

搭接率对 42CrMo 激光熔覆层温度场和残余应力分布的影响

安相龙¹, 王玉玲^{1*}, 姜芙林¹, 张杰¹, 张金营²

¹青岛理工大学机械与汽车工程学院, 山东 青岛 266000;

²青岛海西重机有限责任公司技术中心, 山东 青岛 266520

摘要 为减少熔覆层加工余量, 提高熔覆层质量, 仿真研究影响熔覆层残余应力的因素和其影响规律的有限元。利用 Ansys 软件分别建立了具有 30%, 40%, 50%, 60%, 70% 搭接率的 1 mm 厚度的多道熔覆模型, 探索搭接率对残余应力的影响规律。利用激光熔凝温升模型和粉末吸收率模型建立激光熔覆温升模型, 通过与仿真温度比较来验证模型的准确性, 并进行了相应的实验来观察熔覆层的物理性能。激光熔覆温升模型温度与有限元仿真模型温度较吻合。有限元仿真结果表明: 30% 搭接率下最小残余应力为 160 MPa, 50% 搭接率下最小残余应力为 95 MPa, 70% 搭接率下最小残余应力为 108 MPa; 最小残余应力出现在距离熔覆层顶部 0.2 mm 的位置, 最大残余应力出现的位置逐渐向基体方向移动; 随着搭接率的增加, 熔覆层显微硬度逐渐增大, 熔覆层的摩擦系数先增加后减小。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, 实验结果表明具有 50% 搭接率的熔覆层与基体结合良好, 抗磨效果显著, 最适合后续加工。

关键字 激光技术; 激光熔覆; 数值模拟; 温升模型; 有限元; 搭接率; 残余应力

中图分类号 TG111.3

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1002110

1 引言

激光熔覆是一个急热骤冷的过程, 在快速冷却的过程中, 熔池温度的急剧下降导致温度场分布不均衡, 进而产生残余应力。熔覆层残余应力的大小直接影响熔覆层机械物理性能, 严重时熔覆层会出现裂纹等缺陷。因此, 研究激光熔覆过程中残余应力的形成机理和不同工艺参数对残余应力影响规律, 对提高熔覆层质量及后续少余量加工具有重要的意义。

目前, 针对激光熔覆层残余应力已开展了部分研究, 且为了减少成本, 大多数关于残余应力的研究通过数值模拟的方式来进行。Lee 等^[1]建立了一种描述沉积过程的解析模型, 并在此模型基础上计算了热历史, 结果表明该模型得到的残余应力分布与

X 射线衍射 (XRD) 测试结果吻合。石力开等^[2]通过仿真得出, 在激光增材制造薄壁件的过程中, 最大拉应力趋近于熔覆层与基材的连接面上。Kong 等^[3]通过建立二维瞬态数学计算模型, 研究了激光功率、扫描速度等不同工艺参数对沉积高度的影响规律, 结果表明, 激光功率过低会影响基体与粉末的结合, 而过高的激光功率则会导致熔覆层塌陷。Labudovic 等^[4]建立一种激光直接金属成形过程中的温度场和残余应力场模型, 结果表明多层沉积相较第一层残余应力增大。Ghosh 等^[5]利用有限元仿真软件建立了金属沉积的三维模型, 从而计算其残余应力。龚丞等^[6]通过仿真研究了不同方向的熔覆层中残余应力的大小, 结果显示水平方向的残余应力明显大于垂直方向的残余应力。王丽芳等^[7]对不同参数下的熔覆层进行仿真计算, 得到了工艺参数

收稿日期: 2020-09-02; 修回日期: 2020-09-29; 录用日期: 2020-11-12

基金项目: 山东省自然科学基金 (ZR2018PEE011, ZR2019MEE059)、山东省重点研发计划 (2019GNC106102, 2018GSF117038)、青岛西海岸新区创新重大专项 (2016-2, 2018-1-5, 2018-21)

*E-mail: 314531886@qq.com

对残余应力影响的规律,结果表明对残余应力影响从大到小的参数量依次为激光功率、扫描速度、光斑直径。顾建强等^[8]研究了经过激光熔覆之后熔覆件内部和表面的残余应力和残余应力的分布规律。郝南海等^[9]通过有限元软件建立了在同步送粉条件下激光熔覆三维模型,并研究了在激光熔覆过程中应力场的分布规律,研究结果表明,沿着激光扫描方向的拉应力大于横向拉应力。占焕校等^[10]研究了单道激光熔凝层的残余应力,结果表明宽带激光工艺参数对熔凝层的表现质量和残余应力分布有很大影响。华亮等^[11]研究了激光熔覆热影响区的残余应力分布特性,发现在激光功率为 1800 W 下,基体材料的热影响区和残余应力拉应力均最小。都嘉鑫等^[12]研究了同轴送粉式激光熔覆的残余应力,结果表明在熔覆层结合面处的残余应力主应力最大。石力开等^[13]通过有限元模拟研究激光直接沉积过程中的残余应力,研究结果表明在基体与薄壁试件截面处和薄壁试件顶部出现拉应力区。姚国凤等^[14]通过数值模拟得到激光熔凝过程中的瞬时温度场和残余应力,研究结果表明热影响区有较大的拉应力产生。方金祥等^[15]建立多道熔覆的应力场模型,结果表明利用固态相变效应降低激光熔覆成形过程的残余应力是可行的。李洪波等^[16]通过在粉末中添加 H13/Ni/WC 来提高熔覆层的力学性能,结果表明加入了 H13/Ni/WC 粉末的熔覆层具有更高的硬度和耐磨性。徐瀚宗等^[17]研究了工艺参数对激光熔覆 316L 合金涂层中 Cr 元素分布的影响,结果表明 Cr 元素分布的均匀性与凝固速率和熔池流速有关,凝固速率越慢,熔池流速越快,Cr 元素分布就越均匀。庞小通等^[18]研究了 30CrMnSiA 和 30CrMnSiNi2A 高强钢激光熔覆修复组织特征与力学性能,结果表明 30CrMnSiA 基体上熔覆涂层的硬度要远大于 30CrMnSiNi2A 基体熔覆涂层的硬度。

上述研究中所涉及到的仿真多是在单道熔覆下进行的,而在实际的生产中,熔覆多是以多道搭接进行的,并且在后续加工熔覆层的过程中,也是在多道熔覆的基础上进行的。因此,本文在激光熔凝温升模型的基础上建立了激光熔覆温升模型。同时利用有限元分析软件 Ansys 建立多道熔覆搭接的三维模型,通过热力耦合得到残余应力分布。通过改变熔覆层的搭接率,研究多道熔覆中残余应力随搭接率变化而变化的规律,探索最小残余应力所对应的最优搭接率,及熔覆效果最好并且最适合后续加工

的搭接率。之前的研究发现当搭接率低于 30% 时,熔覆层无法正常实现搭接,当搭接率大于 70% 时,熔覆层出现气孔等大量缺陷,因此本文只考虑 30% 到 70% 之间的搭接率。

2 多道激光熔覆有限元仿真模型

2.1 有限元模型与仿真假设

本次仿真模拟选择激光功率为 1500 W,扫描速度为 5 mm/s,光斑直径为 5 mm,采用预置粉末的方式进行仿真。初始温度为 23 °C,依次进行搭接率分别为 30%、40%、50%、60%、70% 的三道激光熔覆。

仿真采用的基体尺寸为 30 mm × 15 mm × 15 mm。图 1(a)为仿真所用的几何模型,预置粉末高度为 4 mm。将 solid70 作为本次仿真所用的基体,并对其进行网格划分。图 1(b)是对熔覆层和粉末进行的网格划分,图 1(c)是熔覆层截面图。网格尺寸为 0.8 mm × 0.6 mm × 0.3 mm。

