

# 磁场辅助激光熔覆 Inconel 718 合金的热力学成形机制与组织性能研究

马莉冰 陈文涛 桑文雅

(河南科技职业大学机电工程学院, 周口 453003)

**文 摘** 本文旨在研究不同强度稳恒磁场对激光熔覆 Inconel 718 高温合金的影响。通过在4种不同强度(0、100、300、500 mT)的稳恒磁场下进行激光熔覆实验,采用数值仿真与典型实验相结合的手段对熔覆层的表面形貌、匙孔模式温度场变化、组织与力学性能进行了研究。结果表明:当 $B=300$  mT时,材料的熔化和蒸发潜热屏障受到明显抑制,匙孔固-液界面之间的形貌最为均匀,且得到的熔覆层表面形貌最佳,平均表面粗糙度 $Ra$ 约为 $4.1\ \mu\text{m}$ ;显微组织主要由等轴晶组成,平均晶粒尺寸约为 $5.1\ \mu\text{m}$ ;虽然硬度变化程度不大,但是可以使得熔覆层的平均抗拉强度提高到 $1.122\ \text{GPa}$ ,平均延伸率达到 $29.9\%$ 。研究表明,适当强度的稳恒磁场可以显著改善 Inconel 718 激光熔覆层的综合性能,为磁控激光熔覆技术在相关工业领域的应用提供了理论依据与实验数据支持。

**关键词** 激光熔覆,表面质量,数值模拟,磁场辅助,力学性能

中图分类号: TG17

DOI: 10.12044/j.issn.1007-2330.2024.05.010

## Thermodynamic Forming Mechanism and Microstructure Properties of Inconel 718 Alloy by Magnetic Field Assisted Laser Cladding

MA Libing CHEN Wentao SANG Wenya

(College of Mechanical and Electrical Engineering, Henan Vocational University of Science and Technology, Zhoukou 453003)

**Abstract** This study aimed to investigate the effects of steady magnetic fields with different intensities on laser cladding of Inconel 718 superalloy. Laser cladding experiments were conducted under four different magnetic field strengths (0, 100, 300, 500 mT), and numerical simulation combined with typical experiments was used to study the surface morphology, keyhole mode temperature field changes, microstructure, and mechanical properties of the cladding layer. The results show that when  $B=300$  mT, the melting and evaporation latent heat barrier of the material is significantly suppressed, the morphology between the keyhole solid-liquid interface is most uniform, and the surface morphology of the cladding layer is optimal, with an average surface roughness  $Ra$  of about  $4.1\ \mu\text{m}$ . The microstructure is mainly composed of equiaxed grains with an average grain size of about  $5.1\ \mu\text{m}$ . Although the change in hardness is not significant, the average tensile strength of the cladding layer can be increased to  $1.122\ \text{GPa}$ , with an average elongation of  $29.9\%$ . The study demonstrates that a steady magnetic field of appropriate strength can significantly improve the comprehensive performance of the Inconel 718 laser cladding layer, providing theoretical basis and experimental data support for the application of magnetic-controlled laser cladding technology in related industrial fields.

**Key words** Laser cladding, Surface quality, Numerical simulation, Magnetic field assistance, Mechanical property

### 0 引言

激光熔覆利用高能密度激光在基材上沉积薄层材料,在提高零部件的质量、结构多样性等方面具有不可替代的作用,广泛应用于航空航天和汽车行业

中高价值部件的修理和翻新<sup>[1-2]</sup>。然而,由于熔池飞溅、高温梯度或热膨胀等问题,会在材料熔化凝固过程中产生裂纹、气孔以及高残余拉应力等缺陷,导致成形件的使用寿命大打折扣<sup>[3-4]</sup>。虽然通过材料设

收稿日期:2022-03-21

第一作者简介:马莉冰,1989年出生,硕士,讲师,主要从事机械设计制造及激光制造等工作。E-mail:libing\_ma@163.com

计或工艺控制可消除或减少熔覆层中的缺陷,但在实际生产中,熔覆材料和基体材料在早期就已确定,调换工艺参数会对成形件的性能指标产生消极影响<sup>[5-6]</sup>。

