

# 高速激光熔覆 Fe 基非晶涂层裂纹及组织分析

俞伟元<sup>✉</sup>, 景 瑞, 董鹏飞, 吴保磊, 李 扬, 强 潇

兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050

为了减小激光喷涂熔覆层中的裂纹率, 采用高速激光熔覆技术, 在增大激光功率的条件下大幅增大激光扫描速度, 制备了 Fe 基非晶熔覆层。采用 X 射线衍射仪 (XRD)、光学显微镜以及配置能谱仪 (EDS) 的电子显微镜等研究了熔覆层的形貌和不同区域物相; 用 Jade 软件计算了熔覆层的相对非晶含量; 用多物理场仿真软件 COMSOL Multiphysics 模拟了熔覆层的温度场和热应力。研究发现, 高速激光熔覆得到的 Fe 基熔覆层晶粒尺寸、非晶相含量和裂纹率分别随激光扫描速度的增大而减小、升高和减小。与常规扫描速度得到的熔覆层相比, 不同扫描速度下的高速激光熔覆层非晶相含量均较低。模拟结果证明, 通过增大激光扫描速度可以减小熔覆层中的热输入, 从而减小其热应力, 降低熔覆层的开裂倾向。

**关键词** Fe 基非晶涂层 激光熔覆 裂纹率 非晶相含量

**中图分类号**: TG174.445 **文献标识码**: A

## Crack and Microstructure Analysis of High-speed Laser Clad Fe-based Amorphous Coating

YU Weiyan<sup>✉</sup>, JING Rui, DONG Pengfei, WU Baolei, LI Yang, QIANG Xiao

State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

In order to reduce the crack rate in the laser spraying clad layer, the Fe-based amorphous clad layer was prepared by using high speed laser cladding technology and greatly increasing the laser scan speed under the condition of increasing the laser power. The morphology and different phases of the clad layer were studied by means of X-ray diffractometry (XRD), optical microscopy, and electron microscopy accompanied by energy dispersive spectrometry (EDS). The relative amorphous content of the clad layer was calculated by Jade software. The temperature field and thermal stress of clad layer were simulated by COMSOL Multiphysics. It was found that the grain size, amorphous phase content, and crack rate of the clad layer changed inversely, positively, and inversely with the increase of laser scan speed, respectively. The prepared clad layer, compared with that clad with the conventional scan speed, had a lower amorphous phase content. The simulation results confirmed that increasing the laser scan speed led to the reduction of the heat input in the clad layer, thus mitigating the thermal stress and suppressing the cracking tendency of the clad layer.

**Key words** Fe-based amorphous coating, laser cladding, crack rate, amorphous phase content

### 0 引言

非晶合金, 又称金属玻璃 (MG)<sup>[1]</sup>, 具有短程有序、长程无序的原子排布特征, 在力学、磁学和电学等方面有一系列优良性能<sup>[2-3]</sup>, 现已广泛应用于能源、航空航天、生物医药、精密机械、海洋和石油化工等领域<sup>[4-5]</sup>。铁基非晶合金作为非晶合金的一种, 因相对较低的材料成本和优越的物理、力学性能, 如极高的强度、硬度、耐磨性和优异的磁性能, 被广泛应用于工业领域<sup>[6-8]</sup>。与其他大块非晶合金 (如 Zr 基块体非晶合金) 不同, 铁基块体非晶合金表现出类似陶瓷的断裂行为, 且通常在载荷下破碎成小颗粒; 此外, 铁基非晶合金的尺寸同样受其非晶形成能力的限制。

为了克服这些局限性, 将铁基非晶合金制备成涂层是较为行之有效的途径。通过将脆性的非晶合金涂覆在常规韧性的基体表面, 可以显著改善非晶合金在微米尺度下的脆性<sup>[9-11]</sup>, 并发挥其优异的耐磨损和防腐蚀等性能。激光熔覆 (Laser cladding, LC) 具有加热速度快、冷却速度快等优点, 现已发展为重要的非晶熔覆技术<sup>[12-13]</sup>, 但在激光熔覆过程中也会带来一些新的问题。例如, Qi 等<sup>[14]</sup>的研究结果表明, 在激光熔覆过程中, 由于熔覆材料与基板的热膨胀系数不统一, 熔覆层中极易产生热应力裂纹。欧阳昌耀等<sup>[15]</sup>使用激光熔

