

激光与光电子学进展

灰铸铁表面激光重熔的数值模拟与工艺试验

熊安辉, 刘延辉*, 李客, 张慧妍, 傅佳云

上海工程技术大学材料工程学院, 上海 201620

摘要 通过建立三维瞬态仿真模型,分析了HT250灰铸铁在激光重熔过程中的温度分布及其变化规律,探讨了激光功率对激光熔池温度场的影响。利用超景深显微镜和扫描电镜,观察了激光单熔道的几何特征和显微组织,用硬度计测试了熔道横截面的显微硬度。研究表明,激光重熔后,熔道呈半圆弧形,由表层向内依次为重熔区、热影响区和母材,激光功率增加,激光熔池的峰值温度升高,熔道的深度加深、宽度加宽。数值模拟激光熔池的计算几何尺寸,与工艺试验中激光重熔熔道的实际测量值基本相吻合,证明了模型的可靠有效。另外,工艺试验结果表明,HT250灰铸铁重熔区的显微组织为细小的树枝状变态莱氏体,重熔区的平均硬度约为1000 HV,约为母材硬度的5倍。

关键词 激光光学; 激光重熔; 灰铸铁; 数值模拟; 激光功率; 显微组织; 显微硬度

中图分类号 TG143.2

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202259.0316007

Numerical Simulation and Experiments of Gray Cast Iron by Laser Surface Remelting

Xiong Anhui, Liu Yanhui*, Li Ke, Zhang Huiyan, Fu Jiayun

School of Materials Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China

Abstract The temperature distribution and variation of HT250 gray cast iron during laser remelted are analyzed by establishing a three-dimensional transient simulation model, and the influence of laser power on the temperature field of laser melting pool is discussed. The geometric characteristics and microstructure of laser remelting single channels are observed by metallographic microscope and scanning electron microscope, respectively. The microhardness of the channel's cross section is measured by the microhardness tester. The results show that the remelted zone is semi-arc. From the surface to the inside, the remelted zone, the heat affected zone and the base metal are in turn. With the increase of laser power, the peak temperature of laser molten pool increases, the depth increases, and width of melt track deepens. The calculated geometry of the laser melted pool is in good agreement with the actual measurement of the laser melted pool, which proves that the model is reliable and effective. In addition, the experimental results show that the main microstructure of the HT250 gray cast iron in the remelted zone is very small dendritic modified ledeburite. The average microhardness of the remelted zone is about 1000 HV, which is about 5 times higher than that of the substrate.

Key words laser optics; laser surface remelting; gray cast iron; numerical simulation; laser power; microstructure; microhardness

收稿日期: 2021-05-09; 修回日期: 2021-05-17; 录用日期: 2021-05-18

基金项目: 上海工程技术大学研究生科研创新项目(17KY0513)

通信作者: *scopey@163.com

1 引言

灰铸铁是一种减震性和铸造性良好,成本低廉的工程材料,广泛应用于制作各种机械结构的零部件,例如机床导轨、轴承座、发动机缸体等^[1-2]。这些零部件的应用场景和载荷一般都比较复杂和恶劣,会使零部件的表面遭受冲击、振动、磨损、腐蚀,诱发变形、裂纹等缺陷的形成,缩短其服役寿命^[3]。大量的研究成果和工程案例表明,采用合适的表面工程技术,对灰铸铁零部件的表面层进行强化,能够有效提高铸铁零部件的使用性能、延长其服役寿命。

激光重熔是一种经济高效的表面工程技术,该技术利用激光能量密度高、光束质量好,可以局部快速加热等优势,快速熔凝材料的表面层,细化和调整材料表面层的微观组织,改善材料表面层的性能和质量,具有简便、高效、经济、无污染等优点^[4-6]。国内外众多学者对激光重熔开展了大量的研究,屈岳波等^[7]对 45 钢表面进行激光重熔的结果表明,激光重熔后 45 钢的硬度达到了 750 HV,表面抗磨损性能提高了 50%。Pagano 等^[8]对球墨铸铁表面的激光重熔研究结果也表明,激光表面重熔可以显著提升球墨铸铁表面的耐磨性。Ma 等^[9]依据仿生学原理,对开裂的球墨铸铁构件进行激光重熔修复,修复后的构件具有优异的抗裂性能和拉伸性能。Li 等^[10]用 Ni 基合金粉末填充灰铸铁表面的砂眼孔洞,并进行激光重熔处理,成功地消除了灰铸铁表面的孔洞缺陷。Chen 等^[11]依据仿生学原理,对灰铸铁表面进行激光重熔强化,显著提升了灰铸铁的表面抗疲劳磨损性能。

材料表面受到激光束的辐射,在十分短暂的时间内,完成对激光束能量的吸收和转化,然后形成液态熔池并扩大。在这个过程中,决定着熔池形成和发展的温度梯度分布、熔体流场行为十分复杂而且变化极快,实时测量难度极大而且经常误差很大。因此,建立温度场有限元模型,可以动态模拟重熔成形的整个过程,对于呈现重熔过程中熔池温度特点,进而推演激光熔池的凝固过程、优化工艺参数,降低试验成本、促进激光表面加工技术的应用和发展,具有重要意义^[12-15]。如 Yang 等^[16]设计了一种非均匀分布的激光重熔强化模型,用于讨论熔化区内应力与裂纹扩展的关系,分析裂纹萌生机理和扩展模式,并用灰铸铁表面的激光重熔试验,对该模型的有效性进行了验证。Yi 等^[17]以 Fe313 铁