在进行仿真时做出以下假设:基体与粉末都是各向同性的;不考虑粉末的折射与反射;不考虑熔覆过程中熔池中液态金属的流动;不考虑基体与粉末的气化;激光所发射的能量是恒定的。

模拟激光熔覆粉末的过程主要是通过 Ansys 软件中的生死单元来实现的。考虑到结果的准确性和计算的复杂度,生死单元的长度设为 5 mm,即激光 1 s 走过 1 个生死单元,整个熔覆过程中共设 9 个生死单元。

2.2 激光熔覆过程中温度场解析模型

激光器光斑内热流密度普遍呈现正态高斯分布,因此采用移动高斯热源进行热源模拟的仿真研究较为广泛。高斯热源为理论上激光所射出的全部能量,但是实际上只有一部分热量最终到达熔覆层。因此为了符合实际情况,研究者探究实际熔覆过程中的温度场模型。Greenwood^[19]通过插值公式计算出瞬时热源的温升公式,Ashby 等^[20]建立了激光焊接的温度模型,Picasso 等^[21]建立了一个简单的激光熔覆的温度模型,Dowden 等^[22]建立了激光焊接的温度场模型,Mazumder 等^[23]建立了激光熔覆的热传导模型。然而,大多数研究都针对同步送粉激光熔覆,而关于对预置粉末进行激光熔覆的温度模型研究则相对较少。

在激光熔凝温升模型和粉末吸收模型基础上建立面向预置粉末激光熔覆过程的温升模型。杨洗陈等^[24]通过热源函数法建立了激光熔凝的温度场模型,表达式为

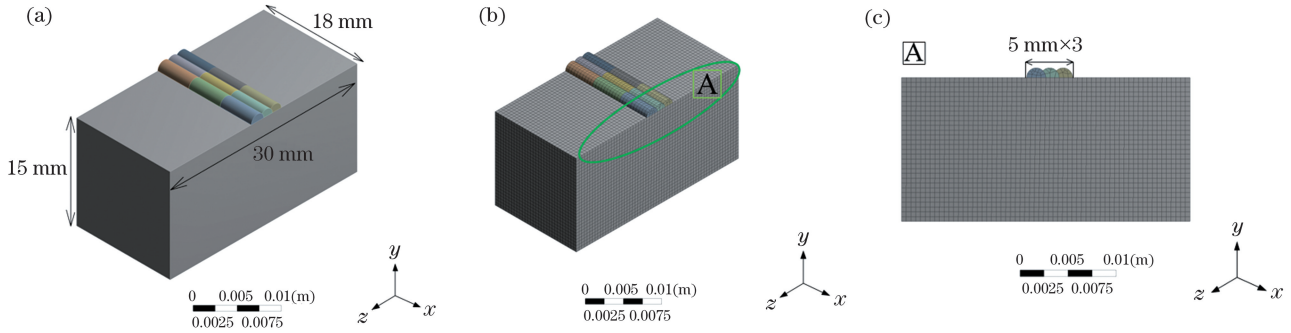


图 1 多道激光熔覆的有限元模型。(a)有限元仿真模型；(b)网格划分；(c)模型截面图

Fig. 1 Finite element model of multichannel laser cladding. (a) Finite element simulation model; (b) meshing; (c) model section

$$T = \frac{Q_P}{4C_P\rho(4\pi\alpha t)^{1/2}} e^{\frac{z^2}{4\alpha t}} \left[\operatorname{erf} \left| \frac{x+l}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| - \operatorname{erf} \left| \frac{x-l}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| \right] * \left[\operatorname{erf} \left| \frac{y+b}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| - \operatorname{erf} \left| \frac{x-l}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| \right], \quad (1)$$

式中： Q_P 为激光所发出的总能量； ρ 为材料的密度； α 为基体的热扩散系数； C_P 为基体的比热容； t 为激光熔覆过程中激光作用后的某一时刻。激

光光斑的尺寸为 $2l$ ，光斑直径为 $2b \times 2l$ 。若采用光斑直径为 $2r$ 的圆形光斑进行激光熔凝，则模型变为

$$T = \frac{Q_P}{4C_P\rho(4\pi\alpha t)^{1/2}} e^{\frac{z^2}{4\alpha t}} \left[\operatorname{erf} \left| \frac{x+r}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| - \operatorname{erf} \left| \frac{x-r}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| \right] * \left[\operatorname{erf} \left| \frac{y+r}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| - \operatorname{erf} \left| \frac{x-r}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| \right]. \quad (2)$$

激光熔凝与激光熔覆基本相似^[25-26]。激光熔凝是在不铺设粉末的基体上直接施加激光热源，使得基体先融化再凝固的过程，这个过程可以使基体的性能得到改善。激光熔覆则是在激光熔凝的基础上铺设一层粉末，然后在粉末上施加激光热源，使得粉末与基体融化然后形成冶金结合，从而在基体表面形成一种涂层。两者采用的都是移动的激光热源和相同的基体，因此将激光熔覆简化为激光熔凝的基础上铺设一层粉末，在此基础上建立激光熔覆温升模型，由于采用预置粉末的方法，忽略掉透过粉末的激光能量。即现在激光发射出的能量有两部分，第一部分为激光照射到粉末上被粉末反射的能量，第二部分为被粉末吸收用来升高自身温度的能量。在熔覆过程中能够

产生作用的即为第二部分能量。刘振侠^[27]建立了粉末吸收模型，粉末在一定时间内吸收的热量为

$$Q = \frac{\alpha_p r_p^2 P_1}{r_1^2} \Delta t, \quad (3)$$

式中： α_p 为粉末的吸收率； r_p 为每个粉末的半径； P_1 为激光的功率； r_1 为光斑半径。粉末颗粒在 Δt 时间内散出的热量为

$$E = 4\pi r_p^2 \epsilon \sigma (T^4 - T_a^4) \Delta t, \quad (4)$$

式中： T_a 为环境温度； ϵ 为全发射系数； σ 为波尔兹曼常数。则最终被粉末吸收用来使自身和基体温度升高的能量为

$$Q_m = Q - E. \quad (5)$$

将 Q_m 代入(2)式，得到激光熔覆的温升模型为

$$T = \frac{Q_m}{4C_P\rho(4\pi\alpha t)^{1/2}} e^{\frac{z^2}{4\alpha t}} \left[\operatorname{erf} \left| \frac{x+r}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| - \operatorname{erf} \left| \frac{x-r}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| \right] * \left[\operatorname{erf} \left| \frac{y+r}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| - \operatorname{erf} \left| \frac{x-r}{\sqrt{4\alpha\pi}} \right| \right]. \quad (6)$$

2.3 材料的热物性参数

研究采用的熔覆基体为 42CrMo 钢，化学成分

如表 1 所示，熔覆粉末选择 Fe 粉，Fe3540 粉末的化学成分如表 2 所示。

表 1 42CrMo 钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of 42CrMo steel

Element	C	Mn	Si	Cr	Mo	Fe
Mass fraction / %	0.38-0.40	0.5-0.8	0.15-0.35	0.8-1.1	0.15-0.25	Allowance

表 2 Fe3540 粉末的化学成分

Table 2 Chemical composition of Fe3540 powder

Element	C	B	Si	Cr	Ni	Mo	Fe
Mass fraction / %	0.40-0.70	1.5-2.5	4.5	18.0-20.0	24.0-30.0	4.0-5.0	Allowance