覆技术在 304 不锈钢基材表面熔覆铁基非晶合金涂层时产生了裂纹, 发现裂纹主要由热影响区较大的热应力以及 C、Si 元素偏析而成的高熔点和硬度的碳硅化物造成, 裂纹带附近组织较为疏松且存在较多的缝隙和孔隙, 同时裂纹带附近硬度相较于同一水平其他无缺陷处的要低。余菊美等<sup>[16]</sup>在 45# 钢基底上进行了铁基合金粉末激光熔覆实验, 分析得出夹杂在熔覆层表层少量的 Si 和 B 与 Fe、Cr、Ni、O 结合形成的低熔点共晶容易成为裂纹源。研究发现, 激光扫描速度和激光功率会对熔覆涂层组织与性能产生影响。刘亚楠等<sup>[17]</sup>研究发现, 随着激光扫描速度的增大, 熔覆层组织逐渐变得细小, 显微硬度与耐磨损性能显著提高。Li 等<sup>[18]</sup>通过超高速激光熔覆工艺成功制备了无裂纹的 Fe 基非晶复合涂层。研究表明, 随着激光扫描速度的增大, 熔覆层的表面应力减小且裂纹数量减少。此外, 随着扫描速度的增大, 熔覆层中的非晶相含量升高, 其显微硬度提高。这些结果表明, 通过增大激光扫描速度可以有效改善非晶熔覆层的开裂倾向, 并提高其力学性能。Shang 等<sup>[19]</sup>采用不同激光功率在 Q235 钢基板上制备了  $\text{Fe}_{44}\text{Cr}_{30}\text{Mo}_{20}\text{B}_3\text{C}_3$  非晶-纳米晶熔覆层。研究发现, 随着激光功率的增大, 熔覆层厚度增大的同时结晶现象加剧, 且熔覆层中脆性相和微裂纹的存在导致熔覆层抗拉强度降低。

基金项目: 甘肃省科技重点研发计划 (20YF8GA053)

✉ weiyuanyu2018@163.com

24030107-1

DOI: 10.11896/cldb.24030107

从以上研究可以看出,非晶激光熔覆层极易出现裂纹,裂纹的出现将恶化非晶熔覆层的耐磨性及耐蚀性,阻碍了该技术的应用。为此,本工作选用 Fe-Cr-Mo-C-B-Si 非晶粉末,以 Q235 钢板作为基体,采用同轴送粉的高速激光熔覆技术,在增大激光功率的条件下大幅增大激光扫描速度来制备 Fe 基非晶熔覆层,探究激光扫描速度对熔覆层裂纹及非晶相形成的影响规律。

1 实验

1.1 涂层与样品制备

本工作采用 Q235 钢作为基体材料,尺寸为 300 mm(长)×200 mm(宽)×10 mm(高),熔覆前对其进行打磨和清洗预处理。涂层材料选用自主研发的 FeCrMoCBSi 非晶粉末,粉末名义成分如表 1 所示。粉末通过水雾化制粉工艺制备。实验选用的粉末颗粒尺寸为 250~350 目。图 1a 为制备的 Fe 基非晶粉末的显微形貌,可以看出大部分粉末表面光滑但呈不规则形状,且存在小颗粒黏附在大颗粒表面的现象。对制备的粉末进行了 X 射线衍射分析,结果如图 1b 所示。观察发现衍射谱线整体以“馒头状”的漫散射峰为主,没有明显的尖锐结晶峰出现,这表明该粉末非晶化程度高。

表 1 激光熔覆所用铁基非晶粉末的名义化学成分(质量分数,%)  
Table 1 Nominal chemical composition (wt%) of Fe-based amorphous raw powder used for laser cladding

| Cr    | Mo    | C     | Si | B     | Fe   |
|-------|-------|-------|----|-------|------|
| 25~27 | 16~18 | 2~2.5 | 1  | 2~2.5 | Bal. |

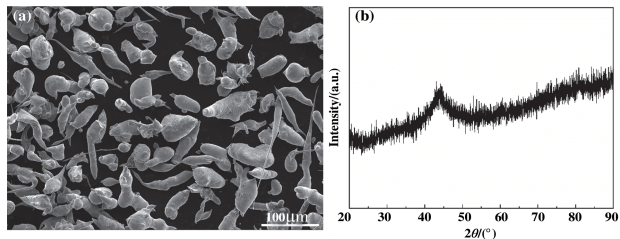


图 1 激光熔覆所用铁基非晶粉末的(a)SEM 图和(b)XRD 谱  
Fig. 1 (a) SEM image and (b) XRD pattern of the Fe-based amorphous raw powder used for laser cladding

本工作选用南京辉锐光电科技有限公司生产的半导体激光熔覆装置制备熔覆层,通过改变激光扫描速度在 Q235 钢表面制备 Fe 基非晶复合熔覆层,工艺参数如表 2 所示。熔覆完成后用线切割将熔覆层加工成 10 mm×10 mm×10 mm 的金相试样,依次用 240#、480#、800#、1500#和 3000# SiC 砂纸逐层打磨试样,然后用金刚石抛光液(W0.5,粗糙度 0.025~0.012 μm)对试样进行抛光,至涂层表面及截面无划痕为止。