基合金为熔覆粉,研究了激光熔覆过程中,灰铸铁中的碳原子在石墨相中的扩散机制,并运用数值模拟技术,讨论了激光工艺参数对激光熔池温度场分布规律的影响。Gan 等^[18]运用三维有限元模型,对铸铁表面激光增材制造镍基合金的物理过程进行了数值模拟,分析了凝固参数对凝固组织的影响。总体而言,通过对激光加工过程中的数值模拟分析,加深了人们对激光加工过程的理解,促进了激光加工技术的发展和运用。但是,已报道的文献中,以金属表面激光重熔进行数值模拟的研究成果较少。

本文以有限元分析软件 Fluent 为平台,以灰铸铁为研究对象,建立了激光重熔熔池的三维有限元模型,分析了激光熔池发展过程中温度场的演变,同时通过对 HT250 灰铸铁的激光重熔工艺试验,验证了数值模拟结果的有效性,讨论了激光功率对激光重熔灰铸铁熔道形态、微观组织与力学性能的影响,研究结果对于灰铸铁表面激光重熔强化工艺的工程设计具有较好的参考价值 and 理论支持。

2 数值模拟

2.1 数学模型

激光重熔技术是样品表面在高能量密度的激光束作用下,利用激光瞬时输出的热量,对材料表面局部进行高速熔凝,从而达到改善材料表面性质的目的,图 1 为激光重熔的工艺示意图。综合考虑激光重熔过程中的熔化、凝固、相变等复杂物理化学现象,本文对研究模型进行了一定的合理假设,具体如下:

- 1) 工件的初始温度设定为 300 K,材料具有各向同性;
- 2) 熔池中的流动和材料的气化被忽略,且传热是对称的;
- 3) 液态金属的性质随温度的变化而变化,但是激光的吸收率为常数。

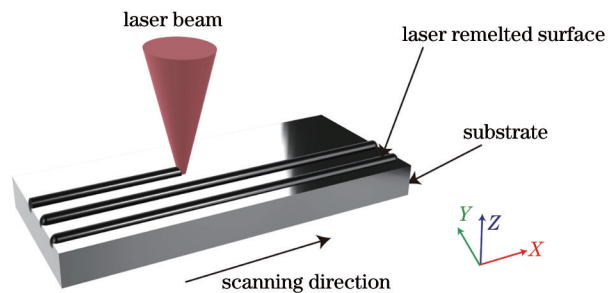


图 1 激光重熔示意图

Fig. 1 Schematic of laser remelting

激光重熔过程中,材料熔化和凝固以及显微组织变化的同时会产生相变潜热的吸收和释放。本文为了提高模型的可靠性,采用了随温度变化的热物性定义相变潜热。模型采用的母材为 HT250 灰铸铁,由于材料在高温下的热物性数据难以获取,因此采用 JmatPro 软件进行模拟计算,具体热物性参数如表 1 和图 2 所示。

图 3 是激光重熔的有限元计算模型,激光沿 X 轴正方向对基体表面进行扫描。基于几何模型的对称性,只对一半模型(30 mm×10 mm×5 mm)进行计算。为了提高计算精度和减少计算量,对靠近激光作用的区域采用了立方体的密集网格,远离激光作用区域采用了粗四面体网格。节点数量为

表 1 HT250 灰铸铁的物理参数

Table 1 Physical parameters of HT250 gray cast iron

Properties	Values
Solidus temperature T_s /K	1349
Liquidus temperature T_l /K	1505
Melting latent L_m /($J \cdot kg^{-1}$)	269550
Coefficient of thermal expansion β_k / K^{-1}	1.13×10^{-5}
Density ρ /($kg \cdot m^{-3}$)	7559

859022 个,单元体数量为 1221676 个。温度场的建立主要以不同激光功率为主,本文中的激光功率分别为 1500 W、2000 W、2500 W,扫描速度固定为 5 mm/s,光斑直径为定值 4 mm。

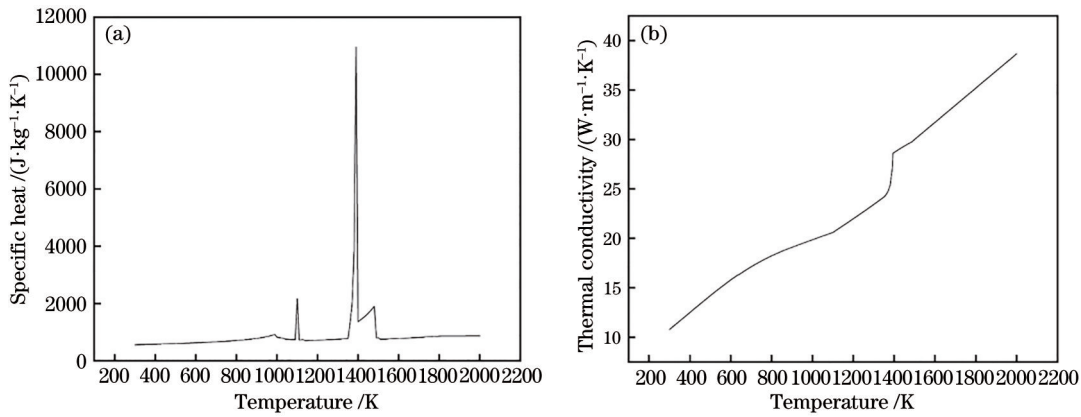


图 2 HT250 灰铸铁的热物性参数。(a)比热容;(b)热导率

Fig. 2 Thermophysical parameters of HT250 gray cast iron. (a) Specific heat; (b) thermal conductivity