将上述成分输入到 JMatPro 软件中,即可得到 42CrMo 钢和 Fe3540 粉末的热物性参数,热物性曲线如图 2 所示。

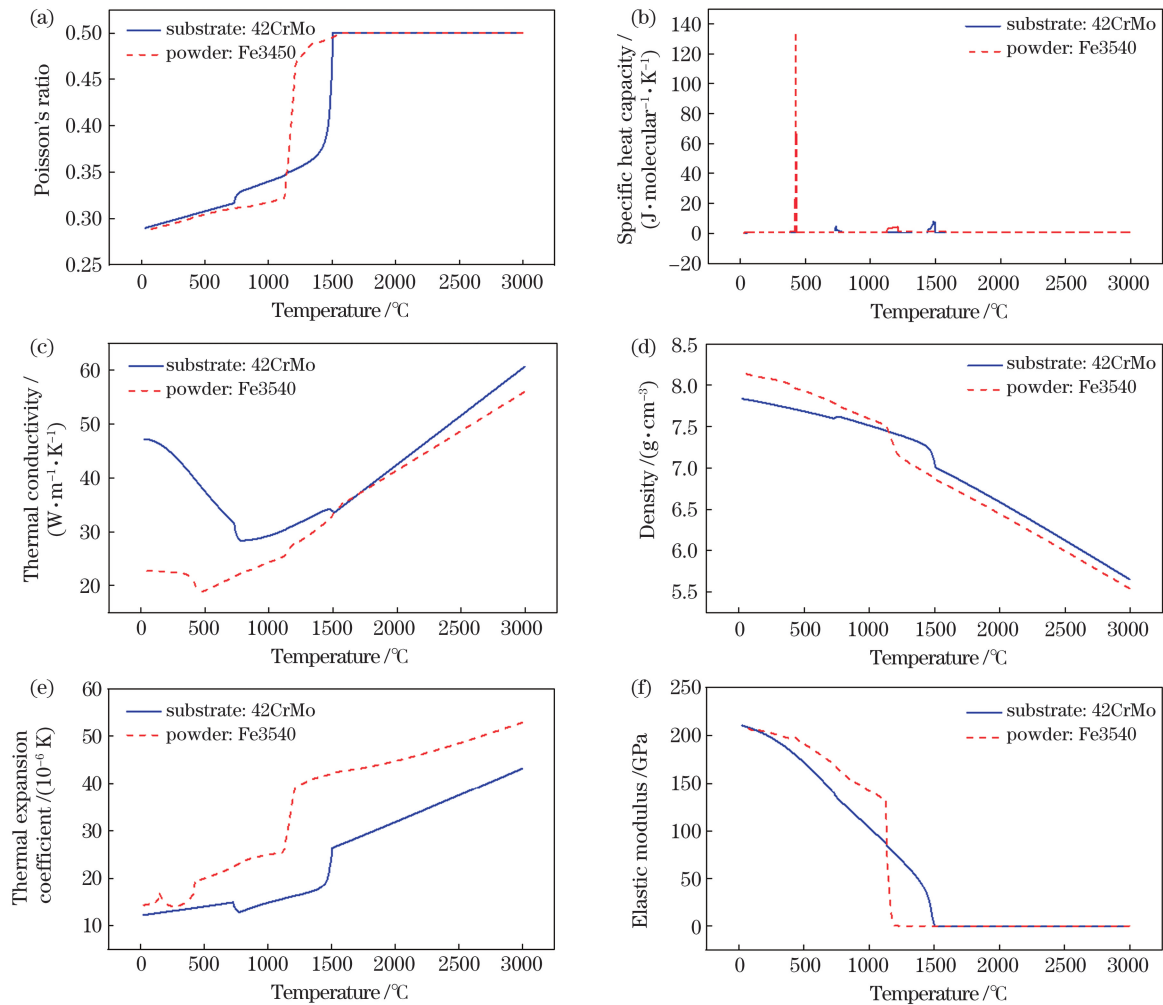


图 2 42CrMo 钢和 Fe3540 粉末的热物性曲线。(a)泊松比;(b)比热容;(c)热传导率;(d)密度;(e)热膨胀系数;(f)弹性模量

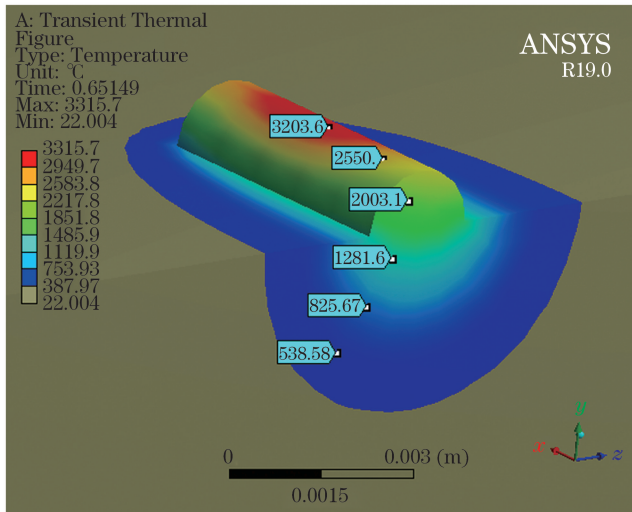
Fig. 2 Thermal physical property curves of 42CrMo steel and Fe3540 powder. (a) Poisson's ratio; (b) specific heat capacity; (c) thermal conductivity; (d) density; (e) coefficient of thermal expansion; (f) elastic modulus

3 多道激光熔覆过程中温度场分布

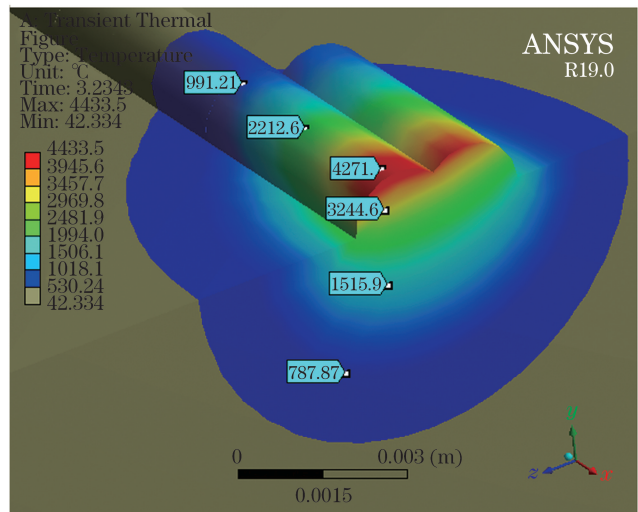
3.1 温度场仿真结果

选取 30% 搭接率的熔覆层进行温度场分析。整个仿真过程中,总仿真时间为 12 s,其中 9 s 为激

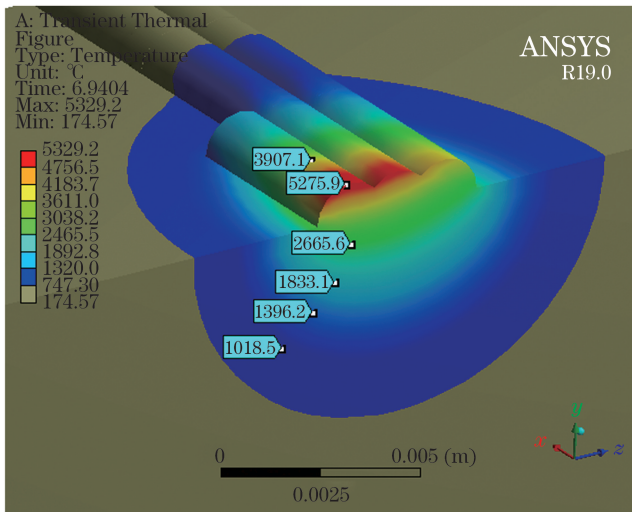
光扫描熔覆层的时间,其余时间为熔覆层在空气中冷却的时间。图 3(a)是时间为 0.6 s 时熔覆层的温度分布情况,可以看出,在激光到达熔覆层 0.6 s 时熔覆层已经达到较高的温度。图 3(b)为 3.2 s 时熔覆层的温度分布,激光向第二道熔覆层移动。