表 2 高速激光熔覆工艺参数  
Table 2 Processing parameters of high speed laser cladding

| Markings | Laser power<br>W | Scan speed<br>mm/s | Energy density<br>J/mm <sup>2</sup> | Powder feed<br>g/min | Overlap rate | Spot size/mm |
|----------|------------------|--------------------|-------------------------------------|----------------------|--------------|--------------|
| 1        | 3 000            | 50                 | 30                                  | 20                   | 60%          | 2            |
| 2        |                  | 60                 | 25                                  |                      |              |              |
| 3        |                  | 70                 | 21.4                                |                      |              |              |
| 4        |                  | 80                 | 18.75                               |                      |              |              |

将抛光后的试样浸入王水中腐蚀 8 s,经水清洗干净后用无水乙醇擦拭并用电吹风吹干。将制备好的熔覆层每隔 5 mm 取宽度为 15 mm 的试样,每种参数的熔覆层各取五个试样(如图 2 所示);对每个熔覆层截面进行打磨,抛光后利用式(1)对其裂纹率进行计算。

C<sub>s</sub> = ∑ D<sub>s</sub> / ∑ H (1)

式中:∑ D<sub>s</sub> 为熔覆层截面上的裂纹长度之和;H 为熔覆层厚度。

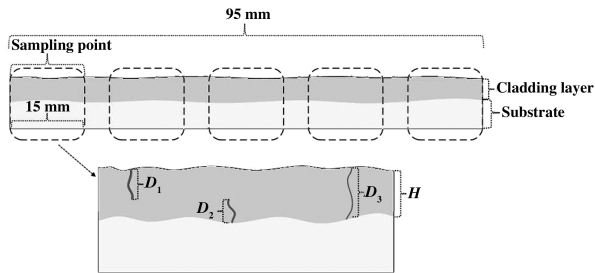


图 2 统计涂层截面裂纹率时的取样示意  
Fig. 2 Schematic showing how the sampling was conducted in analysis of coating cross-sectional crack rate

1.2 涂层表征与性能测试

采用 X 射线衍射仪(XRD, D8 Advance, Bruker AXS, Karlsruhe, Germany)对涂层进行结构分析与表征,XRD 射线源为铜靶 Kα,扫描速度为 10 (°)/min,扫描范围为 20~90°。采用光学显微镜(Axio Scope A1,MEF-3,ZEISS, Germany)和配置了能谱仪(EDS)的电子显微镜(Quanta 450 FEG,FEI, USA)观察涂层的微观组织,并对涂层不同区域进行成分分析。用 Jade 软件拟合积分熔覆层的 XRD 曲线,根据衍射峰积分面积与背景积分面积的比值,得到积分面积比,从而计算出熔覆层的相对非晶含量。

2 结果及分析

2.1 熔覆层宏观形貌

熔覆层制备好后,首先使用光学显微镜对其表面形貌进行了观察,结果如图 3 所示。对比熔覆层的表面形貌发现,在 50 和 60 mm/s 的扫描速度下,熔覆层表面粗糙不平;而随着扫描速度的增大,熔覆层趋向扁平化并且变得光滑。这是因为在较高的扫描速度下,熔池的温度较低,熔覆层中的液态金属流动受到限制,其表面张力趋于平衡,熔覆层的质量得到了改善。除此之外,在扫描速度为 50 和 60 mm/s 的熔覆层表面观察到了明显的裂纹(如图 3a、b 所示),而后两种熔覆层则没有,证明通过增大扫描速度来改善熔覆层开裂情况是有效的。

图 4 是熔覆层横截面宏观金相照片。对比熔覆层横截面可以看出,随着扫描速度从 50 mm/s 增大到 80 mm/s,熔覆层的厚度与热影响区宽度均大幅减小。这可归因于当扫描速度增大时,单位时间内熔覆过程中的热输入与单位长度上的送粉量会减少,使得作用于粉末和基材的能量减小,导致熔池的温度降低。熔覆层的余高、熔深和熔宽均降低,熔覆层的厚度与热影响区宽度也随之下降。此外,在图 4a、b 熔覆层截面上观察到较为严重的开裂,裂纹均从热影响区萌



