

层间激光重熔对激光选区熔化成形件内部残余应力的影响

宜亚丽¹, 武红波^{1,2}, 贾长治^{2*}, 金贺荣¹

¹燕山大学机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004;

²陆军工程大学石家庄校区火炮工程系, 河北 石家庄 050003

摘要 激光选区熔化(SLM)成形 316L 不锈钢的内部残余应力是影响成形件力学性能的关键因素之一。考虑到重熔回火效应对残余应力的影响规律,笔者提出了成形件“层间激光重熔”的成形方式,针对性研究了层间重熔对 SLM 成形件内部残余应力的影响。利用有限元软件 Abaqus 建立成形过程的三维瞬态仿真模型,模拟了间隔 1~10 层重熔与未重熔成形件内部残余应力的变化规律,并通过实验研究了间隔 2、5、10 层重熔与未重熔成形件的内部残余应力、显微组织、表面形貌、抗拉强度、冲击韧性及显微硬度。结果表明:层间激光重熔在重熔层及其相邻层产生的回火效应有利于降低成形件内部的残余应力,使力学性能得到改善。当重熔间隔为 2 层时,成形件内部残余应力的测量值和模拟值分别较未重熔样件降低了 77.1% 和 70.6%,同时成形件的抗拉强度达到 702.99 MPa,相较于未重熔样件提高了 6.2%;冲击吸收功达到 209.5 J,相较于未重熔样件提高了 11.97%;显微硬度达到 391.8 HV,相较于未重熔样件提高了 6.35%。分析认为,采用层间激光重熔方式可以显著降低成形件内部的残余应力,提高成形件的力学性能。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 层间激光重熔; 316L 不锈钢; 内部残余应力; 力学性能; 显微组织

中图分类号 TG142.1; TG13; V261.8

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL230743

1 引言

增材制造中的激光选区熔化(SLM)技术凭借制造快捷、成形精度高等制造优势,被广泛应用于航空航天、医疗、军工等行业。但在实际成形过程中,由于急热急冷的特点,整个成形过程温度分布不均匀,成形件内部易产生较大的温度梯度;在随后的冷却收缩阶段,成形件在塑性变形、组织回复再结晶和热力耦合等多因素共同作用极易产生残余应力^[1-3]。残余应力是导致成形件力学性能降低的关键,不仅会影响成形件的尺寸稳定性,还会降低成形件的抗拉强度、疲劳强度和冲击韧性等力学性能,严重时会导致成形件脆性破坏。

目前,人们多数采用工艺优化、热处理和激光重熔等方式来降低成形件内部的残余应力^[4-6]。由于工艺参数(扫描策略、激光能量密度等)需要在参数限制范围内优化,工艺优化受到一定限制;成形后的热处理研究主要集中在对组织、性能的调控上,但热处理对性能的调控主要体现在提高材料的屈服强度上,对其他力学性能则无明显影响。国内外多项研究^[7-8]均表明激光重熔能打乱晶粒形貌,减弱甚至消除熔池边界,释放

应力,提高力学性能,因此人们对激光重熔工艺进行了深入研究。Lee 等^[9]研究了激光重熔对 SLM 成形过程中温度和残余应力的影响规律,发现激光重熔工艺可以缓解成形过程中温度梯度的不平衡,从而使成形件的应力状态得到明显改善。Karimi 等^[10]研究了激光重熔对 Ti-6Al-4V 合金力学性能和摩擦性能各向异性的影响,发现激光重熔可以提高试样的表面质量和高周疲劳强度,同时试样的压缩强度和冲击强度也会有一定程度的提高。Han 等^[11]研究了激光表面重熔工艺对 AlSi10Mg 合金显微组织和力学性能的影响,发现激光表面重熔工艺通过细化微观组织提高了成形件的显微硬度,同时重熔工艺可以实现晶粒生长和残余应力释放,从而改善成形件的力学性能。邓德伟等^[12]研究了激光重熔对 316L 不锈钢表面熔覆层中残余应力的影响,结果表明,激光重熔工艺可以明显缓解熔覆层结合区的残余应力,最多能使残余应力降低 55.9%。卞玉超等^[13]研究了激光重熔优化工艺对 SLM 成形异质构件微观形貌和力学性能的影响,结果表明,对 316L 不锈钢的上表面进行重熔后,球化现象得到有效抑制,氧化物杂质的数量大幅减少,表面粗糙度得到明显改

收稿日期: 2023-04-18; 修回日期: 2023-06-12; 录用日期: 2023-07-24; 网络首发日期: 2023-08-05

基金项目: 河北省重点研发计划项目(22351805D)

通信作者: *chaoyang1974@126.com

善。国内外的相关研究表明,激光重熔是降低成形件残余应力以及改善力学性能的有效方式之一,但目前多数研究主要集中于对成形件表层残余应力降低及表面质量的提升上,成形件内部的残余应力仍处于较高水平,这会导致成形件的力学性能较差,难以满足对成形件整体力学性能的使用要求。因此,需要针对性地研究激光重熔对 SLM 成形件内部残余应力的影响,以降低成形件内部的残余应力,改善成形件的力学性能。

为降低成形件内部的残余应力,提高成形件的力学性能,笔者在考虑重熔回火效应对残余应力影响规律的基础上,提出了“层间激光重熔”的成形方式。有别于传统的表面激光重熔,该方式对成形件内部进行间隔重熔,以消除成形件内部的残余应力。笔者基于 Abaqus 有限元分析软件,建立成形过程的三维瞬态仿真模型,模拟层间激光重熔对成形件内部残余应力的影响;在此基础上,采用与仿真相同的工艺参数进行“层间激光重熔”成形件的制备,开展层间激光重熔成形件力学性能的实验研究,为激光重熔工艺优化、改善

成形件质量提供参考。

2 层间激光重熔成形

2.1 层间激光重熔方式

在分析内部残余应力产生的基础上,考虑到激光重熔对残余应力的影响,提出了“层间激光重熔”成形方式。已有研究表明^[14],激光重熔等同于对成形件进行均匀的热处理:重熔热量通过重熔层传导至基板,并对重熔层及其相邻层产生“回火效应”,为重熔层中沿传热方向生长的晶粒提供足够的能量,降低晶格畸变,从而使微观应力重新分布。基于激光重熔对残余应力影响的规律,提出了层间激光重熔的成形方式,即未重熔分层面采用优化的工艺参数组逐层成形,而重熔分层面采用相同的工艺参数组间隔成形。待激光扫描使粉末层初步预熔后,进行激光重熔;继续成形试样,在分层面上等间隔进行上述激光重熔操作,直至成形件完成打印,实现成形件的层间激光重熔。其中,层间激光重熔间隔 2 层扫描策略示意如图 1 所示。

