

激光与光电子学进展

激光重熔路径对再制造涂层残余应力及表面质量的影响

王家胜^{1,2*}, 舒林森^{1,2}¹陕西理工大学机械工程学院, 陕西 汉中 723001;²陕西省工业自动化重点实验室, 陕西 汉中 723001

摘要 为进一步提高再制造合金层表面质量,提升其综合力学性能,通过数值模拟与试验相结合的方式,研究激光重熔路径对熔覆层残余应力及表面质量的影响机理。首先,基于 Simufact Welding 软件平台分别建立了激光熔覆及三种不同扫描路径下的重熔模型,仿真研究重熔过程温度场及应力场变化规律。然后,进行了激光重熔工艺试验,通过 X 射线残余应力检测仪、基恩士超景深显微镜对再制造合金层的残余应力及表面形貌进行检测分析。仿真结果表明,重熔过程中工件表面各点的温度梯度比熔覆过程有明显的降低,重熔前工件最大残余应力为 269.59 MPa,经激光重熔后,工件的残余应力得到明显的降低,且 L₁型重熔路径下工件的残余应力值最小,仅为重熔前应力值的 1/2 左右。残余应力试验结果与仿真计算数值偏差在 10% 以内,证明了仿真计算的准确性。通过对合金层的表面形貌进行三维提取发现,激光重熔能有效降低熔覆层表面粗糙度。

关键词 激光技术; 激光重熔; 扫描路径; 数值模拟; 残余应力; 表面质量

中图分类号 TG111.3

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP220895

Effect of Laser Remelting Path on Residual Stress and Surface Quality of Remanufactured Coatings

Wang Jiasheng^{1,2*}, Shu Linsen^{1,2}¹School of Mechanical Engineering, Shaanxi University of Technology, Hanzhong 723001, Shaanxi, China;²Shaanxi Key Laboratory of Industrial Automation, Hanzhong 723001, Shaanxi, China

Abstract The influence mechanism of the laser remelting path on the residual stress and surface quality of the cladding layer was studied by combining numerical simulation and experiment to further improve the surface quality of the remanufactured alloy layer and its comprehensive mechanical properties. First, the laser cladding and remelting models were established using the Simufact Welding software platform, and the variation laws of the temperature field and stress field during the remelting process were simulated and studied under three different scanning paths, respectively. Subsequently, the laser remelting process experiment was performed, and the residual stress and surface morphology of the remanufactured alloy layer were detected and analyzed using an X-ray residual stress detector and a Keyence ultra-depth-of-field microscope. The simulation results show that the temperature gradient of each point on the workpiece's surface during the remelting process is significantly lower than that during the cladding process. The workpiece's maximum residual stress before remelting is 269.59 MPa. The residual stress of the workpiece is significantly reduced after laser remelting, and the residual stress value of the workpiece under the L₁-type-remelting path is the smallest, which is only about half of the stress value before remelting. Furthermore, the residual stress test results and the numerical deviation of the simulation calculation are both within 10%, which proves the simulation calculation's accuracy. Laser remelting can effectively reduce the surface roughness of the cladding layer, according to three dimensional extraction of the surface morphology of the alloy layer.

Key words laser technique; laser remelting; scan path; numerical simulation; residual stress; surface quality

收稿日期: 2022-02-04; 修回日期: 2022-03-04; 录用日期: 2022-03-29; 网络首发日期: 2022-04-10

基金项目: 国家自然科学基金(5105268)、陕西省工业自动化重点实验室开放课题研究基金(SLGPT2019KF01-16)、陕西省教育厅一般专项科研计划项目(22JK0312)、陕西理工大学科研基金项目(SLG2123)

通信作者: *893415819@qq.com

1 引言

激光增材再制造作为再制造技术的重要发展方向,因具有节能、节材、环保等优点,被广泛应用于兵器、航空、航天、汽车、石化、矿山等领域^[1-3]。增材成形过程伴随着复杂的动力学和热力学交互作用,使得再制造合金层中易产生气孔、裂纹、热应力,以及表面粗糙度大等缺陷,严重降低再制造产品的综合性能^[4-5]。

激光表面重熔(LSR)是 20 世纪 80 年代发展起来的应用于材料表面改性的快速凝固技术,该技术在无任何材料添加的状况下,利用高能激光束快速熔化涂层表面并迅速冷却,从而达到细化涂层晶粒、降低涂层气孔及裂纹的目的,进而提高熔覆层表面硬度、耐磨及疲劳寿命^[6-8]。目前,已有诸多学者采用该技术对再制造合金层进行后处理研究。纪秀林等^[9]对电弧喷涂含非晶相铁基涂层进行了激光重熔处理,试验发现,重熔后涂层与基体的结合方式由之前的机械咬合转变为冶金结合,涂层的致密度明显提高,组织缺陷减少。叶秀等^[10]针对选区激光熔化(SLM)成形 Ti-6Al-4V 易产生孔隙缺陷、成形质量差等问题,提出“初次扫描+低激光功率重熔”的成形方式,研究激光重熔对 SLM 成形质量的影响机制以及重熔功率对成形质量的影响规律,结果发现,激光重熔可以有效提高 SLM 成形件致密度、显微硬度及摩擦磨损性能。随着激光重熔功率的增大,成形件熔池范围扩大,初次成形孔隙尺寸明显减小。安相龙等^[11]通过数值模拟技术,研究了搭接率对 42CrMo 激光熔覆层温度场和残余应力分布的影响,仿真结果表明,随着搭接率的增加,熔覆层平均温度逐渐增加,等效残余应力平均值和最小值逐渐减小。谢林圻等^[12]研究了曲面基底工件激光熔覆的温度场和应力场分布情况,分析了不同功率和扫描速度对温度场和残余应力的影响以及应力场随时间变化和残余应力分布情况。Yasa 等^[13]和 Kempen 等^[14]研究了激光重熔对 SLM 成形件致密度的影响,结果表明,激光重熔可有效提高再制造涂层的致密度。