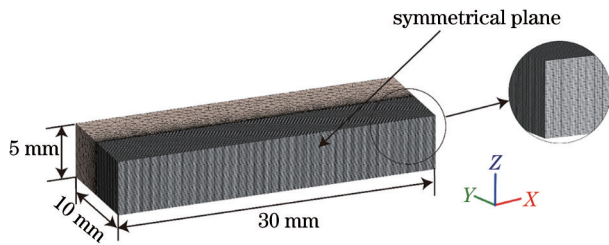


图 3 有限元网格模型图

Fig. 3 Finite element mesh model diagram

2.2 热源模型的建立

热源的选取会直接影响模型的精度,合理的热源可以准确地模拟出激光加工中热量相互作用的特点,以往的研究表明^[19],高斯分布的面热源模型能更好地反映激光重熔工艺热源的情况,公式为

$$q(x, y, t) = \frac{2\eta P}{\pi r^2} \exp\left(-\frac{2R^2}{r^2}\right), \quad (1)$$

$$R = \sqrt{(x - v_s t)^2 + y^2}, \quad (2)$$

式中: $q(x, y, t)$ 为激光能量密度函数; P 为激光功率; R 为距激光光斑中心的距离; r 为激光光斑半径; v_s 为激光扫描速度; η 为材料的激光吸收率,本次模拟中设为激光吸收率为 0.26; t 为激光作用时间; x 、 y 分别代表直角坐标系的 2 个方向。

2.3 流体动力学控制方程以及边界条件

本研究数值模拟以热传导为主,能量控制方程为

$$\frac{\partial(\rho c T)}{\partial t} = \frac{\partial^2(\lambda T)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2(\lambda T)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2(\lambda T)}{\partial z^2} + Q_{\text{laser}}, \quad (3)$$

式中: λ 为导热系数; ρ 为材料密度; c 为比热容; T 为温度随时间 t 变化的函数; Q_{laser} 为激光热源。

在本文中主要对激光重熔的温度场进行分析,动量边界因此被忽略,主要考虑能量边界。试样初始温度设定为室温 300 K,设定底面与对称面为绝热条件,其他表面主要以对流和辐射边界条件为主。激光重熔过程中的热量损失主要由工件表面

与周围环境的热对流和热辐射造成的,

$$Q_a = h_c(T_w - T_0) + \sigma_c \epsilon (T_w^4 - T_0^4), \quad (4)$$

式中: h_c 为空气与工件表面的对流换热系数; T_w 为工件表面温度; Q_a 为对流换热和辐射换热的总换热损失; T_0 为外界环境温度; ϵ 为表面辐射发射率; σ_c 为玻尔兹曼常数。

根据 Goldak 等^[20]的研究, 二种对流方式可以由经验公式进行整合,

$$Q_a = h(T_w - T_0), \quad (5)$$

$$h = 2.41 \times 10^{-3} \epsilon T^{1.61}, \quad (6)$$

式中: h 是综合换热系数; 对于 HT250 灰铸铁, 为了计算方便, ϵ 取室温定值 0.24。

3 温度场计算结果与分析

3.1 温度场的动态分析

图 4 表示激光功率为 2500 W, 扫描速度为

5 mm/s 时, 试样在激光重熔过程中各时间步 (0.3 s、1.3 s、2.3 s、3.3 s) 的三维温度场分布。由图 4 可知, 激光热源呈高斯分布, 各时间步的温度场都是由中心往四周逐渐降低。光斑直接辐射的区域内温度最高, 表面峰值温度约为 2920 K, 远高于基体的熔点 (HT250 灰铸铁的熔点为 1505 K), 将会导致基体表面快速熔化, 产生熔池。随着时间步的变化, 当光斑离开时, 该区域内表面温度又迅速下降, 致使熔池迅速凝固。同时观察到样品表面温度场出现了拖尾现象, 分布呈“彗星”状。这一现象的产生是激光扫描的方向引起熔池前后温度梯度不均导致的。沿激光扫描方向, 材料表面先加热区域 (熔池后方区域) 熔化后产生了熔池, 熔体对流使得热量更易耗散, 而后加热区域 (熔池前方区域) 固体导热使得热量不能有效的耗散, 大量聚集造成熔池前方的温度梯度比熔池后方的大。

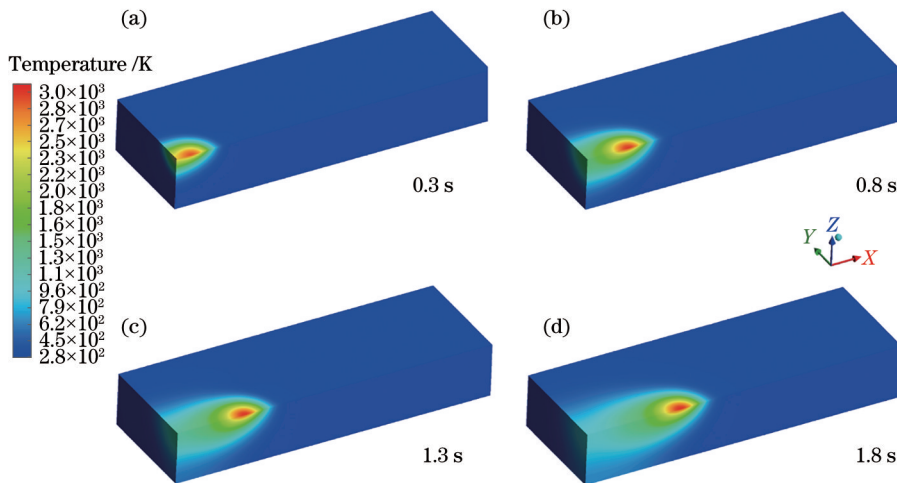


图 4 不同时刻的温度场分布图。(a) 0.3 s; (b) 0.8 s; (c) 1.3 s; (d) 1.8 s

Fig. 4 Temperature field at different times. (a) 0.3 s; (b) 0.8 s; (c) 1.3 s; (d) 1.8 s

