 T, the texture index further decreases to 5.718 (Figs. 6 and 7). At 0.1 T and 0.3 T, the differences in tensile strength along the scanning and deposition directions decrease by 14.1% and 47.5%, respectively, while the differences in elongation decrease by 11.1% and 55.3%, respectively (Fig. 8). Theoretical analysis and calculations suggest that the magnetic field suppresses the intense Marangoni convection in the melt pool to a certain extent, thus alleviating the air entrapment defects and improving the relative densities of the specimens. At the same time, the magnetic field generates a thermoelectric force of  $10^5 \text{ N/m}^3$ , which acts on the dendrites and changes the direction of grain growth, thus weakening the anisotropy of grain orientation and mechanical properties.

**Conclusions** In this work, an online static magnetic field system for the SLM process is designed. An optical microscope and a scanning electron microscope are employed to examine the microstructures of the specimens, and a material testing machine is used for the mechanical property tests. Our findings show that applying a magnetic field can significantly improve the relative density of the formed sample. As the magnetic field strength increases from 0 to 0.3 T, the grain orientation changes from the strong (001) orientation to (001), (101), and (111) uniform orientations, while the texture index decreases from 6.843 to 5.718. Thus, to a certain extent, the anisotropy of grain orientation of GH3536 alloy is weakened. The results suggest that the change in grain orientation is mainly due to the generation of thermoelectric forces acting on the dendrites. Besides, the applied magnetic field makes the tensile strength and elongation of the sample along the scanning and deposition directions tend to increase, especially along the scanning direction. The tensile strength along the scanning direction under the 0.1 T and 0.3 T magnetic fields increases by 20 MPa and 70 MPa, respectively, and the elongation increases by 0.8% and 2.9%, respectively. At 0.1 T and 0.3 T, the differences in tensile strength along the scanning and deposition directions decrease by 14.1% and 47.5%, respectively, while the differences in elongation decrease by 11.1% and 55.3%, respectively. The static magnetic field can significantly weaken the anisotropy of the mechanical properties of SLM parts since the static magnetic field changes the grain orientation during the SLM process.

**Key words** laser technique; selective laser melting; static magnetic field; anisotropy; GH3536