

# 电磁搅拌辅助 Ni45 合金的激光增材制造

于群, 王存山

大连理工大学三束材料改性教育部重点实验室, 辽宁 大连 116024

**摘要** 采用有限元和有限体积法, 对交变磁场作用下激光增材制造 Ni45 合金过程进行了磁-热-流耦合数值分析。结合试验, 探讨了外加磁场对凝固组织的演化规律和性能的影响。结果表明, 外加磁场增强了由表面张力梯度和浮力耦合产生的强制性环流; 随着磁场强度的增大, 激光熔池的对流传热逐渐增强, 这使得激光熔池的温度梯度逐渐减小, 凝固速率逐渐增大; 受此影响, 合金成形体的凝固组织逐渐细化, 硬度和摩擦磨损性能提高。

**关键词** 激光技术; 激光增材制造; 电磁搅拌; 数值模拟; 组织; 性能

**中图分类号** TG146.15

**文献标识码** A

**doi:** 10.3788/CJL201845.0402003

## Laser Additive Manufacturing of Ni45 Alloys Assisted by Electromagnetic Stirring

Yu Qun, Wang Cunshan

Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams, Ministry of Education,  
Dalian University of Technology, Dalian, Liaoning 116024, China

**Abstract** The magnetic-thermal-flow field coupling in the process of laser additive manufacturing of Ni45 alloys under alternative magnetic fields is numerically investigated by using the finite element and finite volume methods. The influence of the external magnetic field on the evolution trend and properties of solidification structures is investigated based on experiments. The results show that the introduction of external magnetic field enhances the compulsory convection resulted from the coupling between the surface tension gradient and the buoyant force. The convection heat transfer in the molten pool gradually enhances with the increase of magnetic field intensity, which makes the temperature gradient of the molten pool gradually decrease and the solidification rate gradually increase. As a result, the solidification structure of the alloy forming part is gradually refined, and the friction and wear performances are enhanced.

**Key words** laser technique; laser additive manufacturing; electromagnetic stirring; numerical simulation; microstructures; properties

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390; 350.3850

## 1 引言

金属零件的激光增材制造技术利用原型快速制造的基本原理, 以金属粉末或丝材为原材料, 通过高能激光束对金属原材料逐层熔化堆积, 直接制造出具有非平衡凝固组织特征的高性能复杂结构零件。这项技术秉承了激光熔覆技术和快速原型技术的优点, 具有高柔性、短周期、低成本, 及成形与组织性能控制一体化等诸多优点, 为难以加工的复杂结构零件的制备提供了一条新途径<sup>[1-2]</sup>。

激光增材制造的非平衡凝固特征赋予材料组织和结构一些新的特征<sup>[3-4]</sup>, 如凝固组织的高度细化、固溶极限的扩大、新的亚稳相和高密度微观缺陷的形成等, 但同时也极易导致微观组织的不均匀性、气孔和裂纹等冶金缺陷, 直接影响成形零件的质量和性能<sup>[5-10]</sup>。而有些缺陷无法通过调整工艺参数和后续处理来修复, 必须辅以一些特殊的技术手段<sup>[11]</sup>。

电磁搅拌技术借助感应电流与磁场形成的电磁力, 对金属熔体的流动、传热、传质以及结晶形核和结晶生长等过程施加影响, 不仅可以加速冶金反应,

**收稿日期:** 2017-09-22; **收到修改稿日期:** 2017-11-21

**作者简介:** 于群(1987—), 男, 博士研究生, 主要从事激光增材制造方面的研究。E-mail: yuqun3372@mail.dlut.edu.cn

**导师简介:** 王存山(1963—), 男, 博士, 副教授, 博士生导师, 主要从事激光增材制造方面的研究。

E-mail: laser@dlut.edu.cn(通信联系人)

促进金属熔体成分和温度的均匀化,使一次结晶组织细化,而且有利于排出金属熔体中的气体和夹杂物,降低结晶裂纹的敏感性。目前,电磁搅拌技术已在铸造、焊接等领域得到了广泛应用<sup>[12-16]</sup>。

为了充分利用电磁搅拌技术在材料冶金过程中的独特优势,学者们已对电磁搅拌技术在激光熔覆过程的应用进行了初步尝试。许华等<sup>[17-18]</sup>在电磁搅拌辅助的激光熔覆硬质合金的研究中发现,电磁力所附加的动量对流可以打断由初生枝晶交错连接而成的固态结晶网,使继续结晶时的熔体能够得到及时补充,从而有效地抑制了熔覆层内裂纹的形成。同时,熔池内传热、传质和对流过程的增强,极大地提高了熔池的过冷度和形核率,使熔覆层的组织得到明显细化,分布也越趋均匀。刘洪喜等<sup>[19]</sup>通过对比分析发现,在旋转磁场的辅助作用下进行激光熔覆铁基复合涂层试验,可有效减小熔池的温度梯度和液态金属的粘度,使液态金属能及时填充结晶过程中因金属原子有序排列而体积收缩所造成的空隙,降低了形成疏松或缩孔的可能性。同时,由旋转磁场引发的电磁力加剧了熔池中的对流作用,促进了熔池中气体的排出,使熔覆层的气孔得到有效控制,且使硬质相分布的均匀性及其与基体的结合状态也得到明显改善<sup>[20]</sup>。齐鹏等<sup>[21]</sup>研究发现,电磁搅拌作用有效地提高了 TA15 激光熔覆层的强度、塑性和抗疲劳性能。激光增材制造是在激光熔覆技术和快速原型技术基础上发展起来的一种先进制造技术。因此,电磁搅拌技术同样适合于激光增材制造过程。余小斌等<sup>[22]</sup>对电磁搅拌辅助的激光立体成形 GH4169 合金进行了研究,结果表明,在一定的范围内,随着磁场强度的增大,沉积态组织中枝晶间共晶 Laves 相的数量减小,其形貌由不规则蠕虫状变为颗粒状,且枝晶间合金元素的微观偏析程度减弱。上述研究成果为深刻理解电磁搅拌辅助的激光熔覆和增材制造过程奠定了重要基础,同时也反映出其问题与局限性,具体表现为:1)研究主要侧重于工艺层面,对电磁搅拌作用下激光熔池内的传热、传质、对流、熔体与晶体相互作用等现象及内在机制缺乏深层次的理论分析,而这些也是理解电磁搅拌辅助的激光增材制造物理冶金过程的理论基础;2)研究所用的电磁搅拌设备置于工作台上,交变磁场所产生的磁力线方向与激光熔覆的扫描方向垂直,此类型的电磁搅拌装置只可施加简单扫描路径的电磁场,且受电磁搅拌装置内腔体积的限制,激光熔覆的面积受到很大制约,难以满足工程化的实际需要。