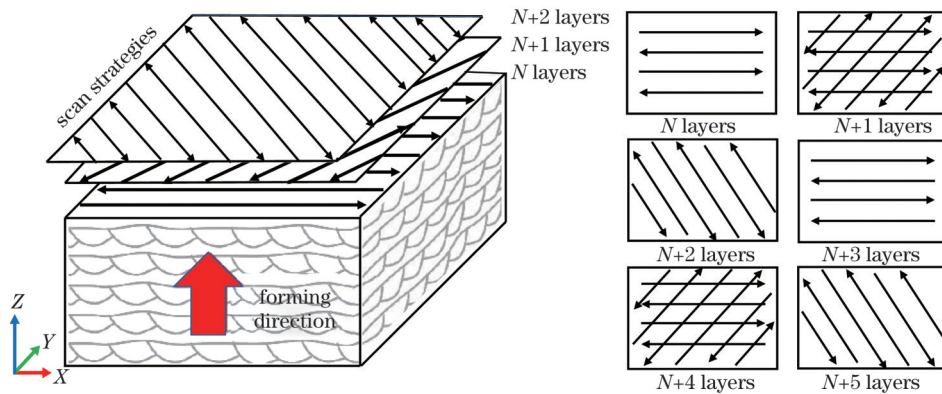


图 1 间隔 2 层激光重熔扫描策略示意图

Fig. 1 Diagram of laser remelt scanning strategy with an interval of 2 layers

通过对 316L 不锈钢粉末材料的 SLM 工艺进行探究,确定了当激光功率为 120 W、激光扫描速度为 600 mm/s、成形厚度为 0.02 mm、相位角为 60°、扫描间距为 0.08 mm、光斑直径为 70 μm 时,316L 不锈钢的成形质量可以满足使用需求。笔者采用该优化工艺参数组进行后续仿真及实验研究,探究层间激光重熔对成形件内部残余应力的影响规律,从而优化成形件的力学性能。

2.2 重熔间隔层数的选择

基于应力仿真数据(在下文详细阐述),分析了重熔所产生的回火效应对成形件影响的显著程度。间隔 2 层重熔和间隔 3 层重熔所产生的回火效应对成形件残余应力的影响几乎相同,故适当放大重熔间隔,以增加设计变量影响的显著程度。将未重熔试样作为对照试样(设计变量为重熔间隔层数),避开产生最大残余应力的间隔 1 层,选择间隔 2 层、间隔 5 层和间隔 10 层进行后续仿真及实验研究,探究层间激光重熔对成形

件内部残余应力的影响规律。不同的间隔成形方式如图 2 所示。

2.3 实验方法

采用 BLT-A160 设备(配 200 W 光纤激光器)成形试样。将成形试样从基板上分离,依次进行超声清洗、砂纸打磨和表面抛光处理,再用体积分数为 4% 的硝酸酒精对试样的表面进行腐蚀。实验成形的 316L 不锈钢试样如图 3 所示。

选择间隔 2 层、间隔 5 层和间隔 10 层进行层间激光重熔实验,实验中的设计变量为激光重熔间隔层数。采用优化的工艺参数组进行实验,对比实验参数见表 1。图 4 为成形过程中层间激光重熔扫描策略放大图,可以看出重熔层在预扫描后二次扫描,实现了激光重熔过程。

试样 1 作为没有重熔处理的对比件,直接采用上述工艺参数进行制造。试样 2~4 采用层间激光重熔方式处理,成形工艺参数与试样 1 相同。研究试样重

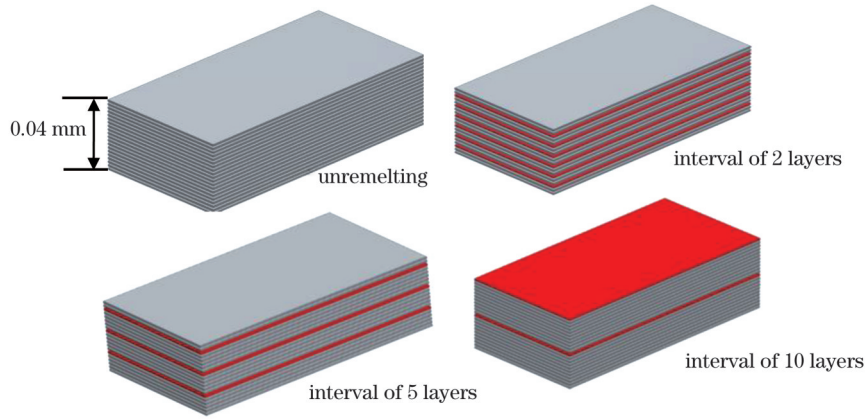


图 2 不同间隔成形方式示意图

Fig. 2 Diagram of different interval forming modes

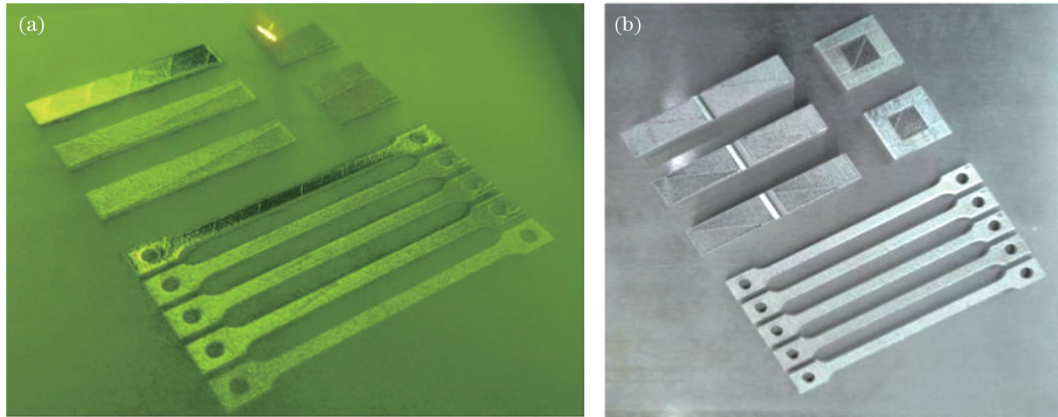


图 3 成形中和成形后的试样照片。(a)成形中;(b)成形后

Fig. 3 Photos of samples during and after forming. (a) During forming; (b) after forming

表 1 对比实验设置

Table 1 Contrast experiment setup

Sample number	Remelting interval /layer	Process parameter group	Number of forming layers and height
1	Unremelting	Laser power 120 W, scanning speed 600 mm/s, layer thickness 0.02 mm, scanning speed 0.08 mm	100 layers and 2 mm
2	2		
3	5		
4	10		

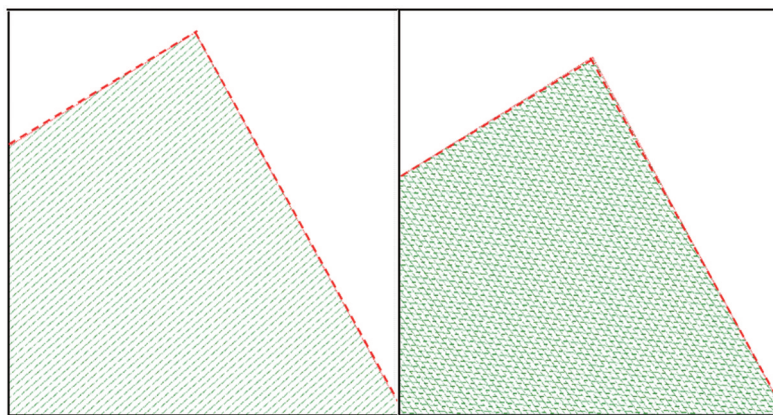


图 4 层间激光重熔扫描策略示意图

Fig. 4 Schematic diagram of interlayer laser remelting scanning strategy

熔处理前后内部残余应力及力学性能的变化,试样 2~4 的重熔间隔层数分别为 2 层、5 层、10 层。

2.4 测试方法

试样成形后进行腐蚀,然后利用 Ultra 55 场发射扫描电镜(SEM)观察试样表面的显微组织及缺陷;采用 DX-2700BH 型 X 射线衍射仪(XRD)分析试样内部的残余应力;采用激光共聚焦显微镜观测试样的表面形貌,评定试样表层的粗糙度;测试不同层间激光重熔间隔下,试样的抗拉强度、冲击吸收功及显微硬度。