受磁场辅助技术在铸造中的应用启发,众多学者将其用来改善熔覆后的表面形貌及组织性能。QIAN等<sup>[7]</sup>发现在0.2 T稳恒磁场下制备的镍基合金熔覆层综合力学性能最佳。KANG等<sup>[8]</sup>将交变磁场用于制备不同Nb含量的钴基熔覆层,发现Nb质量分数为5%的钴基熔覆层具有最大的负膨胀特性。CHEN等<sup>[9]</sup>发现外加磁场可以限制激光熔池的对流速度,可获得更加均匀、细小的显微组织。王杰锋等<sup>[10]</sup>将稳恒磁场加入激光熔覆Inconel 718中,发现在磁场条件下形成的熔覆层Fe元素分布呈顶部含量低,底部含量高的趋势。罗建等<sup>[11]</sup>发现在稳恒磁场辅助下,激光熔覆钴基合金熔覆层Fe元素的质量分数最高可达67.9%。HUANG等<sup>[12]</sup>采用电磁场辅助在Cr12MoV基体上熔覆了Fe901涂层,发现制备的涂层比传统涂层的磨损质量降低78.2%。由此可见现有针对磁辅助激光熔覆实验的研究涵盖了熔池流动、合金元素扩散及缺陷控制等方面内容。然而针对高温合金Inconel 718的激光熔覆实验忽略了磁场环境对熔池温度及深度的扰动效应,固有磁感电流的产生机制及相关数学模型有待进一步明确,同时

对熔覆层表面完整性探索较少。

本文在4种强度的磁场环境下进行激光熔覆Inconel 718,获取并分析熔覆层的表面形貌、微观组织形态、相组成以及显微硬度、抗拉强度等指标,同时开展磁控熔覆过程匙孔熔池传热仿真及耦合机制的研究,以期探索磁场对高温合金熔覆层综合质量的影响,拟为进一步实现高质量激光熔覆结构件的成形提供有效参考。

## 1 实验

原料为Inconel 718高温合金粉末(3D Systems Inc., USA),成分为Ni 55.2%,Cr 18.3%,Nb 4.2%,Mo 2.6%,Si 0.3%,C≤1.0%,Fe余量,平均粒径40 μm。采用商用激光熔覆设备(ProX DMP 320, 3D Systems Inc., USA)在锻造Inconel 718合金(成分与粉末相同)基板上以预制铺粉方式熔覆Inconel 718,同时将聚焦直径为80 μm的光纤激光器安装在充满超纯氩气(>99.99%)的密封腔内。选用NdFeB合金永磁体(尺寸:80 mm×40 mm×15 mm)作为稳恒磁场源,将其按图1(a)所示的方式放在基板下方,采用Hengtong-HT201特斯拉计测量介质中磁感应强度B的大小,并在4种磁场强度下0 mT,100 mT,300 mT,500 mT进行熔覆。激光参数为:功率250 W,扫描速度30 mm/s,搭接率35%,按图1(b)的扫描方式进行熔覆成形。

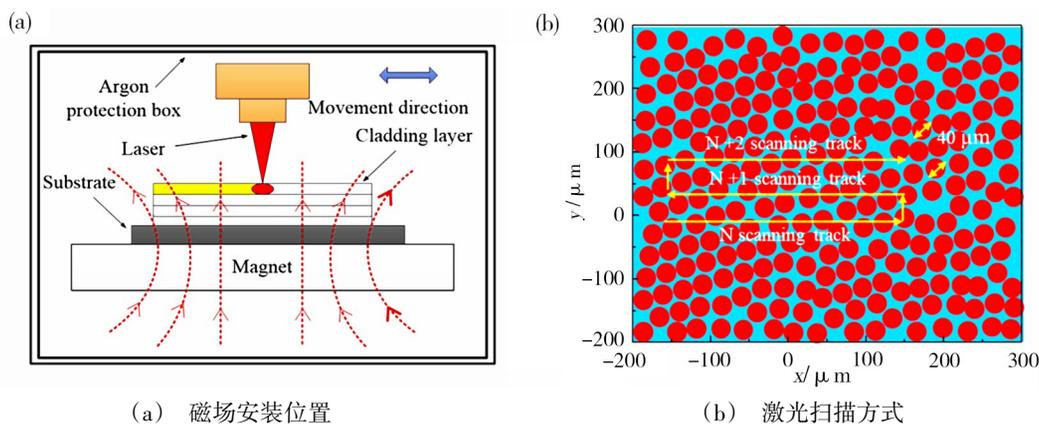


图1 激光熔覆示意图

Fig. 1 Schematic diagram of laser cladding

三维形貌和表面粗糙度采用三维激光扫描共聚焦显微镜(Japan Keyence, VK-X100)测量;用LV-UEPI-N金相显微镜(Optical Microscope, OM)观察显微组织;用MHV2000型显微硬度计,设置载荷120 gf,加载时间5 s,每个平行位置测量5次,取平均值进行硬度测试;用D/Max-3300PC型X射线衍射仪分析物相组成,扫描角度30°~100°,扫描速度2°/s;用位移控制Insekt 200 Table型电子万能试验机,对比试件的抗拉强度(加载速率1 mm/min);用蔡司S-