图 5(a) 为 $t=0.9$ s 时的灰铸铁试样的温度和熔池三维分布图, 其中上半部分为温度场分布, 下半部分为熔池形貌分布。图 5(b) 为熔道纵截面温度分布图 ($X-Z$ 截面), 可以明显地看出热量主要集中在一个非常狭窄的区域, 且热影响区 (HAZ) 较小。图 5(c) 为熔道横截面 ($Y-Z$ 截面) 的温度和熔池分布图, 图中峰值温度在材料表面, 约为 2319 K。沿深度方向温度差很大, 从顶部到底部温差约为 2019 K。由于忽略了熔体的流动, 模拟的熔池形状呈标准的半椭圆状。图 5(d) 为 pq 线沿深度方向的温度梯度曲线图, 由模拟结果可知, 表面的温度梯度最大, 约为 1.1×10^6 K/m, 沿深度方向, 距离材料

表面越远, 温度梯度越小, 该温度场模拟结果与之前相关研究文献^[8, 17, 21]报道的结果一致。

图 6 为激光功率为 2500 W 时, $x=3$ mm 处试样横截面 ($y-z$ 截面) 沿深度方向不同节点的温度-时间历程曲线。从图中可以看出沿着深度方向随深度的增加, 各曲线节点峰值温度逐渐减小。不同位置节点的温度随时间变化的曲线形状基本一致, 但变化趋势不同。距离重熔层表面越远, 曲线变换趋势越平缓, 即表示沿深度方向随深度的不同, 各区域的升温 and 冷却速度均不相同。由凝固组织一般形成规律可知, 重熔区 (LRZ) 组织形貌主要由该区域内温度梯度和冷却速率决定。根据图 5(d) 温度

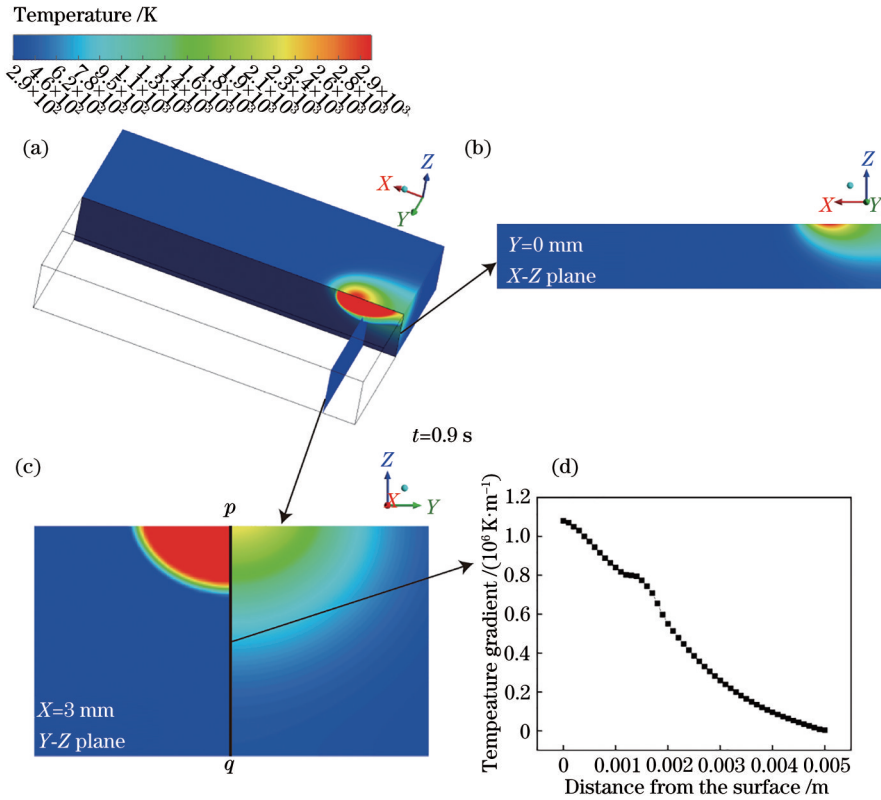


图5 0.9 s时的温度场云图。(a)三维温度场分布;(b) X-Z平面的温度场分布;(c) Y-Z平面的温度场分布;(d)沿路径pq的温度梯度分布

Fig. 5 Temperature field cloud map at 0.9 s. (a) Three-dimensional temperature field; (b) temperature field in X-Z plane; (c) temperature field in Y-Z plane; (d) temperature gradient distribution along path pq line

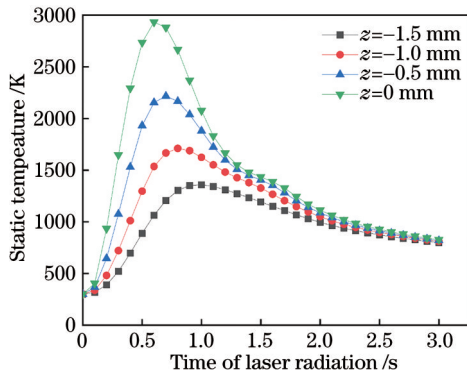


图6 熔池内沿深度方向不同位置的温度-时间历程曲线
Fig. 6 Temperature profiles of various positions along the depth direction in melted pool