激光重熔是以激光增材再制造涂层为基础的二次冶金制造方法,目前关于激光重熔对降低涂层残余应力、减少气孔、裂纹、表面粗糙度、细化组织晶粒等相关研究较为成熟,但关于激光重熔路径对再制造涂层残余应力及表面质量的研究文献并不多见。基于此,本文在激光熔覆合金涂层表面上以不同的扫描路径进行激光二次重熔,通过“数值模拟+试验”的方式来研究激光重熔路径对再制造合金层的温度、应力、工件的变形量及表面粗糙度的影响规律,以期进一步提高增材成形件的质量,完善再制造合金层的后处理工艺。

2 数值模拟

2.1 有限元模型的建立

根据前期大量的工艺试验,确定其最佳的工艺参

数如下:激光熔覆功率为 1700 W、激光重熔功率为 1190 W、扫描速度均为 10 mm/s、送粉速度为 16 g/min、离焦量为 -2 mm、搭接率为 50%。仿真模拟采用与试验相同的熔覆工艺参数。

为了更加接近真实的激光重熔过程,以激光熔覆后涂层的形貌为原型,通过 Solidworks 软件进行三维(3D)建模,基体材料为 40Cr 板材,长×宽×高尺寸为 60 mm×50 mm×5 mm;熔覆层材料为 Ni60 合金粉末,单道熔覆层长×宽×高尺寸为 60 mm×1 mm×0.5 mm,采用 5 道搭接形成熔覆层。通过 HyperMesh 软件对所创建的三维模型进行有限元网格划分,网格单元整体采用六面体单元,为减少计算时间提高计算精度,在熔覆层处对网格单元进行细化,远离熔覆层的地方网格粗化处理,共生成 93624 个单元 409071 个节点。有限元模型如图 1 所示。

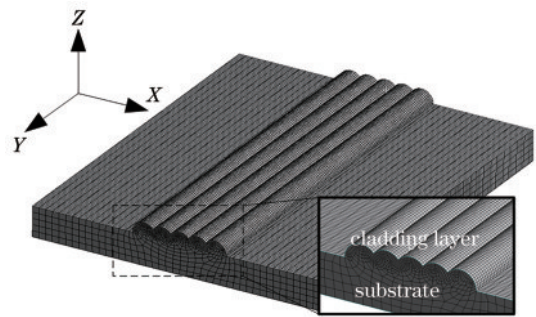


图 1 激光重熔的有限元网格模型

Fig. 1 Finite element mesh model of laser remelting

2.2 热传导控制方程与边界条件

激光熔覆过程是金属粉末与基体材料在高能激光束下迅速熔化形成熔池,当激光束远离之后又快速冷却凝固,其传热过程为非线性瞬态传热,故满足热力学第一定律和傅里叶热方程^[15],表示为

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(K_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \bar{Q}, \quad (1)$$

式中: K_x 、 K_y 、 K_z 分别为 x 、 y 、 z 方向上的传热系数; ρ 为材料密度; \bar{Q} 为热源生成的热量; t 为时间。本文中假设材料的性质为各向同性,因此传热方程模型可以简化为

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = K \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \bar{Q}. \quad (2)$$

由于试验用的激光器其能量输入及光束热量分布与 3D 高斯热源具有较高的一致性,所以本文选用 3D 高斯热源进行数值计算,其分布函数表示为

$$q(x, y, z, t) = \frac{3Q}{\rho c^2} \exp \left\{ \frac{-3x^2}{c^2} - \frac{3[z + v(\tau - t)]^2}{c^2} \right\}, \quad (3)$$

式中: Q 为能量输入率; $q(x, y, z, t)$ 为 t 时刻在 (x, y, z)

位置的热流量; c 为热源的集中系数; v 为熔覆速度; τ 为热源位置滞后的时间因素; p 为激光功率。

激光熔覆本质上是利用高能激光束照射金属粉末表面,使其快速熔化、凝固并与基体形成冶金结合的过程,因此其热损失主要为热传导、热对流和热辐射,故其边界条件为

$$K_x(T) \frac{\partial(T)}{\partial x} \eta_x + K_y(T) \frac{\partial(T)}{\partial y} \eta_y + K_z(T) \frac{\partial(T)}{\partial z} \eta_z = \begin{cases} T_s(x, y, z, t) \\ q_s(x, y, z, t) \\ h(T_a - T_s) \end{cases} \quad (4)$$

式中: η_x 、 η_y 、 η_z 为边界外法线的方向余弦; T_s 为边界温度; q_s 为热源与表面的热流; h 为对流系数; T_a 为环境温度。

为了节省计算时间和提高计算结果的收敛性,有

表 1 试验用 Ni60 粉末的主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of Ni60 powder for test

Element	C	Cr	Si	B	Ni	Fe
Mass fraction / %	0.5-1.0	14-19	3.5-5.0	3.0	Bal.	<2.5

表 2 试验用 40Cr 板材的主要化学成分

Table 2 Main chemical composition of 40Cr board for test

Element	C	Cr	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Fe
Mass fraction / %	0.37-0.43	0.8-1.1	0.17-0.35	0.5-0.8	≤0.035	≤0.035	≤0.30	≤0.10	Bal.