4800场发射扫描电镜(Zeiss-SEM)对拉伸断口形貌进行表征。

引入COMSOL Multiphysics 2020对熔覆过程的匙孔模式进行温度场模拟,物理模型的三维尺寸设置为5 mm×2 mm×1 mm,由12万个六面体单元组成的结构网格进行计算。为提高求解效率,做如下假设:假设熔池中的熔体是不可压缩的均匀牛顿流体;除热导率、表面张力、黏度和比热容外,热物理常数被认为与温度无关;忽略熔覆过程的热电现象与热

电磁现象<sup>[13]</sup>。磁控激光熔覆熔池动力学涉及的能量守恒方程、连续性方程、Navie-Stokes (N-S)方程以及磁扩散方程如下<sup>[13-14]</sup>。

能量守恒方程:

$$\rho \left( \frac{\partial h}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \nabla h \right) = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q_1 \quad (1)$$

式中,  $\mathbf{v}$  是速度矢量,  $h$  是焓,  $k$  是热导率,  $Q_1$  是焦耳热。

连续性方程:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0 \quad (2)$$

式中,  $\rho$  为流体密度,  $t$  为时间,  $\mathbf{u}$  为流体速度场矢量。

N-S方程:

$$\frac{\partial}{\partial t} (\rho \mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = -\nabla p + \nabla \tau + S_m \quad (3)$$

式中,  $p$  为流体静压力,  $S_m$  为动量源项,  $\tau$  为应力张量。

磁扩散方程:

$$\frac{\partial \mathbf{b}}{\partial t} - [(\mathbf{B}_0 + \mathbf{b})] \cdot \nabla \mathbf{u} = \frac{1}{\mu_e \sigma_e} \nabla^2 \mathbf{b} - (\mathbf{u} \cdot \nabla)(\mathbf{B}_0 + \mathbf{b}) \quad (4)$$

式中,  $\mathbf{B}_0$  为磁感应强度,  $\mu_e$  为介质的绝对磁导率,  $\sigma_e$  为材料电导率,  $\mathbf{b}$  为诱导磁感应强度。此外, 在保护气氛和固相之间的界面上定义了能量通量, 其中包括激光束吸收能量的加热、保护气氛对流、热辐射和材料蒸发及冷却。根据HAHN等人对匙孔模式阈值的归一化焓研究, 并结合激光功率、扫描速度和激光束半径的影响, 由归一化焓确定了匙孔模式熔化的阈值:  $\frac{\Delta H}{h_s} = \frac{\pi T_b}{T_m}$ , 其中  $h_s$  为熔化时的焓,  $T_m$  为熔化温度,  $T_b$  为材料沸点<sup>[15]</sup>。本文采用的合金粉末热物性参数如表1所示<sup>[14,16]</sup>。