梯度曲线与图6沿深度方向不同节点的温度时间变化曲线,可以进一步推测灰铸铁重熔后的熔道横截面组织也是沿深度方向呈梯度变化的。同时可知在深度为1.5 mm的节点处峰值温度约为1250 K。该温度处于灰铸铁熔点和相变点温度^[8]之间,因此可以预测,该深度区域内会发生固态相变。

3.2 激光功率对温度场的影响

激光重熔过程中,激光功率是影响重熔层性质的重要工艺参数。为了研究激光功率对激光重熔过程中温度场分布的影响,本文设定的激光工艺参数:激光扫描速度为5 mm/s;激光光斑直径为4 mm;激光功率分别为1500 W、2000 W、2500 W。图7(a)表示不同激光功率下基材上表面固定点P点的温度随时间变化曲线。从图可知,激光重熔是一个快速加热冷却的过程。当激光功率为2500 W,基体表面在0.5 s内便从室温300 K上升到峰值温度2930 K,随后的2.5 s内又迅速下降至约800 K,前后温差达2130 K。随着激光功率的增大,熔池表面峰值温度也在上升。这一现象的产生主要是因为其他激光工艺参数不变的条件下,激光功率的上升使基体表面单位时间内可以吸收更多激光的能量。同时激光功率的上升也造成了激光重熔过程中熔池区域体积的增大,如图7(b)所示。从曲线可知,在 $t=0.9$ s时, $x=3$ mm处熔池的深度由激光功率为1500 W时的0.7 mm增加到了2500 W时的1.3 mm,深度提高了约85%。

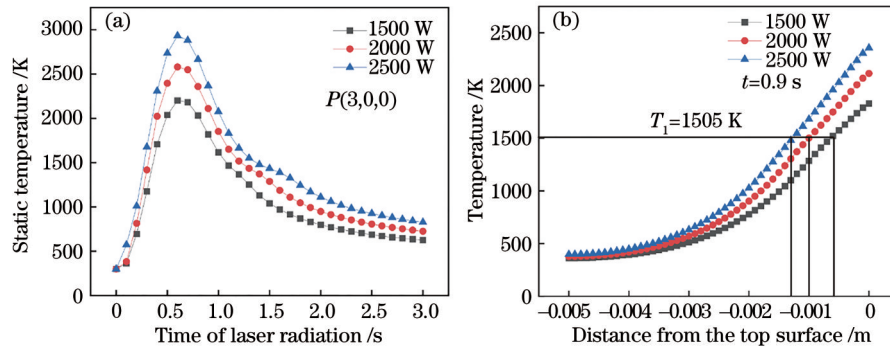


图 7 不同激光功率下的温度分布。(a) 试样上 P 点热循环曲线;(b) 不同激光功率下沿 pq 线上的温度分布
Fig. 7 Temperature field at different laser powers. (a) Thermal circulation curves of the point P; (b) temperature distribution along path pq line at different laser powers

4 模型验证及组织性能分析

4.1 试验材料及方法

本文采用的试验材料为 HT250 灰铸铁,其化学成分如表 2 所示。将灰铸铁切割成高 5 mm 的长方体,并用砂纸打磨除去其表面氧化物作为试验基底。试验使用 IPG 光纤激光器(YLR-5000 型)在连续模式下对样品进行单道激光扫描,激光光斑直径

表 2 HT250 灰铸铁的化学成分

Table 2 Chemical compositions of HT250 gray cast iron

Element	C	Si	Mn	P	S	Fe
Mass fraction /%	3.2	2.0	0.7	0.15	0.12	Bal.

为 4 mm,扫描速度为 5 mm/s,激光功率分别为 1500 W、2000 W、2500 W(与计算模拟工艺参数相同)。为了防止试验过程中样品被氧化,全程使用氩气进行保护。对加工后的样品用线切割沿横截面(Y-Z 截面)进行切割,使用超景深显微镜对激光重熔单道熔道横截面的尺寸进行观察测量,并通过扫描电镜对熔池内显微组织进行观察。

4.2 模型验证

在激光扫描速度为 5 mm/s,激光光斑直径为 4 mm 的加工条件下,分别采用 1500 W、2000 W、2500 W 的激光功率对厚度为 5 mm 的 HT250 灰铸铁进行了单道激光重熔试验,得到了如图 8(a)所示

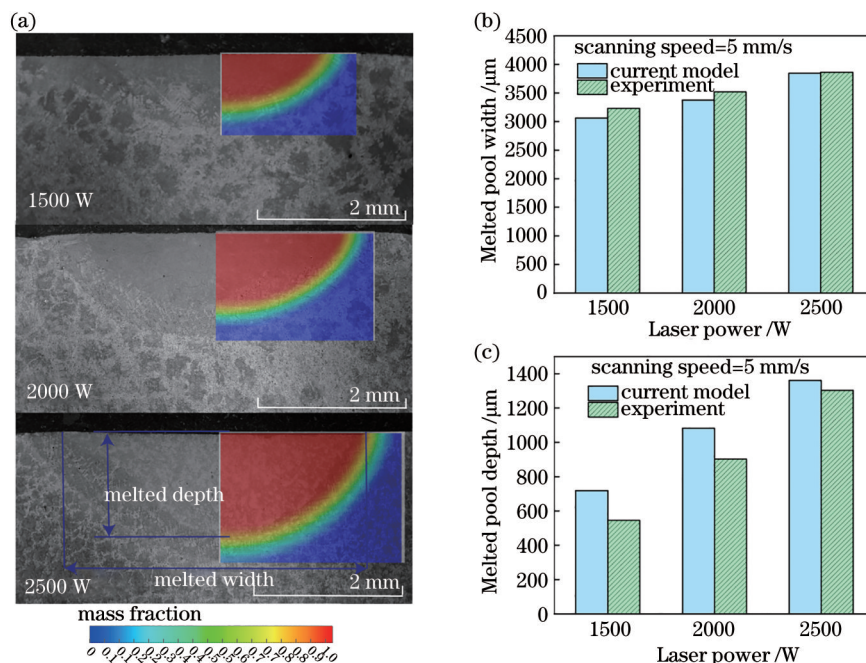


图 8 试验和模拟结果对比。(a) 熔池形貌的试验和模拟结果;(b) 熔池深度;(c) 熔池宽度
Fig. 8 Comparison of experimental and simulation results. (a) Comparison of melted pool shape between experiment and calculation; (b) depth of melted pool; (c) width of melted pool