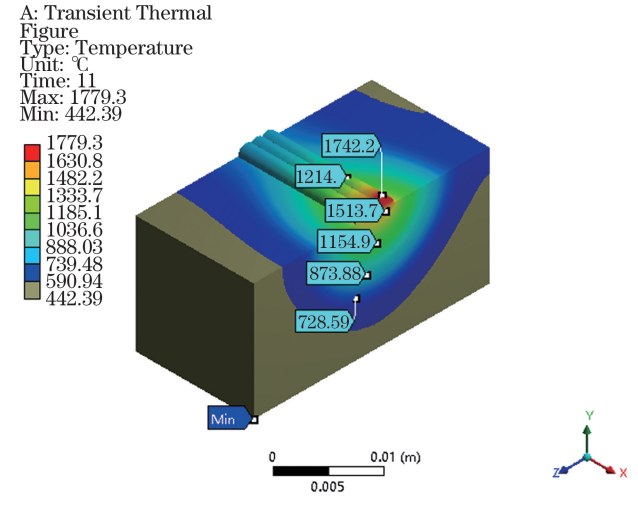
(a)



(b)



(c)



(d)

图 3 仿真过程中温度分布。(a) 0.6 s;(b) 3.2 s;(c) 6.9 s;(d) 11 s

Fig. 3 Temperature distribution during simulation. (a) 0.6 s; (b) 3.2 s; (c) 6.9 s; (d) 11 s

图 3(c)为 6.9 s 时激光向第三道熔覆层移动的示意图。42CrMo 钢的熔点为 1400 °C,图 3(d)为 11 s 时熔覆层的温度分布,此时熔覆层已经在空气中冷却了 2 s,可以看出此时基体最顶部的温度为 1500 °C,基体仍未完全凝固。

图 4 是不同搭接率下有限元模拟的温度曲线。在 3 s 和 6 s 的位置,温度有一个上升的趋势,这主要是因为激光通过横向移动来进行下一道的熔覆,横向移动速度较慢并且移动距离较小。第一道熔覆层的温度呈现波浪状,是设置的生死单元的问题,在热源移动到下一个生死单元的过程中温度会有波动。不同搭接率的温度曲线都具有一个共同的特点:第二道熔覆层的平均温度比第一道熔覆层温度高,相应的第三道熔覆层温度比第二道熔覆层温度

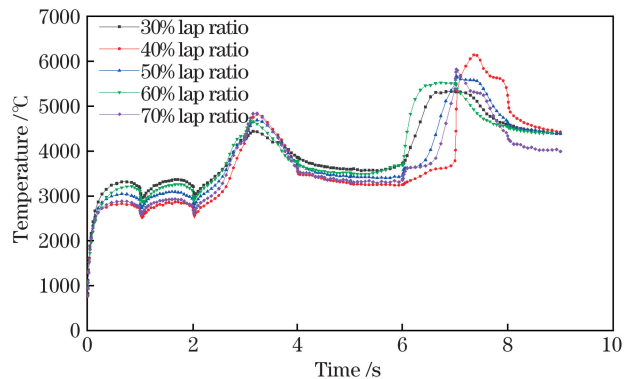


图 4 不同搭接率下的温度曲线

Fig. 4 Temperature curves under different lap ratios

高,即随着熔覆的道数增加,熔覆层温度逐渐升高。对比不同搭接率温度曲线可以得出,随着搭接率的增加,熔覆层温度逐渐呈上升趋势。

3.2 温度场理论解析模型与仿真结果对比

进行理论计算与有限元仿真的参数:激光功率 P_1 为 1500 W, 吸收率 α_p 为 0.1, 粉末直径为 0.1 mm, 光斑直径为 5 mm, 激光移动速度为 5 mm/s, 生死单元的长度为 5 mm, 激光照射时间 t 为 1 s。通过(3)式可以计算得粉末吸收的总能量为

表 3 温升模型温度与仿真模型温度对比

Table 3 Comparison of temperature rise model temperature and simulation model temperature unit: K

Model	1 s	2 s	3 s	4 s	5 s
Temperature rise model	3000.0	3664.0	4475.0	4946.2	4946.2
Simulation model	3075.0	3893.4	4483.9	4811.0	5003.1

从表 3 可以看出,在前 5 s 内,温升模型与仿真模型中温度较为接近,说明理论模型计算结果与仿真结果有较好的吻合度。

3.3 不同搭接率下残余应力变化曲线

由于熔覆层呈波浪状,需要进行后续加工。而熔覆层中残余应力的大小将直接影响熔覆层后续切削的效率,因此在仿真及理论解析模型获得温度场的基础上,继续对熔覆层中残余应力进行计算分析。首先在温度已知的情况下进行热力耦合的应力场计算,设置了如图 5 所示的路径来计算熔覆层从底部到顶部的残余应力分布。

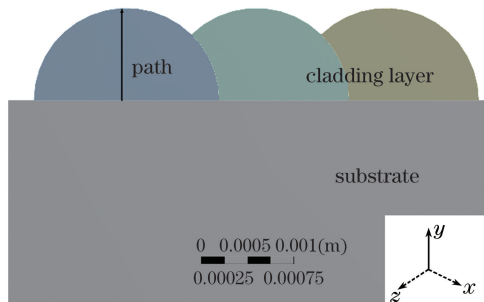


图 5 残余应力计算路径

Fig. 5 Calculation path of residual stress

图 6 为不同搭接率下从熔覆层底部至熔覆层顶部的残余应力分布曲线图,可以看出:30%搭接率下的熔覆层残余应力从熔覆层底部开始先是呈增大趋势,在距离熔覆层顶部 0.55 mm 处取得最小值,然后继续增大,在距离熔覆层顶部 0.25 mm 处取得最大值,随后一直下降;40%搭接率下的残余应力在距离熔覆层顶部 0.16 mm 处取得最小值 130 MPa;50%搭接率下的残余应力在熔覆层的底部变化较为

表 4 不同搭接率下残余应力最小值

Table 4 Minimum residual stress under different lap ratios

Lap ratio	30%	40%	50%	60%	70%
Equivalent residual stress /MPa	162	130	95	102	108

75000 J。利用(4)式可以得到相同时间内粉末散出的能量为 33074 J。为了方便计算,选取 $x=1$ mm, $y=1$ mm, $z=0.004$ mm 的点进行观察,由于仿真过程中该点处的温度经过 5 s 之后开始下降,不能与温升模型相匹配,因此选择前 5 s 进行温度对比。表 3 为温升模型与仿真模型在前 5 s 内的温度。