表1 Inconel 718的热物理材料性能

Tab. 1 Thermal physical material properties of Inconel 718

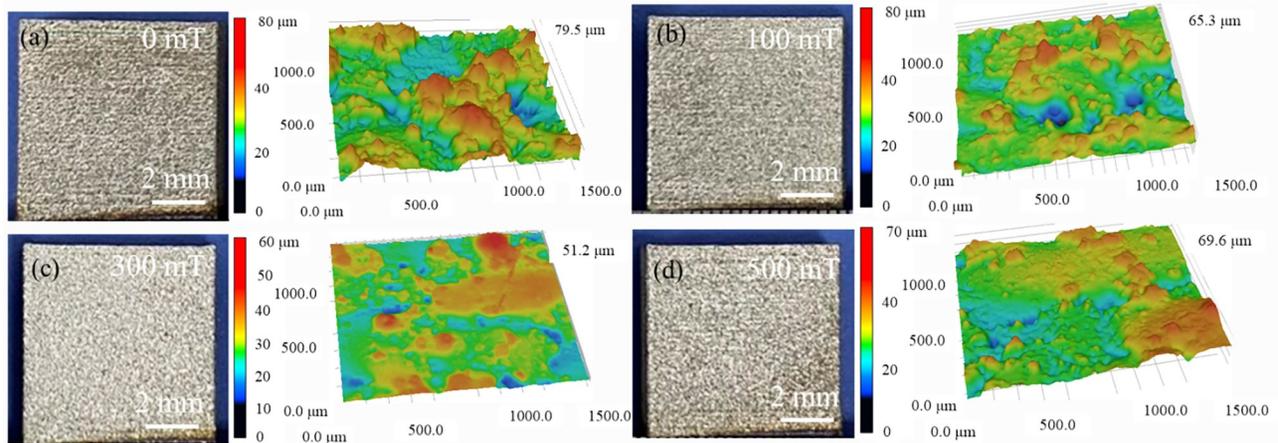
$\mu/10^{-3}(\text{kg} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{s}^{-1})$	$\gamma_0/(\text{N} \cdot \text{m}^{-1})$	$d\gamma/dT/10^{-4}(\text{N} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	$T_0/\text{K}$	$\beta/10^{-5}\text{K}^{-1}$	$\rho_f/10^3(\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	$\varepsilon_r$	$\sigma_{SH}/10^{-8}(\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4})$	$T_b/\text{K}$
3.503	1.051	-1.8	298.15	2	7.31	0.25	5.67	3 003.15

## 2 结果及讨论

图2为熔覆层的宏观形貌与三维共聚焦形貌, 4种熔覆层宏观表面均出现较为明显的粉末黏结、波纹及驼峰状缺陷, 连续性与均匀性较低, 其主要原因为激光熔覆较高的温度梯度加之液态镍低黏度的特性使得熔池产生剧烈的Marangoni对流, 熔池高速流动的液态金属削弱了匙孔及熔池的稳定性, 造成熔池飞溅与粉末黏结<sup>[3, 13]</sup>。但仔细观察三维形貌, 图2(a)中无磁场的  $Ra$  最高, 平均达到  $6.7 \mu\text{m}$ 。在  $100 \text{ mT}$  的磁场下[图2(b)], 粉末黏结与驼峰依然存在, 但均匀性略有提升, 平均  $Ra$  降低, 达到  $5.5 \mu\text{m}$ 。随着磁场强度达到  $300 \text{ mT}$ [图2(c)], 表面出现间断的斑点状纹路, 驼峰和波纹问题改善明

显, 平均  $Ra$  降到  $4.1 \mu\text{m}$ 。但当  $B=500 \text{ mT}$  时[图2(d)], 表面又出现了连续的驼峰状纹路, 平均  $Ra$  反而提高到  $5.3 \mu\text{m}$ 。根据磁控熔池的Hartmann效应<sup>[9, 14]</sup>, 熔化的流体在磁场条件下, 熔池近表面液相对流强度下降, 可以减缓熔池边缘附近的热毛细流动, 熔池中的表面波纹或凸起以及熔池边界附近的波动被抑制, 从而改善了成形表面。但当磁场强度超过某一阈值时, 熔池中由热电流产生的热电磁力对凝固前沿的液态金属搅拌作用增强, 导致固-液共存区宽度增加, 使最终表面形貌变差<sup>[12]</sup>。