采用饱和 NaCl 溶液腐蚀的方法进行内部残余应力的测试^[15],测试示意图如图 5 所示。将试样每层 0.1 mm 剥离一层(X-Y 平面),共向下剥离 4 层,并对每层表面取 3 个测试点进行应力测试,取 3 个测试点的测试均值作为该层的残余应力值。

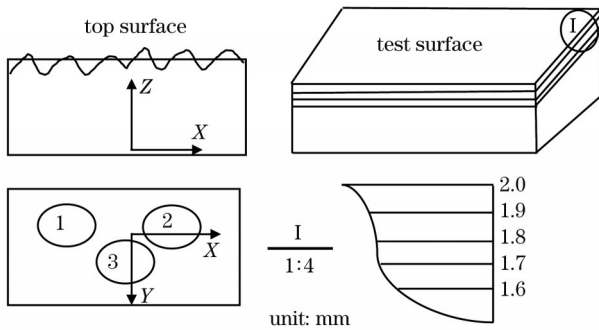


图 5 内部残余应力测试图

Fig. 5 Schematic diagram of internal residual stress test

3 数值模拟

SLM 成形过程中的应力变化对建立重熔参数与力学性能之间的关系极其重要。由于 SLM 过程是一个快速加热快速冷却的过程,目前难以通过对激光重熔过程进行实时监测来获得准确的应力场数据。因此,笔者利用 Abaqus 软件建立 316L 不锈钢层间激光重熔三维瞬态仿真模型,分析重熔间隔层数对应力场的影响,并通过实验结果与仿真结果比较来验证仿真模型的准确性。

3.1 条件假设

SLM 成形过程中激光束与粉末的相互作用是复杂的。为了节省计算资源并提高计算结果的收敛性,对数值模拟过程中作出如下假设^[16]:1) 金属粉末为规则的球状颗粒;2) 忽略成形熔池在激光束作用下的流动;3) 成形件与基板视为块状长方体,忽略圆角等;4) 忽略激光束对粉末的冲击效应。

3.2 有限元模型的建立

为研究层间激光重熔对成形件内部残余应力的影响,建立 SLM 瞬态热耦合几何构型,成形件尺寸为 10 mm×6 mm×2 mm,基板尺寸为 20 mm×20 mm×4 mm。采用上述优化工艺参数组(激光功率为 120 W,扫描速度为 600 mm/s,成形厚度为 0.02 mm,相位角

为 60°,扫描间距为 0.08 mm,光斑直径为 70 μm)进行仿真,模拟层间激光重熔对成形件整体残余应力的影响。结合研究内容、计算效率以及模型大小等因素,采用双精度的网格划分形式,即:对成形区域采用密集网格划分,对基板采用稀疏网格划分。所建立的基板与粉层的有限元分析模型如图 6 所示。

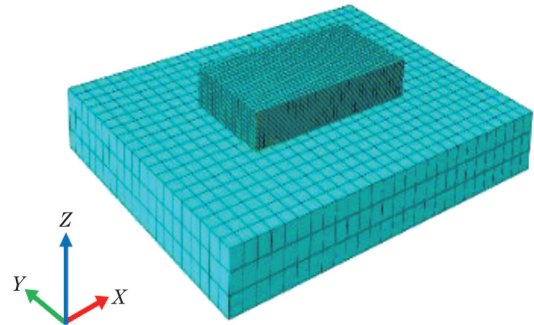


图 6 有限元分析几何构型图

Fig. 6 Geometric configuration diagram of finite element analysis

3.3 仿真结果分析

SLM 成形仿真在 0.5、1 s 时刻的成形层应力云图如图 7 所示。成形层残余应力最大值发生在相邻熔道激光束作用位置,直至激光束完成扫描时,层间残余应力才趋于均匀。随着已凝固层不断冷却,温度较低区域的应力显著增大,靠近熔池部分的熔道受扫描过程热影响的作用,温度较高,应力较小。

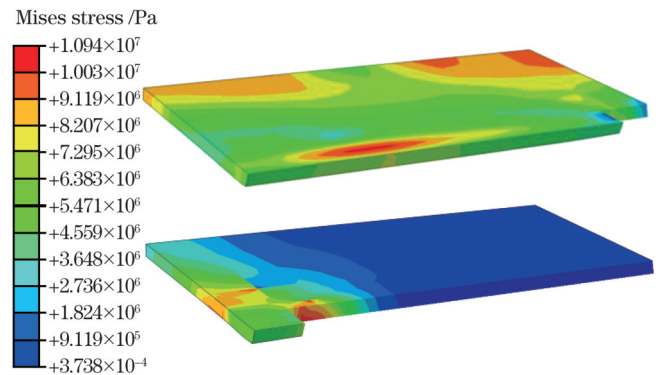


图 7 不同时刻成形层的应力分布云图

Fig. 7 Nephogram of stress distribution in forming layer at different time

以未重熔成形件为对照,对间隔 1 层到间隔 10 层的激光重熔过程进行仿真,不同重熔间隔下的残余应力曲线如图 8(a) 所示。可以看出,最大残余应力出现在间隔 1 层时。这是由于过多次密集激光重熔导致层间温度过高,粉末出现过熔现象,因此成形件中的残余应力高于未重熔成形件。最小的残余应力发生在间隔 2 层时,由于间隔重熔相当于对成形件进行多次均匀热处理,为成形层提供了均匀的层间温度分布,而未重熔成形件没有预热和后续的缓冷过程,冷却速率较大,因此残余应力较高。间隔 3 层至间隔 10 层的残余应力值介于间隔 2 层重熔与未重熔之间。随着重熔间隔的

增大,层内热量积累较少,熔池流动速率减慢,不利于降低温度梯度和残余应力。

因此,基于应力仿真数据,将未重熔试样作为对照试样(设计变量为重熔间隔层数),同时避开产生最大残余应力的间隔1层,并适当放大设计变量对残余应力的影响,选择间隔2层、间隔5层和间隔10层进行后续仿真及实验研究,探究层间激光重熔对成形件内部残余应力的影响规律,从而优化成形件的力学性能。

由图8(b)可以看出:最大内部残余应力出现在未重熔时,残余应力数值达到了90.2 MPa;最小内部残余应

力发生在间隔2层时,残余应力数值降至26.5 MPa;间隔5层与间隔10层的内部残余应力值介于间隔2层激光重熔与未重熔之间。在层间激光重熔过程中,层间重熔热量会传递到已凝固熔池中,产生重熔“回火效应”,相当于对成形件进行多次均匀热处理,为成形层提供均匀的层间温度分布,而未重熔成形件没有预热和后续的缓冷过程,冷却速率较大,因此内部残余应力较高;随着重熔间隔减小,层内热量积累较多,熔池流动速率加快,基板温度不断升高,有利于减小温差、降低温度梯度,从而缓解成形件内部的应力集中。