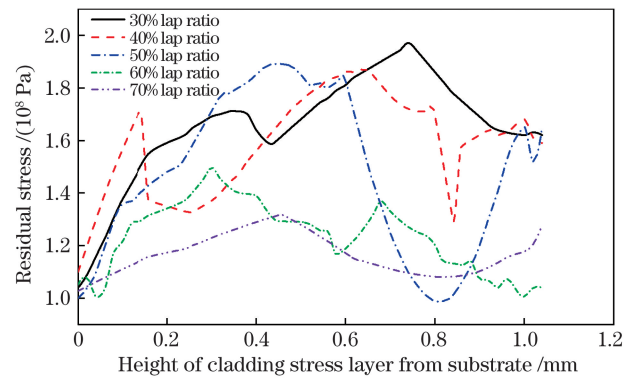


图 6 不同搭接率下熔覆层残余应力

Fig. 6 Residual stress in cladding layer under different lap ratios

剧烈,在距离熔覆层底部 0.2 mm 处开始,残余应力逐渐上升,在距离熔覆层顶部 0.4 mm 处熔覆层中残余应力达到极大值,然后熔覆层中残余应力急剧下降,在距离熔覆层顶部 0.2 mm 处残余应力取得最小值 95 MPa,然后残余应力有小幅度的上升;60%搭接率下的熔覆层中残余应力在距离熔覆层顶部 0.7 mm 处取得最大值,然后一直呈下降趋势,在距离熔覆层顶部 0.3 mm 处达到极大值,然后一直下降;70%搭接率下的熔覆层中的残余应力同样是从底部开始逐渐增大,在距离熔覆层顶部 0.55 mm 处取得最大值,然后残余应力下降,在距离熔覆层顶部 0.2 mm 处取得最小值,然后继续增大。等效残余应力主要考察的是材料在各个方向上残余应力的差值,可以描述出整个模型中应力的变化情况^[28],从而得到熔覆层中便于切削的点。表 4 是最小等效残余应力的计算结果。

4 实 验

采用尺寸为 30 mm × 15 mm × 15 mm 的 42CrMo 钢作为基体,依次使用 150,400,600 目砂纸打磨表面,然后使用无水乙醇擦拭干净。熔覆材料采用粒径尺寸为 45~70 μm 的 Fe3540 粉末,为了提高熔覆层性能,在粉末中加入质量分数为 1.2% 的 CeO₂ 粉末^[29],目的是细化晶粒,同时能够有效地净化熔池,促进气体和杂质的有效排出,使得组织更加均匀致密。将两种粉末混合均匀,然后放置 100 °C 的烘干箱烘干 120 min。用自制的铺粉装置将粉末铺在已经擦拭干净的基体表面,铺设厚度为 1 mm。使用氩气作为保护气,防止熔覆层氧化和粉末飞溅,用激光器进行激光熔覆实验,示意图如图 7 所示。

4.1 微观形貌

图8是不同搭接率下熔覆层与基体结合处的微

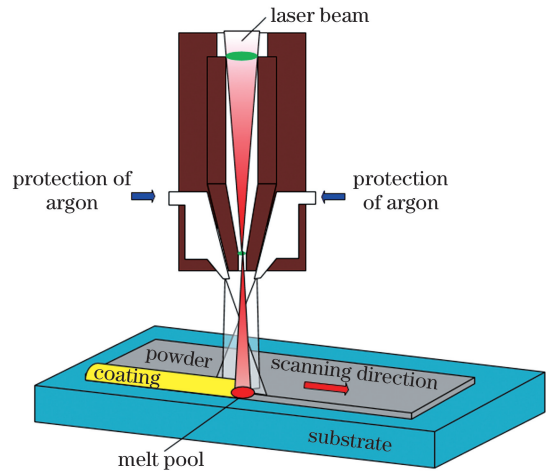


图 7 激光熔覆示意图

Fig. 7 Laser cladding principle

观形貌。可以看出:30%搭接率下,熔覆层底部晶粒呈粗大的胞状晶;随着搭接率的增加,在 40% 与 50% 搭接率下,熔覆层与基体之间形成明亮的光亮

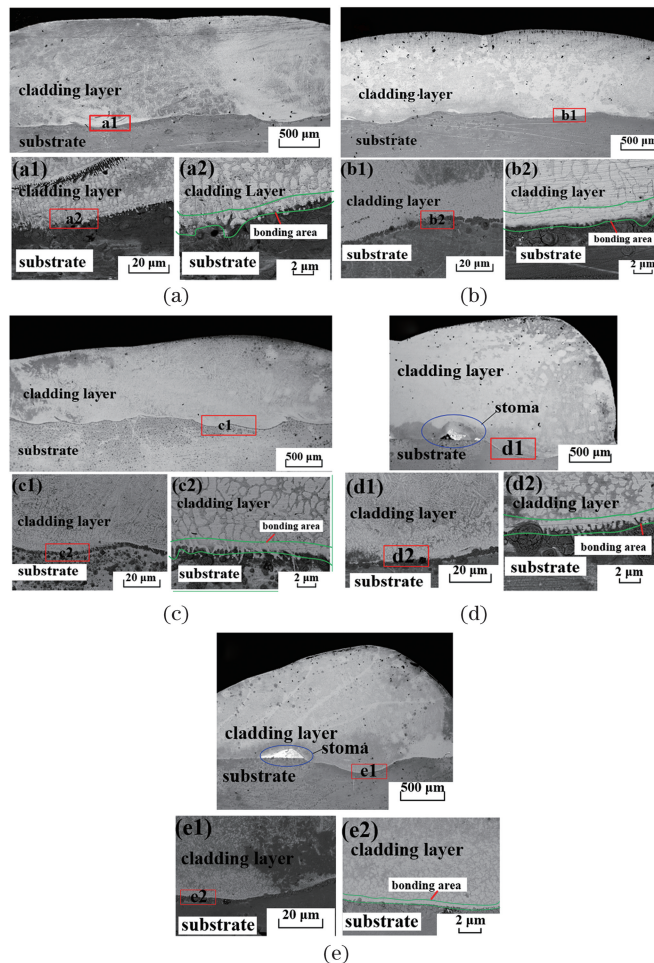


图 8 熔覆层与基体结合处的微观结构。(a) 30% 的搭接率;(b) 40% 的搭接率;(c) 50% 的搭接率;(d) 60% 的搭接率;(e) 70% 的搭接率

Fig. 8 Microstructure of the joint between cladding layer and substrate. (a) 30% lap ratio; (b) 40% lap ratio; (c) 50% lap ratio; (d) 60% lapratio; (e) 70% lap ratio

带,并且晶粒明显细化。从熔覆层整体形貌可以看出:当搭接率不超过 50%时,熔覆层较为平整;而当搭接率增加到 60%时,由于搭接率过大,粉末流向第一道熔覆层,第一道熔覆层的高度明显高于预置粉末厚度,导致熔覆层高度差明显和熔覆层不平整;同时由于熔覆层高度较厚,激光的能量无法穿透熔覆层到达基体,因此可以看到具有 60%搭接率与 70%搭接率的熔覆层有明显的缺陷。

4.2 显微硬度

熔覆层显微硬度如图 9 所示。由于采用预置粉末法进行激光熔覆,并且铺设的粉末厚度为 1 mm,因此熔覆层厚度为 1 mm 左右。显微硬度曲线被分为三部分,分别为熔覆层、热影响区(HAZ)、基体。可以看出:熔覆层的硬度明显高于基体硬度,并且随着搭接率的增加,熔覆层的显微硬度逐渐增大;具有 70%搭接率的熔覆层平均显微硬度在 700 HV 左右,具有 60%搭接率的熔覆层的显微硬度在 680 HV 左右,具有 50%搭接率的平均显微硬度在 660 HV 左右,具有 40%搭接率的平均显微硬度在 650 HV,而具有 30%熔覆层的平均显微硬度则在 600 HV 左右。