因此,有效调控电磁场的施加方式,以满足激光增材制造复杂扫描路径的需要,并克服内腔体积对沉积面积的制约,具有重要的工程应用价值。

基于此,本课题组设计了悬挂式电磁搅拌装置,其可与激光头实时联动,且交变磁场所产生的磁力线方向与激光熔池的法线方向平行,以激光熔池中心线为轴呈对称分布,可实现复杂扫描路径电磁场的均等施加,克服了以往内腔体积对激光熔覆面积的限制。

本文以 Ni45 自熔性合金为研究对象,采用有限元法(FEM)与有限体积法(FVM)结合的方法,对外加交变磁场作用下熔池内的流场和温度场进行了磁-热-流耦合数值分析,系统分析了外加交变磁场对激光增材制造的金属熔体对流和传热的影响规律,并利用上述悬挂式电磁搅拌装置进行了电磁搅拌辅助的激光增材制造的相关试验研究,结合数值模拟和试验结果,探讨了外加交变磁场作用下凝固组织的演化和性能变化规律。

## 2 数值模拟

### 2.1 模拟方法与基本假设

电磁搅拌辅助的激光增材制造是一个复杂的磁-热-流多物理场强耦合的过程,任何单一的数值分析方法都难以对其进行耦合求解<sup>[23-24]</sup>。为此,结合 FEM 和 FVM,对电磁搅拌辅助的激光增材制造过程中磁-热-流进行了间接耦合数值模拟。首先通过有限元分析软件 ANSYS,计算了不同强度交变磁场作用下熔池内电磁力的分布。然后通过编写用户自定义函数 UDF 文件并作为数据接口,以各单元的平均电磁力密度为动量源项,将动量源项加载到流体模型中,利用 FLUENT 软件,进行磁-热-流耦合的数值分析,以揭示交变磁场对金属熔体对流和传热的影响规律。为了简化计算,采用以下基本假设:1)激光熔池内流体为不可压缩的牛顿流体,熔池内流动为层流;2)熔池的自由表面简化为平面;3)使用 Boussinesq 模型处理熔池中的浮力项;4)用时均值代替时变电磁力;5)忽略液体运动对电磁场的影响。

### 2.2 网格划分与数值模型

图 1 所示为磁-热-流耦合数值模拟的几何模型和网格划分示意图。几何模型由空气、通电线圈、试样组成,将电磁搅拌装置简化为环形通电线圈,在线圈中通以 60 Hz 的工频交变电流,产生垂直于试样表面的交变磁场,通过改变电流强度控制线圈中心的磁场强度。装置连接在激光头上并可随激光束运动,线圈中心始终与激光束的轴线重合,其底端距沉积区的

距离为 5 mm,如图 1(a)所示。试样尺寸为 20 mm×15 mm×10 mm,由表及里依次为沉积区、热影响区和基体。建立的直角坐标原点位于激光扫描初始点, $x$ 、 $y$ 、 $z$  轴方向分别与试样的长、宽、高方向平行,其中  $x$  轴正方向为激光扫描方向。使用六面体映射网格对沉积区和热影响区进行网格划分, $x$ 、 $y$  方向的网格

长度为 0.1 mm, $z$  方向的网格平均长度为 0.05 mm。为了精确描述与表面张力相关的 Marangoni 效应,将沉积区表面的网格进行局部细化,如图 1(b)所示。基体改用较粗的四面体自由网格,以提高计算速度。采用六面体 8 节点 solid97 单元为求解单元,以此分析由交变磁场引起的涡流效应。

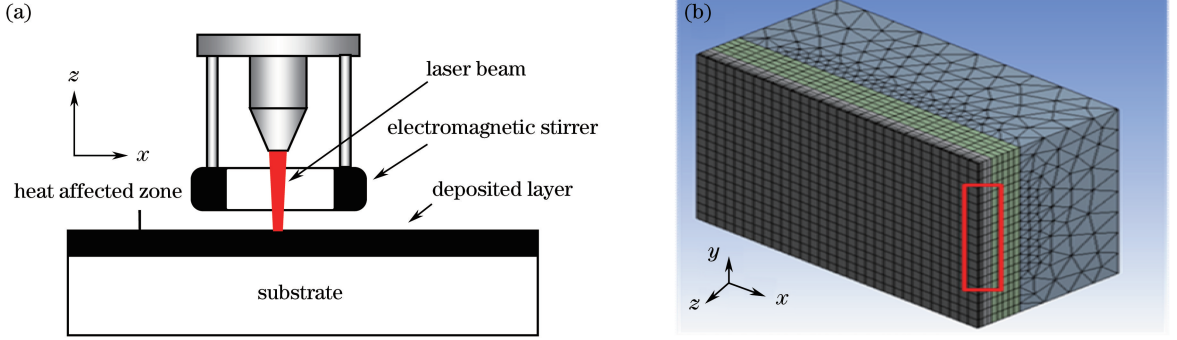


图 1 数值模拟的 (a)几何模型和 (b)网格划分

Fig. 1 (a) Geometric model and (b) mesh generation in numerical simulation

在交变磁场作用下,激光熔池内电磁场和电磁力分布可以通过求解一定边界条件和初始条件下的麦克斯韦方程组得到。在求解域中,麦克斯韦方程组的表达式<sup>[25-26]</sup>为

$$\nabla \cdot \mathbf{E} = \frac{\rho}{\epsilon_0}, \quad (1)$$

$$\nabla \cdot \mathbf{B} = 0, \quad (2)$$

$$\nabla \times \mathbf{E} = -\frac{\partial \mathbf{B}}{\partial t}, \quad (3)$$

$$\nabla \times \mathbf{B} = \mu_0 \left( \mathbf{J} + \epsilon_0 \frac{\partial \mathbf{E}}{\partial t} \right), \quad (4)$$

式中  $\nabla$  为 Nabla 算子,  $\mathbf{J}$  为电流密度,  $\mathbf{E}$  为电场强度,  $\mathbf{B}$  为磁感应强度,  $t$  为时间,  $\rho$  为电荷密度,  $\mu_0$  为真空磁导率,  $\epsilon_0$  为电导率。

熔池在交变磁场作用下产生的涡电流密度  $\mathbf{J}$  可表达为

$$\mathbf{J} = \sigma(\mathbf{E} + \mathbf{v} \times \mathbf{B}), \quad (5)$$

式中  $\sigma$  为导电率,  $\mathbf{v}$  为各个方向上的速度。在交变涡电流与交变磁场共同作用下,熔池中产生可以驱动流体运动的电磁力,将电磁力设定为时均值,其表达式为

$$\mathbf{F} = \frac{1}{2} \text{Re}(\mathbf{J} \times \mathbf{B}^*), \quad (6)$$

式中  $\mathbf{F}$  为时均电磁力,  $\text{Re}$  表示取实部运算,  $\mathbf{B}^*$  为  $\mathbf{B}$  的共轭。