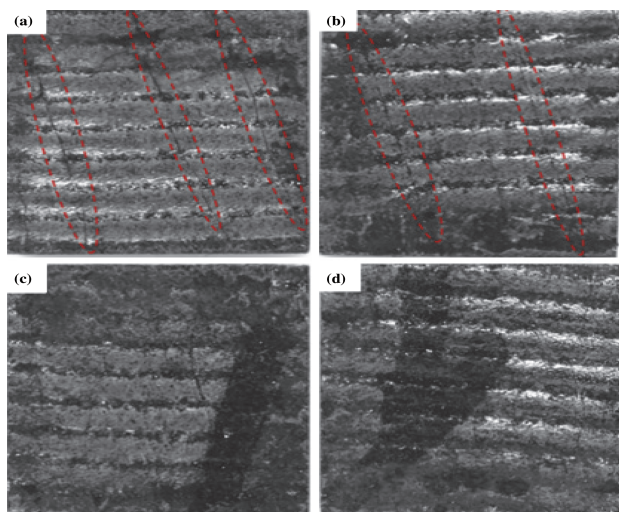


图3 不同扫描速度下熔覆层表面形貌: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s

Fig. 3 Surface morphology of the clad layers differing in scan speed: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s

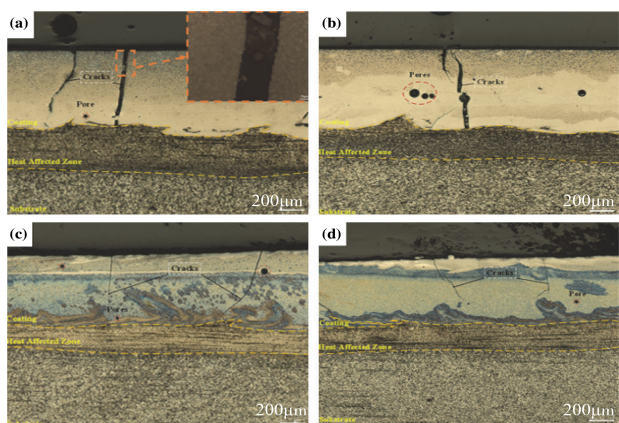


图4 不同扫描速度下熔覆层截面宏观形貌: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s

Fig. 4 Cross-sectional macroscopic morphology of the clad layers differing in scan speed: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s

生,呈折线状向熔覆层扩展,一直从基板扩展到熔覆层表面。在裂纹内部观察到了较大的颗粒沉积物(如图4a右上角插图所示),颗粒间没有粘结,且颗粒间的孔隙阻碍了熔覆层整体之间的接触。此外,在图4c、d熔覆层截面仅观察到少量微裂纹。熔覆层截面的裂纹率计算结果如表3所示,可以发现,随着激光扫描速度的增大,熔覆层的裂纹率呈递减的趋势。

表3 熔覆层截面上的裂纹率

Table 3 Cross-sectional crack rate results of the clad layers

| Scan speed/(mm/s) | Crack rate/% |
|-------------------|--------------|
| 50                | 45.2         |
| 60                | 38.3         |
| 70                | 29.7         |
| 80                | 20.6         |

## 2.2 熔覆层微观组织与形貌

图5为不同激光扫描速度下熔合线上方的显微组织。图6为常规激光熔覆层熔合线上方显微组织形貌。观察发现与常规激光熔覆涂层熔合线上方的显微组织相比,高速激

光熔覆涂层表现出更小的晶粒尺寸,且随着扫描速度的增大,显微组织呈现胞状晶/柱状晶到柱状树枝晶/等轴晶的结构转变,熔覆层熔合线上部的晶相尺寸和比例也明显减小。这归因于扫描速度的增大导致稀释率的降低,基体中Fe元素进入熔覆层的数量减少,从而减缓了晶相的生长,且更高的扫描速度可以获得更大的冷却速率,抑制晶核的长大,提供了非晶相形成所需的淬火速度,促进了晶粒细化<sup>[20]</sup>。

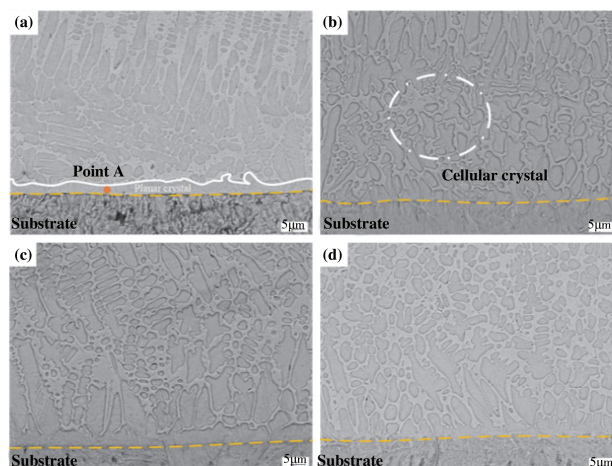


图5 不同激光扫描速度下熔合线上方的显微组织: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s

Fig. 5 Microstructures above the fusion lines in the clad layers differing in scan speed: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s

