

考虑固态相变的激光熔覆成形应力场有限元分析

方金祥^{1,2} 董世运² 徐滨士² 王玉江² 何 鹏¹ 夏 丹² 张智慧^{1,2} 任维彬²

¹哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室,黑龙江 哈尔滨 150001

²装甲兵工程学院再制造国防科技重点实验室,北京 100072

摘要 为了研究固态相变对马氏体钢激光熔覆成形过程应力演化的影响,建立了考虑降温过程马氏体相变的热-力耦合激光单道熔覆及多层多道堆积有限元模型。在实测材料物性参数的基础上,对单道熔覆及多层多道堆积应力演化进行了有限元分析。分析结果表明,马氏体相变对应力场演化影响显著,同只考虑热-力耦合的模型计算结果相比,考虑固态相变的情况下,有限元结果同实验值比较吻合,残余应力水平显著降低,且分布规律明显不同。

关键词 激光技术; 熔覆成形; 残余应力; 有限元分析; 马氏体相变

中图分类号 TN249 文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201542.0503009

Study of Stresses of Laser Metal Deposition Using FEM Considering Phase Transformation Effects

Fang Jinxiang^{1,2} Dong Shiyun² Xu Binshi² Wang Yujiang² He Peng¹ Xia Dan²
Zhang Zhihui^{1,2} Ren Weibin²

¹State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology,
Harbin, Heilongjiang 150001, China

²National Key Laboratory for Remanufacturing, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072, China

Abstract To investigate the influences of solid state phase transformation on stress evolution during laser metal powder deposition, a 3D finite-element thermo-mechanical model considering phase transformation effects is established. The stress fields during single layer and multiple layer laser metal deposition process are analyzed. Stress measurement of blind hole method is applied to clad samples. The results are compared with the computational predictions, which should be a validation for the predictions with the inclusion of transformation kinetics. The importance of considering phase transformation effects is verified through the comparison of the magnitudes of residual stresses with and without the inclusion of transformation kinetics.

Key words laser technique; metal deposition; residual stress; finite element analysis; martensitic transformation

OCIS codes 160.3900; 140.3390; 350.3850

1 引 言

残余应力问题是影响激光熔覆成形大规模商业化应用的主要问题之一。激光熔覆成形过程经历较为复杂的热循环,这些热循环必然伴随复杂的应力应变演变,有可能导致工件开裂和变形,甚至零件报废。此外,残余应力水平及其分布对零件服役行为影响显著,可能降低材料的强度、诱发应力腐蚀、缩短疲劳寿命^[1-3]。因此,研究激光熔覆成形过程中应力演化规律及机理,实现应力的高精度计算,进而实现应力水平及其分布的调整,具有非常重要的现实意义。

收稿日期: 2014-11-10; 收到修改稿日期: 2015-01-08

基金项目: 国家973计划(2011CB013403)

作者简介: 方金祥(1989—),男,博士研究生,主要从事激光快速成形及再制造方面研究。E-mail: fangjx6@gmail.com

作者导师: 董世运(1973—),男,研究员,博士生导师,主要从事绿色制造与再制造等方面的研究。

E-mail: syd422@sohu.com

同一般焊接过程类似,激光熔覆成形的工艺参数及材料的物性是影响应力演化的最主要因素;但对于一些升降温过程发生固态相变的材料,与相变关联的一系列效应对应力演变具有重要的影响。例如,钢铁材料马氏体相变往往伴随体积增长及相变超塑性效应,这些伴随效应对应力的演化会产生深远的影响;理论上,可以通过控制相变过程,利用相变伴随效应,控制降低零件的残余应力;在实际操作中,相变影响因素非常复杂,欲达到通过控制相变,调整工件内部残余应力分布的目的,必须以适当的材料体系为基础,在一定的工艺条件下,研究其演变机理,定量化模拟揭示其演变规律,以便控制固态相变发生在适当的温度和时空域。

20世纪60年代以后,计算焊接力学逐渐兴起。许多学者在这一领域做了大量的研究工作,主要集中于焊接热弹塑性理论,焊接应力应变的计算方法以其焊接微观组织演变的预测等方面。近年来,焊接热-机械模拟的一个热点问题是建立耦合组织演变的力学本构关系,以连续冷却相变动力学和弹塑性本构关系为框架,实现耦合相变效应的热-力模拟,从而提高焊接残余应力和变形模拟的精度,研究相变效应对焊件应力应变分布和演变的影响,以及如何控制固态相变发生的温度和区域范围降低残余应力或者变形^[4-5]。