描述熔池流场的质量、动量和能量守恒方程的通用表达形式为

$$\frac{\partial \rho \phi}{\partial t} + \frac{\partial \rho u \phi}{\partial x_j} = \frac{\partial}{\partial x_j} \left( \Gamma_\phi \frac{\partial \phi}{\partial x_j} \right) + S_\phi, \quad (7)$$

式中  $\phi$  为通用变量,  $\Gamma_\phi$  为广义扩散系数,  $S_\phi$  为广义源项,  $u$  为速度分量,  $x_j$  为流体质点的空间坐标分量。对于与熔池内部流场有关的动量守恒方程,其动量源项中包含了重力、电磁力等体积力。因此,可将电磁场分析后得出的各单元的平均电磁力密度作为动量源项,输入动量方程中进行磁-热-流耦合分析。

流场计算采用 SIMPLE 算法。对于离散格式的选择,对流项选择二阶迎风格式,压力项选择 PRESTO 格式。

### 2.3 边界条件与试验材料

在进行电磁场的有限元分析时,设定电磁搅拌器的相对磁导率为 1,电磁搅拌器和试样的电阻率分别为  $1.724 \times 10^{-8} \Omega \cdot \text{m}$  和  $9.091 \times 10^{-7} \Omega \cdot \text{m}$ 。

激光源为波长  $10.6 \mu\text{m}$  的横流连续  $\text{CO}_2$  激光,其能量呈圆形多模分布。激光束的能量以移动表面热源的形式加载到材料表面。考虑到沉积材料对激光束的吸收,表面热源的热流密度可表示为

$$q(r) = \frac{Q \cdot k}{\pi R_1^2} \quad (8)$$

式中  $Q$  为激光功率,  $R_1$  为激光束半径,  $k$  为能量吸收率。

为加快收敛速度,使用 Boussinesq 模型求解熔池内部由浮力引起的自然对流,除动量方程外,在其他求解方程中该方法假定浮力项  $\rho'$  为常数,模型的表达式为

$$(\rho' - \rho_0)g \approx -\rho_0\beta(T - T_0)g, \quad (9)$$

式中  $\rho_0$  为流体的密度,  $T$  为试样温度,  $T_0$  为环境温度,  $\beta$  为热膨胀系数,  $g$  为重力加速度。

采用“多孔介质”假设, 将固相区、液相区和固/液两相区视为一个连续的多孔介质区, 介质的孔隙率用液相体积分数  $f_L$  表示, 其在不同相区的具体表达式<sup>[27]</sup>为

$$f_L = \begin{cases} 0, & T < T_{\text{sol}} \\ \frac{(T - T_{\text{sol}})}{(T_{\text{liq}} - T_{\text{sol}})}, & T_{\text{sol}} \leq T \leq T_{\text{liq}}, \\ 1, & T > T_{\text{liq}} \end{cases} \quad (10)$$

式中  $T_{\text{sol}}$  为固相温度,  $T_{\text{liq}}$  为液相温度。

将沉积区的表面张力设定为随温度变化的 Marangoni 应力条件, 表面剪切力<sup>[28-29]</sup>定义为

$$\mu \frac{\partial u}{\partial z} = -\frac{\partial T}{\partial x} \frac{\partial \gamma}{\partial T}, \quad (11)$$

$$\mu \frac{\partial v}{\partial z} = -\frac{\partial T}{\partial y} \frac{\partial \gamma}{\partial T}, \quad (12)$$

式中左侧为表面剪切张力,  $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$  为表面张力系数,  $\frac{\partial T}{\partial x}$  和  $\frac{\partial T}{\partial y}$  为不同方向上的表面温度梯度。由此定义的剪切力直接用于动量方程的运算。

在初始条件下, 试样温度  $T$  为环境温度  $T_0$ , 即

$$T(x, y, z, 0) = T_0. \quad (13)$$

试样上表面的热边界条件为

$$-K \nabla T = q(r) - h_{\text{ext}}(T_w - T_0) - \epsilon_{\text{ext}}\sigma_s(T_w^4 - T_0^4), \quad (14)$$

试样下表面和侧面的热边界条件为

$$-K \nabla T = h_{\text{ext}}(T_0 - T_w) - \epsilon_{\text{ext}}\sigma_s(T_0^4 - T_w^4), \quad (15)$$

式中  $\nabla T$  为试样表面的温度梯度,  $T_w$  为试样表面温

度,  $q(r)$  为热源热流密度,  $K$  为热传导系数,  $h_{\text{ext}}$  为外部热交换系数,  $T_w$  为壁面的表面温度,  $\epsilon_{\text{ext}}$  为外部壁面辐射率,  $\sigma_s$  为 Stefan-Boltzmann 常数。

在数值计算第一次循环时, 假设模型具有统一的初始条件和边界条件, 后续的循环中首先去除上次循环的热源输入, 在新的位置重新加载热源输入, 并以上一次循环的求解结果作为当前循环的初始条件, 直到计算结束, 以此实现移动热源的加载。

激光增材制造的材料为 Ni45 自溶性合金, 其相关物性参数见表 1。模型中使用的主要工艺参数为: 激光功率 2000 W, 扫描速度 3.0 mm/s, 搭接率 50%, 光斑直径 4.0 mm, 能量吸收率 0.4。

表 1 Ni45 合金的物性参数

Table 1 Physical parameters of Ni45 alloy	
Parameter	Value
Temperature /K	300, 600, 900, 1200, 1500, 1700
Thermal conductivity / ( $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ )	58.5, 67.5, 68.5, 75, 82.5, 87.5
Density / ( $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ )	7130
Specific heat / ( $\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ )	540
Viscosity / ( $\text{kg}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$ )	$3.8 \times 10^{-4}$
Thermal expansion coefficient / $\text{K}^{-1}$	$1.3 \times 10^{-5}$
Melting heat of pure solvent / ( $\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}$ )	$2.73 \times 10^5$
Solidus temperature /K	1533
Liquidus temperature /K	1613
Surface tension coefficient / ( $\text{N}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{k}^{-1}$ )	$-2.1 \times 10^{-4}$