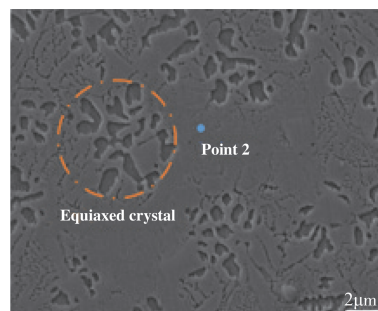


图6 常规激光熔覆层熔合线上方显微组织形貌

Fig. 6 Microstructure above the fusion line the clad layer prepared using a conventional scan speed

此外,四种涂层在熔合线附近的微观形貌无明显差异,从基体过渡至涂层内部均分为两种典型形貌:熔合线处极薄的平面晶和具有一定厚度的胞状晶带。熔覆过程中,基体对熔覆层存在一定的稀释,使得熔覆层底部的元素组成发生改变,这种成分改变会影响这一区域的非晶形成能力,使原子排列趋于有序。这导致熔覆层底部形成了很薄的平面晶带,厚度约2 μm;对平面晶(图5a中Point A)的元素检测结果(图8a)也证明了这一点。

熔覆层中部及上部为柱状晶,等轴晶与无特征灰色相同时存在的混合结构如图7所示。对无特征灰色相的元素检测结果如图8b所示,其所含Fe、Cr、Mo元素均与非晶粉末中含量相近,表明其为非晶相。

图9a为不同扫描速度下熔覆层的XRD谱。可以看出,四种熔覆层均发生了程度不一的晶化,且衍射峰位置基本相同,都具有bcc-Fe、Fe-Cr和Fe<sub>23</sub>(C,B)<sub>6</sub>三种晶相。通过Jade软件计算了熔覆层的相对非晶含量,结果如图9b所示,可以

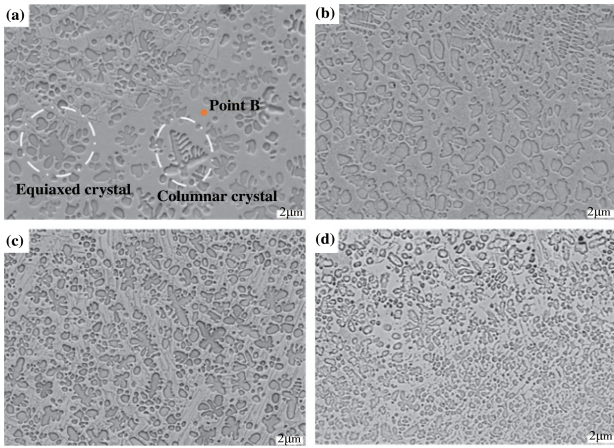


图7 熔覆层中部及上部显微组织: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s  
Fig. 7 Microstructures of the middle and upper part of the clad layers: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s

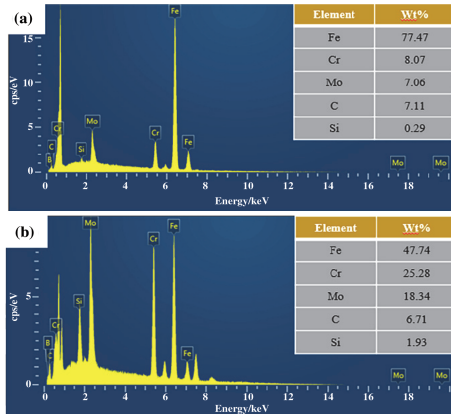


图8 熔覆层不同区域的 EDS 点扫描: (a) 图 5a 中 Point A, (b) 图 7a 中 Point B  
Fig. 8 EDS spot scan result in different areas of the clad layer: (a) Point A in Fig. 5a, and (b) Point B in Fig. 7a

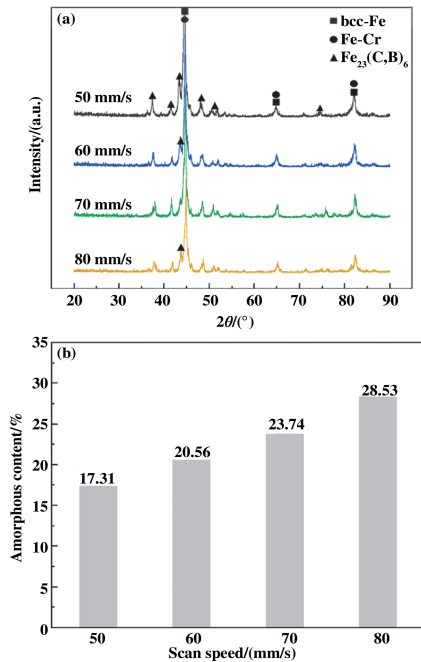


图9 Fe 基非晶复合熔覆层的 XRD 谱和非晶含量  
Fig. 9 XRD patterns and amorphous phase content result of the Fe-based amorphous composite clad layers