图3为同一时刻下不同磁场条件的匙孔模式温度场变化, 可以看出熔池随着熔覆过程的进行逐渐增加



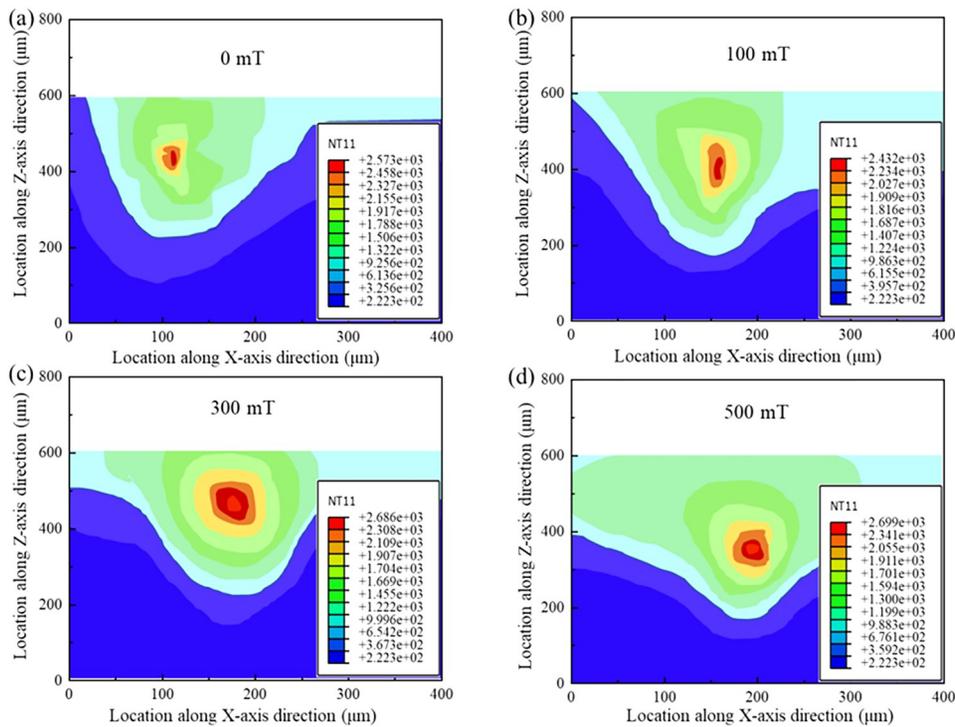
注:(a) 0 mT; (b) 100 mT; (c) 300 mT; (d) 500 mT。

图2 不同磁场条件下的宏观形貌与表面三维形貌对比

Fig. 2 Comparison of macro morphology and three-dimensional morphology under magnetic fields

并达到一个可比的固定深度,然后波动前进。4种磁场强度下的熔池剖面均近似为锥形,这与高斯分布的热源有关,最高温度分布在熔池的中心。当 $B=0$  mT时(图3a),在激光束辐照区域的匙孔熔池固-液界面边缘位置波动较大,此时最高温度约为 $2\,573\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,熔池深度约为 $380\text{ }\mu\text{m}$ 。随着磁场强度增大到 $100$  mT,在匙孔熔池的纵向段产生了一个较为稳定的无坍塌锁孔,液态金属在匙孔壁与固-液界面之间的波动减弱,液相温度值呈降低趋势,最高温度约为 $2\,432\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,但此时熔池深度增加到 $420\text{ }\mu\text{m}$ ,如图3(b)所示。当 $B=300$  mT时[图3(c)]熔池的速度分布受磁场的影响更为显著,材料的熔化和蒸发潜热屏障受到抑制,使匙孔固-液界面之间的形貌更加均匀,表明 $B=300$  mT的磁场强度可以获得

稳定且理想的匙孔,此时的最高温度为 $2\,686\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,熔池深度约为 $375\text{ }\mu\text{m}$ 。当磁场强度增加到 $500$  mT[图3(d)],受高温梯度形成的热毛细力驱使的液态金属自高温小孔壁面流出的速度变得更加迟缓,液相的对流强度比 $B=300$  mT时变弱,凝固后相邻熔池的搭接受到抑制,使匙孔壁与固-液界面之间的波动增大,这与图2中的结果基本一致,也证实了磁场强度并不是越大越好,磁场强度越大反而对表面粗糙度产生负面影响。由此可见,在稳恒磁场的影响下激光熔池对流中所得的热-毛细对流模式对粉末颗粒的熔化铺展有着重要的作用,而适当的磁场对熔池液相对流的主要驱动力——热毛细剪切力存在一定的削弱作用,可以为粉末颗粒在熔池中的迁移和重排提供动力<sup>[13]</sup>。



注:(a) 0 mT; (b) 100 mT; (c) 300 mT; (d) 500 mT。

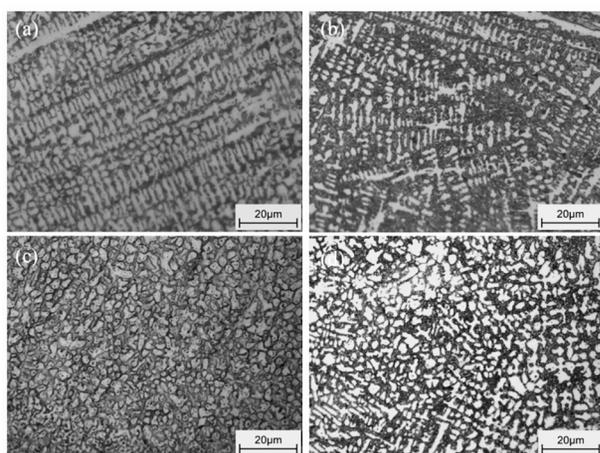
图3 同一时刻下不同磁场条件的匙孔模式温度场

Fig. 3 Temperature field of keyhole mode under different magnetic field conditions