### 3 数值模拟结果与分析

#### 3.1 激光熔池的电磁力分布

图 2 所示为磁场强度为 80 mT 时激光熔池中

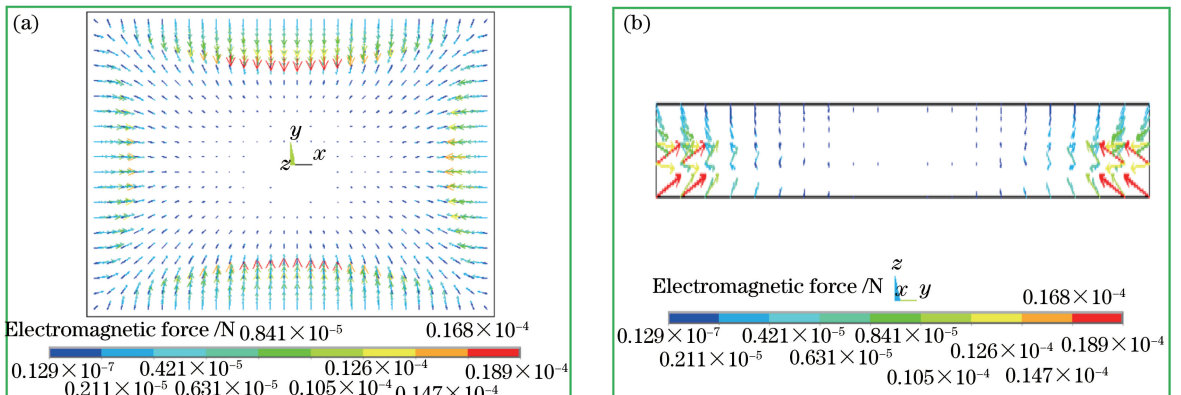


图 2 激光熔池不同位置处的电磁力的矢量分布图。(a)表面;(b)横截面

Fig. 2 Vector distribution maps of electromagnetic force at different positions of laser molten pool. (a) Surface; (b) cross section

电磁力的分布图。在激光熔池表面,电磁力的方向由熔池边缘指向熔池内部,且存在垂直于沉积方向( $z$ 轴)的分量,相对于水平中心轴线呈枕型分布,而因受合金熔体集肤效应的影响,电磁力沿其指向方向出现了明显的衰减现象。同时,激光熔池位置的动态变化导致激光熔池前后缘间产生了一定的电磁力差,如图2(a)所示。在激光熔池的横截面上,电磁力呈现出明显的对称分布特征,其方向也由熔池边缘指向熔池内部,大小逐渐衰减。受闭合导体回路的磁通量变化的影响,激光熔池底部边缘的电磁力有所增大,如图2(b)所示。当外加磁场强度增大时,熔池中电磁力的总体分布特征保持不变,但电磁力逐渐增大。激光熔池内部电磁力差的产生势必会对激光熔池的对流、传热和传质过程产生深刻影响。

### 3.2 磁场强度对激光熔池流场的影响

图3所示为不同磁场强度下激光熔池表面和横截面的流场分布图。在未施加外加磁场时,受激光能量分布和散热条件的影响,熔池表面中心的温度要高于边缘的。表面温度梯度造成表面张力梯度,表面张力自熔池中央往边缘逐渐增大。合金熔体在表面张力梯度的驱动下,由中心向边缘流动,在熔池的边缘处堆积,如图3(a)所示,并在浮力作用下沿熔池底部流回,造成图3(b)所示的循环流动。当在激光熔池中引入强度为20 mT的外加磁场时,激光熔池的对流特征基本保持不变,但因熔池底部的电磁力大于熔池自由表面的,且其方向与由表面张力和浮力耦合产生的环流方向近似相切,从而增大了金属熔体的对流强度,如图3(c)、(d)所示,且随着磁场强度的增大,这种增强作用越趋明显,如图3(e)、(f)所示。当外加磁场强度增大至60 mT时,激光熔池的环流强度持续增大的同时,激光熔池前后缘电磁力差的增大致使激光熔池产生一个水平方向的旋流,如图3(g)、(h)所示,且该旋流的强度随着外加磁场强度的进一步增大而逐渐增大,如图3(i)、(j)所示。合金熔体对流强度的增大不仅可以促进熔池温度的均匀化,减小熔池的温度梯度,改善凝固组织的均匀性,而且有利于减小液态金属中气体的饱和度,增大气体的逸出速率,减少甚至避免气孔的形成,并减小成形件的热应力,进而降低成形件的开裂敏感性。而水平旋流的强度达到某一阈值时,可折断树枝晶端,成为新的形核核心,并净化凝固前沿,消除树枝晶凝固时形成的夹杂。

### 3.3 磁场强度对激光熔池温度场的影响

图4所示为0.3 s时刻时,不同磁场强度下激光

熔池表面温度场的分布云图。可以看出,不同磁场强度下熔池表面温度皆呈拖尾彗星状分布,且与激光作用位置相对应,中心区具有最高的温度。但随着外加磁场强度的增大,因熔池内对流传热过程的不断增强,熔池表面温度逐渐降低,分布渐趋均匀,如图4所示。

图5所示为0.3 s时,不同磁场强度下激光熔池温度随层深的变化曲线。激光熔池的热散失主要是通过通过对流、热传导和热辐射传热进行的。受此热过程的影响,激光熔池的温度由表及里呈现出逐渐降低的变化趋势。随着磁场强度的增大,因熔池对流传热过程的增强,熔池的温度梯度 $G$ 逐渐减小,特别是当磁场强度超过40 mT后,因水平旋流的附加,温度梯度 $G$ 减小得更明显。通过进一步分析熔池温度随时间的变化关系发现,随着磁场强度的增大,熔池凝固速率 $R$ 由 $1.8 \times 10^{-3}$  m/s逐渐增大到 $4.6 \times 10^{-3}$  m/s,如图6所示。结晶参数的变化会导致凝固组织的生长形态和晶粒大小发生改变。

## 4 试验结果与分析

### 4.1 试验过程

选取尺寸为20 mm×20 mm×10 mm的45#钢为基板材料。选取粒度为46~100  $\mu\text{m}$ 的Ni45自熔性合金粉末为激光增材制造材料。首先将同轴送粉喷嘴和电磁搅拌装置置于激光头上。然后开启电磁搅拌器的开关,调节频率和磁场强度至预设值。最后依次开启送粉器的开关和横流连续 $\text{CO}_2$ 激光器的关闸,在45#钢基板上按照垂直交叉影像路径激光沉积成形尺寸为6 mm×6 mm×8 mm的Ni45自熔性合金成形体。激光沉积过程所采用的优化工艺参数为:激光功率2000 W,扫描速度3.0 mm/s,搭接率50%,光斑直径4.0 mm,送粉率3.5 g/min,送粉气体流量3.5 L/min。

采用德国Zeiss公司生产的Supra55(VP)型扫描电子显微镜(SEM)对成形体的微观组织形貌进行分析。采用莱州华银仪器公司的HVS-1000型数显显微硬度计测量成形体的显微硬度,载荷为1.9613 N,加载时间为15 s。在美国CETR公司的CETRUMT-2型磨损试验机上进行摩擦磨损试验,采用球盘往复的磨损方式,使用直径5 mm的GCr15钢球为摩擦副,其硬度为55 HRC,所施加的法向载荷为5 N,往复滑移距离为5 mm,滑动速度为10 mm/s,磨损时间为30 min。

