

doi: 10.12068/j.issn.1005-3026.2019.11.013

超声微锻造辅助激光熔丝增材制造数值模拟研究

任朝晖, 刘 振, 张小双, 张兴文

(东北大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 激光熔丝增材制造技术能大大提高制造效率,但制件存在复杂的残余应力,导致制件内部缺陷多.为了解决这些问题,将超声微锻造与滚压相结合对制件表面进行高频率击打,使金属表层产生塑性变形,将原有的拉应力转变成压应力.以TC4为研究对象,利用ANSYS对激光熔丝过程进行热-结构耦合数值模拟,并施加超声滚压微锻造,分析微锻造前后应力场的变化情况.研究表明:激光熔丝熔覆层应力分布更加均匀,拉应力减小,甚至转化为压应力,有效地抑制制件内部缺陷的形成.

关 键 词: 激光熔丝增材制造;超声微锻造;热-结构耦合;残余应力;TC4钛合金

中图分类号: TG 453

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2019)11-1590-06

Numerical Simulation Research of Ultrasonic Micro-forging Assisted Laser-Wire Additive Manufacturing

REN Zhao-hui, LIU Zhen, ZHANG Xiao-shuang, ZHANG Xing-wen

(School of Mechanical Engineering & Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.

Corresponding author: REN Zhao-hui, E-mail: zhhren_neu@126.com)

Abstract: Laser-wire additive manufacturing technology can greatly improve manufacturing efficiency, but the complex residual stress is existent inside the part and leads to poor internal defects. To solve these problems, ultrasonic micro-forging and rolling assistant technology were adopted, that the surface of the part is stroked with high-frequency vibration, which causes the surface of metallic material to plastically deform and the stress changes from the tensile stress to compression stress. Taking the TC4 as study object, the numerical analysis of thermal-structural coupling of laser fuse process is implemented by utilizing ANSYS, and the ultrasonic rolling micro-forging is applied to study the stress field before and after micro-forging. The results show that the stress distribution of laser fuse cladding layer, namely the stress distribution becomes more uniform, the tensile stress decreases and even transfers to compressive stress, which can effectively restrain the formation of internal defects.

Key words: laser-wire additive manufacturing; ultrasonic micro-forging; thermal-structure coupling; residual stress; TC4 titanium alloy

激光熔丝增材制造过程中加入超声振动,使得制件的表面粗糙度减小,残余应力降低,晶粒得到细化,微观组织更加均匀,抗拉强度和屈服强度都有所提高.美国最早提出了轧制微锻造与电子束相结合的增材制造技术,洛克希德公司和空客公司在增材制造与轧制工艺复合技术方面都取得了重要进展^[1-3].近些年来,我国大型金属制件的增材制造技术也取得了重要进展,华中科技大

学^[4]研制出微铸锻同步复合设备,开创性地将金属铸造技术、锻压技术、车铣减材技术相结合,开发出智能微铸锻铣复合制造技术,制造出高性能金属锻件.

目前,应用超声冲击减小焊接接头残余应力,改善焊接接头疲劳性能的研究较多.Zheng等^[5]研究了超声冲击作用(UIT)下的304L不锈钢焊接接头的应力变化情况,并利用实验数据对预测

的对接接头残余应力场进行了实验验证。冲击焊接接头数值模拟多用 ABAQUS 软件,通过对高频机械冲击处理焊接接头进行数值模拟,表明超声冲击的处理方法能消除部分残余应力^[6],提高局部硬度,减少应力集中。以 2024 铝合金为研究材料^[7],分析了冲击参数对残余应力分布的影响,并得出在 UIT 过程中,连续冲击能改善塑性变形的均匀性,降低前冲击压痕下的最大残余压应力。Liu 等^[8]研究了不同疲劳循环间隔的二次超声冲击处理对 S690QL 十字形焊接接头疲劳寿命的影响,并测定了试样的横向形貌和疲劳断口形貌。刘福超等^[9]模拟了滚压过程,探究了滚压各参数对残余应力分布规律的影响,如滚压力的大小、滚针直径、表面摩擦系数等,然后以 H13 钢为材料,在最优的滚压参数设定下进行滚压实验,验证了模拟结果。

超声冲击技术在金属零部件的表面强化、残余应力去除等方面得到了大范围应用。但对超声振动微锻造辅助激光熔丝增材制造的研究很少,本文将二者开创性地结合在一起,在钛合金材料被高能量的激光熔化后,超声滚压微锻造将熔覆层逐层滚压并进行高频冲击,进而减小或消除熔覆层表面拉应力,甚至使之产生压应力,提高金属制件的疲劳强度,最终大大提高金属材料的综合性能。