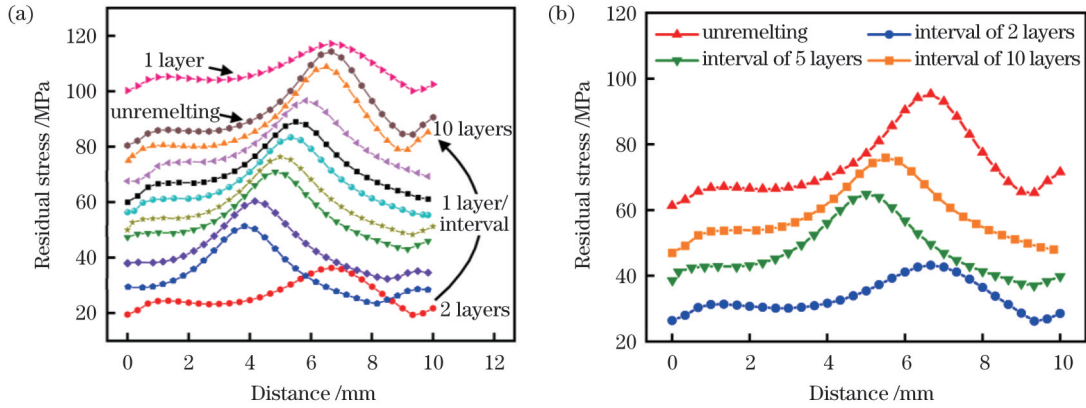


图8 不同重熔间隔下的残余应力曲线。(a)间隔0层至间隔10层;(b)间隔0层、2层、5层、10层

Fig. 8 Residual stress curves under different laser remelting intervals. (a) Interval of 0–10 layers; (b) interval of 0, 2, 5, 10 layers

不同层间激光重熔间隔下的等效米塞斯应力云图如图9所示。可以看出,成形件与基板结合位置处的应力最大,这与结合位置在冷却收缩过程中受到周围金属的约束较大有关,边缘位置在冷却收缩过程中发生

塑性应变释放了部分应力,因此应力较小。未重熔时,结合位置处的最大等效米塞斯应力达到了90 MPa以上,较高的应力易导致裂纹萌生与扩展。间隔2层重熔时,结合位置处的残余应力显著降低,只有结合位置边

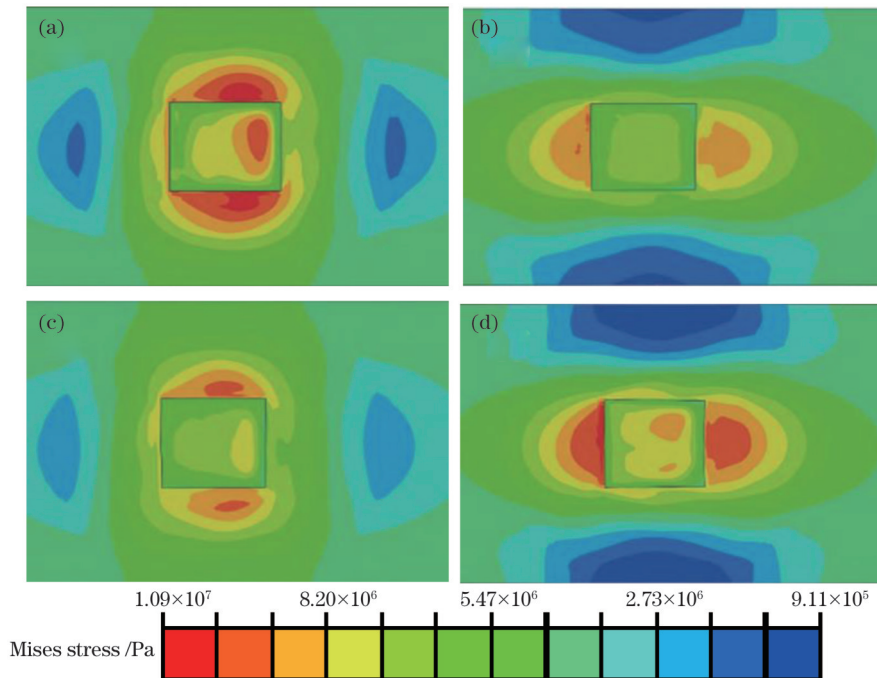


图9 不同重熔间隔下的残余应力云图。(a)未重熔;(b)间隔2层;(c)间隔5层;(d)间隔10层

Fig. 9 Nephogram of residual stress distribution under different laser remelting intervals. (a) Unremelting; (b) interval of 2 layers; (c) interval of 5 layers; (d) interval of 10 layers

缘部分的应力较为突出。随着层间激光重熔间隔减小,成形件内部的残余应力明显降低。其原因在于层间激光重熔在重熔层及其相邻层产生了回火效应,为重熔层中沿传热方向生长的晶粒提供了足够的能量,从而使微观应力重新分布,成形件内部残余应力显著降低。

4 实验验证及分析

4.1 内部残余应力分析

SLM 成形过程中粉末材料和凝固相经历了循环、强烈、不稳定的加热和冷却,产生了极其复杂的相变场和各种自约束边界,因此产生了复杂的热应力场,如图 10 所示。主导 SLM 工艺的多个物理场在空间和时间尺度上耦合,并伴随着激光与离散粉末、熔池或凝固

相之间的相互作用^[17-18]。

Mercelis 和 Kruth^[19]提出了临界温度梯度机制(TGM)和冷却阶段模式,该机制在宏观尺度上清楚地解释了 SLM 成形件中残余应力的来源。具有高强度能量的激光束快速熔化金属粉层,使熔化区域发生固化相热膨胀。随着层内扫描的进行,扫描路径之前的熔化区域开始冷却和收缩。同时,材料收缩受到周围已凝固区域的约束,产生拉伸残余应力,周围区域产生压缩残余应力。随着层间扫描的进行,已熔化粉层受到后续激光的循环加热作用,压缩残余应力在材料内部持续累积,与分布在周围区域的拉伸残余应力平衡,从而导致固化相产生热弹塑性变形,内部残余应力产生。SLM 成形过程中内部残余应力的产生机理如图 10 所示。

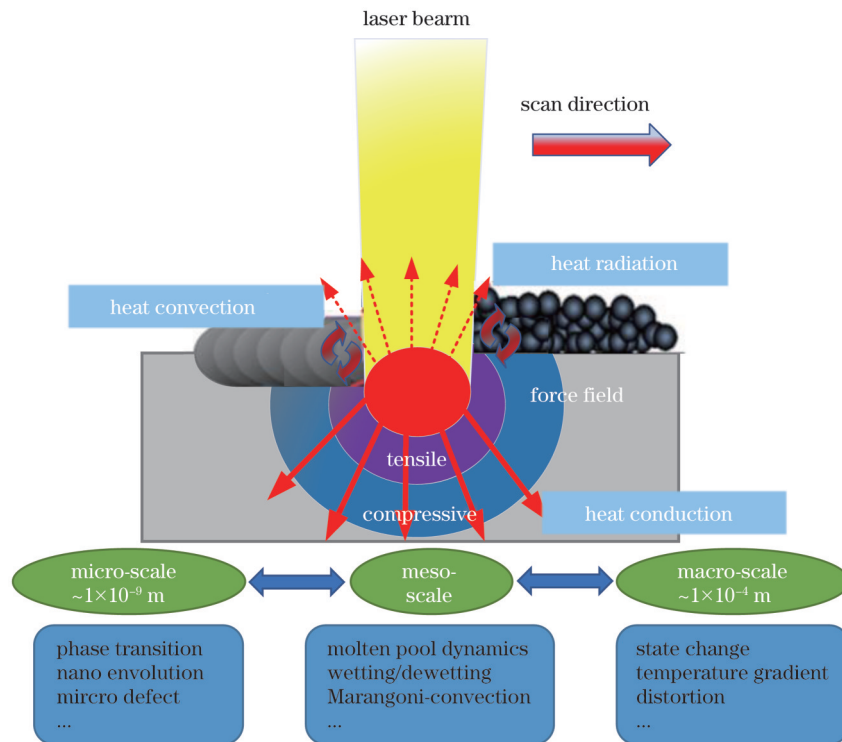


图 10 内部残余应力产生示意图

Fig. 10 Schematic diagram of internal residual stress generation

将未重熔试样以及间隔 2 层、间隔 5 层和间隔 10 层试样进行对比,分析层间激光重熔对成形件内部残余应力的影响。对不同剥层高度下的测试结果分别进行统计,结果如图 11(a) 所示。曲线图中的横坐标表示从表面层 2 mm 高度位置向里每间隔 0.1 mm 的剥层位置,共计 5 个测试点;纵坐标反映的是当前测量层残余应力的测量平均值。未重熔 SLM 试样内部的残余应力最大;在其他工艺参数相同的条件下,随着重熔间隔层数减少,试样内部的残余应力降低。