### 4.2 微观组织

不同磁场强度下激光沉积层典型的SEM形貌

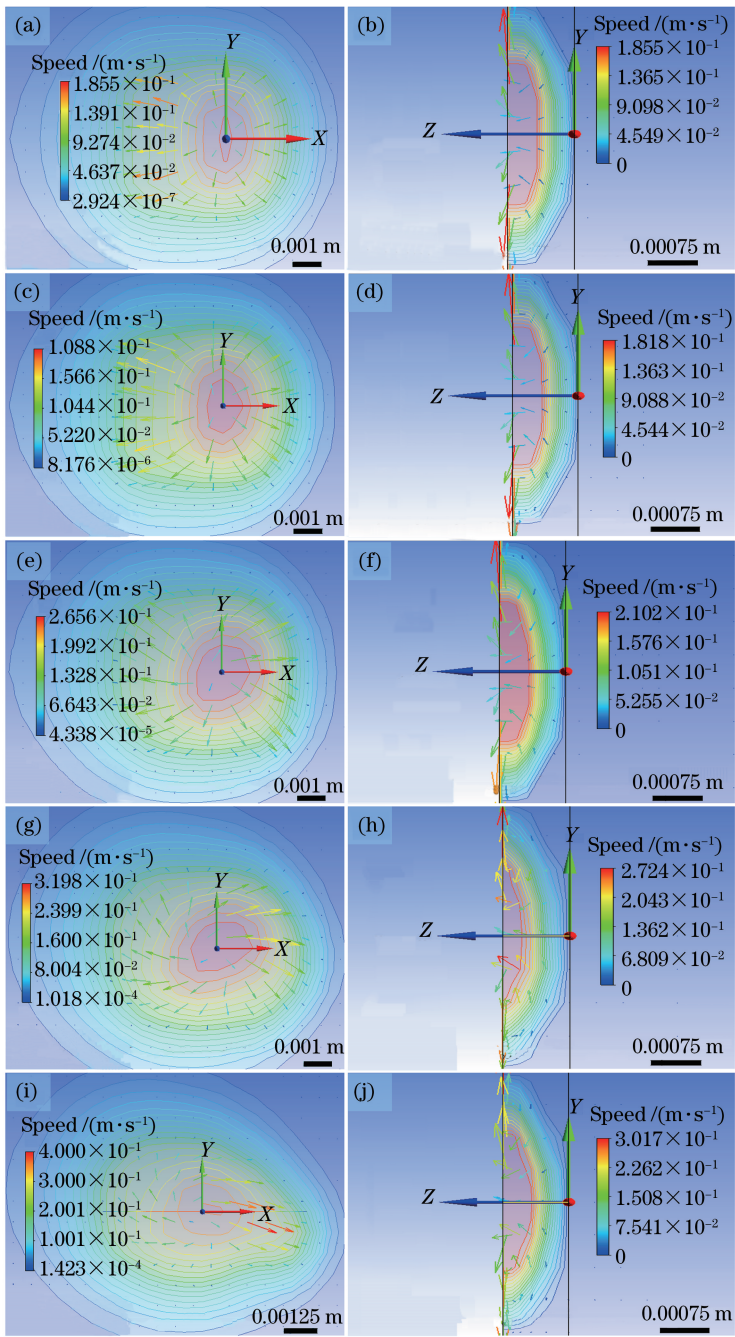


图 3 不同磁场强度下激光熔池不同位置处的流场。(a) 0 mT, 表面; (b) 0 mT, 横截面; (c) 20 mT, 表面; (d) 20 mT, 横截面; (e) 40 mT, 表面; (f) 40 mT, 横截面; (g) 60 mT, 表面; (h) 60 mT, 横截面; (i) 80 mT, 表面; (j) 80 mT, 横截面

Fig. 3 Flow fields at different positions of laser molten pools obtained under different magnetic field intensities

(a) 0 mT, surface; (b) 0 mT, cross section; (c) 20 mT, surface; (d) 20 mT, cross section; (e) 40 mT, surface;

(f) 40 mT, cross section; (g) 60 mT, surface; (h) 60 mT, cross section; (i) 80 mT, surface; (j) 80 mT, cross section

如图 7 所示。未施加外加磁场时,合金成形体主要由  $\gamma$ -Ni 树枝晶和分布其间的  $(\gamma\text{-Ni} + \text{Ni}_3\text{B})$  共晶组织构成,如图 7(a) 所示。外加磁场施加后,合金成形体的凝固组织发生明显变化。一方面,随着磁场强度的增大,  $\gamma$ -Ni 树枝晶的主干逐渐缩短。无外加磁场时树枝晶主干的平均长度为  $45.3 \mu\text{m}$ , 如

图 7(a) 所示; 磁场强度为 20 mT 时,凝固组织中枝晶的主干长度明显缩短,平均长度为  $23.2 \mu\text{m}$ , 如图 7(b) 所示; 磁场强度为 40 mT 时,主干的平均长度缩短至  $12.1 \mu\text{m}$ , 如图 7(c) 所示; 磁场强度为 60 mT 时,主干长度又进一步缩短为  $9.7 \mu\text{m}$ , 如图 7(d) 所示; 当磁场强度增大至 80 mT 时,  $\gamma$ -Ni 初晶的生长

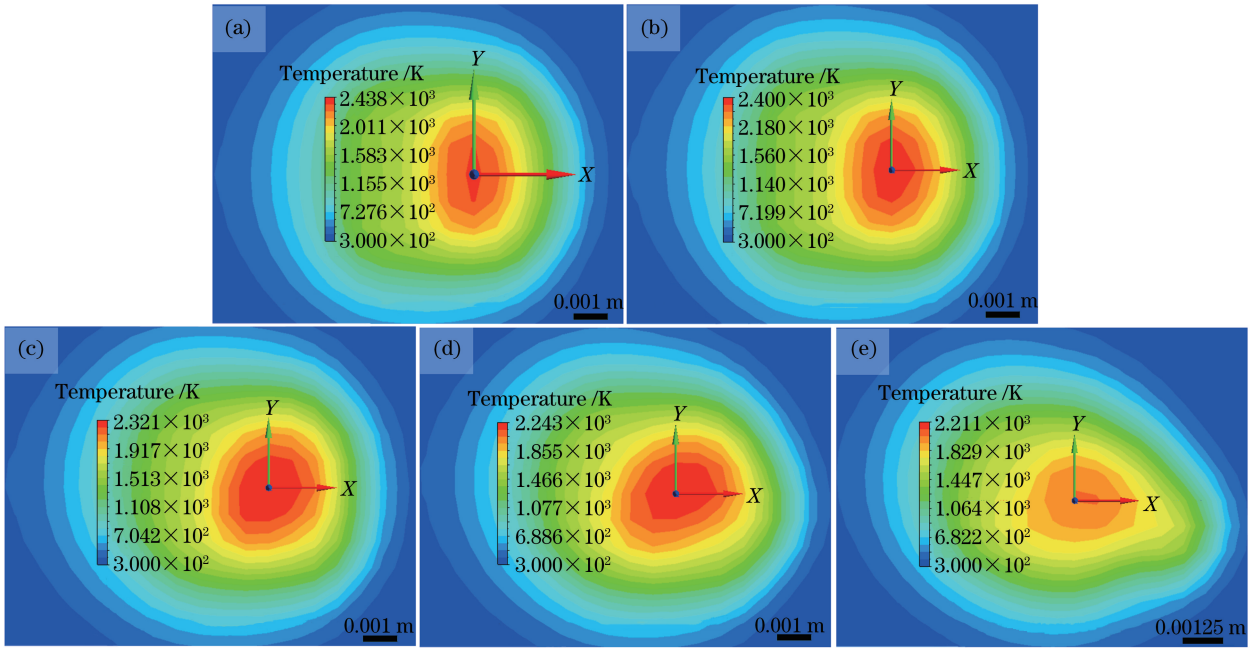


图 4 不同磁场强度下熔池表面的温度分布。(a) 0 mT;(b) 20 mT;(c) 40 mT;(d) 60 mT;(e) 80 mT

Fig. 4 Temperature distributions on surface of molten pools obtained under different magnetic field intensities.