1 有限元模型的建立

1.1 几何建模

超声滚压微锻造辅助激光熔丝模型由三部分构成:基板、熔覆层和滚柱,为了保证计算精度的前提下减少仿真计算时间,将基板尺寸设定为 24 mm × 22.8 mm × 5 mm,单层单道熔覆层尺寸为 20 mm × 2.8 mm × 0.8 mm,滚轮半径为 5.25 mm,长度为 6 mm。假设熔覆层为一平面,忽略高低不平的影响。其中熔覆层和基板材料均选用 TC4 钛合金。熔覆层热影响区的网格尺寸为 0.25 mm,为了提高计算效率,基材的网格随着远离热影响区,其尺寸增加,最大网格尺寸为 0.4 mm;模型选用 SOLID70 八节点六面体单元,将滚轮切分为四部分之后,通过 SWEEP 方式,划分为六面体单元,在滚轮对熔覆层的滚压过程中,忽略滚轮的滚压变形,故将滚轮进行刚性区域的创建,即创建质量点,并将滚轮上的所有节点创建一个组件,对质量节点和组件进行 CERIG 操作,以质量节点为主节点,其余节点为从节点,组

建刚性区域,并设置滚柱与熔覆层表面的接触。图 1 为有限元网格划分模型。

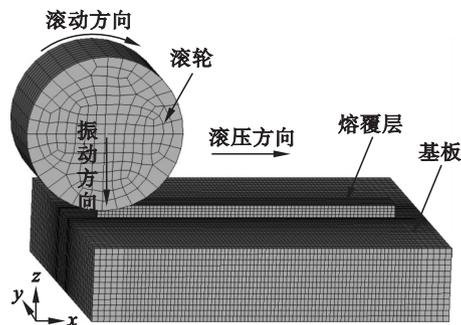


图 1 超声滚压微锻造模型的网格划分

Fig. 1 Mesh division of ultrasonic rolling micro-forging model

1.2 热源设置

在激光熔丝过程中,激光束扫描光斑内部的热量分布并不是均匀的,光斑中心的能量分布密度最大,离光斑中心越远的位置,其能量密度越小,呈现逐渐降低的分布特点,其分布规律类似正态分布^[10],故选用高斯热源模拟光束能量分布,表达式为

$$q(r) = \frac{3\eta P}{\pi R^2} \exp\left(-\frac{3r^2}{R^2}\right). \quad (1)$$

式中: P 为激光功率; R 为高斯热源分布外径; r 为任意一点至光斑中心的距离; η 为材料的激光吸收率。

1.3 材料模型

材料的热物理性能参数随温度会发生改变,由于激光熔丝过程具有快热快冷的特点,即熔融金属的温度变化快,会导致各部分材料之间产生较大的温度梯度,这是残余应力产生的原因之一。材料热物理性能参数的改变对于温度场和应力场的影响很大,故在有限元数值分析过程中设置随温度变化的材料参数是非常重要的。在激光熔丝模型中,熔覆层和基板的材料均选用 TC4 钛合金,其部分热物理性能参数、热力学性能参数可在有关文献进行查询^[11-12]。

1.4 ANSYS 接触算法

超声微锻造激光熔丝熔覆层为高频瞬态连续冲击的非线性接触问题,该过程中两接触体为滚柱与熔覆层,二者的接触关系包括法向和切向关系,其中法向关系需要传递接触力,并且需要满足两接触面之间无穿透的条件。在 ANSYS 有限元软件中,实现有效接触关系的算法有罚函数法与拉格朗日乘子法。其中罚函数法通过接触刚度 K 建立接触力 F 与接触面间的接触位移(穿透值) X 之间的关系:

$$K \cdot X = F . \quad (2)$$

接触刚度 K 通过实常数 FKN 定义, 接触位移值 X 由分离的两个接触体上的节点间的距离得到. 当 F 一定时, K 与 X 成反比的关系, 当 K 接近于无穷时, X 接近零, 即两接触体处于完全接触状态, 但在有限元软件计算过程中, 接触刚度不能无穷大, 即不可能完全接触. 在用罚函数法进行计算时, 首先需要对接因子 FKN 取值, 从 0.1 开始取值, 代入式(2), 计算出接触位移, 验证 X 是否满足要求, 若不满足, 增大 FKN, 迭代计算, 直至接触位移的值满足接触条件.