在层间激光重熔过程中,层间重熔热量会传递到已凝固熔池中,产生重熔“回火效应”,改变已凝固层的温度和应力分布。与未重熔试样的层间组织相比,重熔试样层间粉末颗粒重新加热熔化,试样显微组织趋

于均匀,原子再次得到更高能量而扩散,使得内部残余应力重新分布,重熔前的残余应力得到释放。层间激光重熔降低了层间不同区域的热量差异,随着重熔间隔减小,热量差异持续降低,内部残余应力呈降低的趋势。未重熔试样内部的残余应力值最大,为 97.2 MPa;间隔 2 层激光重熔时,内部残余应力降低至 22.3 MPa。成形件内部残余应力的分布情况如图 11(b) 所示。

可见,在满足 SLM 成形条件的前提下,应优先选择重熔间隔小的成形方式,以减小内部残余应力。为了验证内部残余应力的仿真结果,将其与实测结果进行对比,结果显示实验结果和仿真结果的变化趋势基本相同,平均误差为 14.1%,如表 2 所示。考虑到仿真为多场耦合非线性复杂问题,认定实验测试结果与仿

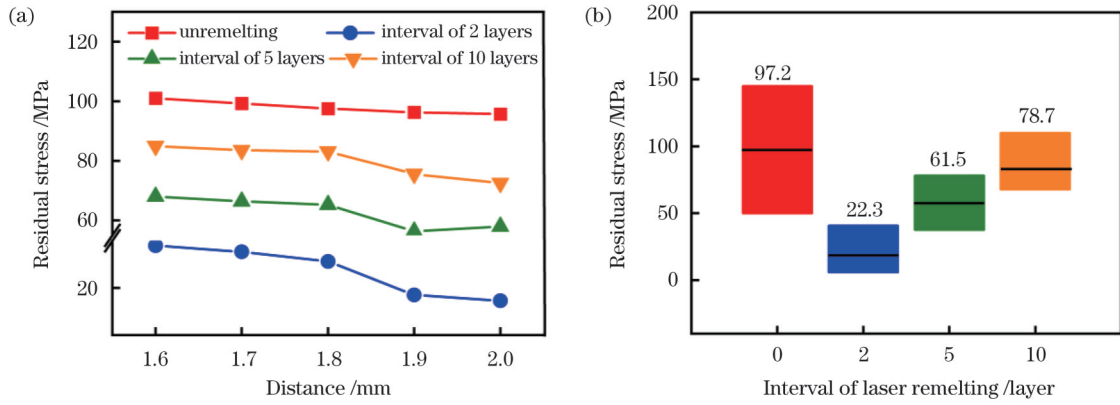


图 11 残余应力测试结果。(a)残余应力值曲线;(b)残余应力值箱线图

Fig. 11 Residual stress test results. (a) Residual stress curves; (b) residual stress boxplot

表 2 实验与仿真残余应力数值(扫描速度:600 mm/s;激光功率:120 W)

Table 2 Experimental and simulated residual stress values (scanning speed: 600 mm/s; laser power: 120 W)

Sample	Experimental residual stress /MPa	Simulated residual stress /MPa	Deviation /%
Unremelting	97.2	90.2	7.7
Interval of 2 layers	22.3	26.5	15.8
Interval of 5 layers	61.5	52.8	16.5
Interval of 10 layers	78.7	67.6	16.4

真结果基本相同,验证了仿真模型的有效性。

4.2 显微形貌分析

层间激光重熔会对已凝固层金属起到“回火”作用,经回火作用后,成形件的显微形貌得到明显改善。由于粉末颗粒被完全熔化所需能量较高,故预扫描后进行层间激光重熔。一方面,层间激光重熔可使试样已凝固层温度分布情况得到改善,直接影响后续熔池的润湿性;另一方面,层间激光重熔可使

粉末颗粒的熔化更加充分,试样已凝固层表面质量逐渐提高。成形过程中,层间激光重熔前后试样形貌的对比如图 12 所示。随着预扫描后层间激光重熔的进行,层间整体热量得到提升,后续熔池的流动性和润湿性增加,试样已凝固层表面质量提高,已重熔试样的分层面相较于未重熔试样的分层面更加平整、有光泽,且无明显的表面缺陷,分层面的宏观形貌得到改善。

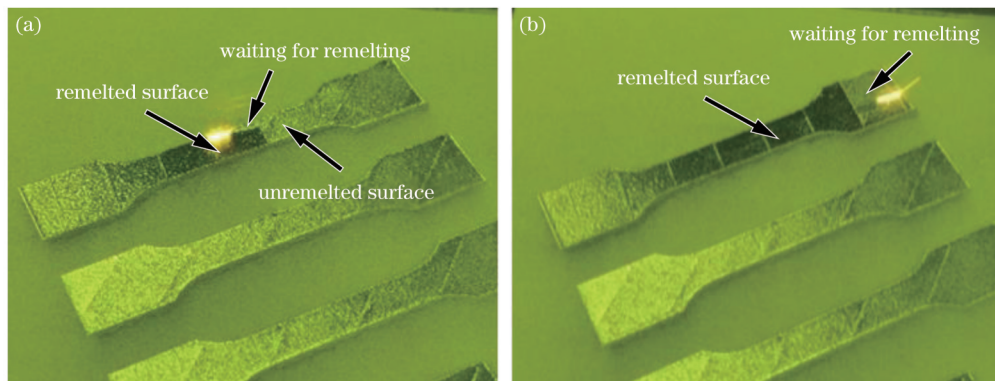


图 12 层间激光重熔形貌对比图

Fig. 12 Interlayer laser remelting morphology comparison

SLM成形件表层的显微形貌如图 13 所示。图 13(a)为未重熔表层的显微形貌,可以看出已凝固表面有明显的孔洞、不规则颗粒和弧形波纹。图 13(b)为重熔表层的显微形貌,可以看出在层间激光重熔条件下表层显微形貌得到明显改善,重熔后的熔道较为清晰,表面缺陷得到明显改善。

SLM熔池的液相动力黏度会影响熔池的流动性,

液相动力黏度的降低可以增加熔池的流动性,从而提高成形件的成形质量。熔池的液相动力黏度 $\mu^{[20]}$ 可以表示为

$$\mu = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{kT}} \gamma, \quad (1)$$