的灰铸铁单道熔道横截面扫描电镜图,其中图中左侧为试验结果,右侧为模拟结果。由图 8 可知,重熔区的横截面为半椭球形状,这与模拟结果基本吻合。图 8(b)、(c)分别是不同激光功率下重熔区最大熔宽和熔深模拟值与试验值的比对,可知数值模拟结果与实际试验结果吻合。但是误差仍是不可避免的,造成误差的因素有很多,材料表面实际激光吸收率,熔池内流场的运动,这些都是影响熔池形貌发展的重要因素。由图中可知模拟得到的重熔区宽度低于试验宽度,而重熔区的模拟深度却高于试验深度。本文认为,这主要是该仿真模型缺少流场模拟造成的,根据相关文献报道马兰戈尼对流^[22-23]也是影响熔池形貌的重要因素。灰铸铁的表面张力温度系数为负,因此在激光重熔过程中熔池在表面张力的作用下会变得更宽更浅,这也符合了本文的误差分布规律。

图 8(b)和图 8(c)分别展示了在其他激光工艺参数不变的情况下,熔池的宽度和深度随着激光功率的上升时而加宽、加深,即激光功率的提高将会导致灰铸铁表面重熔层区域的扩大,这一现象也符合图 7 中的模拟结果。

图 9 是激光重熔后 HT250 灰铸铁重熔区到基体组织沿深度方向进行线扫描的能量色散 X 射线谱(EDS)分析结果。由于激光重熔过程中不添加

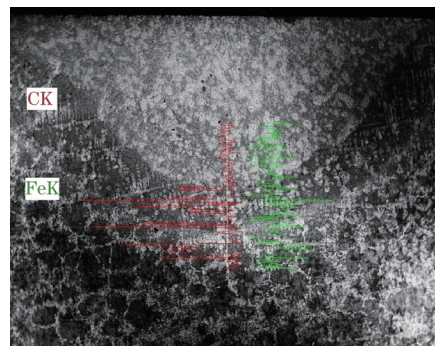


图 9 激光表面重熔后的线状灰铸铁的 EDS 分析

Fig. 9 Line of gray cast iron after laser surface remelted by EDS

任何元素,所以只对重熔后的 Fe、C 这二种主要元素含量进行能谱分析。从图 9 可知,Fe 元素含量从重熔区至基体区基本稳定。C 元素含量在重熔区内曲线波动较为平缓。随着深度的下降,在热影响区与基体内其含量明显升高,可以看出该区域内曲线发生了明显波动。这一现象也符合材料与激光相互作用的一般规律,重熔区中的游离片状石墨在激光重熔过程中被高温完全溶解,因此该区域内 C 元素含量分布比较均匀。在基体区,由于游离态片状石墨的大量存在,致使 C 元素含量发生了偏聚。

4.3 微观组织分析

图 10 为激光扫描速度为 5 mm/s 时,激光功率

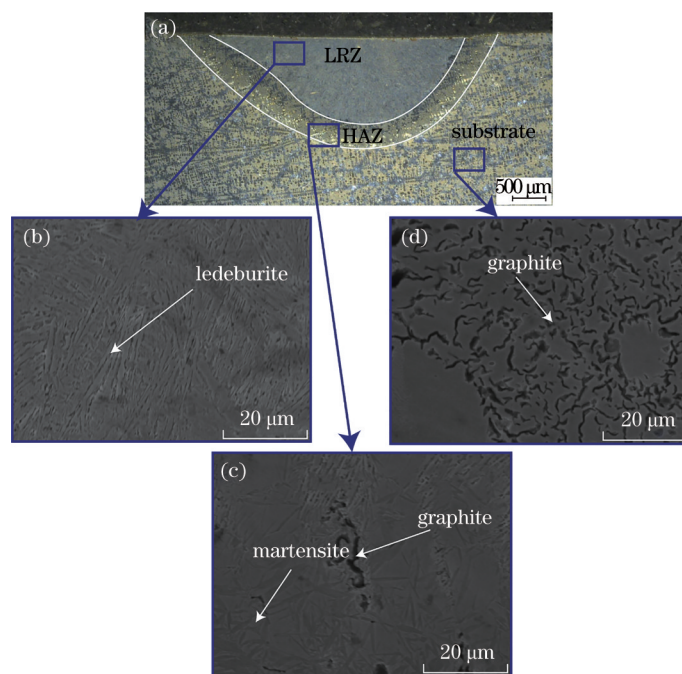


图 10 HT250 灰铸铁激光表面重熔的金相组织。(a)激光重熔层横截面形貌;(b)重熔区组织;(c)热影响区组织;(d)基体
Fig. 10 Metallograph microstructure of HT250 gray cast iron by laser surface remelting. (a) Cross-sectional morphology of laser remelted layer; (b) microstructure of LRZ; (c) microstructure of HAZ; (d) substrate