(a) 0 mT; (b) 20 mT; (c) 40 mT; (d) 60 mT; (e) 80 mT

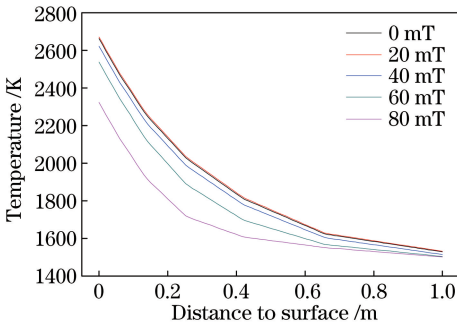


图 5 不同磁场强度下熔池温度随层深的变化曲线

Fig. 5 Temperature in molten pool versus layer depth under different magnetic field intensities

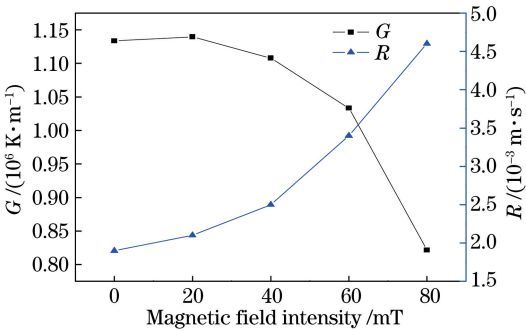


图 6 熔池温度梯度和凝固速率随磁场强度的变化曲线

Fig. 6 Temperature gradient and solidification rate versus magnetic field intensity in molten pools

形态由树枝晶转变为平均直径约为  $5 \mu\text{m}$  的细小等

轴晶,如图 7(e)所示。另一方面,随着磁场强度的增加,凝固组织中( $\gamma\text{-Ni} + \text{Ni}_3\text{B}$ )共晶的数量呈现出逐渐减小的变化趋势。根据金属凝固学原理,晶粒的大小主要取决于合金熔体的凝固速率和形核率。由数值模拟结果可知,随着外加磁场强度的增大,合金熔体的对流强度逐渐增大,不仅增强了熔池内部的对流传热过程,增大了合金熔体的凝固速率,而且使熔池的固相率更趋一致,并在短时分增至特征固相分数,从而有利于增大整个熔池的过冷度。此外,当磁场强度超过 40 mT 时,水平旋对流的附加为折断熔池底部的树枝晶端提供了动力学条件,进而可以增大非均质形核的几率。这些因素的综合作用势必会导致凝固组织随着外加磁场强度的增大而逐渐细化。晶体的凝固形态则主要与温度梯度  $G$  和凝固速率  $R$  的比值有关<sup>[30]</sup>。随着外加磁场强度的增大,伴随着合金熔体内部对流传热过程的增强, $G/R$  比值将会逐渐减小,且当  $G/R$  比值小于某一阈值时,初生相的凝固形态将由树枝晶转变为等轴晶。与此同时,随着外加磁场强度的增大,凝固速率增大, $\gamma\text{-Ni}$  的固溶度增大,使剩余液相成分向富 Ni 区偏移,从而导致共晶组织数量的减小。

### 4.3 硬度和摩擦磨损性能

利用显微硬度计测试合金成形体的显微硬度。测试时所用载荷为 0.98 N,加载时间为 30 s。每个

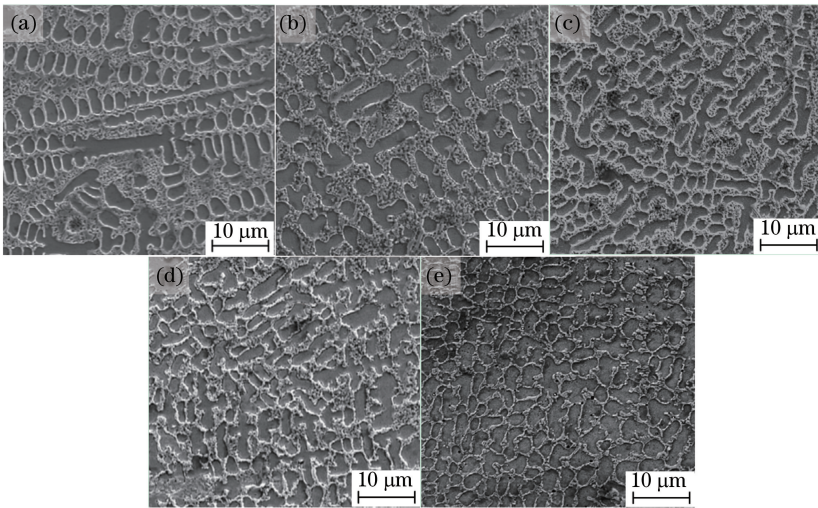


图 7 不同磁场强度下合金成形体典型的 SEM 形貌。(a) 0 mT;(b) 20 mT;(c) 40 mT;(d) 60 mT;(e) 80 mT  
 Fig. 7 Typical SEM morphologies of alloy forming parts obtained under different magnetic field intensities.  
 (a) 0 mT; (b) 20 mT; (c) 40 mT; (d) 60 mT; (e) 80 mT

试样测试 30 个点,取平均值。图 8 所示为合金成形体的平均显微硬度随外加磁场强度的变化曲线。可以看出,随着外加磁场强度的增大,受晶粒逐渐细化这一主控因素的影响,合金成形体的平均显微硬度逐渐增大。当磁场强度为 80 mT 时,平均显微硬度为(515±5) HV,较未施加外磁场合合金成形体的增大了 15.7%。

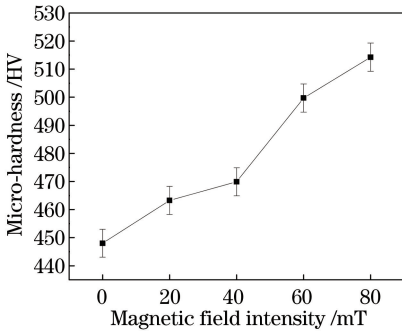


图 8 合金成形体的显微硬度随磁场强度的变化曲线  
 Fig. 8 Micro-hardness of alloy forming products versus magnetic field intensity