2 结果与讨论

模拟过程中所采用激光功率 $P = 1 \text{ kW}$, 扫描速度 $v = 8 \text{ mm/s}$, 光斑半径为 2 mm , 材料的激光吸收率 $\eta = 0.5$, 完成熔覆过程需要 2.125 s , 再进行 5 s 冷却. 熔覆层表面加载高斯热源热流密度, 基材及熔覆层其他表面加载对流换热系数.

2.1 激光熔丝温度场

图 2 为激光扫描过程中熔覆层温度场的分布情况. 由其中的图 2a ~ 图 2b 可以看出, 激光束照射中心处温度呈现偏圆形分布, 且温度值超过了 TC4 钛合金的熔点 ($1720 \text{ }^\circ\text{C}$), 故熔融形成熔池. 随着激光扫描的进行, 熔覆层的温度不断提高, 扫描至 2.125 s 时, 温度达到 $3171.14 \text{ }^\circ\text{C}$. 在熔覆过程中, 温度场分布云图的等温曲线的形状为偏椭圆形, 并且等温曲线沿着扫描方向逐渐变密集. 远离熔池的熔覆层经过高能量热源的照射, 其温度还未降为室温, 形成的温度梯度较小, 等温曲线相对较稀疏, 而越靠近熔池部分的温度与熔池内部温度的差值较大, 形成的温度梯度大, 等温曲线变密集. 图 2c、图 2d 为冷却 5 s 过程中温度场分布, 经过能量的散失与扩散, 等温曲线变稀疏, 温度快速下降, 最高温度为 $214.73 \text{ }^\circ\text{C}$.

2.2 激光熔丝应力场

在激光热源扫描熔覆层过程中, 熔覆层与基板的温度不断变化, 由于材料内部约束和外部位移约束的存在, 材料不能完全自由地进行变形, 故熔覆层与基板均会产生热应力. 在应力场数值模拟时, 以进行温度场分析的模型为基础, 去除热分析中加载的所有载荷, 设置该材料的热物性能参数, 并施加位移约束. 本文主要研究熔覆层的热-结构耦合场, 故为了便于加载, 直接对基板左右两表面的自由度进行完全约束, 最后将已得到的温度场分析结果加载于模型并进行应力场数值模拟.

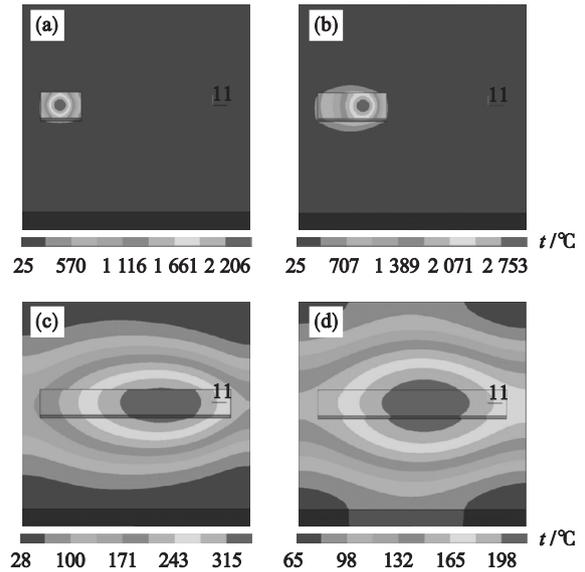


图 2 激光熔丝熔覆层温度场

Fig. 2 Temperature field of laser fuse cladding layer
(a)—0.50 s 时温度分布; (b)—2.125 s 时温度分布;
(c)—4.125 s 时温度分布; (d)—7.125 s 时温度分布.

图 3 为不同时刻下熔覆层与基板的等效应力场分布情况. 激光熔丝增材制造过程中, 高能光束所在位置应力最小. 原因是热源照射下的熔覆层表面温度上升迅速, 当温度持续升高至其熔点时, 材料由固态熔化成为液态熔池, 应力对流体基本没有作用; 激光扫描熔覆层的前沿应力较后沿大, 未扫描材料处于室温, 发生的变形较小, 熔池部分的材料膨胀受到该部分的限制, 故前沿的应力较大, 熔覆层后沿已经过热源扫描, 其温度较高, 温度梯度较小, 故应力相对较小; 图 3c 和图 3d 为冷