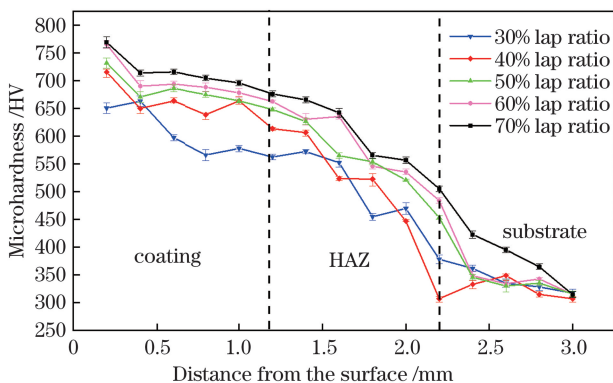


图 9 显微硬度分布曲线

Fig. 9 Microhardness distribution curves

4.3 摩擦磨损

不同搭接率下的摩擦系数如图 10 所示,可以看出:摩擦系数从 400 s 开始趋近平稳,在进行摩擦磨损的前段时间,摩擦系数处于一个上升阶段,这主要是因为需要去除粗糙度与平整度相对较小的表面,从而对磨偶件与熔覆层表面接触不均匀,磨损表面与陶瓷球区域磨合完成后进入一个稳定阶段,表现出稳定的摩擦系数;在进入平稳阶段之后,30%搭接率下的平均摩擦系数为 0.45,随着搭接率的增加,摩擦系数逐渐减小,40%搭接率下的平均摩擦系数为 0.43,50%搭接率下的平均摩擦系数最小为 0.4,具有 60%搭接率和 70%搭接率的熔覆层的摩擦系

数又逐渐增加,两者平均摩擦系数相等为 0.52。

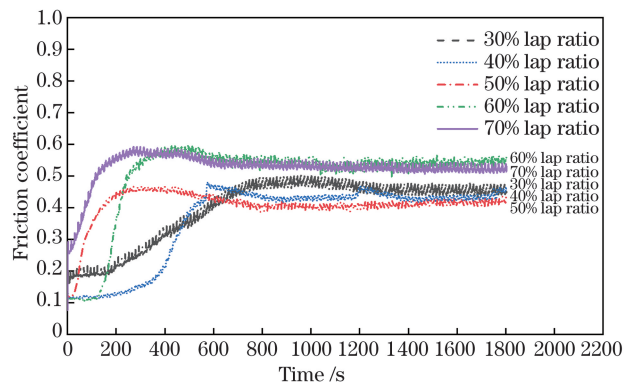


图 10 不同搭接率下熔覆层摩擦系数随实验时间的变化

Fig. 10 Variation of friction coefficient of cladding layer with test time under different lap ratios

5 分析及讨论

从仿真结果看,具有 30%搭接率的熔覆层中残余应力大于具有 50%搭接率的熔覆层中残余应力,这与温度曲线结果相符。在激光熔覆过程中,熔覆层中激光光斑所在的点处温度达到最大值,因此会在熔覆层表面形成高温聚集区,周围基体会对经过受热膨胀的熔池产生约束。而当激光光斑移动之后,熔池温度迅速下降,熔池凝固收缩,从而导致周围对熔池产生残余拉应力。而在多道熔覆的过程中,在进行第二道熔覆时,第一道熔覆已经达到较高的温度,相当于给基体进行了预热,导致温度梯度下降,延长了熔池凝固的时间,因此随着搭接率的增加,熔覆层所达到的最高温度逐渐增加,相当于进行第二道熔覆时预热的温度逐渐增加,从而第二道熔覆层中残余应力随搭接率的增加而总体呈减小趋势。这与文献[30]所描述的残余应力的形成过程一致。另一方面,在进行第二道熔覆时,相当于对第一道熔覆层进行回火处理,随着搭接率的增加,第二道熔覆层对第一道熔覆层的温度影响也逐渐增大,因此第一道熔覆层的残余应力随搭接率的增加也相应减小,从而导致平均残余应力随搭接率的增加呈下降趋势。

从图 6 可以看出,从基体开始,残余应力先是逐渐增大的,这主要是因为基体与粉末的热膨胀系数存在差异。当激光熔覆完成后,基体冷却到接近室温时,熔覆层中的温度梯度变得很小,基体与粉末的热膨胀系数有差异,这就会导致熔覆层与基体之间产生内应力,从而导致与基体靠近的熔覆层底部的残余应力比熔覆层顶部残余应力大。

从不同搭接率下熔覆层中残余应力的曲线(如图 6 所示)可以看出,随着搭接率的增加,出现残余应力最大值的位置逐渐向基体方向靠近,而出现残余应力最小值的位置也有相同的变化趋势。这主要的原因可能是随着搭接率的增大,温度逐渐升高,在进行第二道熔覆时又受到第一道熔覆层和基体温度的影响,温度梯度减小,残余应力趋于均匀化。

从不同搭接率的微观形貌(如图 8 所示)可以看到,具有 50% 搭接率的熔覆层与基体结合良好,形成了光亮带,这主要是因为搭接率为 50% 时在熔覆第二道时相当于对第一道熔覆层进行二次加热,同时对下一道熔覆层进行预热,在 50% 搭接率下粉末没有都流向第一道熔覆层,因此不会导致某一道熔覆层厚度明显增加。而随着搭接率继续增大,熔覆层与基体的结合又逐渐变差。从不同搭接率熔覆层的显微硬度曲线(如图 9 所示)可以看出,随着搭接率的增加,熔覆层的显微硬度逐渐增加。这主要是因为随着搭接率的增加,熔覆层温度逐渐升高,从而使得基体的温度升高,随着基体温度的逐渐升高,基体中的 Mo、Cr 元素上浮到熔覆层中,熔覆层中出现硬质相。根据图 11 可以看出,熔覆层中物相组织主要为 Fe、Cr、Ni 组成的硬质相,根据物相结果可以推断出,随着温度的升高,基体中元素的上浮使得涂层表面形成硬质相,硬质相的存在阻碍了熔覆层晶粒的生长,从而使得晶粒细化,熔覆层的显微硬度增加。

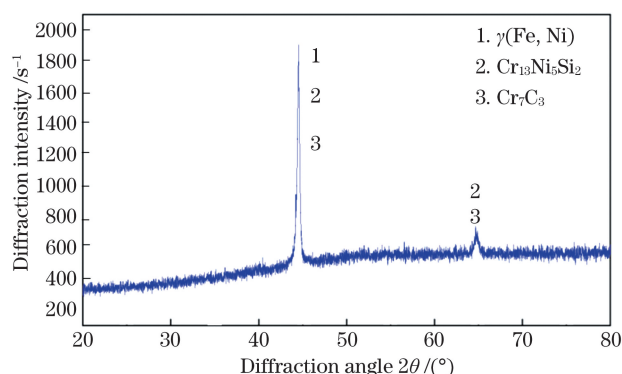


图 11 50% 搭接率时,不同角度下激光熔覆涂层的 XRD 图谱

Fig. 11 XRD spectrum of laser cladding coating with different angles and 50% lap ratio

从不同搭接率熔覆层的摩擦系数(如图 10 所示)可以看出,随着搭接率的增加,摩擦系数先降低后升高,摩擦系数在 50% 搭接率时取得最小值 0.4,证明 50% 搭接率下的熔覆层减磨效果最好。