2000年,Ronda^[6]对钢的焊接热-机械-组织模型建立了统一的解析算法,给出了相变动力学和相变力学本构模型。Costa等^[7]建立了考虑固态相变的温度场计算模型,未进行应力场的计算。

Ghosh等^[7-8]建立了三维热-机械-组织有限元模型,考虑了相变对应力的影响。结果显示,应力演化对相变行为非常敏感,通常情况下,相变降低了残余拉应力水平,甚至出现了压应力区;比较遗憾的是,该模型不是一个封闭自洽的模型。

Deng^[10]建立了焊接过程的热-机有限元模型,其重点关注马氏体相变对应变和残余应力的影响,作者最终得出的一个结论:对于中碳钢焊接,马氏体相变对残余应力水平影响很大;对于低碳钢,残余应力水平受马氏体相变影响较小。这个结论是有待商榷的,通常情况下,随着碳含量的增加,马氏体相变的时候,材料体积增加的百分数增大,但这往往是由于钢材的马氏体点随材料碳含量增加而降低;奥氏体密度对碳含量的变化更加敏感,当材料温度下降,从奥氏体态转化为马氏体态的时候,碳含量低的材料体积的改变量往往更大,对拉应力的降低作用将更为显著^[11]。

Muhammad等^[12]对AA 6056-T4铝合金激光焊接应力变形进行计算。铝合金在焊接热过程中的固态相变包括伴随温度升高后的溶质原子聚集(GP)区溶解以及冷却阶段的沉淀物析出。采用不考虑相变的Abaqus软件和考虑相变引起的热-机械参数不同的Sysweld软件,残余应力云图显示,考虑相变和不考虑相变的情况下,应力场分布有所不同。

目前,激光熔覆成形及其他焊接过程固态相变力学行为的数值模拟还较少,多数已发表的有限元模型并未考虑组织演变对应力演变的影响,这些模型的计算结果往往与试验值存在明显差异,有必要继续进行深入的研究。

本文建立了考虑固态相变的应力场有限元计算模型,利用实测的材料物性参数,对不考虑固态相变效应和考虑固态相变效应两种情况下的单道熔覆及多层多道熔覆应力场演化进行了研究分析,并且把分析结果同试验测得的残余应力值进行了对比。

2 试验及有限元模型建立

2.1 试验

试验使用光纤激光器快速成形系统(IPG YLS-4000光纤激光器、Faunc机器人、PRECITEC YC52熔覆头)完成,光束为能量均匀分布圆光斑,波长为1070 nm;激光扫描速率为10 mm/s,送粉速率为29.5 g/min,单道熔覆试验激光功率为2000 W,多层多道试验激光功率为1400 W;试验用基板为FV520(B)材料,锻造后经固溶、稳定化和时效处理,尺寸均为6 mm×40 mm×60 mm,熔覆成形用粉末为自行研制的激光熔覆再制造用马氏体沉淀硬化不锈钢;应力测试采用小孔法,使用H6859小型台钻及YC-IV型应力测量仪,小孔直径为1.5 mm,试验参照ASTM E837-2008标准进行,每个数据为3次测量的平均值。材料力学相关的高温物性参数采用MTS810电液伺服试验系统,参照ASTM E21-05标准进行试验;线膨胀系数采用DIL801热膨胀仪,参照GB/T 4339-2008进行试验;比热测试采用Setaram Setsys Evo同步热分析仪,按标准ASTM E1269-11试验;导热系数测试采用耐驰LFA427激光热导仪,按照标准ASTM E 1461-11进行试验。

2.2 固态相变过程

马氏体不锈钢激光熔覆成形过程中,材料经历的相变过程如图1所示^[7,13],材料升温时,温度高于 A_{c1} 时,开始发生马氏体转换为奥氏体的固态相变,温度高于 A_{c3} 时,马氏体全部转化为奥氏体,如果温度超过材料熔点 T_L ,则材料熔融为液态;降温过程中,认为刚凝固的材料全为奥氏体,且在冷却过程中,不发生扩散性相变,只发生马氏体相变,温度降低到 M_s 点时,开始出现马氏体相变,温度降低到 M_f 点时,奥氏体全部转化为马氏体。