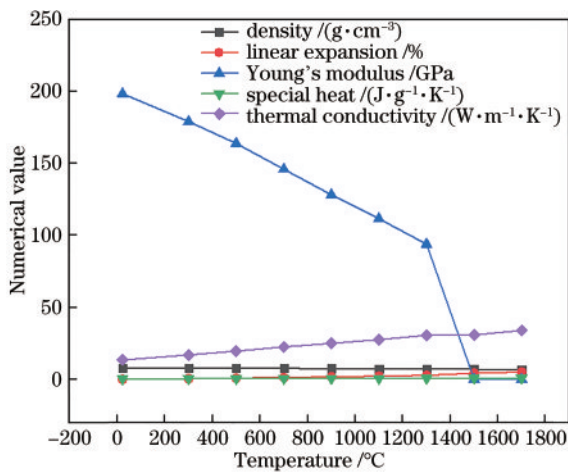


图 2 Ni60 的各项参数

Fig. 2 Various parameters of Ni60

2.4 扫描路径的选取

采用三种不同的扫描路径在模型的熔覆层表面进行激光重熔,重熔路径示意图如图 3 所示,图中黑色箭头表示重熔路径及方向。 L_1 为重合扫描,即重熔路径与熔覆路径保持一致; L_2 为间隔扫描,即重熔路径位于两熔道之间; L_3 为垂直扫描,即重熔路径与熔覆路径垂直。数值模拟时,为了更加接近真实的试验过程,先模拟激光熔覆过程,即激光束沿着图中所示的黄色熔覆

层进行扫描,然后间隔 30 s 等待激光熔覆头归位,此时工件在空气中冷却,接着再模拟激光重熔过程,即激光束再沿着图中黑色箭头所示的重熔路径进行第二次扫描,重熔过程的激光功率为熔覆过程的 70%,其他工艺参数与熔覆过程保持一致,最后让工件在空气中逐渐冷却。

2.3 材料的热物性参数

激光熔覆过程中,基体材料和粉末材料的理化性能会随温度的变化而改变,因此,需要根据基体材料和熔覆材料的热物性进行相应的设置才能保证数值计算结果的准确性(表 1、表 2)。由于 Ni60 粉末的热物性参数缺少,故根据 Ni60 粉末的化学成分在 JMatPro 软件中利用程序模拟获得其高温性能参数,如图 2 所示。

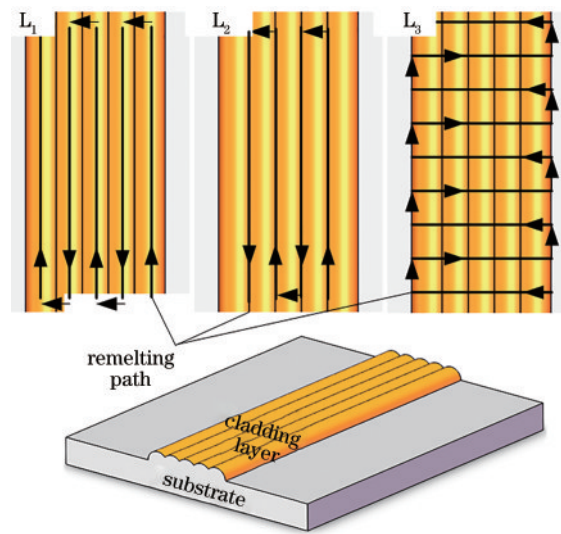


图 3 重熔路径示意图

Fig. 3 Schematic diagram of remelting path

层进行扫描,然后间隔 30 s 等待激光熔覆头归位,此时工件在空气中冷却,接着再模拟激光重熔过程,即激光束再沿着图中黑色箭头所示的重熔路径进行第二次扫描,重熔过程的激光功率为熔覆过程的 70%,其他工艺参数与熔覆过程保持一致,最后让工件在空气中逐渐冷却。

2.5 数值模拟结果及分析

2.5.1 温度场仿真结果

选取 L_1 型重熔路径的仿真结果进行温度场分析, 其中重熔过程共 30 s, 由于前 30 s 为激光熔覆过程, 中间 30 s 为激光熔覆头回位及工件冷却时间, 所以重熔过程开始时间是第 60 s。图 4(a) 是时间为 60.32 s 时模型的温度分布情况, 可以看出, 在激光刚到达熔覆层 0.32 s 时模型已经达到很高的温度。图 4(b) 是时间为

67.44 s 时模型的温度分布, 随着激光束移动, 熔覆层和基体表面温度逐渐累积且温度场分布也随之改变。图 4(e) 是时间为 83.63 s 时模型的温度分布情况, 可以看出, 随着重熔过程的持续推进, 模型的温度逐渐升高, 热影响区域逐步扩大。图 4(f) 是时间为 90.33 s 时模型的温度分布, 可以看出, 此时已经进入冷却阶段, 模型的熔池区域快速冷却, 通过工作台及空气进行热传导、对流和热辐射快速散热。