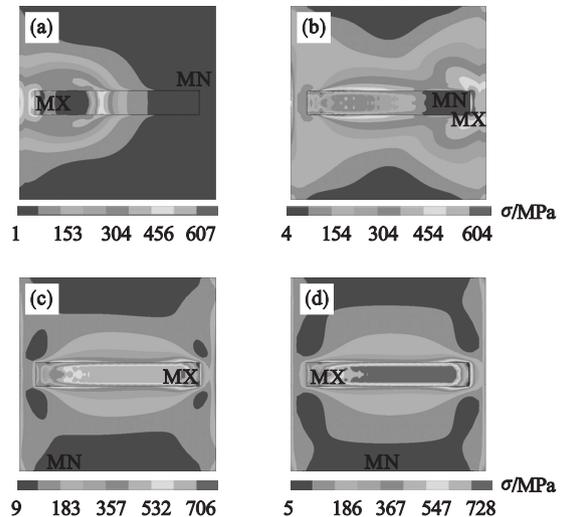


图 3 激光熔丝熔覆层应力场

Fig. 3 Laser fuse cladding stress field

(a)—0.50 s 时应力场; (b)—2.125 s 时应力场;
(c)—4.125 s 时应力场; (d)—7.125 s 时应力场.

却过程中应力变化,已熔覆材料的温度降低,原熔池处材料受到边缘部分材料限制,而熔覆层边缘处无位移约束,变形阻碍小,故扫描路径部分应力较边缘处大。

2.3 超声微锻造应力场

考虑到 TC4 的相变点为 995 °C,故选择在熔覆层冷却至 993 °C 时对熔覆层进行超声微锻造. 滚轮的位移加载分步进行,去除绕 y 向转动自由度,在滚轮主节点上加载 z 向正弦振动,其位移曲线为 $Z(t) = 30.2 \times 10^{-5} \sin(2\pi \times 2.0 \times 10^4 \times t)$,加载时间为 1.0×10^{-4} s; x 方向为匀速直线运动,为了保证超声微锻造在 1 mm 上的锻压次数不低于 5 次^[13],设置运动时间为 5.0×10^{-3} s,即完成超声滚压微锻造总时间为 2.455 1 s,锻压总次数为 100 次。

图 4 为微锻造前后放大熔覆层截面的等效应力分布情况,由图可以看出,经过高频锻压后熔覆层的等效应力减小,其最大值由 754 MPa 减小至 719 MPa,最大应力减小了 4.6%,在平行于熔覆层表面的截面上,扫描路径区域应力降低,约为 300 MPa,应力较大的位置位于熔覆层边缘部分. 在垂直于熔覆层表面的截面上,锻造前应力最大值集中分布在始端表面,且在始端应力分布复杂,经过锻造后,由熔覆层表面到熔覆层底部,应力逐层增加,且应力等值线平行于熔覆层表面,与锻造前相比,应力分布更加规则,且距离熔覆层表面一定深度的应力大小均匀。