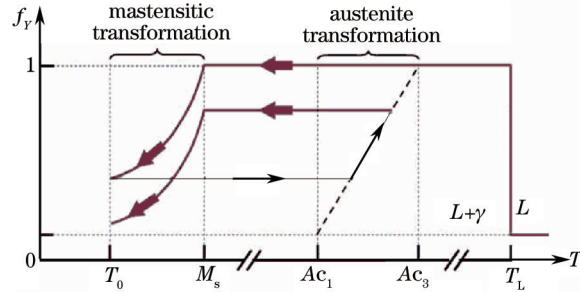


图1 激光熔覆再制造过程中物相演化示意图

Fig.1 Evolution of volume of austenite during phase transformation

原则上,固态相变过程中,应该根据过冷奥氏体连续冷却转变曲线(CCT)图,由温度变化率速率确定各相的比例,本文假定材料奥氏体相时, A_{c1} 时奥氏体相比例为0, A_{c3} 时奥氏体相比例为100%,奥氏体相比例随温度升高线性增加,由于激光熔覆成形过程高的温度变化率,模型中适当的提高材料的 A_{c1} 和 A_{c3} 温度;材料降温过程中马氏体相的所占的比例按K-M公式^[11,14-15]计算:

$$\begin{cases} f_M = 1 - f_{\gamma_0} \Phi(T), \\ \Phi(T) = \begin{cases} 1, & T \geq M_s \\ \exp[-0.011 \cdot (M_s - T)], & T < M_s \end{cases} \end{cases} \quad (1)$$

式中 f_M 为材料处于 M_s 和 M_f 之间某一温度 T 时,马氏体相的体积分数; f_{γ_0} 为初始时刻奥氏体相的体积分数。对于熔覆材料 $M_s=200\text{ }^\circ\text{C}$, $A_{c1}=630\text{ }^\circ\text{C}$, $A_{c3}=850\text{ }^\circ\text{C}$;对于基体材料, $M_s=160\text{ }^\circ\text{C}$, $A_{c1}=580\text{ }^\circ\text{C}$, $A_{c3}=900\text{ }^\circ\text{C}$ 。

为了简便起见,不考虑材料凝固过程中晶界可能出现的共晶反应,也不考虑铁素体转化为奥氏体的相变;马氏体不锈钢固相升降温过程中可能发生的一些共析和包共析反应,理论上讲,这些反应伴随的相变效应会影响应力的演化,但由于激光熔覆再制造过程中高的温度变化率,忽略这类扩散型相变。

2.3 有限元模型的建立

激光熔覆成形过程是一个强非线性强耦合物理过程,无法得到温度、应力、组织等场量的解析结果;有限元方法可以较为方便地处理这类问题,本文的模型中,每一个时间增量步开始,先计算得到温度场数据,在此基础上得到相变信息,进一步获得相变对组织和物性的影响,然后进行应力应变的计算,每一个增量步结束前,每一个节点的材料参数得到更新,为下一个增量步的计算做准备。

有限元分析在SC743高性能计算机上完成,采用MSC.Marc软件,用生死单元法模拟熔覆过程,有限元模型如图2、3所示,单道熔覆模型共有36120个单元,41140个节点,基板尺寸为 $6\text{ mm} \times 40\text{ mm} \times 60\text{ mm}$,激光功率为2000 W,吸收率为0.9,扫描速度为10 mm/s,焊道长度为60 mm、宽度为3 mm,高为1.3 mm;多层多道模型共有46680个单元,67881个节点,基板尺寸为 $6\text{ mm} \times 40\text{ mm} \times 60\text{ mm}$,激光功率为1400 W,吸收率为0.9,扫描速度为10 mm/s,单道熔覆宽度约为3 mm,搭接率为50%,共熔覆8道,堆积两层,成形部分尺寸约为 $2.5\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 60\text{ mm}$ 。

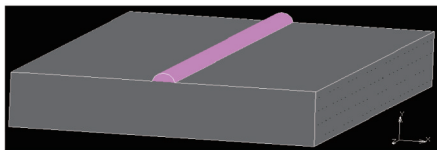


图2 单道激光熔覆几何模型

Fig.1 Geometry of single layer laser clad sample

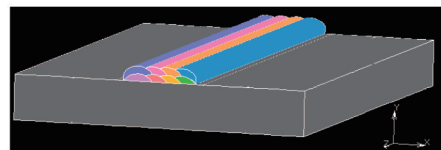


图3 多层多道堆积几何模型

Fig.2 Geometry of multilayer laser clad sample

简便起见,模型做如下考虑:

- 1) 不直接模拟熔池对流,以增加熔融材料导热系数及采用双椭球热源作为有限元模拟热源的方式来等效熔池对流对能量分布的影响;
 - 2) 只考虑材料熔化和凝固的潜热;
 - 3) 采用总的换热系数来等效对流换热和辐射换热效应;
 - 4) 材料为各向同性,熔覆过程为准稳态;
 - 5) 材料初始温度设为 25 °C;
 - 6) 考虑温度场和相变对应力演化的影响,不考虑应力对组织演变及温度场的影响。
- 模型中使用的材料物性参数均为试验测得,参数如表 1、2 所示。

表 1 基体材料物性参数

Table 1 Properties of substrate material

Temperature /°C	—	25	300	400	600	700	800	950	1050
Young modulus /GPa	—	196	—	—	—	143	—	—	—
Yield stress /MPa	M	1097	—	882	—	221	—	—	—
	γ	—	335	—	280	150	90	—	27
Thermal conductivity /(W/m·K)	M	15.4	21.8	—	26.1	—	—	—	—
	γ	—	19.4	—	25.1	—	27.4	27.7	—
Specific heat C /(J/g·K)	M	0.443	0.596	—	0.667	—	—	—	—
	γ	—	0.542	—	0.632	—	0.667	0.633	—
Poisson's ratio	—	0.31	—	—	—	—	—	—	—
Coefficient of thermal expansion / 10^{-6} °C	M	11.5	12.5	12.8	13	—	—	—	—
	γ	—	15	16.5	17	18.6	20	21	20.5

M: martensite; γ : austenite

表 2 熔覆层材料物性参数

Table 2 Material properties of cladding material

Temperature /°C	—	25	200	400	450	600	800	1000	1100
Young Modulus /GPa	—	206	—	—	—	160	—	—	—
Yield stress /MPa	M	1076	—	—	926	638	—	—	—
	γ	—	393	366	—	340	270	—	—
Thermal conductivity /(W/m·K)	M	12.9	17.6	19.6	—	22.2	—	—	—
	γ	—	16.9	18.3	—	21.0	24.3	25.8	25.4
Specific heat C /(J/g·K)	M	0.444	0.556	0.600	—	0.744	—	—	—
	γ	—	0.550	0.613	—	0.621	0.638	0.617	0.599
Poisson's ratio	—	0.30	—	—	—	—	—	—	—
Coefficient of thermal expansion / 10^{-6} °C	M	12	12.5	13	—	14	—	—	—
	γ	—	16	17.5	—	18	19	20	21

M: martensite; γ : austenite

3 模拟及试验结果

图 4 为单道熔覆时,残余应力分布云图,由图可见,远离焊道的区域,考虑相变和不考虑相变两种情况下应力分布几乎一致;区别出现在焊道内部及焊道附近区域,考虑相变时,该区应力水平较低,且焊道同基板结合界面应力值比焊道内部还低,最大拉应力出现在焊道下方一定深度位置,当深度继续增加时,拉应力值逐步减小,然后出现一较大值的压应力区;不考虑相变的时候,焊道内部应力值较高,接近材料屈服强度,最大拉应力值出现在焊道同基板结合界面处,随着深度增加,拉应力减小,然后进入压应力区,压应力的最大值高于考虑相变模型计算结果。

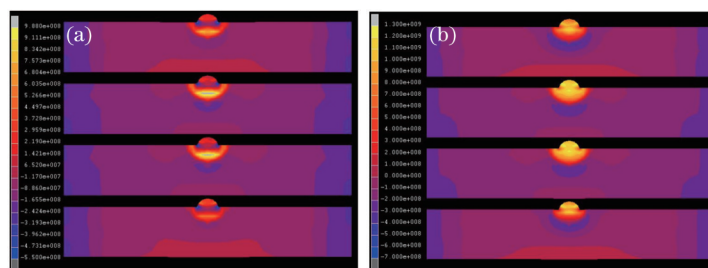


图4 单道熔覆纵向残余应力云图。(a)考虑相变模型结果;(b)不考虑相变模型结果

Fig.4 Comparison of longitudinal stress distribution in cross-section of single-layer laser clad sample.