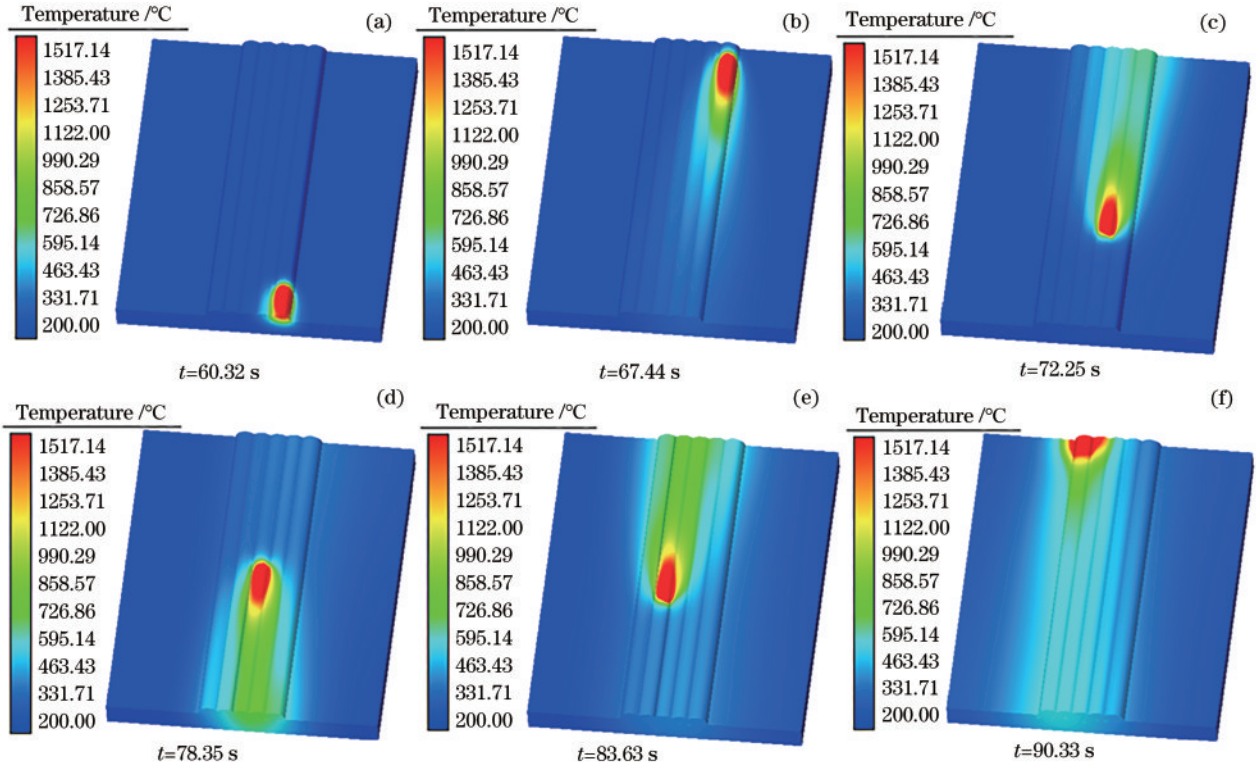


图 4 重熔过程温度场分布云图

Fig. 4 Cloud diagrams of temperature field distribution during remelting process

为进一步获取激光熔覆及重熔过程工件表面温度随时间变化情况, 在熔覆层及基体表面选取 5 个观测节点, 节点选取位置及瞬时温度历程曲线如图 5 所示。可

以看出, 激光加热、冷却速度十分迅速, 熔覆和重熔过程节点的瞬时温度历程曲线趋势大致相似, 节点 N_1 、 N_2 和 N_3 都出现了最高温度峰值, 且最高温度都超过了材料的熔点温度, 随着时间的推移, 各节点的温度都经历了先升后降不断循环最后趋于稳定的过程。不同的是, 重熔过程各节点的最高温度及节点间的温度梯度相较于熔覆过程均有明显降低。这主要是因为重熔开始时, 基体已经具有了很高的温度, 所以当激光束照射在熔覆层表面时, 各点的温差比熔覆过程降低了很多。

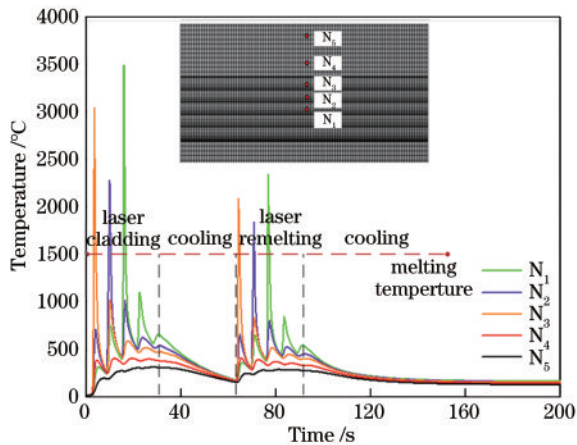
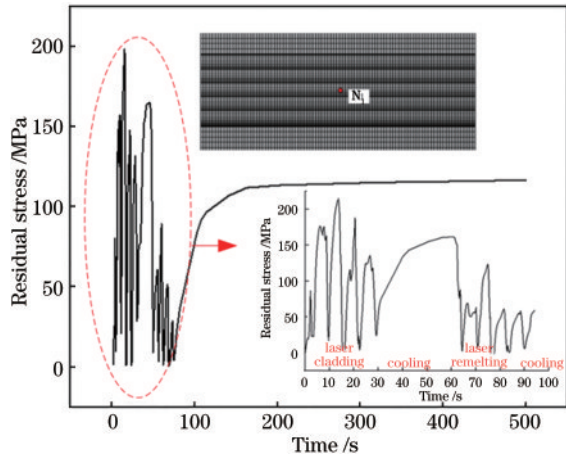


图 5 熔覆层表面节点处瞬时温度历程曲线

Fig. 5 Instantaneous temperature history curves at the surface nodes of cladding layer

2.5.2 热应力计算结果及分析

在第三道熔覆层表面选取一个节点 N_1 , 查看该节点在 L_1 型重熔路径下热应力随时间变化情况, 结果如图 6 所示。由应力曲线可知, N_1 点的应力值先升高后下降并不断上下震荡, 最后随着时间的进行而达到稳定状态。这是因为当激光束作用到工件时, 熔池周围材料发生急剧膨胀, 并迅速挤压周围分子, 此时节点 N_1 的应力值也不断增大。随着激光束不断移动, 熔池位置也在不断发生改变, 当光束位于节点 N_1 正上方时, 节点