在磨损试验机上进行了成形体的摩擦磨损试验。试验时,选用直径 5 mm 的 GCr15 钢球为摩擦副,其硬度为 55 HRC,施加法向载荷为 200 N,滑动速度为 30 mm/s,磨损时间为 30 min。图 9 所示为合金成形体的摩擦系数和磨痕宽度随磁场强度的变化曲线。可以看出,随着磁场强度的增大,合金成形体的摩擦系数和磨痕宽度减小,即磁场强度为 80 mT 时,合金成形体具有最佳的减摩性和耐磨性,与未施加磁场合合金成形体的相比,其摩擦系数和磨痕宽度分别减小了 53% 和 68%。

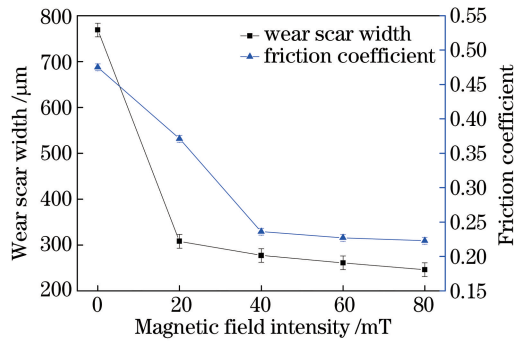


图 9 合金成形体的摩擦系数和磨痕宽度随磁场强度的变化曲线

Fig. 9 Friction coefficient and wear scar width versus magnetic field intensity for alloy forming parts

为了进一步分析产生上述变化的内在机制,在 SEM 下对合金成形体的磨损表面形貌进行观察,结果如图 10 所示。由图 10(a)可见,在干滑动摩擦磨损过程中,受 GCr15 摩擦副的反复犁削作用,未施加磁场的合金成形体的磨损表面出现了表征磨粒磨损特征的犁沟。当外加磁场强度为 20 mT 时,合金成形体的磨损形貌发生了明显变化,犁沟消失,而在磨损表面的局部区域出现了较严重的材料转移现象,如图 10(b)所示。能谱分析结果表明,转移的材料主要为 Ni 元素,这表明这些转移的材料主要来自合金成形体的  $\gamma$ -Ni 相。在随后的磨损过程中,这些转移的材料可能与合金成形体的表面发生粘着,最终在剪切应力作用下以磨屑的形式被撕拖下来。随着磁场强度的增大,晶粒的细化使合金成形体的组织趋于致密,材料转移现象逐渐减弱,如图 10(c)所



示。当磁场强度超过 40 mT 时,伴随着晶粒的持续细化,合金成形体的韧性增加,致使合金成形体的磨损表面开始出现塑性涂抹迹象,如图 10(d)所示;且这种迹象随着磁场强度的进一步增大而越趋明显,

如图 10(e)所示。基于上述结果可知,外加磁场的施加使得合金成形体的磨损机制由磨粒磨损转变为粘着磨损,且随着磁场强度的增大,粘着磨损的主要形式逐渐由材料转移演化为塑性涂抹。

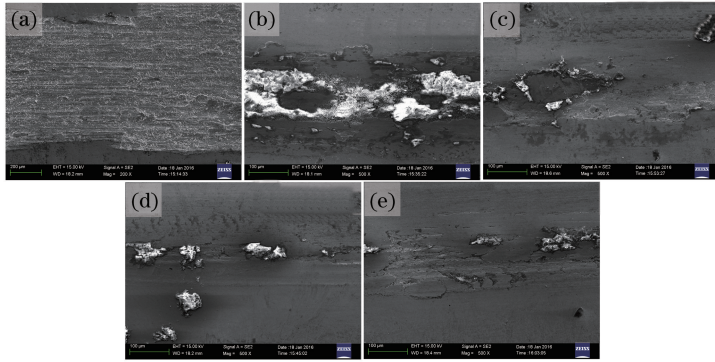


图 10 不同磁场强度下合金成形体的磨损表面形貌。(a) 0 mT;(b) 20 mT;(c) 40 mT;(d) 60 mT;(e) 80 mT

Fig. 10 Wear surface morphologies of alloy forming parts obtained under different magnetic field intensities.

(a) 0 mT; (b) 20 mT; (c) 40 mT; (d) 60 mT; (e) 80 mT

## 5 结 论

采用有限元和有限体积的间接耦合法,对交变磁场作用下激光增材制造 Ni45 合金的过程进行了磁-热-流耦合数值分析,并结合试验,探讨了外加磁场作用下凝固组织的演化规律及其对性能的影响,主要结论如下。

1)数值模拟结果显示,外加磁场的施加增强了由表面张力梯度和浮力耦合产生的强制性环流,且当磁场强度增大至 60 mT 后,在激光熔池的内池中附加了一个水平方向的旋流。激光熔池的对流传热过程随着磁场强度的增大而逐渐增强,致使激光熔池的温度梯度逐渐减小,而凝固速率则逐渐增大。

2)激光增材制造的试验结果表明,随着磁场强度的增大,合金成形体的凝固组织逐渐细化,且在磁场强度为 80 mT 时,先共晶  $\gamma$ -Ni 相的生长形态由树枝晶转变为细小的等轴晶。受晶粒细化这一主控因素影响,合金成形体的硬度和摩擦磨损性能随着磁场强度的增大而逐渐提高。

## 参 考 文 献

[1] Wang H M. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2014, 35(10): 2690-2698.  
王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题[J]. 航空学报, 2014, 35(10): 2690-2698.

[2] 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.

[3] Li L Q, Wang J D, Wu C C, *et al.* Temperature field of molten pool and microstructure analysis of laser melting deposition[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(3): 0302009.  
李俐群, 王建东, 吴潮潮, 等. Ti6Al4V 激光熔化沉积熔池温度场与微观组织特性[J]. 中国激光, 2017, 44(3): 0302009.

[4] Wang Z H, Wang H M, Liu D. Microstructure and mechanical properties of AF1410 ultra-high strength steel using laser additive manufacture technology[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(4): 0403001.  
王志会, 王华明, 刘栋. 激光增材制造 AF1410 超高强度钢组织与力学性能研究[J]. 中国激光, 2016, 43(4): 0403001.

[5] Mazumder J, Schifferer A, Choi J. Direct materials deposition: Designed macro and microstructure[J]. Materials Research Innovations, 1999, 3(3): 118-131.

[6] Xi M Z, Gao S Y. Microstructure and mechanism of crack forming of Rene 80 high-temperature alloy fabricated by laser rapid forming progress[J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(8): 0803008.  
席明哲, 高士友. 激光快速成形 Rene 80 高温合金组织及裂纹形成机理[J]. 中国激光, 2012, 39(8): 0803008.