分恢复,故压应力减小,因此随着超声微锻造的

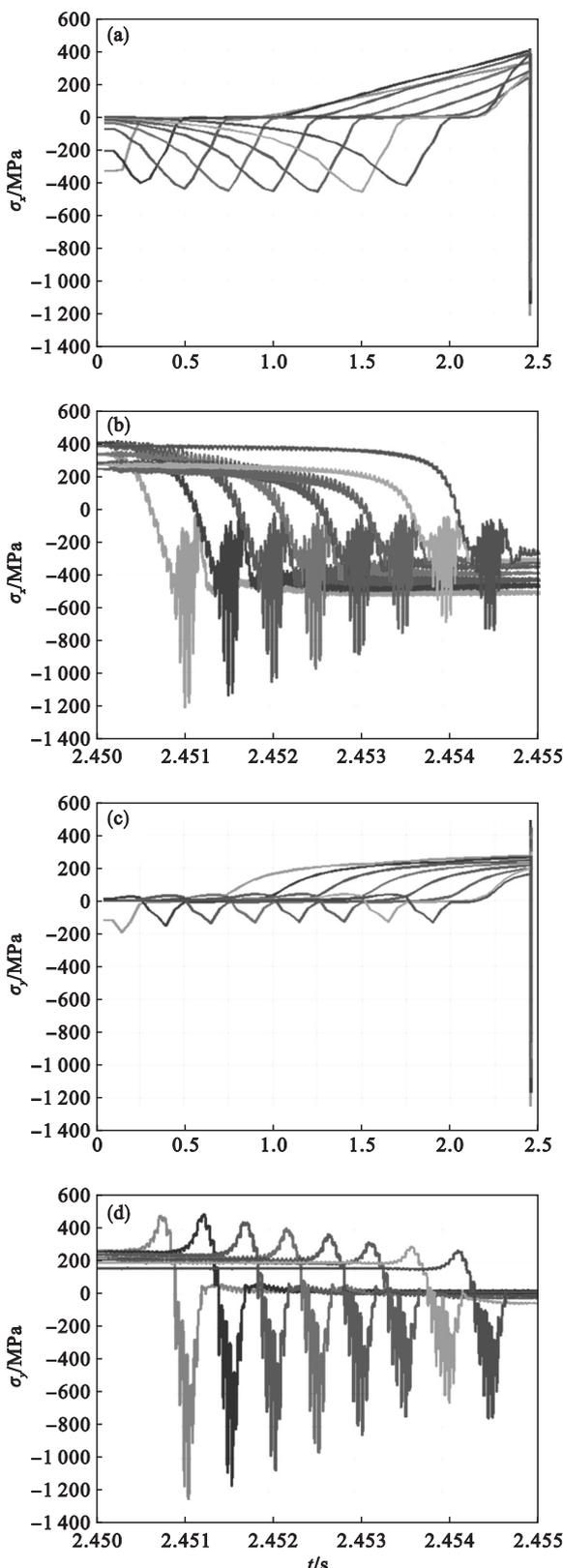


图 5 熔覆层表面中间各节点 x 和 y 向应力变化曲线
Fig. 5 X-direction and y-direction stress curves of the nodes in the middle of the surface of the cladding layer

(a)—x 向应力变化; (b)—微锻造过程中 x 向应力变化; (c)—y 向应力变化; (d)—微锻造过程中 y 向应力变化。

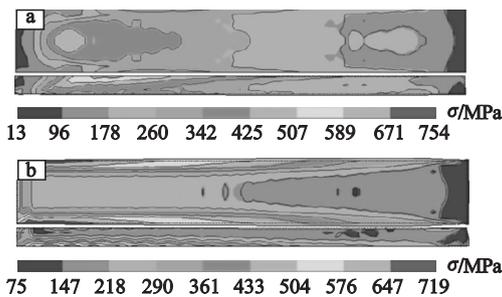


图 4 熔覆层表面中间各节点的等效应力变化曲线
Fig. 4 Equivalent stress curve of each node in the middle of the surface of the cladding layer

(a)—微锻造前; (b)—微锻造后。

图 5 为扫描路径中间 9 个节点的 x 向和 y 向应力随时间的变化曲线,其中图 5a 和图 5c 为整个过程的应力变化,加载超声微锻造后的应力变化如图 5b 和图 5d 所示. 加入滚压之后各点的拉应力转化为压应力,压应力值呈现先增大后减小的趋势,最终趋于稳定. 其原因为,超声滚压时,每当滚轮运动至最低点时,熔覆层金属受压变形,压应力达到最大,卸载后,熔覆层发生弹性变形的部