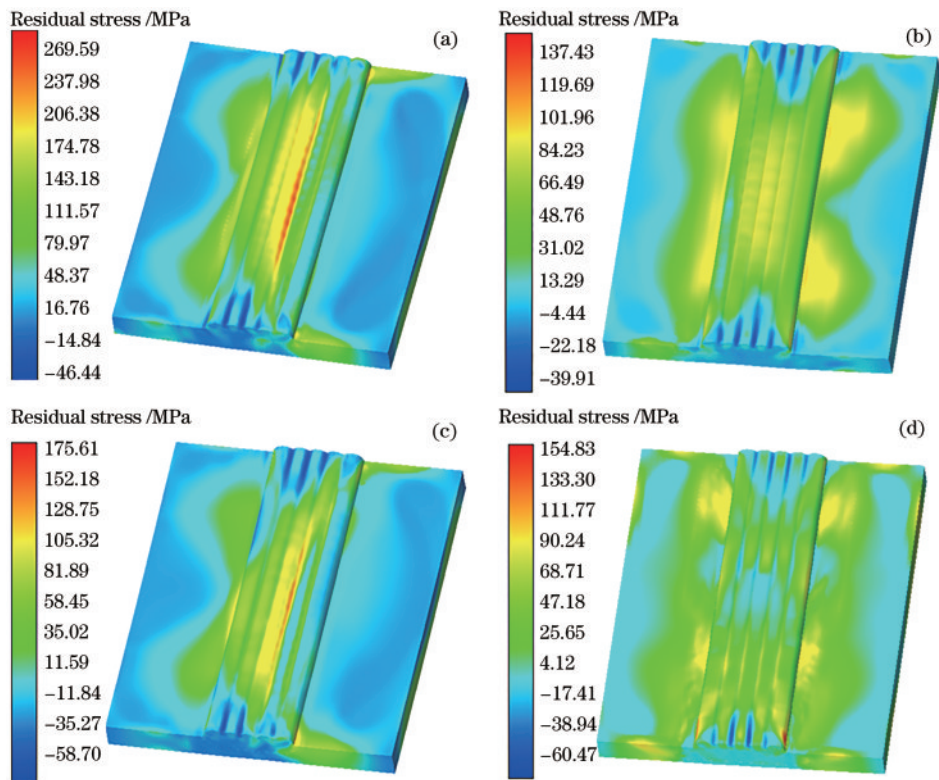
图 6 节点 N_1 瞬时应力历程曲线Fig. 6 Instantaneous stress history curve of node N_1

处的材料发生熔化,应力值迅速减小,当光束移走后,节点处材料迅速凝固,应力逐渐增大,从而导致节点 N_1 处的应力值先升后降不断循环。当时间到达 30 s 时,此时熔覆过程结束,工件逐渐冷却,应力值不断增加;当时间到 60 s 时,重熔过程开始,应力值迅速减小;当时间进行到 90 s 时,此时重熔过程结束,工件在空气中冷却,应力值逐渐升高,最后趋于稳定值 120 MPa 左右。

图 7 为不同重熔路径及未重熔工件的等效残余应力分布图,从残余应力数值上看,未重熔工件的残余应力值最大,达到了 269.59 MPa, L_1 型重熔路径下工件的残余应力值最小,仅为 137.43 MPa,是未重熔工件

的一半,另外两种重熔路径下工件的残余应力也得到了明显的降低,这主要是由于激光重熔过程有效释放了熔覆工件的残余应力。从残余应力分布上看,图 7(a)及图 7(c)工件的残余应力主要集中在熔覆层中间部位,而图 7(b)及图 7(d)工件的残余应力分布较为均匀。这主要是由于 L_2 型重熔路径下激光束主要照射在两道熔覆层之间的“谷底”处,热量被两侧熔覆层充分吸收且不易散热,热量不断累积从而导致熔覆层残余应力偏大。 L_1 型重熔路径下激光束主要照射在熔覆层的“峰顶”处,使得熔覆层被快速加热释放掉残余应力,同时热量也容易散失,减小了热累积,从而减小了残余应力。 L_3 型重熔路径下,激光扫描路径与熔覆层相互垂直,从而导致熔覆层残余应力方向随着激光重熔扫描路径发生了改变,由于两次熔覆的残余应力方向不同,在一定程度上被相互抵消一部分,因此其残余应力大幅度降低,且残余应力分布也更加均匀。

图 8 为激光重熔及未重熔工件的变形云图,可以看出,未重熔、 L_1 型及 L_2 型重熔处理后工件的总变形量差别不大,相比之下 L_3 型重熔工件的变形量最小。从工件端面变形趋势上看,未重熔、 L_1 型重熔及 L_2 型重熔工件都表现为“V”形翘曲变形, L_3 型重熔工件端面未发生明显的翘曲变形,但其熔覆层表面由于重熔路径与熔覆路径互相垂直,故表现为“井”字形形貌。这主要是由于激光熔覆过程已经造成工件发生明显形

图 7 残余应力分布云图。(a)激光熔覆层;(b) L_1 ; (c) L_2 ; (d) L_3 Fig. 7 Cloud diagrams of residual stress distribution. (a) Laser cladding; (b) L_1 ; (c) L_2 ; (d) L_3