发现随着扫描速度的增大,熔覆层中的非晶相含量升高。这是因为更快的扫描速度带来了更高的冷却速率,促进了非晶相的形成。但是此次制备熔覆层的非晶相含量低于常规激光熔覆层,这是因为实验中为了保证熔覆层的成型良好,增大了熔覆过程中涂层各焊道间的搭接率。根据 Li 等<sup>[18]</sup>的研究,搭接区域的熔覆层由于没有暴露在空气中,无法瞬间冷却,会发生严重的晶化。

### 3 激光熔覆温度场模拟

为了探究熔覆层中裂纹受扫描速度影响的变化规律,本部分利用多物理场仿真软件 COMSOL Multiphysics 进行三维建模,使用其中的“流体传热”“层流”和“动网格”模块对不同参数下熔覆层温度场的变化规律进行模拟。

#### 3.1 激光熔覆几何模型建立及划分

本工作采用预置粉模型来替代同轴送粉模型,并忽略部分对温度场分布影响较小的因素。基于假设建立熔覆模型<sup>[21]</sup>:激光熔覆过程中,熔池内的温度梯度分布十分复杂。由于激光加热的局部性和材料的热传导性质,熔池内温度会迅速升高和降低,形成明显的温度梯度。通常情况下,熔池中心温度梯度最高,而向熔池边缘温度梯度逐渐降低。因此,激光熔覆模型采用疏密网格的形式,在熔覆层和热影响区等关键区域采用较为密集的网格,而在其他区域则采用较为疏松的网格。本次模拟采用的有限元涂层模型及网格划分分别如图 10a、b 所示,整个模型包括 32 971 个域单元、6 502 个边界单元和 354 个边单元。

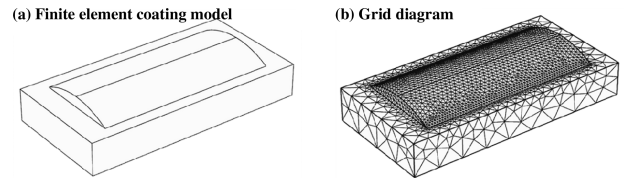


图10 熔覆层温度场模型  
Fig. 10 Temperature field modeling of a clad layer

#### 3.2 激光热源模型

在激光熔覆过程中,光斑是热源产生的位置,其能量密度在光斑中心远高于周围区域。为了研究光斑中心和周围的温度分布,通过 Rosenthal 解析式将光斑能量密度分布近似为符合正态分布的 Gauss 热源模型,以准确地预测热源在激光熔覆过程中的加热效果。具体热源密度分布公式为

$$I(r) = \frac{2P}{\pi R_b^2} \exp\left(-\frac{2r^2}{R_b^2}\right) \quad (2)$$

式中: $P$  为激光功率; $R_b$  为光斑半径; $r$  为到光斑中心的距离。

为了实现精确的激光熔覆过程,需要控制一些关键的工艺参数,如激光功率和扫描速度等。因此,对式(2)进行修正处理,热流密度分布公式可以表示为

$$I(r) = \frac{2P}{\pi R_b^2} \exp\left\{-\frac{2[(x-vt)^2 + y^2]}{R_b^2}\right\} \quad (3)$$

式中: $v$  为激光扫描速度; $t$  为加热时间。在激光熔覆过程中,激光束与基板之间的相对运动会对加热效果产生显著影响。因此,需要在热源模型中考虑激光的相对移动方程。具体而言,假设基板处于静止状态,而激光束则沿基板表面移动,将



热源公式中的坐标系设为相对于激光束而非基板的坐标系, 并将激光的相对移动方程 $[(x-vt)^2+y^2]$ 引入到高斯热源函数中, 如式(3)所示。

三维激光高斯热源模型如图 11 所示。在该模型中, 光斑半径为能量密度从最高点开始逐渐降低到零的区域的半径。此外, 光斑中心位置的能量密度最高, 与中心位置距离越远, 能量密度越低。此模型能够较好地描述实际激光热源的能量分布规律, 并且能够调节激光加工过程中需要控制的工艺参数, 使模拟结果更加准确。

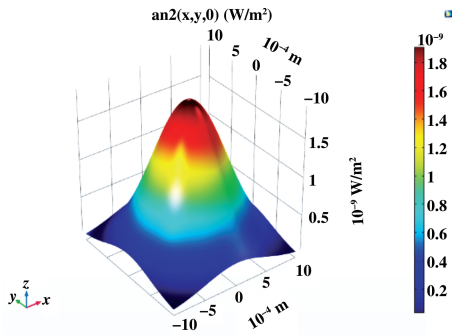


图 11 呈高斯分布的激光热源模型(电子版为彩图)  
Fig. 11 The laser heat source model with Gaussian distribution