(a) With phase transformation; (b) without phase transformation

图5和图6为熔覆焊道中点纵向和横向应力演化历程,图中给出了考虑相变效应和不考虑相变效应两种模型的计算结果,并同试验结果进行了对比;不考虑相变的时候,纵向应力几乎等于材料的屈服强度,横向应力约为200 MPa;考虑相变的时候,纵向应力峰值接近600 MPa,随着温度的降低,应力水平逐渐降低,最后稳定在约200 MPa,横向应力处于降低的水平,低于100 MPa;总体来讲,考虑相变效应的时候,应力水平较低,计算得到的残余应力值同试验结果更为接近。

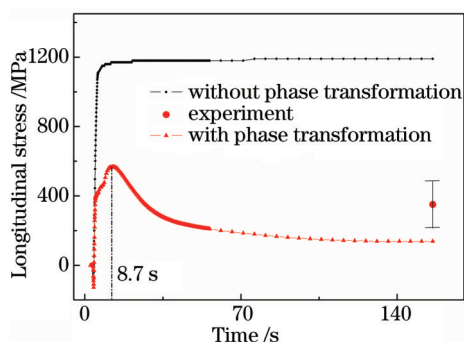


图5 单道熔覆焊道中点纵向应力

Fig.5 Comparison of longitudinal stress at midpoint of single layer laser clad sample

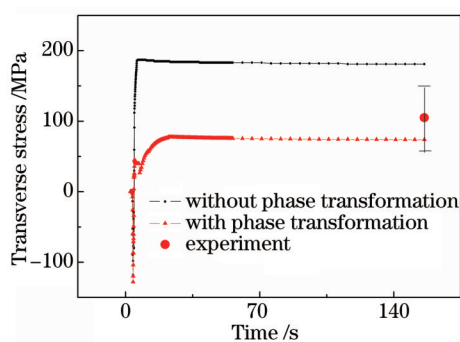


图6 单道熔覆焊道中点横向应力

Fig.6 Comparison of transverse stress at midpoint of single layer laser clad sample

图7为熔覆焊道中点的温度历程,结合该图可以分析应力的演化历程,在熔覆开始之初,激光远离该点,此时该点温度为室温,应力值为0,接近3 s的时刻,激光接近此点,熔池周围材料受热膨胀,此时该点处于激光扫描方向的正前方,呈压应力状态,在3 s时刻,激光到达该点,温度高达1800 °C左右,此时应力值为0,此后,随着激光束的远离,温度开始降低,同时应力值开始增大,呈拉应力状态。考虑相变的情况下,由于奥氏体相屈服强度的限制,应力增大较为缓慢,且其峰值较低,在第8.7 s时刻,该点冷却至约200 °C,开始出现固态相变,相变的体积效应可以释放一部分拉应力,纵向应力达到峰值,并且开始减小,横向应力缓慢增加,达到稳定值;不考虑相变的情况下,应力增加剧烈,在第10 s之后,增长开始放缓,随后逐步增长,达到稳定值。

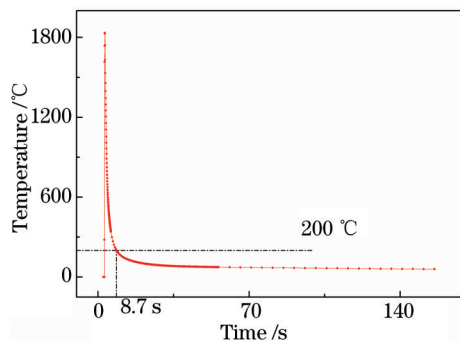


图7 单道熔覆焊道中点温度历程

Fig.7 Temperature variation at midpoint of single-layer laser clad sample

图8展示了从焊道中点顶部开始,沿深度方向上的纵向残余应力分布,对比了考虑相变和不考虑相变两种情况下的计算结果。不考虑相变的情况下,堆焊层内部及堆焊层同基板的结合界面应力水平都很高,接近材料的屈服强度。随着深度的增加,应力逐步降低,在离顶部约4 mm的深度,应力值接近0,随后出现压应力区;考虑相变的情况下,堆焊层及其同基板的结合界面应力水平都降低,仅约为屈服强度的20%。随着深度的增加,拉应力逐渐增大,在离顶部约3 mm的深度,应力达到峰值,接近材料的屈服强度,当深度进一步增加的时候,应力值开始降低,呈现出同不考虑相变时类似的变化规律,但压应力水平略低。