从实验结果与仿真结果看:随着搭接率的增加,熔覆层温度逐渐升高,熔覆层中的晶粒逐渐细化,因

此在一定范围内,熔覆层中的残余应力随着搭接率的增加而减小,并且熔覆层的显微硬度随着搭接率的增加而增大;而当搭接率超过 50% 时,随着搭接率的增加,熔覆层质量会受到一定的影响,从熔覆层的微观形貌可以看出,在 50% 搭接率下熔覆层与基体结合良好,50% 搭接率下抗磨效果最好,摩擦系数最小;当搭接率大于 60% 时,熔覆层出现缺陷,并且熔覆层高度差较为明显,不利于进行后续机械加工。综上所述,50% 搭接率下熔覆层的综合性能更加优异,熔覆层较为平整,并且残余应力相对较小,便于后续的加工。

6 结 论

仿真所用的基体材料为 42CrMo 钢,粉末为 Fe 基粉末。利用建立的预置粉末激光熔覆温度场解析模型,通过 Ansys 软件,对不同搭接率下的熔覆层进行温度场和残余应力的数值分析。1)随着搭接率的增大,在熔覆下一道时基体已经处于较高的温度,相当于给熔覆层进行了预热,因此熔覆层温度逐渐升高,并且随着道数的增加,温度最大值也逐渐变大。2)随着搭接率的增大,熔覆层温度逐渐升高,冷却时间变长,温度梯度减小,从而导致熔覆层中残余应力最小值逐渐减小。并且残余应力最小值大约在距离熔覆层顶部 0.2 mm 处,熔覆层中残余应力逐渐均匀,并且残余应力最大值出现的位置逐渐向基体方向靠近。3)随着搭接率的增大,温度逐渐升高,基体中元素上浮到熔覆层,在熔覆层形成硬质相,因此熔覆层的显微硬度逐渐增大,熔覆层的摩擦系数先增大后减小。4)相比其余搭接率下的熔覆层性能,具有 50% 搭接率的熔覆层与基体结合良好,并且抗磨效果明显,平均残余应力适中,熔覆效率相对较高,适合进行后续加工。

参 考 文 献

- [1] Lee J D, Ra H Y, Hong K T, et al. Analysis of deposition phenomena and residual stress in plasma spray coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 1992, 56(1): 27-37.
- [2] Shi L K, Gao S Y, Xi M Z, et al. Finite element simulation for laser direct depositing processes of metallic vertical thin wall parts II. the the simulation for thermal stress field during depositing processes [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006, 42(5): 454-458. 石力开, 高士友, 席明哲, 等. 金属直薄壁件激光直接沉积过程的有限元模拟 II. 沉积过程中热应力场

- 的模拟[J]. 金属学报, 2006, 42(5): 454-458.
- [3] Kong F R, Kovacevic R. Modeling of heat transfer and fluid flow in the laser multilayered cladding process[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2010, 41(6): 1310-1320.
- [4] Labudovic M, Hu D, Kovacevic R. A three dimensional model for direct laser metal powder deposition and rapid prototyping [J]. Journal of Materials Science, 2003, 38(1): 35-49.
- [5] Ghosh S, Choi J. Three-dimensional transient finite element analysis for residual stresses in the laser aided direct metal/material deposition process [J]. Journal of Laser Applications, 2005, 17(3): 144-158.
- [6] Gong C, Wang L F, Zhu G X, et al. Influence of process parameters on the residual stress of cladding layers by laser additive manufacturing [J]. Laser Technology, 2019, 43(2): 263-268.
龚丞, 王丽芳, 朱刚贤, 等. 激光增材制造工艺参量对熔覆层残余应力的影响[J]. 激光技术, 2019, 43(2): 263-268.
- [7] Wang L F, Sun Y X, Zhu G X, et al. Optimization simulation of process parameters on the residual stress in 316L stainless steel by laser cladding [J]. Applied Laser, 2019, 39(3): 376-380.
王丽芳, 孙亚新, 朱刚贤, 等. 激光熔覆 316L 不锈钢残余应力工艺参数的优化模拟[J]. 应用激光, 2019, 39(3): 376-380.
- [8] Gu J Q, Luo F, Yao J H. Numerical simulation of residual stress during laser cladding [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2010, 47(10): 101401.
顾建强, 骆芳, 姚建华. 激光熔覆过程残余应力的数值模拟[J]. 激光与光电子学进展, 2010, 47(10): 101401.
- [9] Hao N H, Lu W, Zuo T C. Thermal-mechanical coupling finite element analysis of stress field in laser cladding process [J]. China Surface Engineering, 2004, 17(6): 10-14.
郝南海, 陆伟, 左铁钊. 激光熔覆过程热力耦合有限元应力场分析[J]. 中国表面工程, 2004, 17(6): 10-14.
- [10] Zhan H X, Wang Y, Han T, et al. Residual stress analysis of the remelting zone on 42CrMo steel plate in single-pass laser wide-band treatment[J]. Chinese Journal of Lasers, 2008, 35(4): 625-630.
占焕校, 王勇, 韩涛, 等. 42CrMo 钢表面单道激光宽带处理后熔覆层的残余应力[J]. 中国激光, 2008, 35(4): 625-630.
- [11] Hua L, Tian W, Liao W H, et al. Study of thermal-mechanical coupling behavior in laser cladding [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2014, 51(9): 091401.
华亮, 田威, 廖文和, 等. 激光熔覆热影响区及残余应力分布特性研究[J]. 激光与光电子学进展, 2014, 51(9): 091401.
- [12] Du J X, Zhao C J, Bai Q F, et al. Numerical simulation and experimental study on residual stress of coaxial powder feeding laser cladding [J]. Coal Mine Machinery, 2020, 41(3): 56-59.
都嘉鑫, 赵春江, 白峭峰, 等. 同轴送粉式激光熔覆残余应力的数值模拟与实验研究[J]. 煤矿机械, 2020, 41(3): 56-59.
- [13] Shi L K, Gao S Y, Xi M Z, et al. Finite element simulation for laser direct depositing processes of metallic vertical thin wall parts III. the analysis for distortion during depositing processes [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006, 42(5): 459-462.
石力开, 高士友, 席明哲, 等. 金属直薄壁件激光直接沉积过程的有限元模拟 III. 沉积过程中变形的分析[J]. 金属学报, 2006, 42(5): 459-462.
- [14] Yao G F, Chen G N. Numerical simulation of transient thermal field and residual stress in laser melting process [J]. Applied Laser, 2002, 22(2): 241-243, 222.
姚国凤, 陈光南. 激光熔凝加工中瞬时温度场及残余应力数值模拟[J]. 应用激光, 2002, 22(2): 241-243, 222.
- [15] Fang J X, Dong S Y, Xu B S, et al. Study of stresses of laser metal deposition using FEM considering phase transformation effects [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(5): 0503009.
方金祥, 董世运, 徐滨士, 等. 考虑固态相变的激光熔覆成形应力场有限元分析[J]. 中国激光, 2015, 42(5): 0503009.
- [16] Li H B, Guo M, Wang L, et al. Preparation and wear resistance of H13/Ni/WC hybrid powder gradient cladding layer by laser cladding [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(3): 031406.
李洪波, 郭猛, 王琳, 等. H13/Ni/WC 混合粉体梯度熔覆层激光熔覆制备及耐磨性研究[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(3): 031406.
- [17] Xu H Z, Ge H H, Wang J F, et al. Effects of process parameters on Cr element distribution of laser clad 316L alloy coatings [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202004.
徐瀚宗, 葛鸿浩, 王杰峰, 等. 工艺参数对激光熔覆 316L 合金涂层 Cr 元素分布的影响[J]. 中国激光, 2020, 47(12): 1202004.
- [18] Pang X T, Gong Q F, Wang Z J, et al. Microstructure and mechanical behavior of 30CrMnSiA and 30CrMnSiNi2A high strength for laser cladding repair [J]. Chinese Journal of Lasers,