[7] Chen J, Zhang F Y, Tan H, *et al.* Alloying mechanics in moving melt pool during laser solid

- forming from blended elemental powders[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(8): 86-91.
- 陈静, 张凤英, 谭华, 等. 激光多层熔覆沉积预混合 Ti-xAl-yV 合金粉末在熔池中的熔化与偏析行为[J]. 中国激光, 2010, 37(8): 86-91.
- [8] Lin X, Yang H O, Chen J, *et al.* Microstructure evolution of 316L stainless steel during laser rapid forming[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006, 42(4): 361-368.
- 林鑫, 杨海欧, 陈静, 等. 激光快速成形过程中 316L 不锈钢显微组织的演变[J]. 金属学报, 2006, 42(4): 361-368.
- [9] Kobryn P A, Moore E H, Semiatin S L. The effect of laser power and traverse speed on microstructure, porosity, and build height in laser-deposited Ti-6Al-4V[J]. Scripta Materialia, 2000, 43(4): 299-305.
- [10] Majumdar J D, Pinkerton A, Liu Z, *et al.* Microstructure characterisation and process optimization of laser assisted rapid fabrication of 316L stainless steel[J]. Applied Surface Science, 2005, 247(1/2/3/4): 320-327.
- [11] Lütjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ( $\alpha + \beta$ ) titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243(1/2): 32-45.
- [12] Li T J, Sassa K, Asai S. Elimination of surface defects of continuously cast metals by synchronizing magnetic field with mold oscillation[J]. Journal of Dalian University of Technology, 1999, 6: 751-755.
- 李廷举, 佐々健介, 浅井滋生. 施加与铸型振动同步的电磁场消除连铸坯表面缺陷[J]. 大连理工大学学报, 1999, 6: 751-755.
- [13] Jin W Z, Zhang Q F, Li T J, *et al.* Effect of rotating electromagnetic stirring on quality of K417 superalloy master alloy ingots[J]. Hot Working Technology, 2011, 40(3): 14-17.
- 金文中, 张庆丰, 李廷举, 等. 旋转电磁搅拌对 K417 高温合金母合金锭质量的影响[J]. 热加工工艺, 2011, 40(3): 14-17.
- [14] Tang G P, Chen J M, Liu J. Application of electromagnetic stirring technology in welding[J]. Welding Technology, 2006, 35(5): 3-5.
- 汤光平, 陈金明, 刘俊. 电磁搅拌技术在焊接中的应用[J]. 焊接技术, 2006, 35(5): 3-5.
- [15] Gatzen M, Tang Z, Vollertsen F. Effect of electromagnetic stirring on the element distribution in laser beam welding of aluminium with filler wire[J]. Physics Procedia, 2011, 12(1): 56-65.
- [16] Bachmann M, Avilov V, Gumenyuk A, *et al.* Experimental and numerical investigation of an electromagnetic weld pool control for laser beam welding[J]. Physics Procedia, 2014, 56: 515-524.
- [17] Xu H, Zheng Q G, Ding Z H, *et al.* Study on laser cladding hard alloy with electromagnetic stirring[J]. Laser Technology, 2005, 29(5): 449-451.
- 许华, 郑启光, 丁周华, 等. 激光熔覆硬质合金及电磁搅拌辅助激光熔覆硬质合金的研究[J]. 激光技术, 2005, 29(5): 449-451.
- [18] Yu B H, Hu X H, Wu Y E, *et al.* Studies of the effects and mechanism of electromagnetic stirring on the microstructures and hardness of laser cladding WC-Co based alloy coating[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(10): 2672-2677.
- 余本海, 胡雪惠, 吴玉娥, 等. 电磁搅拌对激光熔覆 WC-Co 基金属涂层的组织结构和硬度的影响及机理研究[J]. 中国激光, 2010, 37(10): 2672-2677.
- [19] Liu H X, Ji S W, Jiang Y H, *et al.* Microstructure and property of Fe60 composite coatings by rotating magnetic field auxiliary laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2013, 40(1): 0103007.
- 刘洪喜, 纪升伟, 蒋业华, 等. 旋转磁场辅助激光熔覆 Fe60 复合涂层的显微组织与性能[J]. 中国激光, 2013, 40(1): 0103007.
- [20] Cai C X, Liu H X, Jiang Y H, *et al.* Influence of AC magnetic field on microstructure and wear behaviors of laser cladding Fe-based composite coating[J]. Tribology, 2013, 33(3): 229-235.
- 蔡川雄, 刘洪喜, 蒋业华, 等. 交变磁场对激光熔覆 Fe 基复合涂层组织结构及其耐磨性的影响[J]. 摩擦学学报, 2013, 33(3): 229-235.
- [21] Qi P. The application and research of electromagnetic stirring technology in titanium alloy laser rapid repair [D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2013.
- 齐鹏. 电磁搅拌技术在钛合金激光快速修复中的应用与研究[D]. 沈阳: 沈阳航空航天大学, 2013.
- [22] Yu X B, Liu F C, Lin X, *et al.* Microstructure and hardness of GH4169 superalloy fabricated by electromagnetic stirring assisted laser solid forming[J]. Applied Laser, 2014, 34(6): 513-517.
- 余小斌, 刘奋成, 林鑫, 等. 电磁搅拌激光立体成形 GH4169 合金的组织与硬度分析[J]. 应用激光, 2014, 34(6): 513-517.
- [23] Kim T W, Jeong H Y. Hydroplaning simulations for tires using FEM, FVM and an asymptotic method [J]. International Journal of Automotive Technology, 2010, 11(6): 901-908.
- [24] Gong H J. Numerical simulation of indirectly coupled electromagnetic-solidification transport process [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013.
- 龚海军. 电磁-凝固传输间接耦合过程的数值模拟[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.

- [25] Bachmann M, Avilov V, Gumenyuk A, *et al.* Experimental and numerical investigation of an electromagnetic weld pool support system for high power laser beam welding of austenitic stainless steel [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(3): 578-591.
- [26] Bachmann M, Avilov V, Gumenyuk A, *et al.* Numerical simulation of full-penetration laser beam welding of thick aluminium plates with inductive support[J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2011, 45(3): 035201.
- [27] Brent A D, Voller V R, Reid K T J. Enthalpy-porosity technique for modeling convection-diffusion phase change: application to the melting of a pure metal[J]. *Numerical Heat Transfer*, 1988, 13(3): 297-318.
- [28] Choo R T C, Szekely J, Westhoff R C. On the calculation of the free surface temperature of gas-tungsten-arc weld pools from first principles: Part I. Modeling the welding arc[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1992, 23(3): 357-369.
- [29] Xia S Q, He J J, Wang W, *et al.* Simulation of three-dimensional transient behavior of molten pool in laser deep penetration welding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(11): 1102004.  
夏胜全, 何建军, 王巍, 等. 激光深熔焊熔池三维瞬态行为数值模拟[J]. *中国激光*, 2016, 43(11): 1102004.
- [30] 胡汉起. 金属凝固原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2000: 108-135.