图9展示了上表面上,焊道中垂线的纵向残余应力分布情况。可以看出,离焊道中心3 mm以外的位置,考虑相变和不考虑相变的情况下,残余应力的分布基本完全一致;在焊道中心3 mm的范围内,考虑相变的情况下,残余应力值较低,焊道中心仅为几十兆帕的拉应力,随着离中心距离增加,压应力逐渐增大,在焊道边界达到最大值,随后压应力变为拉应力,在离焊道中心约2.5~3 mm之间达到最大值。不考虑相变的情况下,焊道中心应力值最大,接近材料的屈服强度,在焊道边界,残余应力值降低到约500 MPa,离焊道中心约3 mm的地方,残余拉应力又升高到约1000 MPa,随后随着距离焊道中心的距离增加,应力逐步减小,呈低水平的压应力状态。

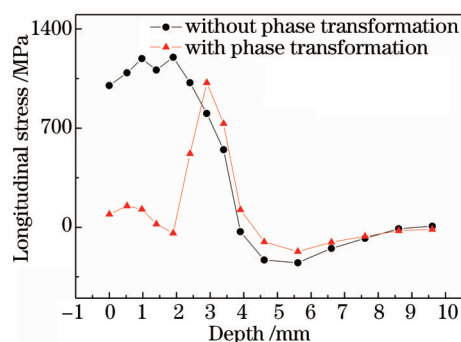


图8 单道熔覆焊道中点深度方向纵向残余应力分布
Fig.8 Comparison of longitudinal stress over the depth of the sample near its center, starting at the top of the bead

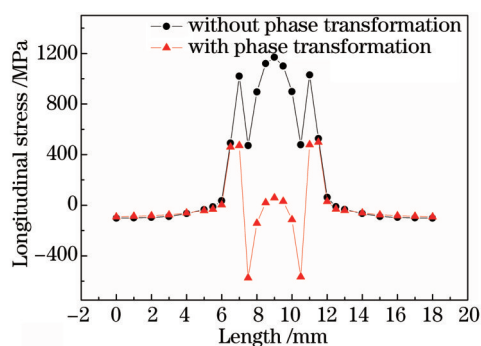


图9 单道熔覆焊道中垂线纵向残余应力分布
Fig.9 Comparison of longitudinal stress over the midperpendicular

图10为多层多道时纵向残余应力分布,同单道情况一样,远离焊道的区域,是否考虑相变效应对应力分布情况没有影响,在成形块体内部及附近的基材等区域,是否考虑相变效应不仅影响残余应力数值的大小,也影响其分布规律。考虑相变效应的情况下,残余应力水平整体较低,且层间有一应力较小薄层;在不考虑相变的情况下,残余应力水平整体较高,无层间应力较小区域出现,成形块体顶部应力水平较低,在成形块体同基材的结合界面出现拉应力的极值。第二层熔覆的时候,热循环导致的应力演化可使第一道熔覆层拉应力得到部分释放,两道间应力较小薄层的出现,是由于熔覆过程中,该区被压缩,处于拉应力较低水平,甚至出现拉应力,且可能被加热到 A_c1 以上,降温过程中出现马氏体相变,相变应力会导致拉应力水平降低,出现应力较小薄层。

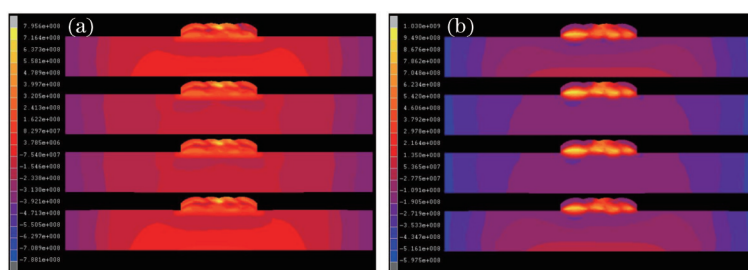


图10 多层多道堆积纵向残余应力云图。(a)为考虑相变模型结果;(b)为不考虑相变模型结果
Fig.10 Comparison of longitudinal stress distribution in cross-section of multi-layer laser clad sample.
(a) With phase transformation; (b) without phase transformation