- 2020, 47(11): 1102002.
- 庞小通, 龚群甫, 王志杰, 等. 30CrMnSiA 和 30CrSiNi2A 高强度激光熔覆修复组织特征与力学性能[J]. 中国激光, 2020, 47(11): 1102002.
- [19] Greenwood J A. An interpolation formula for flash temperatures[J]. *Wear*, 1991, 150(1/2): 153-158.
- [20] Ashby M F, Easterling K E. A first report on diagrams for grain growth in welds [J]. *Acta Metallurgica*, 1982, 30(11): 1969-1978.
- [21] Picasso M, Marsden C F, Wagniere J D, et al. A simple but realistic model for laser cladding [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1994, 25(2): 281-291.
- [22] Dowden J, Davis M, Kapadia P. The flow of heat and the motion of the weld pool in penetration welding with a laser[J]. *Journal of Applied Physics*, 1985, 57(9): 4474-4479.
- [23] Mazumder J, Steen W M. Heat transfer model for cw laser material processing[J]. *Journal of Applied Physics*, 1980, 51(2): 941-947.
- [24] Yang X C, Li Y M, Huang W D, et al. The calculation of temperature field in laser surface melting [J]. *Materials Science and Engineering*, 1999, 17(1): 3-5.
- 杨洗陈, 李延民, 黄卫东, 等. 激光表面熔凝温度场计算[J]. *材料科学与工程*, 1999, 17(1): 3-5.
- [25] Liu Z X, Huang W D, Wan B T. Investigation of basic problems of the numerical model for powder-feed laser cladding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2003, 30(6): 567-570.
- 刘振侠, 黄卫东, 万柏涛. 送粉式激光熔覆数值模型基本问题研究 [J]. *中国激光*, 2003, 30(6): 567-570.
- [26] Dang Y X, Qi W J, Lu L L. Research status and development trend of numerical simulation of laser cladding technology [J]. *Hot Working Technology*, 2016, 45(6): 23-27.
- 党元晓, 祁文军, 芦丽丽. 激光熔覆技术数值模拟研究现状及发展趋势 [J]. *热加工工艺*, 2016, 45(6): 23-27.
- [27] Liu Z X. Modeling and numerical simulation on laser remelting and cladding [D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2003.
- 刘振侠. 激光熔凝和激光熔覆的数学模型及数值分析[D]. 西安: 西北工业大学, 2003.
- [28] Zeng W H. Stress field analysis and numerical simulation of multi-channel laser cladding Ni based layer on stainless steel surface [D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2011.
- 曾维华. 不锈钢表面多道激光熔覆 Ni 基涂层的应力场分析及数值模拟[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2011.
- [29] Wang Y L. Experiments and analyses of 3540Fe/CeO₂ coatings by ultrasonic vibration assisted laser cladding [J]. *China Mechanical Engineering*, 2018, 29(21): 2600-2605.
- 王玉玲. 超声振动辅助激光熔覆 3540Fe/CeO₂ 涂层实验及分析 [J]. *中国机械工程*, 2018, 29(21): 2600-2605.
- [30] Cai C B. Study on residual stress of laser cladding remanufacturing coating [D]. Dongying: China University of Petroleum (Huadong), 2017.
- 蔡春波. 激光熔覆再制造涂层残余应力研究 [D]. 东营: 中国石油大学(华东), 2017.

Influence of Lap Ratio on Temperature Field and Residual Stress Distribution of 42CrMo Laser Cladding

An Xianglong¹, Wang Yuling^{1*}, Jiang Fulin¹, Zhang Jie¹, Zhang Jinying²

¹ School of Mechanical and Automotive Engineering, Qingdao University of Technology, Qingdao, Shandong 266000, China;

² Technical Center of Qingdao Haixi Heavy-Duty Machinery Co. Ltd., Qingdao, Shandong 266520, China

Abstract

Objective Laser cladding involves rapid heating and quenching processes. During rapid cooling, the temperature field distribution is uneven because the molten pool temperature suddenly drops, generating residual stress. Residual stress in the cladding layer directly affects the mechanical and physical properties of the cladding layer, leading to cracks and other defects. To reduce the manufacturing costs, the residual stress in the cladding layer is usually calculated in numerical simulations. However, most of the simulation studies focus on single-pass cladding; the influence of lap ratio on the residual stress under multipass cladding has been little investigated, and the relationship between lap ratio and residual stress has not been concluded. In actual production, multipass cladding is the norm,

and the subsequent cladding-layer processing is also based on multipass overlapping cladding layers. To reduce the machining allowance and improve the cladding-layer quality in multipass cladding, we studied the factors influencing the residual stress in the cladding layer and the laws governing those influences in finite element simulations. After determining the residual stress distribution in the cladding layer for different lap ratios, the most suitable lap ratio for subsequent processing was determined.

Methods The matrix is 42CrMo steel and the powder is 3540Fe. Multipass cladding models with constant thickness (1 mm) and varying lap ratio (30%, 40%, 50%, 60%, and 70%) were established in Ansys software. The temperature-rise model of the laser cladding was based on the model of laser-melting temperature rise and powder absorptivity. The accuracy of the analytical model is verified by comparing with the simulated temperature model. The residual stress distributions in the cladding layers with different lap ratios were obtained by simulating the thermal-mechanical coupling in finite element software. The physical properties of the cladding layers were observed in corresponding experiments. The experiments confirmed the macro- and micro-morphologies of the cladding layers with different lap ratios and the physical properties of the cladding layers prepared at different lap rates. Finally, the most suitable lapping ratio of the cladding layer for subsequent processing was obtained.

Results and Discussions As demonstrated in the finite element simulation results (Fig. 4), the temperature of the cladding layer gradually increased with lap ratio increasing. The residual stress distributions in cladding layers with different lap ratios are displayed in Fig. 6. Increasing the lap ratio gradually decreased the residual stress in the cladding layer. In the experiments, increasing the lap ratio obviously refined the grain size of the cladding layer (Fig. 8). At lap ratios below 50%, the cladding layer was strongly bonded with the substrate, but at lap ratios exceeding 50%, the cladding layer presented obvious defects. Increasing the lap ratio gradually increased the microhardness of the cladding layer (Fig. 9), but nonlinearly affected the friction coefficient of the cladding layer (in particular, the friction coefficient decreased before increasing; see Fig. 10).

Conclusions The following conclusions were drawn from the study. Increasing the lap ratio gradually increased the temperature of the cladding layer, mainly because the substrate temperature was increased prior to the next cladding. This phenomenon is equivalent to preheating the cladding layer. Therefore, the temperature of the cladding layer (including its maximum) gradually increased with number of passes. Increasing the lap ratio also gradually reduced the minimum residual stress in the cladding layer, which appeared at approximately 0.2 mm below the top of the cladding layer. The residual stress in the cladding layer became gradually uniform, and the position of maximum residual stress gradually approached the direction of the matrix. As the lap ratio and temperature increased, the elements in the matrix floated toward the cladding layer and formed a hard phase in that layer. Accordingly, the cladding layer demonstrated a gradually increasing microhardness, and a friction coefficient that first increased and then decreased. Among the cladding layers manufactured at different lap rates, the cladding layer formed at the 50% lap rate was well bonded with the substrate, and demonstrated an obvious antiwear effect, moderate average residual stress, and relatively high cladding efficiency. Therefore, this sample was deemed most suitable for subsequent processing.

Key words laser technique; laser cladding; numerical simulation; temperature rise model; finite element; lap ratio; residual stress

OCIS codes 140.3390; 160.3390; 350.3390