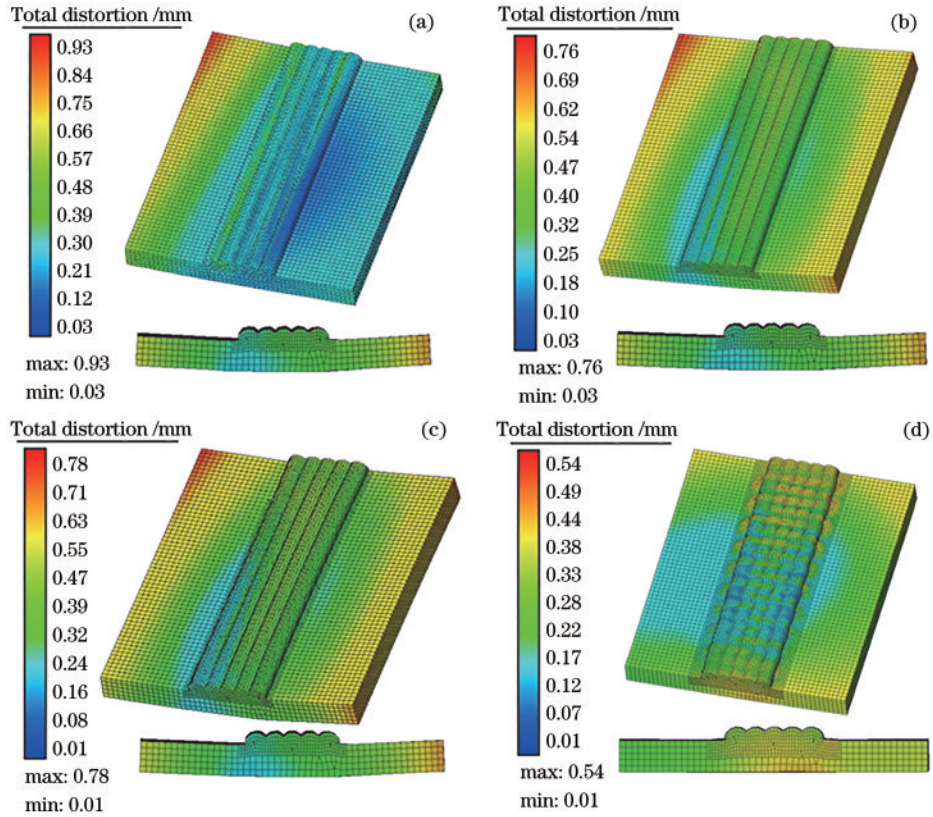


图 8 熔覆工件变形云图。(a)激光熔覆层;(b) L_1 ; (c) L_2 ; (d) L_3

Fig. 8 Deformation cloud maps of cladding workpiece. (a) Laser cladding; (b) L_1 ; (c) L_2 ; (d) L_3

变, L_1 和 L_2 型重熔过程虽然使工件部分残余应力得到释放,但其扫描路径仍与熔覆路径保持平行或一致,故难以改变工件的变形趋势,而 L_3 型重熔路径与熔覆路径互相垂直,从而改变了工件的变形趋势,所以工件的总变形量得到了降低。

3 试验过程

为保证试验过程与仿真模拟过程的一致性,采用与仿真模型尺寸相同的基材,长×宽×高尺寸为 60 mm×50 mm×5 mm,先用砂纸打磨去除表面氧化层,然后用无水乙醇擦拭干净并烘干,熔覆粉末采用

Ni60 合金粉末,粒度为 58~102 μm 。先在基材上进行激光熔覆试验,然后间隔 30 s 等待激光熔覆头归位再进行激光重熔试验,重熔扫描路径与仿真过程保持一致,如图 3 所示。

3.1 残余应力试验测定

通过 DST-17 金属构件残余应力无损检测仪对熔覆后的涂层表面进行残余应力测定,靶材选用铬靶,每个试样表面选取 5 个点进行检测并取平均值,试样测量方式如图 9 所示。根据文献[16]所述的 X 射线残余应力测试原理,空间中任意方向观察到选定的 $\{h, k, l\}$ 晶面,其晶面应变值表示为

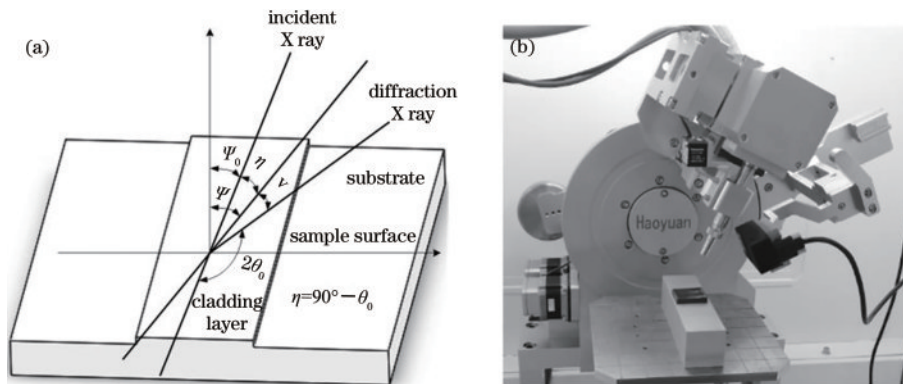


图 9 熔覆试样残余应力无损检测。(a)残余应力测量的衍射几何图形;(b)残余应力测试

Fig. 9 Non-destructive testing of residual stress of cladding sample. (a) Diffraction geometric pattern of residual stress measurement; (b) residual stress test

$$\epsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0} = -\cos \theta \Delta \theta \quad (4)$$

根据上述应变,加以适当的刚度条件,则应力值计算表示为

$$\sigma_\phi = \frac{E}{2(1 + \mu)} \cdot \cot \theta_0 \cdot \frac{\partial(2\theta_\phi)}{\partial(\sin^2 \Psi)} \cdot \frac{\pi}{180} = KM \quad (5)$$

式中: σ_ϕ 是 x 方向的应力; K 是应力常数; Ψ_0 是入射X射线与试样表面法线的夹角; Ψ 是试样表面法线与衍射晶面法线的夹角; E 是弹性模量; μ 是泊松比; θ_0 是材料在无应力状态下X射线的衍射角; θ_ϕ 是材料在应力作用下X射线衍射角。