图4为显微组织对比,图4(a)中熔覆层组织主要由柱状晶构成,平均晶粒尺寸为 $6.9\text{ }\mu\text{m}$ 。添加 $100$  mT的磁场后[图4(b)],显微组织由柱状晶变为枝晶,平均晶粒尺寸变为 $6.3\text{ }\mu\text{m}$ ,这意味着显微结晶过程中受到磁场环境的影响,熔池不同高度的最大温度梯度方向出现差异,使凝固结晶后期显微组织的结晶方式发生转化<sup>[6]</sup>。磁场强度达到 $300$  mT后[图4(c)],显微组织主要由等轴晶组成,平均晶粒尺寸约为 $5.1\text{ }\mu\text{m}$ ,推测此时磁场通过抑制熔池对流,减小了固-液界面前沿的液相流动速率,使熔覆层出现晶粒细化<sup>[15]</sup>。当 $B=500$  mT时[图4(d)],显微组织主要由

枝晶和等轴晶组成,虽然稳恒磁场可以抑制Marangoni对流,但诱导产生更大的洛伦兹力对熔池的流动也会产生不利影响,胞状晶受热流和晶体取向控制,而在枝晶生长过程中,晶体取向决定生长方向,树枝晶的生长方向是一个特定的方向,而磁场产生的向内对流模式阻止了熔池的扩展,使枝晶和等轴晶的混合模式出现<sup>[17]</sup>。

图5为XRD衍射图谱和显微硬度测试结果。从图5(a)结果发现4种熔覆层图谱及峰值高度基本类似,4种试件均包含(111)、(200)、(220)、(311)和(222)晶面指数的 $\gamma$ 奥氏体。从图5(b)可以看出0、

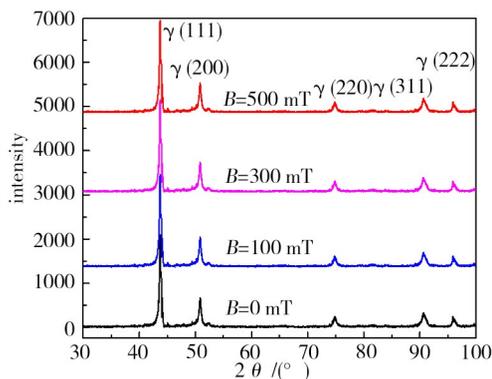


注: (a) 0 mT; (b) 100 mT; (c) 300 mT; (d) 500 mT。

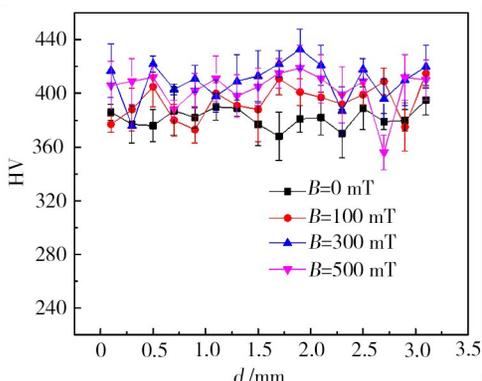
图4 不同磁场条件下的显微组织对比

Fig. 4 Comparison of microstructure under different magnetic field conditions

100、300和500 mT的平均显微硬度HV分别为 $383 \pm 8$ 、 $401 \pm 7$ 、 $417 \pm 6$ 和 $409 \pm 7$ 。推测硬度的变化与熔覆层的晶粒细化、组织均匀性有关,晶粒尺寸的变化增加了晶界对位错的屏障,使试件局部抗变形的能力增强,在一定程度上提高了显微硬度<sup>[9]</sup>。但总体而言,稳恒磁场对激光熔覆 Inconel 718 显微硬度的提高比较有限,相同测量位置的显微硬度差值低于8.8%。