式中: m 为原子质量; γ 为液相表面张力; k 为玻尔兹曼常数; T 为液相温度。随着层间激光重熔的进行,已凝

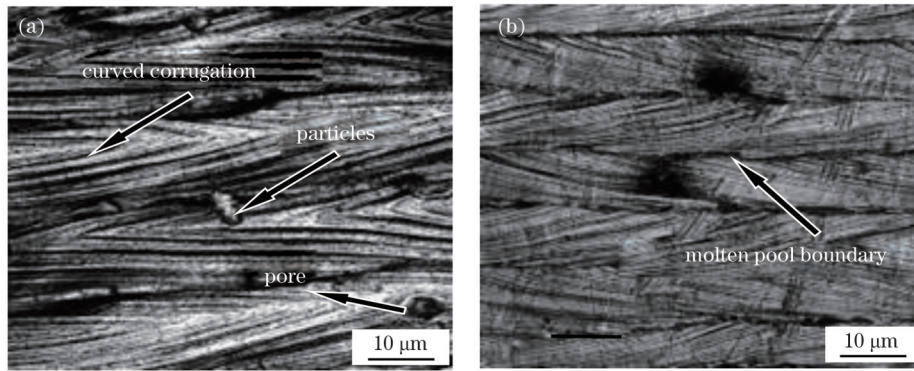


图 13 顶部表面熔池中心区域的显微形貌。(a)未重熔形貌;(b)重熔形貌

Fig. 13 Micro topography of molten pool center on top surface. (a) Unremelted topography; (b) remelted topography

固金属吸收能量增加,熔池冷却速率降低,液相温度 T 升高,液相表面张力 γ 减小,导致液相动力黏度 μ 降低,熔池流动性增加,熔道连续性提高,故孔隙、不规则颗粒和弧形波纹等表面缺陷减少。

随着预扫描后层间激光重熔的进行,后续熔池的流动性和润湿性增加,试样已凝固层的表面质量提高。重熔过程中形成润湿性良好的熔池可以提升层与层之间的结合能力,从而改善成形件的力学性能。

SLM 成形件表层熔池中心区域的显微组织如图 14 所示。图 14(b)为重熔显微组织,可以看出,层间激光重熔使标记区域晶粒细化,晶粒尺寸更为均匀。层间激光重熔热量通过底层传导至基板,并在底层上产生“回火效应”,为底层中沿传热方向生长的晶粒提供了足够的能量。同时,层间激光重熔使试样已凝固层温度分布得到改善,故晶粒更为均匀,试样的表面形貌得到改善。

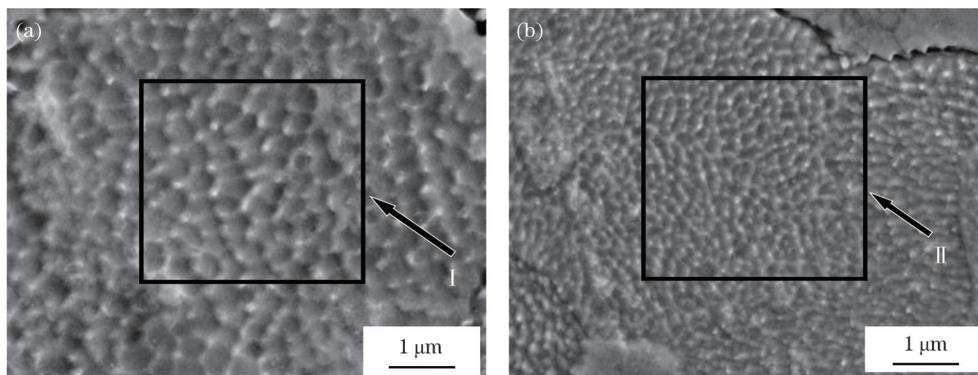


图 14 顶部表面熔池中心区域的显微组织。(a)未重熔显微组织;(b)重熔显微组织

Fig. 14 Microstructures of molten pool center on top surface. (a) Unremelted microstructure; (b) remelted microstructure

4.3 激光共聚焦分析

SLM 沉积层顶部在 500 倍下的三维形貌如图 15 所示。可以看出:层间激光重熔可以显著改善熔道质

量。未重熔时,沉积层表面熔道较为明显,表面存在球状和不规则状颗粒;层间激光重熔后,沉积层熔道较为平滑且无明显的边界,球状和不规则状颗粒数量减少,

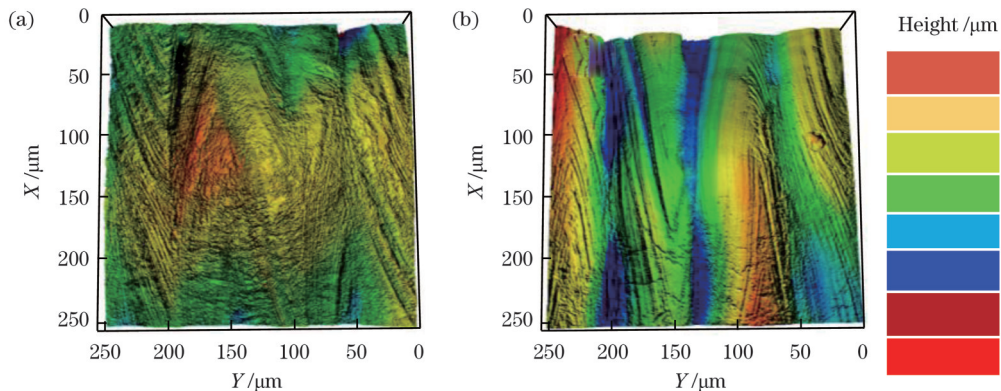


图 15 顶部表面的三维形貌图。(a)未重熔形貌;(b)重熔形貌

Fig. 15 Three-dimensional topography of top surface. (a) Unremelted topography; (b) remelted topography

整体粗糙度值呈减小趋势。

在激光熔化过程中,激光直接辐照粉层,较大的温度梯度使得熔化的粉末颗粒难以直接浸润到已凝固层表面,易产生颗粒飞溅和球形化现象;由于熔池的流动性不均匀,凝固层熔道轮廓起伏明显,所以在无层间激光重熔时,球形化和熔道起伏是影响表面粗糙度的重要因素。在层间激光重熔过程中,由于激光预扫描的预热作用,粉末熔化所形成的熔滴可以很快浸润到已凝固层表面,不易产生飞溅等缺陷。层间重熔以较高的激光能量密度改善了熔化过程中温度分布不均匀、熔池流动性差的问题,从而降低了成形表面的粗糙度。

沉积层表面粗糙度的三维形貌如图 16 所示,可以看出沉积层表面粗糙度随着层间激光重熔的进行而降低。在激光熔化过程中,已凝固层表面易产生孔洞和粉末球形化等缺陷(未重熔的粉末层温度梯度较大,导致孔洞产生;熔池液固界面能量不足,未完全熔化的粉末颗粒较多且液相金属较少,导致粉末球形化现象产生),这些缺陷使已凝固层表面出现较多凹陷和凸起,从而导致粗糙度升高。由图 16 可以看出重熔表面较为光滑和平整,其原因是预扫描后的粉末层随着重熔的进行完全熔化,形成了润湿性良好的熔池,熔池流动性增加,从而形成了较好的表面质量。重熔可以显著改善成形件的表面形貌,对层间结合性能有很大提升。