为 2500 W 下的试样单道熔道横截面(Y-Z截面)显微组织图。由 3.1 节温度场的模拟可知试样重熔后横截面显微组织会成梯度分布,如图 6 所示。依据明显的组织过渡,试样横截面由表面到内部可依次分为重熔区、热影响区和基体。图 10(b)为重熔区在扫描电镜下的显微组织,该重熔区内显微组织主要由弥散度很高的细小树枝状变态莱氏体组成,相关的研究^[24-25]已经表明该转变产物与正常的莱氏体组织不同,具有极高的硬度。铸铁表面在激光加工过程中迅速升温,表面石墨相在高温下完全溶解。在随后快速凝固过程中,初生奥氏体在固液界面前沿的成分过冷区以树枝状方式长大,部分奥氏体快速冷却下转变为马氏体,在常温下与渗碳体一起组成了树枝状变态莱氏体。同时由于冷却速度极快,结晶形核率远大于晶核生长率,造成了大量的细晶组织,因此该区域内的变态莱氏体组织极为细小。图 10(c)为热影响区在扫描电镜下的显微组织图。由 3.1 节温度场模拟结果可知,该区域内的温度位于灰铸铁熔点和相变点温度之间,因此铸铁在该区域之间会发生固态相变。同时由于深度的增加材料吸收的热量不足,该区域内基体组织短时间内不能完全奥氏体化,这就导致了该区域内出现了一部分由奥氏体在快速冷却下转变成的针状马氏体,还伴有少量的未溶片状石墨。图 10(d)为基体在扫描电镜下的显微组织,大量的游离黑色片状石墨相仍分布在组织中,可见基体组织未发生变化。

4.4 显微硬度

图 11 是激光扫描速度为 5 mm/s,不同激光功率时,沿灰铸铁单道熔道横截面中心线向深度方向

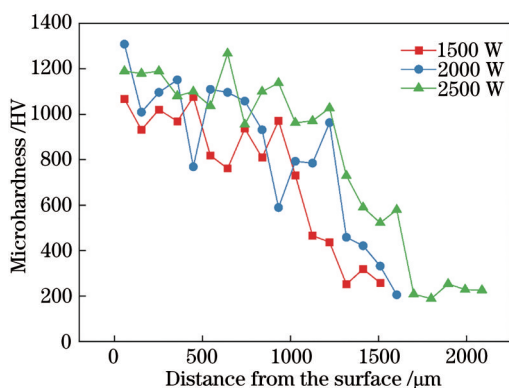


图 11 HT250 铸铁表面激光重熔单道熔道横截面的显微硬度分布

Fig. 11 Microhardness profile at the cross section of the laser remelted single-pass channel on the HT250 gray cast iron surface

显微硬度的分布变化曲线。由各单曲线纵向分布可知,重熔层内硬度值最高,随着深度的增加,硬度值在热影响区内均急剧下降,这主要是由于该区域内的残余石墨影响了其硬度。随着深度的继续增加,激光能量逐渐减小,基本不会对基体产生影响。由曲线横向分布可知,激光功率在 1500 W 至 2500 W 区间变化时,灰铸铁的激光重熔区平均硬度值在 960 HV 至 1160 HV 之间波动,约为母材的 5 倍,表面硬度的提高是源于重熔区内形成的硬质相和表面晶粒细化引起的强化机制共同作用。显微硬度曲线的起伏主要是激光改性区中碳的浓度不同所致^[26]。重熔层的硬度并没有因激光功率的变化而造成显著差异,这主要是因为不同激光功率下铸铁表面重熔层内的组织成分基本一致,激光功率仅改变了重熔区域的大小,并未使得重熔层中产生新的增强相。

5 结 论

本文建立了三维瞬态仿真模型,分析了 HT250 灰铸铁在激光重熔过程中温度场的分布及其变化规律,并通过熔池的计算几何尺寸与试验测量值的比较,证明了模型的准确性。研究表明,激光重熔过程具有骤冷骤热的特点,当激光功率为 2500 W,扫描速度为 5 mm/s 时,在约 0.5 s 内,基体表面温度便由室温升至峰值温度(2930 K),随后在 2.5 s 内,基体表面温度又迅速下降至 800 K 左右,前后温差达 2130 K。激光功率的上升,会引起熔池表面峰值温度的升高,熔道的宽度和深度也会随之增加,从而扩大了重熔区的体积。工艺试验结果显示,HT250 灰铸铁经过激光重熔后,重熔区的显微组织主要由高硬度的细小树枝状变态莱氏体组成,激光重熔区的平均显微硬度在 1000 HV 左右,约是母材的 5 倍。

参 考 文 献

- [1] Zhao Q X, Mou Z G, Zhang K, et al. Casting defects formation reason and preventing measures of gray iron cylinder block[J]. Modern Cast Iron, 2020, 40(6): 19-25.
赵群宪, 牟志刚, 张坤, 等. 灰铸铁缸体铸造缺陷的成因及防止措施[J]. 现代铸铁, 2020, 40(6): 19-25.
- [2] Kou S Q, Wang J W, Yang S H, et al. Experimental study of pulse laser processing fracture notch of main bearing cap of crankcase bearing