(a) XRD物相分析

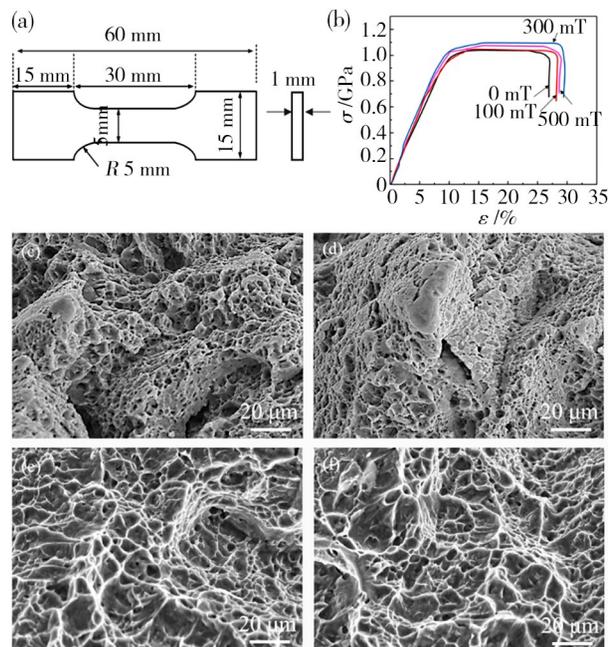


(b) 显微硬度测试结果

图5 XRD物相分析和显微硬度测试结果

Fig. 5 XRD phase analysis and microhardness test results

图6为抗拉强度试验结果。从图6(b)中可以看出在无磁场条件下,Inconel 718的平均抗拉强度为1.012 GPa,平均延伸率为25.8%。



注: (a) 试件尺寸; (b) 应力-应变曲线; (c) 0 mT; (d) 100 mT; (e) 300 mT; (f) 500 mT。

图6 拉伸实验结果

Fig. 6 Tensile test results

当100 mT的磁场作用于熔覆层时,熔覆层良好的粉末熔透以及柱状晶结晶取向的优化使得平均抗拉强度有一定程度的提升,平均抗拉强度达到1.056 GPa,平均延伸率为27.8%。当磁场强度达到300 mT时,由于粉末熔化的均匀化提高,显微组织细化明显,使得此时的平均抗拉强度达到1.122 GPa,平均延伸率为29.9%。而在500 mT的磁场强度下,由于熔覆层组织再次改变,其抗拉强度反而下降,平均抗拉强度达到1.072 GPa,平均延伸率为28.1%。进一步从图6(c)~(f)对比4种样品的断口可以看出, $B=0$  mT与 $B=100$  mT的微断裂表面局部出现了河流状图案和解理台阶,同时伴随有撕裂棱的出现,表明拉伸试验经历了与脆性断裂相关的不稳定转变。而 $B=300$  mT与 $B=500$  mT的断裂面呈现出微小韧窝状形貌,没有很大的起伏形态,可以推断为韧性断裂。由于垂直于拉伸方向或与拉伸方向成一定角度的柱状晶间晶体之间更容易出现微裂纹<sup>[16]</sup>,因此可以进一步证实图4中的结果,即:磁场在熔覆层中抑制了更多平行于拉伸方向的柱状晶体的出现。而具有均匀的等轴晶熔覆层,在拉伸应力足够高时, $\gamma$ 晶粒不容易从共晶组织中分离出来,这些枝晶的竞争性生长倾向于增大晶界,使得当前研究中的延展性具有高度选择性。此外,由于磁场热电磁效应细化了较

薄的晶体和枝晶间距,因此在给定体积内的整个晶界长度被提高,有助于提高塑性<sup>[12]</sup>。

### 3 结论

在4种不同强度的稳恒磁场环境下进行了激光熔覆 Inconel 718 实验,4种磁场强度下的熔覆层图谱及峰值高度基本类似,均包含(111)、(200)、(220)、(311)和(222)晶面指数的 $\gamma$ 奥氏体,显微硬度最高达到(417±6)。但磁场强度并不是越大越好,当磁场强度为300 mT时表面驼峰和波纹状问题改善最为明显,材料的熔化和蒸发潜热屏障受到抑制,使匙孔固-液界面之间的形貌更加均匀,且得到的熔覆层表面形貌最佳,此时的最高温度为2 686 °C,熔池深度约为375  $\mu\text{m}$ ,显微组织主要由等轴晶组成,平均晶粒尺寸约为5.1  $\mu\text{m}$ ,平均抗拉强度达到1.122 GPa,平均延伸率为29.9%,通过断口分析可以判定为韧性断裂。

#### 参考文献

[1] 姚喆赫,姚建华,向巧. 激光再制造技术与应用发展研究[J]. 中国工程科学, 2020, 22(3): 63-70.