经过试验测定,各试样残余应力值如图 10 所示。可以看出,激光重熔确实可以有效降低熔覆层的残余应力,且 L_1 型重熔效果最为显著。通过与模拟值对比发现,试验值与模拟值一致性较好,数值偏差均在 10% 以内,证明了仿真结果的准确性。

3.2 重熔对熔覆层表面平整度的影响

使用基恩士超景深显微镜对熔覆层表面形貌进行 3D 提取,结果如图 11 所示。图 11(a)为重熔前熔覆层的表面形貌,可以看出熔覆层表面粗糙度较大,表面最大高低值相差 801 μm ,两熔道之间呈现明显的“沟槽”状。图 11(b)为 L_1 型重熔的熔覆层,表面高低差仅为 259.21 μm ,是重熔前的 32% 左右,熔覆层表面十分光

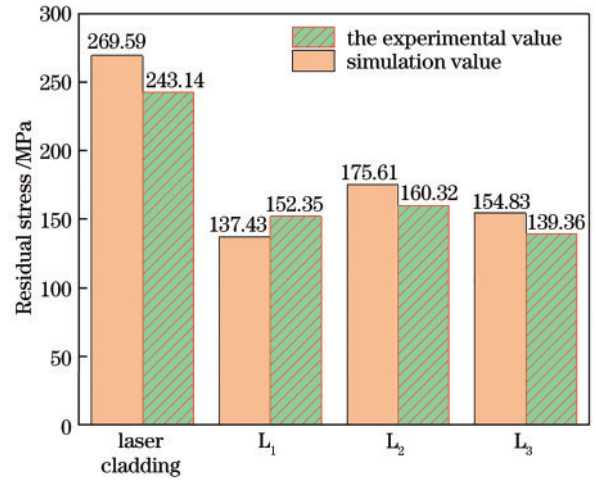


图 10 试样残余应力试验值与模拟值
Fig. 10 Experimental and simulation values of sample residual stress

滑平整,粗糙度得到了大幅降低。图 11(c)为 L_2 型重熔的结果,相较于重熔前粗糙度出现明显的降低,但两熔道之间仍有部分凸起。图 11(d)为 L_3 型重熔的结果,可以看到熔覆层表面呈现出“井”字形貌,表面凹凸不平,粗糙度较大,主要是由于重熔路径与熔道之间相互垂直,改变了熔池凝固方向,所以呈现出“井”字形貌。由此可见,激光重熔可有效降低熔覆层表面粗糙度,其中 L_1 型重熔效果最好。

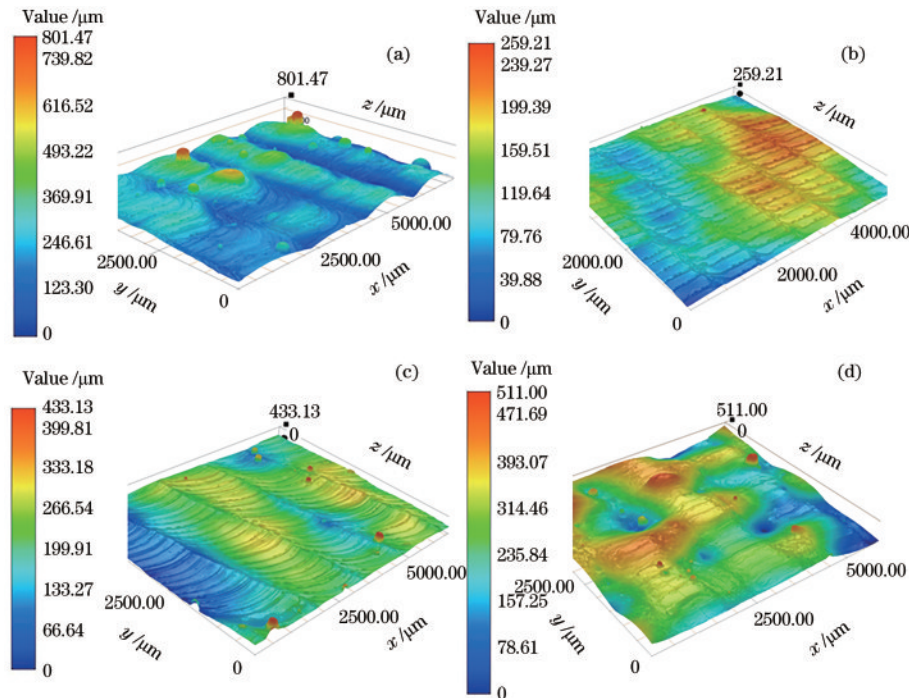


图 11 熔覆层表面形貌。(a)激光熔覆层;(b) L_1 ; (c) L_2 ; (d) L_3
Fig. 11 Surface morphologies of cladding layer. (a) Laser cladding; (b) L_1 ; (c) L_2 ; (d) L_3

4 结 论

激光熔覆和激光重熔过程中,工件表面各点的温度及应力都经历了先升后降不断循环最后趋于稳定的

过程。重熔前工件的残余应力为 269.59 MPa,经重熔处理后,工件的残余应力得到了明显的降低,其中 L_1 型重熔工件的残余应力最小,是未重熔前的 1/2 左右,残余应力试验结果与仿真计算数值误差在 10% 以内,

证明了仿真结果的准确性。

未重熔、 L_1 型及 L_2 型重熔处理后工件的总变形量差别不大,相比之下 L_3 型重熔工件的变形量最小。从工件端面变形趋势上看,未重熔、 L_1 型重熔及 L_2 型重熔工件都表现为“V”形翘曲变形, L_3 型重熔工件端面未发生明显的翘曲变形,表面呈“井”字形形貌。