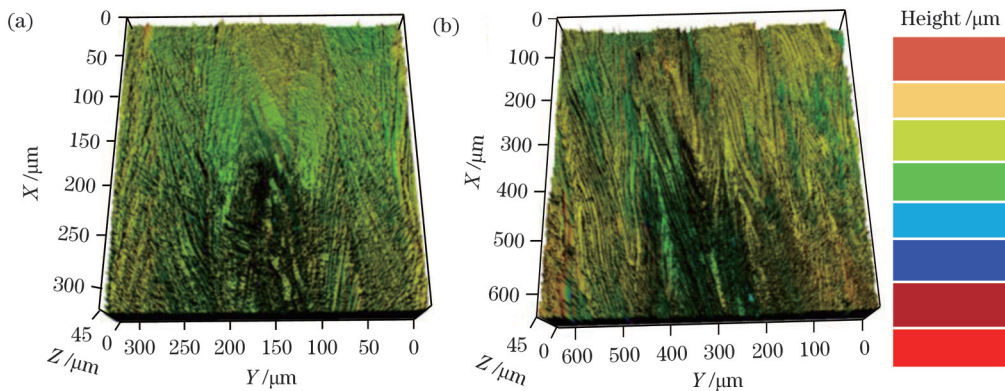


图 16 顶部表面粗糙度的三维形貌图。(a)未重熔形貌;(b)重熔形貌

Fig. 16 Three-dimensional topography of top surface roughness. (a) Unremelted topography; (b) remelted topography

4.4 拉伸性能分析

316L 不锈钢成形件的室温拉伸应力-应变曲线如图 17 所示,图内所示试样分别为未重熔、间隔 2 层、间隔 5 层和间隔 10 层试样。从拉伸应力-应变曲线可以看出,上述 4 种试样在室温拉伸过程中都依次经历了弹性变形、塑性变形和断裂阶段,无明显的屈服阶段。间隔 2 层重熔的试样具有最大的屈服强度、抗拉强度、断裂延伸率,分别为 (570.09 ± 4.28) MPa、 (702.99 ± 11.07) MPa、 $(28.36 \pm 1.66)\%$;未重熔试样的屈服强度、抗拉强度、断裂延伸率最

小,分别为 (540.09 ± 4.28) MPa、 (661.99 ± 11.07) MPa、 $(23.36 \pm 1.66)\%$ 。

当间隔 5 层重熔时,试样晶粒尺寸细小,但存在明显的孔隙缺陷和表面粘粉现象;当重熔间隔过大时,试样晶粒粗化,且存在明显的裂纹缺陷、飞溅颗粒和表面粘粉现象;当间隔 2 层重熔时,试样的冶金质量较高,晶粒尺寸较小且晶粒分布均匀,故该条件下试样的拉伸性能最好。

不同间隔层数下层间激光重熔试样的拉伸断口形貌如图 18 所示。由图 18(a)可知,未重熔试样的拉伸断口较为平整,存在明显的飞溅颗粒、孔隙缺陷和大尺寸解理面,且韧窝数量较少,表现为以脆性断裂为主的准解理断裂。由图 18(b)可知,当间隔 2 层激光重熔时,试样拉伸断口中的大尺寸解理面数量减少,小尺寸解理面和韧窝数量增多,而且存在明显的撕裂棱,表现为准解理断裂。由图 18(c)可知,当间隔 5 层激光重熔时,试样拉伸断口较为平整,存在孔隙缺陷和大尺寸解理面,韧窝数量较少,表现为以脆性断裂为主的准解理断裂。由图 18(d)可知,当间隔 10 层激光重熔时,试样拉伸断口上存在飞溅颗粒、大尺寸解理面、平行的纤维状结构和少量韧窝,表现为以脆性断裂为主的准解理断裂。

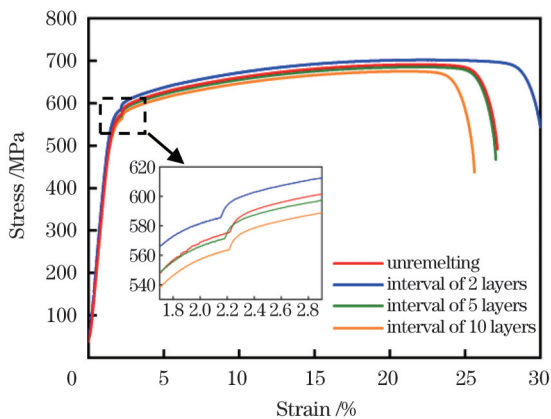


图 17 拉伸应力-应变曲线

Fig. 17 Tensile stress-strain curves

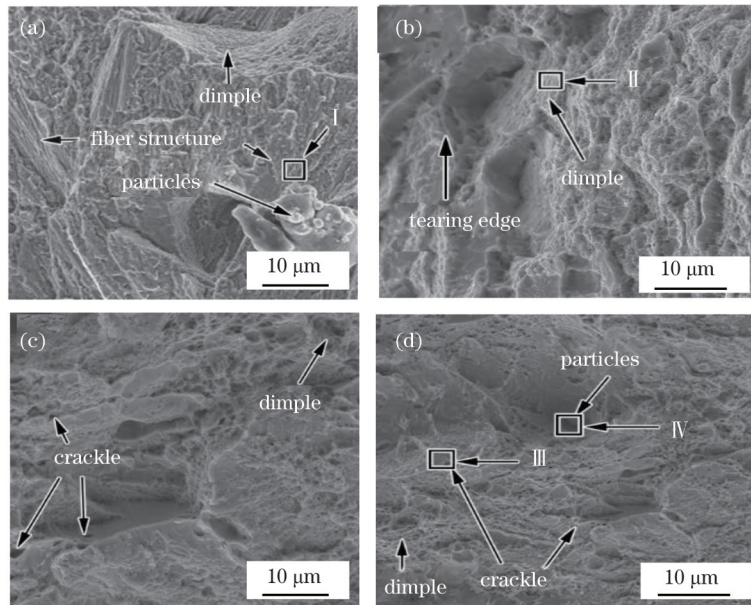


图 18 试样的拉伸断口形貌。(a)未重熔;(b)间隔2层;(c)间隔5层;(d)间隔10层

Fig. 18 Tensile fracture morphology of the samples. (a) Unremelting; (b) interval of 2 layers; (c) interval of 5 layers; (d) interval of 10 layers

4.5 冲击性能分析

不同间隔层数下层间激光重熔试样的冲击吸收功测试结果如图 19 所示。可以看出:随着层间激光重熔间隔的减小,试样的冲击吸收功呈上升趋势;未重熔试样的冲击吸收功最低,为 187.1 J;当间隔 2 层重熔时,试样的冲击吸收功最高,为 209.5 J。

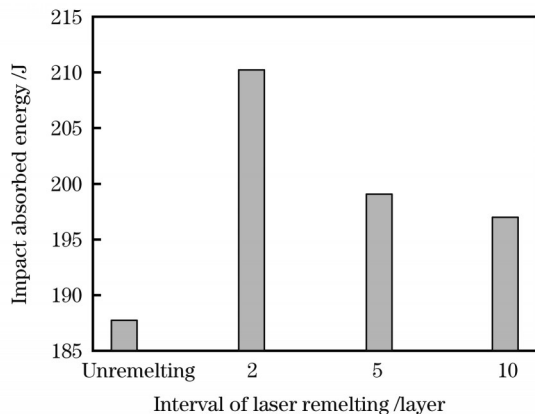


图 19 不同激光重熔间隔下的冲击吸收功

Fig. 19 Impact absorbed energy at different interval of laser remelting

间隔 2 层重熔时,试样的冲击韧性最高。其原因在于当重熔间隔过小时,熔池内的液相温度升高,熔池内产生的高反冲压力以及应力水平升高,飞溅数量和裂纹缺陷增多;同时,试样的晶粒尺寸增大,晶界数量减少,细晶强化、固溶强化和晶界强化作用降低。因此,冶金质量、细晶强化、固溶强化和晶界强化共同决定了试样的冲击韧性。