- bracket[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(10): 2678-2683.
- 寇淑清, 王金伟, 杨慎华, 等. 箱体主轴轴承座脉冲激光加工裂解槽实验研究[J]. 中国激光, 2010, 37(10): 2678-2683.
- [3] Jiang G Y, Xie J L, Pang M, et al. Microstructure and properties of Ni-based WC alloy by laser cladding of compacted graphite cast iron[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2020, 57(15): 151404.
- 江国业, 谢金蕾, 庞铭, 等. 蠕墨铸铁激光熔覆镍基 WC 合金组织及性能表征[J]. 激光与光电子学进展, 2020, 57(15): 151404.
- [4] Cannillo V, Sola A, Barletta M, et al. Surface modification of Al-Al₂O₃ composites by laser treatment [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2010, 48(12): 1266-1277.
- [5] Barr C, Shi D S, Easton M, et al. Influence of macrosegregation on solidification cracking in laser clad ultra-high strength steels[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 340: 126-136.
- [6] Huang J Y, Shen Z J, Zhang L X, et al. Applications of laser surface treatment technologies in petroleum machinery[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(6): 060005.
- 黄俊媛, 沈泽俊, 张立新, 等. 激光表面处理技术在石油机械中的应用[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(6): 060005.
- [7] Qu Y B, Zhao L, Zhang R H, et al. Research on fiber laser remelting of 45 steel[J]. Applied Laser, 2013, 33(4): 398-402.
- 屈岳波, 赵琳, 张瑞华, 等. 45号钢光纤激光表面熔凝处理工艺研究 [J]. 应用激光, 2013, 33(4): 398-402.
- [8] Pagano N, Angelini V, Ceschini L, et al. Laser remelting for enhancing tribological performances of a ductile iron[J]. Procedia CIRP, 2016, 41: 987-991.
- [9] Ma S Y, Zhou T, Zhou H, et al. Bionic repair of thermal fatigue cracks in ductile iron by laser melting with different laser parameters[J]. Metals, 2020, 10(1): 101.
- [10] Li Y J, Dong S Y, Yan S X, et al. Elimination of voids by laser remelting during laser cladding Ni based alloy on gray cast iron[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 112: 30-38.
- [11] Chen Z K, Zhou T, Zhang P, et al. Influences of single laser tracks' space on the rolling fatigue contact of gray cast iron[J]. Optics & Laser Technology, 2015, 72: 15-24.
- [12] Guo W, Zhang Y P, Chai R X. Numerical simulation and experimental study of single-track laser cladding of 304 stainless steels[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(9): 091401.
- 郭卫, 张亚普, 柴蓉霞. 单道次激光熔覆 304 不锈钢数值模拟与实验研究[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(9): 091401.
- [13] Cheung N, Pinto M A, Ierardi M C F, et al. Numerical and experimental analysis of laser surface remelting of Al-15Cu alloy samples[J]. Surface Engineering, 2005, 21(5/6): 473-479.
- [14] Yilbas B S, Shuja S Z, Khan S M A, et al. Laser melting of carbide tool surface: model and experimental studies[J]. Applied Surface Science, 2009, 255(23): 9396-9403.
- [15] Sun Y W, Hao M Z. Statistical analysis and optimization of process parameters in Ti₆Al₄V laser cladding using Nd:YAG laser[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2012, 50(7): 985-995.
- [16] Yang H Y, Zhou T, Wang Q N, et al. Effects of laser melting distribution on wear resistance and fatigue resistance of gray cast iron[J]. Metals, 2020, 10(9): 1257.
- [17] Yi P, Zhan X H, He Q K, et al. Influence of laser parameters on graphite morphology in the bonding zone and process optimization in gray cast iron laser cladding[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 109: 480-487.
- [18] Gan Z T, Liu H, Li S X, et al. Modeling of thermal behavior and mass transport in multi-layer laser additive manufacturing of Ni-based alloy on cast iron [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, 111: 709-722.
- [19] Yong Y W, Fu W, Deng Q L, et al. A comparative study of vision detection and numerical simulation for laser cladding of nickel-based alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 28: 364-372.
- [20] Goldak J, Bibby M, Moore J, et al. Computer modeling of heat flow in welds[J]. Metallurgical Transactions B, 1986, 17(3): 587-600.
- [21] Dai D P, Jiang X H, Cai J P, et al. Numerical simulation of temperature field and stress distribution in Inconel718 Ni base alloy induced by laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(9): 0903005.
- 戴德平, 蒋小华, 蔡建鹏, 等. 激光熔覆 Inconel718 镍基合金温度场与应力场模拟[J]. 中国激光, 2015, 42(9): 0903005.
- [22] Jamshidinia M, Kong F R, Kovacevic R. Numerical

- modeling of heat distribution in the electron beam melting® of Ti-6Al-4V[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2013, 135(6): 061010.
- [23] Willy H J, Li X W, Chen Z, et al. Model of laser energy absorption adjusted to optical measurements with effective use in finite element simulation of selective laser melting[J]. Materials & Design, 2018, 157: 24-34.
- [24] Jia J. The remelting of gray cast iron HT200 by pulsed laser[J]. Journal of Shanxi University (Natural Science Edition), 2006, 29(3): 277-279.
贾晶. 灰铸铁 HT200 脉冲激光表面重熔[J]. 山西大学学报(自然科学版), 2006, 29(3): 277-279.
- [25] Zhang Q M, Liu W J. Investigation on microstructures and tribological characteristic of laser remelting layers [J]. High Power Laser and Particle Beams, 2006, 18(3): 389-392.
张庆茂, 刘文今. 激光熔凝层组织与摩擦学特性的研究[J]. 强激光与粒子束, 2006, 18(3): 389-392.
- [26] Xu Y H. Study on the microstructure and properties of laser surface quenching for ductile cast iron QT600-3 [D]. Changsha: Hunan University, 2012.
许阳辉. 球墨铸铁 QT600-3 激光表面淬火组织及性能的研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2012.