3.3 有限元模拟验证

为验证模型的准确性, 计算了相同工艺参数下模拟和实验结果中熔覆层高度与基材熔深尺寸并进行对比, 如表 4 所示。通过比较发现, 模拟结果与实验结果基本一致, 说明所提出的温度场模型具有足够的可靠性。

表 4 模拟和实验结果中熔覆层高度(H)与基材熔深(h)尺寸对照  
Table 4 Comparison of clad layer height (H) and substrate penetration depth (h) in simulated and experimental results

| Scan speed/(mm/s) | Simulated        |                  | Experimental     |                  |
|-------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|
|                   | H/ $\mu\text{m}$ | h/ $\mu\text{m}$ | H/ $\mu\text{m}$ | h/ $\mu\text{m}$ |
| 50                | 664              | 396              | 652              | 375              |
| 60                | 602              | 274              | 592              | 266              |
| 70                | 588              | 267              | 579              | 258              |
| 80                | 574              | 236              | 558              | 228              |

3.4 激光熔覆层裂纹产生机理

激光熔覆自身“急热急冷”的特点及熔覆材料和基体材料在热物理性能上的差异极易导致熔覆过程中涂层内应力的产生。当内应力超过材料的屈服极限时, 易在夹杂、气孔等部位出现应力集中而导致涂层开裂。Kadolkar 等<sup>[22]</sup>的研究表明, 激光熔覆材料与基板之间的热膨胀系数、弹性模量等热物理参数的不匹配导致了激光熔覆过程中热应力的产生, 熔覆层中的热应力可由式(4)判定。

$$\sigma = \frac{hE_1E_2 \cdot \Delta\alpha \cdot \Delta T}{(1-\gamma) \cdot (HE_1 + hE_2)} \quad (4)$$

式中: $\sigma$  为热应力; 下标 1 和 2 分别代表激光熔覆层和基板;  $E$  代表弹性模量;  $\Delta\alpha$  为熔覆材料与基板间的热膨胀系数之差;  $\Delta T$  为熔覆层温度与室温之差;  $\gamma$  为熔覆层的泊松比。图 12 为不同扫描速度下熔覆层截面温度场分布模拟结果。结合基体与原料粉末在不同温度下的热物理参数, 计算了不

同扫描速度下四种熔覆层的热应力, 如表 5 所示。

表 5 四种熔覆层中的热应力模拟结果  
Table 5 Simulated thermal stress result in the clad layers differing in scan speed

| Scan speed/(mm/s) | $\Delta T/\text{K}$ | $\sigma/\text{GPa}$ |
|-------------------|---------------------|---------------------|
| 50                | 2 972               | 2.3                 |
| 60                | 2 822               | 1.9                 |
| 70                | 2 782               | 1.6                 |
| 80                | 2 672               | 0.8                 |

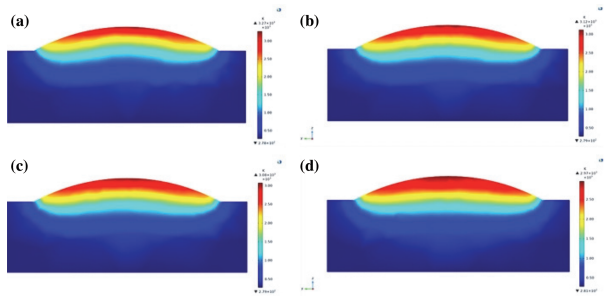


图 12 不同扫描速度下熔覆层的温度场分布: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s(电子版为彩图)  
Fig. 12 Temperature field distributions of the clad layers differing in scan speed: (a) 50 mm/s, (b) 60 mm/s, (c) 70 mm/s, (d) 80 mm/s

将图 4 熔覆层截面宏观形貌与图 12 进行对比, 发现当激光扫描速度增大时, 熔覆层截面开裂得到缓解, 当扫描速度为 80 mm/s 时, 仅观察到少量微裂纹的出现。扫描速度增大意味着热输入减小, 导致熔覆层温度降低,  $\Delta T$  减小, 熔覆层中的热应力也减小。实验与模拟结果相结合, 证明通过增大激光扫描速度可以降低熔覆层中的热应力, 从而减小熔覆层中裂纹发生的可能性。

4 结论

(1) 熔覆层晶粒尺寸随激光扫描速度的增大而逐渐减小。由于熔覆过程中搭接率的提高, 高速激光熔覆涂层的非晶含量随激光扫描速度的增大而升高, 但均低于常规扫描速度下的激光熔覆层, 最高仅为 28.53%。