重熔前熔覆层表面粗糙度较大,两熔道间呈现明显的“沟槽”状。重熔后,熔覆层表面粗糙度得到了明显降低, L_1 型重熔工件表面最平整光滑,粗糙度仅为重熔前的1/3左右。

参 考 文 献

- [1] 吴俣, 马朋召, 白文倩, 等. 不同扫描策略下 316L/AISI304 激光熔覆过程中温度场-应力场的数值模拟[J]. 中国激光, 2021, 48(22): 2202002.
Wu Y, Ma P Z, Bai W Q, et al. Numerical simulation of temperature field and stress field in 316L/AISI304 laser cladding with different scanning strategies[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(22): 2202002.
- [2] Zhang J, Zhang Q L, Li D, et al. Effect of δ aging treatment on microstructure and tensile properties of repaired Inconel 718 alloy using laser additive[J]. Manufacturing Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(1): 74-81.
- [3] Qiu B, Xing S M, Dong Q, et al. Comparison of properties and impact abrasive wear performance of ZrO_2 - Al_2O_3 /Fe composite prepared by pressure casting and infiltration casting process[J]. Tribology International, 2020, 142: 105979.
- [4] Ru J J, Jiang Y H, Zhou R, et al. Preparation of Ni-encapsulated ZTA particles as precursors to reinforce iron-based composites[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(11): 1700268.
- [5] 刘静, 张涛, 张曰涛, 等. AZ91D 镁合金 Ni-W-P 多层化学镀层的摩擦磨损及耐腐蚀性能[J]. 中国表面工程, 2019, 32(4): 53-62.
Liu J, Zhang T, Zhang Y T, et al. Friction, wear and corrosion resistance of multi-layer electroless Ni-W-P coating on AZ91D magnesium alloy[J]. China Surface Engineering, 2019, 32(4): 53-62.
- [6] 王建刚, 高士友, 陈旭升, 等. 激光重熔 A356 铝合金表面的力学性能[J]. 中国激光, 2020, 47(4): 0402002.
Wang J G, Gao S Y, Chen X S, et al. Mechanical properties of A356 aluminum alloy after laser surface remelting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(4): 0402002.
- [7] 杜辉辉, 赵运才, 黄丽容, 等. 激光重熔轨迹对 Fe 基 Ni/WC 喷涂层摩擦学性能的影响[J]. 中国表面工程, 2018, 31(3): 152-160.
Du H H, Zhao Y C, Huang L R, et al. Influences of laser remelting paths on tribological property of Fe-based Ni/WC spraying coatings[J]. China Surface Engineering, 2018, 31(3): 152-160.
- [8] 陈帅, 陶凤和, 贾长治, 等. 激光重熔对选区激光熔化成形 4Cr5MoSiV1 钢组织和性能的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(12): 209-219.
Chen S, Tao F H, Jia C Z, et al. Effect of laser remelting on microstructure and properties of 4Cr5MoSiV1 steel fabricated by selective laser melting[J]. Surface Technology, 2020, 49(12): 209-219.
- [9] 纪秀林, 顾鹏, 王振松, 等. 激光重熔对电弧喷涂含非晶相铁基涂层性能的影响[J]. 表面技术, 2019, 48(4): 68-74.
Ji X L, Gu P, Wang Z S, et al. Effect of laser remelting on slurry erosion and corrosion properties of arc-sprayed Fe-based amorphous-containing coatings[J]. Surface Technology, 2019, 48(4): 68-74.
- [10] 叶秀, 武美萍, 缪小进, 等. 激光重熔对 Ti-6Al-4V 选区激光熔化成形质量的影响[J]. 表面技术, 2021, 50(8): 301-310.
Ye X, Wu M P, Miao X J, et al. Influence of laser remelting on forming quality of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting[J]. Surface Technology, 2021, 50(8): 301-310.
- [11] 安相龙, 王玉玲, 姜芙林, 等. 搭接率对 42CrMo 激光熔覆层温度场和残余应力分布的影响[J]. 中国激光, 2021, 48(10): 1002110.
An X L, Wang Y L, Jiang F L, et al. Influence of lap ratio on temperature field and residual stress distribution of 42CrMo laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(10): 1002110.
- [12] 谢林圻, 师文庆, 吴腾, 等. 曲面基底工件激光熔覆温度场与应力场数值模拟[J]. 表面技术, 2022, 51(3): 296-303, 325.
Xie L Y, Shi W Q, Wu T, et al. Numerical simulation of temperature field and stress field of laser cladding on curved substrate workpiece[J]. Surface Technology, 2022, 51(3): 296-303, 325.
- [13] Yasa E, Kruth J P. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting[J]. Procedia Engineering, 2011, 19: 389-395.
- [14] Kempen K, Yasa E, Thijs L, et al. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted 18Ni-300 steel[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 255-263.
- [15] 李广琪, 王丽芳, 朱刚贤, 等. 扫描方式对中空环形激光熔覆层残余应力及基板变形的影响研究[J]. 表面技术, 2021, 50(3): 158-170.
Li G Q, Wang L F, Zhu G X, et al. Influence of scanning patterns on residual stress of cladding layer and substrate deformation produced by hollow-ring laser cladding[J]. Surface Technology, 2021, 50(3): 158-170.
- [16] 韩月林, 祁俊峰, 蔡泉, 等. 基于同步辐射衍射技术的 5A06 铝合金焊接残余应力的测量研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(1): 205-212.
Han Y L, Qi J F, Cai Q, et al. Research on measurement of residual stress of welded 5A06 aluminum alloy based on synchrotron radiation diffraction technology [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(1): 205-212.