进行,熔覆层应力发生波动。

图 6 为微锻造前后熔覆层表面扫描路径上

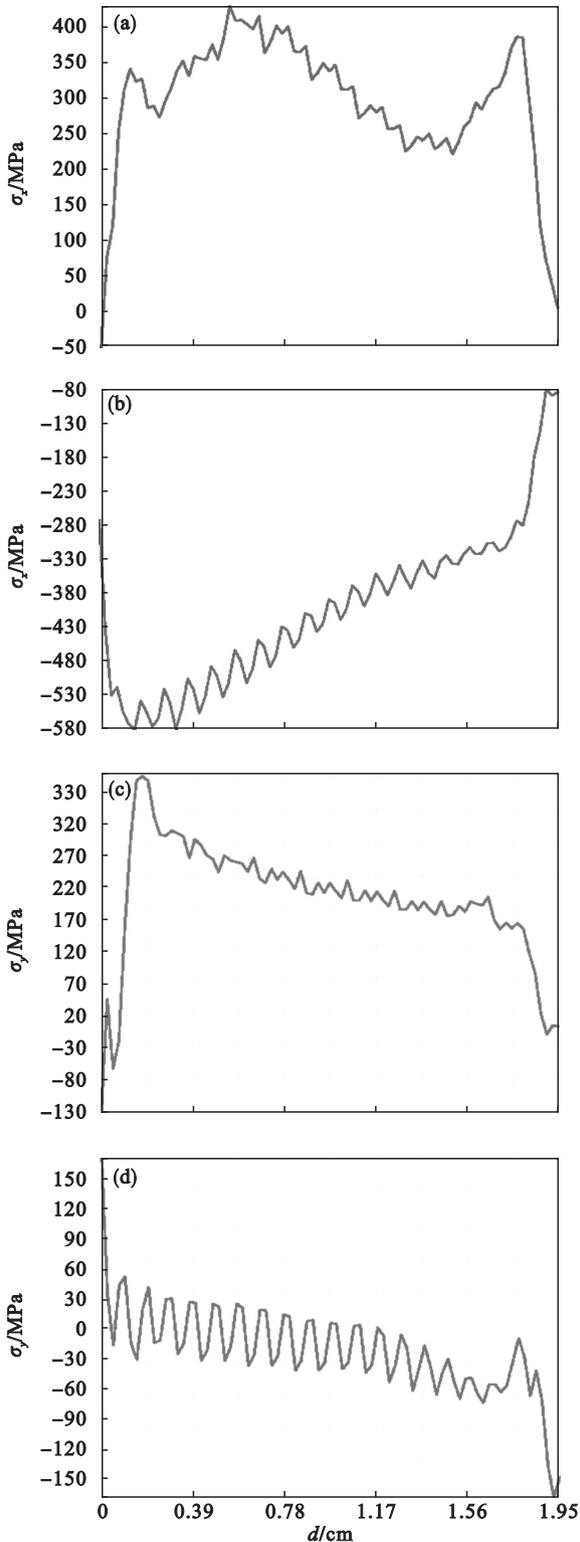


图 6 微锻造前后熔覆层表面 x 向和 y 向应力变化
Fig. 6 X-direction and y-direction stress on the surface of cladding layer before and after micro forging

(a) —微锻造前 x 向应力值; (b) —微锻造后 x 向应力值;
(c) —微锻造前 y 向应力值; (d) —微锻造后 y 向应力值。

x, y 向应力的变化对比图。微锻造后,激光扫描路径上各节点的拉应力转换为压应力,且熔覆层表面的最大应力值出现在始末两端。由图 6a 和图 6b 可以看出,微锻造前熔覆层 x 向应力为拉应力,最大值为 418.3 MPa,经过微锻造后,熔覆层的 x 向应力转化为压应力,压应力最大值为 -585.9 MPa,应力降低 240%;图 6c 和图 6d 为 y 向应力的变化对比图,熔覆层经过微锻造,最大应力由 407.3 MPa 降低至 -174.7 MPa,应力降低 143%,x 方向过大的拉应力是造成熔覆层开裂的主要原因,故超声微锻造能降低甚至消除熔覆层产生裂纹的风险。

3 结 论

1) 激光熔丝有“快冷快热”的特点,激光扫描过后,温度下降迅速,经过 5s 冷却,熔覆层温度降低至约 214.73 °C。

2) 超声滚压微锻造辅助技术能减小激光熔丝过程中的等效应力,经过高频微锻造,熔覆层的等效应力降低约 4.6%。

3) 对于扫描路径上 x 向和 y 向的残余应力,经过滚压,熔覆层得到延展,超声冲击的作用使残余应力得到释放,熔覆层中的拉应力大幅度减小,甚至转化成压应力,x 向最大拉应力减小约 240%,y 向最大拉应力减小约 143%,故通过超声滚压微锻造技术,熔覆层拉应力减小或转化成压应力,能降低熔覆层发生开裂的几率。

参考文献:

- [1] Song J, Chew Y, Bi G, et al. Numerical and experimental study of laser aided additive manufacturing for melt-pool profile and grain orientation analysis [J]. *Materials & Design*, 2018, 137(5): 286–297.
- [2] O'keefe J D, Skeen C H. Laser-induced stress-wave and impulse augmentation [J]. *Applied Physics Letters*, 1972, 21(10): 464–466.
- [3] Szemkus S, Kempf B, Jahn S, et al. Laser additive manufacturing of contact materials [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 252: 612–617.
- [4] 张海鸥, 蒋 疆, 王桂兰. 金属零件直接快速制造技术 [J]. *航空制造技术*, 2008(7): 42–45.
(Zhang Hai-ou, Jiang Jiang, Wang Gui-lan. Direct rapid manufacturing technology for metal part [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2008(7): 42–45.)
- [5] Zheng J, Ince A, Tang L. Modeling and simulation of weld residual stresses and ultrasonic impact treatment of welded joints [J]. *Procedia Engineering*, 2018, 213: 36–47.

(下转第 1599 页)