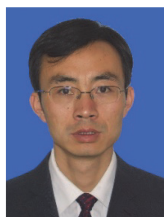
(2) 随扫描速度的增大, 熔覆层截面上的开裂有减缓趋势, 裂纹均从热影响区萌生, 呈折线状向熔覆层扩展。激光熔覆过程中的温度场模拟结果证明, 通过增大激光扫描速度可以减小熔覆层中的热输入, 从而减小其热应力, 降低熔覆层的开裂倾向。

参考文献

1 Yu X. *Mechanical Research & Application*, 2024, 37(3), 23 (in Chinese).  
俞鑫. *机械研究与应用*, 2024, 37(3), 23.  
2 Xiang N X, Zhou H M, Wang Y H, et al. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2024, 61(17), 282 (in Chinese).  
向南鑫, 周后明, 王宇豪, 等. *激光与光电子学进展*, 2024, 61(17), 282.  
3 Wang H Z, Cheng Y H, Song W, et al. *Intermetallics*, 2021, 136, 10726.  
4 Cao Z H, Guo W, Lyu S L, et al. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2024, 16(3), 62 (in Chinese).  
曹梓恒, 郭威, 吕书林, 等. *精密成形工程*, 2024, 16(3), 62.

- 5 Wang M, Lü S, Wu S, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 934, 168058.
- 6 Li H, Lu Z, Wang S, et al. *Progress in Materials Science*, 2019, 103, 23.
- 7 Li F. Investigation on microstructure and properties of Fe-based amorphous coating deposited by thermal spraying. Master's Thesis, Central South University, China, 2012 (in Chinese).  
李飞. 热喷涂制备 Fe 基非晶态合金涂层的组织结构与性能研究. 硕士学位论文, 中南大学, 2012.
- 8 Schuh A C, Hufnagel C T, Ramamurty U. *Acta Materialia*, 2007, 55 (12), 406.
- 9 Guo S, Liu L, Li N, et al. *Scripta Materialia*, 2010, 62(6), 32.
- 10 Yoon S, Lee C, Choi H. *Materials Science & Engineering A*, 2006, 449, 285.
- 11 Ha H M, Miller J R, Payer J H. *Journal of the Electrochemical Society*, 2009, 156(8), C246.
- 12 Wang Y B, Ying L X, Dong G J, et al. *Progress of Materials in China*, 2009, 28(3), 17 (in Chinese).  
王一博, 应丽霞, 董国君, 等. *中国材料进展*, 2009, 28(3), 17.
- 13 Ding Y X, Zhou L Z. *Metal Hotworking Technology*, 2007, 36(6), 69 (in Chinese).  
丁阳喜, 周立志. *热加工工艺*, 2007, 36(6), 69.
- 14 Qi K, Yang Y, Sun R, et al. *Optics & Laser Technology*, 2021, 141, 107129.
- 15 Ouyang C Y, Bai Q F, Han B H, et al. *Heat Treatment of Metals*, 2022, 47(5), 252 (in Chinese).  
欧阳昌耀, 白峭峰, 韩斌慧, 等. *金属热处理*, 2022, 47(5), 252.
- 16 Yu J M, Lu X, Chao M J, et al. *Applied Laser*, 2006, 26(3), 175 (in Chinese).  
余菊美, 卢洵, 晁明举, 等. *应用激光*, 2006, 26(3), 175.
- 17 Liu Y N, Sun R L, Niu W, et al. *Surface Technology*, 2018, 47(12), 134 (in Chinese).  
刘亚楠, 孙荣禄, 牛伟, 等. *表面技术*, 2018, 47(12), 134.
- 18 Li R, Yuan W, Yue H, et al. *Optics & Laser Technology*, 2022, 146, 10757.
- 19 Shang X, Zhang C, Xv T, et al. *Materials Chemistry and Physics*, 2021, 263, 124407.
- 20 Lee, Yousub, Nordin, et al. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2014, 45(4), 1520.
- 21 Liu X L. Finite element simulation of laser cladding nickel-base composite coatings. Master's Thesis, East China Jiaotong University, China, 2018 (in Chinese).  
刘学林. 激光熔覆镍基复合涂层有限元模拟. 硕士学位论文, 华东交通大学, 2018.
- 22 Kadolkar P, Watkins T R, De Hosson J T M, et al. *Acta Materialia*, 2007, 55(4), 1203.

(责任编辑 房 威)



俞伟元, 通信作者, 博士, 兰州理工大学材料科学与工程学院教授、博士研究生导师。主要从事先进钎焊技术、表面工程等领域的研究。