图11和图12为多层多道堆积的时候,第三道坐标为(0.002,0.0013,0.02)点应力演化历程,图中对比了考虑相变和不考虑相变两种模型的计算结果,并且给出了试验测得的残余应力值。对于纵向残余应力,不考

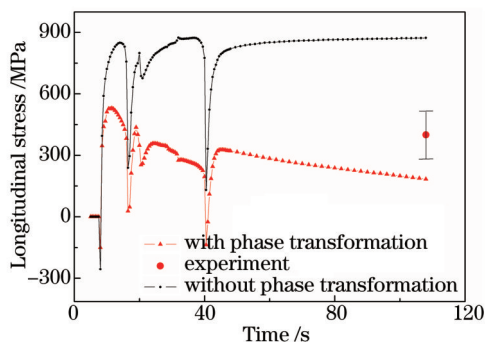


图 11 多层多道熔覆第三道上节点纵向应力演化

Fig.11 Comparison of longitudinal stress at a point of multi-layer laser clad sample

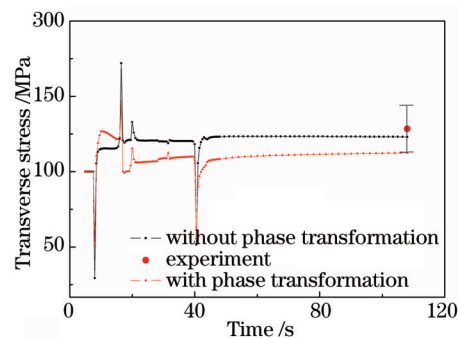


图 12 多层多道熔覆第三道节点横向应力演化

Fig.12 Comparison of transverse stress at a point of multi-layer laser clad sample

考虑相变的情况下,应力值约为 900 MPa,考虑相变的情况下,应力值仅为约 200 MPa,试验值为 410 MPa;对于横向应力,不考虑相变的情况下应力值约为 70 MPa,考虑相变的情况下约为 40 MPa,实验值为 105 MPa。

4 讨 论

文中考虑固态相变模型计算所得的残余应力值同实验值符合较好,实现了应力场较高精度的计算;但精度尚有待进一步提高,分析原因有:1) 模型未考虑应力对固态相变的影响,实际上,应力对相变具有较大的影响。对于马氏体相变,应力既可能使奥氏体稳定化,马氏体生成量减少,也可能提高马氏体点,出现应力诱发相变现象。作者前期的工作中,应力可提高马氏体点约为 180 °C;2) 高温热物性参数的准确测量较为困难,试验值同真实值并不完全吻合。比如,测试材料 $A_{c1}-M_s$ 温度区间奥氏体态材料物性的时候,需要先把试样加热到 A_{c3} 温度以上,再降温到测试温度;测试结束后把测试试样剖开,扫描电镜分析可以发现,晶间共晶相形态出现一定改变,有球化趋势,枝晶内出现一些纳米级析出相。可以看出,测试试样组织同激光熔覆成形冷却过程铸态组织有一些细微区别,因此,其物性参数也会有一些差别;3) 众所周知,残余应力的测试很难准确,在众多测残余应力的方法中,本文采用的盲孔法虽然准确度更高,但其测试应力为一定区域内的平均值。下一步工作中,如果考虑了应力对马氏体相变的影响,提高物性参数测试精度,可望进一步提高计算精度。

本文中,在残余应力水平较低的情况下,可能会出现不考虑相变的计算值会更接近试验值的情况,这主要是因为残余应力的准确测量较为困难,在应力水平很高的时候,误差相对于试验值较小,当应力水平较低的时候,误差甚至可以接近或者超过残余应力真实值。

结果表明,相变效应对应力的演化具有显著的影响;如果在材料设计的时候,充分考虑相变行为设计,则在一定的工艺条件下,有望实现高强度材料的低应力激光熔覆成形。要实现这一目标,尚有一系列工作要做,在材料相变设计的基础上,利用试验结合计算机模拟的方法,获得工艺窗口,控制相变在一定的温度和时空域发生,可望较好的调整应力的大小及分布。

5 结 论

文章建立了激光单道熔覆及多层多道熔覆的应力场有限元计算模型,并用小孔法测试了残余应力值,对计算结果进行了验证,得到如下结果:

- 1) 考虑相变效应的有限元模拟结果同试验测得的残余应力值符合较好;
- 2) 相变效应对残余应力的演化影响显著,考虑相变效应的情况下,残余应力水平较低,残余应力分布同无相变情况明显不同。

结果表明,利用固态相变效应调控降低激光熔覆成形过程的残余应力是可行的;该结果对其他焊接过程的残余应力控制也有借鉴意义。

- 1 Feng Hui, Li Jianfeng, Sun Jie. Study on remanufacturing repair of damaged crank shaft journal surface by laser cladding[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(8): 0803003.
封 慧, 李剑锋, 孙 杰. 曲轴轴颈损伤表面的激光熔覆再制造修复[J]. 中国激光, 2014, 41(8): 0803003.
- 2 Yan Shixing, Dong Shiyun, Xu Binshi, *et al.*. Mechanics of removing residual stress of Fe314 cladding layers with laser shock processing[J]. Chinese J Lasers, 2014, 40(10): 1003004.
闫世兴, 董世运, 徐宾士, 等. Fe314合金熔覆层残余应力激光冲击消除机理[J]. 中国激光, 2014, 40(10): 1003004.
- 3 Zhao Wenyu, Lu Fengui, Li Zhuguo, *et al.*. Study on high-cycle fatigue behavior of laser-cladding stellite6 on 17-4PH stainless steel[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(10): 1003014.
赵文雨, 芦凤桂, 李铸国, 等. 17-4PH不锈钢表面激光熔覆Stellite6合金涂层高周疲劳行为研究[J]. 中国激光, 2014, 41(10): 1003014.
- 4 A A Salem, S R Kalidindi, S L Semiatin. Strain hardening due to deformation twinning in α -titanium: constitutive relations and crystal plasticity modeling[J]. Acta Mater, 2005, 53(12): 3495-3502
- 5 S H Kang, Y T Im. Three-dimensional thermo-elastic-plastic finite element modeling of quenching process of plain-carbon steel in couple with phase transformation[J]. Int J Mech Sci, 2007, 49(4): 423-439.
- 6 J Ronda, G J Oliver. Consistent thermo-mechano-metallurgical model of welded steel with united approach to derivation of phase evolution laws and transformation-induced plasticity[J]. Comput Methods Appl Mech Eng, 2000, 189(2): 361-417.
- 7 L Costa, R Vilar, T Reti, *et al.*. Rapid tooling by laser powder deposition: process simulation using finite element analysis[J]. Acta Mater, 2005, 53(14): 3987-3999.
- 8 S Ghosh, J Choi. Deposition pattern based thermal stresses in single-layer laser aided direct material deposition process[J]. J Manuf Sci Eng, 2007, 129(2): 319-332.
- 9 S Ghosh, J Choi. Modeling and experimental verification of transient/residual stresses and microstructure formation in multi-layer laser aided DMD process[J]. ASME J Heat Transfer, 2006, 128(7): 662-679.
- 10 Dean Deng. FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects[J]. Mater Des, 2009, 30(2): 359-366.
- 11 Xu Zuyao. Martensite and Martensitic Transformation[M]. Beijing: Science Press, 1999: 147-150.
徐祖耀. 马氏体相变与马氏体[M]. 北京: 科学出版社, 1999: 147-150.
- 12 Z Muhammad, N Daniel, J Jullien, *et al.*. Finite element analysis of metallurgical phase transformations in AA 6056-T4 and their effects upon the residual stress and distortion states of a laser welded T-joint[J]. Int J Press Ves Pip, 2011, 88(1): 45-56.
- 13 L Costa, T Reti, A M Deus, *et al.*. Simulation of layer overlap tempering kinetics in steel parts deposited by laser cladding[C]. Proceedings of 2002 International conference on Metal Powder Deposition for Rapid Manufacturing, 2002: 172-179.
- 14 B Talijiat, B Radhakrishnan, T Zacharia. Numerical analysis of GTA welding process with emphasis on post-solidification phase transformation effects on residual stress[J]. Mater Sci Eng A, 1998, 246(1-2): 45-54.
- 15 D P Kosistinen, R E Marburger. A general equation prescribing extent of austenite - martensite transformation in pure Fe - C alloys and plain carbon steel[J]. Acta Metall, 1959, 7: 50-60.

栏目编辑: 宋梅梅