YAO Z Z, YAO J H, XIANG Q. Research on laser remanufacturing technology and application development [J]. China Engineering Science, 2020, 22(3): 63-70.

[2] CHEN L, ZHAO Y, SONG B, et al. Modeling and simulation of 3D geometry prediction and dynamic solidification behavior of Fe-based coatings by laser cladding[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 139: 107009.

[3] HU Y, WANG L, YAO J, et al. Effects of electromagnetic compound field on the escape behavior of pores in molten pool during laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 383: 125198.

[4] ZHANG T, LI P, ZHOU J, et al. Microstructure evolution of laser cladding Inconel 718 assisted hybrid ultrasonic-electromagnetic field[J]. Materials Letters, 2021, 289: 129401.

[5] 邓德伟,常占东,马云波,等. 工艺参数对316L激光熔覆层组织性能及残余应力的影响[J]. 应用激光, 2021, 41(1): 83-88.

DENG D W, CHANG Z D, MA Y B, et al. Effect of process parameters on microstructure, properties and residual stress of 316L laser cladding layer [J]. Journal of Applied Laser, 2021, 41(1): 83-88.

[6] LIANG W X, YANG Y, QI K, et al. Quality evaluation of multi-path laser cladding coatings based on integrated fuzzy comprehensive evaluation and improved analytical hierarchy process method [J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 427: 127816.

[7] WANG Q, ZHAI L L, ZHANG L, et al. Effect of steady

magnetic field on microstructure and properties of laser cladding Ni-based alloy coating [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 17: 2145-2157.

[8] QI K, YANG Y. Microstructure, wear, and corrosion resistance of Nb-modified magnetic field-assisted Co-based laser cladding layers [J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 434: 128195.

[9] CHEN Z X, ZHOU H M, LI M F, et al. Effect of magnetic field waveform on microstructure and properties of laser cladding [J]. Materials Letters, 2021, 11: 100084.

[10] 王杰锋,葛鸿浩,徐瀚宗,等. 感应洛伦兹力对激光熔覆 Inconel 718 涂层中 Fe 元素分布的影响 [J]. 稀有金属材料与工程. 2021, 50(08): 2799-2806.

WANG J F, GE H H, XU H Z, et al. Effect of induced lorentz force on Fe distribution in laser cladding Inconel 718 coating [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(08): 2799-2806.

[11] 罗建,谢颂伟,毛家智,等. 稳态磁场对激光熔覆钴基合金宏观偏析及元素扩散的影响 [J]. 表面技术, 2022, 51(12), 320-328.

LUO J, XIE S W, MAO J Z, et al. Effect of steady magnetic field on macrosegregation and element diffusion of laser cladding cobalt alloy [J]. Surface Technology, 2022, 51(12), 320-328.

[12] HUANG L, ZHOU J, XU J, et al. Microstructure and wear resistance of electromagnetic field assisted multi-layer laser clad Fe901 coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 395(1-8): 125876.

[13] CHEN J, WEI Y, ZHAN X, et al. Melt flow and thermal transfer during magnetically supported laser beam welding of thick aluminum alloy plates [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 254: 325-337.

[14] CHEN J, WEI Y, ZHAN X, et al. Influence of magnetic field orientation on molten pool dynamics during magnet-assisted laser butt welding of thick aluminum alloy plates [J]. Optics & Laser Technology, 2018, 104: 148-158.

[15] LIN R, WANG H P, LU F, et al. Numerical study of keyhole dynamics and keyhole-induced porosity formation in remote laser welding of Al alloys [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, 108: 244-256.

[16] ZHANG D, ZHANG P, LIU Z, et al. Thermofluid field of molten pool and its effects during selective laser melting (SLM) of Inconel 718 alloy [J]. Additive Manufacturing, 2018, 21: 567-578.

[17] LI J S, RAO ELISON R N, SAPANATHAN T, et al. Interface evolution during magnetic pulse welding under extremely high strain rate collision: mechanisms, thermomechanical kinetics and consequences [J]. Acta Materialia, 2020, 195: 404-415.