不同间隔层数下层间激光重熔试样的冲击断口形貌如图 20 所示。由图 20(a)可知,未重熔试样的冲击

断口较为平整,解理面尺寸较大且表面比较光滑,韧窝数量较少,无撕裂棱特征,表现为以脆性断裂为主的准解理断裂。由图 20(b)可知,当间隔 2 层激光重熔时,试样的冲击断口中存在解理面和撕裂棱,韧窝数量增多,韧性提高,表现为准解理断裂。由图 20(c)可知,当间隔 5 层激光重熔时,试样的冲击断口中存在少量撕裂棱,解理面尺寸较小,韧窝数量较少,表现为准解理断裂。由图 20(d)可知,当间隔 10 层激光重熔时,试样的冲击断口上存在解理面和撕裂棱,韧窝数量较少,表现为准解理断裂。

4.6 显微硬度分析

不同间隔层数下层间激光重熔试样的显微硬度如图 21 所示。可以看出,随着激光重熔间隔的减小,显微硬度表现为先升高后降低的趋势。未重熔试样的显微硬度最低,为 368.4 HV,该试样的晶粒尺寸最不均匀,晶粒形状不规则,且存在明显的表面缺陷。间隔 2 层进行层间激光重熔的试样的显微硬度最高,为 391.8 HV,其晶粒尺寸较小且较为均匀,成形层表面无明显的缺陷。在 SLM 成形过程中,试样表面与金属粉末直接接触,黏附于表面的金属粉末呈部分熔化或未熔化状态,形成的表面粘粉现象使得试样的表面粗糙度较高,表面硬度较低。激光重熔使未熔化粉末颗粒得到更充分的熔化,提高了成形层的冶金质量,表面硬度也得到提高。

因此,晶粒尺寸、晶粒形状和表面冶金质量等因素共同影响试样的显微硬度。未重熔时,试样表面和层间晶粒粗化,晶粒形状不均匀,试样内部的残余应力大,而且孔隙缺陷、裂纹缺陷、飞溅颗粒和表面粘粉现象较多,试样的细晶强化、晶界强化作用和冶金质量较

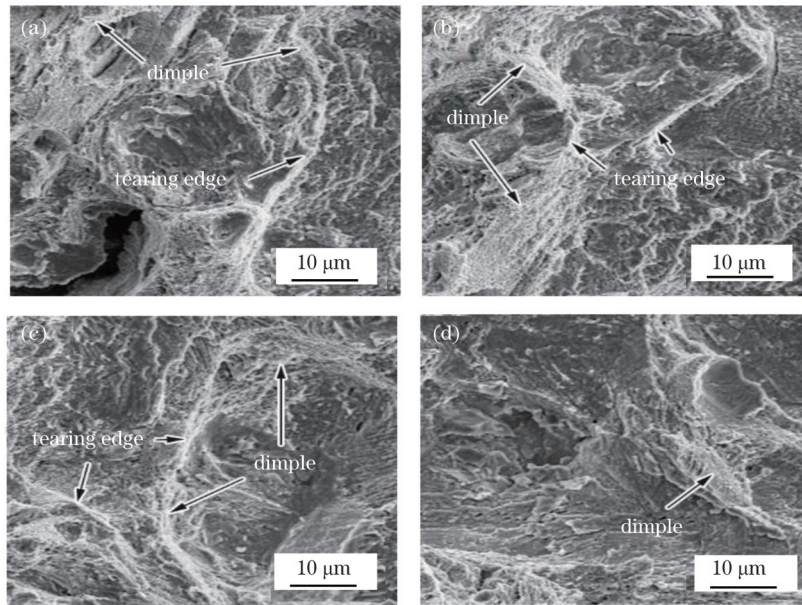


图 20 试样的冲击断口形貌。(a)未重熔;(b)间隔2层;(c)间隔5层;(d)间隔10层

Fig. 20 Impact fracture morphology of the sample. (a) Unremelting; (b) interval of 2 layers; (c) interval of 5 layers; (d) interval of 10 layers

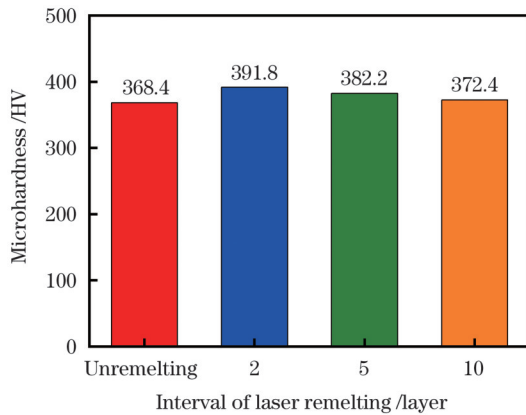


图 21 试样顶部表面的显微硬度图

Fig. 21 Microhardness diagram of the top surface of the samples

低,影响了试样的显微硬度。

5 结 论

在 SLM 成形过程中,采用层间激光重熔方式对 316L 不锈钢成形件进行了处理。对不同重熔间隔下成形件内部残余应力的变化进行了数值模拟。在数值仿真的基础上,通过实验研究了层间激光重熔方式对成形件内部残余应力、表面质量和力学性能的影响。层间激光重熔在降低内部残余应力的同时提高了成形件的力学性能,可为 SLM 成形优化提供可靠参考。本文研究结果如下:

1) 仿真结果表明,随着重熔间隔层数的减少,成形件内部的残余应力得到明显降低,间隔 2 层成形件内部残余应力的降幅可达 70.6% (与未重熔试样相比),但不是间隔越小越好,间隔 1 层重熔时由于粉末过熔反而导致内部残余应力升高。

2) 实验结果表明,相较于未重熔 316L 试件,层间

激光重熔处理可以显著降低 SLM 成形件内部的残余应力,提高成形试样的抗拉强度、冲击韧性及显微硬度,改善成形件的表面形貌和力学性能。

3) 以重熔间隔层数为控制变量,以层间激光重熔方式打印试样,得到了获得较小残余应力和较高力学性能的重熔间隔。测试结果显示:间隔 2 层重熔制备的试样的综合性能最好,之后依次为间隔 5 层、间隔 10 层、未重熔试样。实验结果与数值模拟结果一致,验证了数值模拟的准确性。

参 考 文 献

- [1] 吴圣川, 胡雅楠, 杨冰, 等. 增材制造材料缺陷表征及结构完整性评定方法研究综述[J]. 机械工程学报, 2021, 57(22): 3-34.
Wu S C, Hu Y N, Yang B, et al. Review on defect characterization and structural integrity assessment method of additively manufactured materials[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(22): 3-34.
- [2] 章媛洁, 宋波, 赵晓, 等. 激光选区熔化增材与机加工复合制造 AISI 420 不锈钢: 表面粗糙度与残余应力演变规律研究[J]. 机械工程学报, 2018, 54(13): 170-178.
Zhang Y J, Song B, Zhao X, et al. Selective laser melting and subtractive hybrid manufacture AISI 420 stainless steel: evolution on surface roughness and residual stress[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(13): 170-178.
- [3] Ma Q P, Mesicek J, Fojtik F, et al. Residual stress build-up in aluminum parts fabricated with SLM technology using the bridge curvature method[J]. Materials, 2022, 15(17): 6057.
- [4] Kremer R, Khani S, Appel T, et al. Selective laser melting of CuSn10: simulation of mechanical properties, microstructure, and residual stresses[J]. Materials, 2022, 15(11): 3902.
- [5] 刘振东, 郑锡涛, 范雯静, 等. 固化残余应力对无人机复合材料机翼强度的影响[J]. 航空学报, 2022, 43(6): 526117.
Liu Z D, Zheng X T, Fan W J, et al. Effect of process-induced residual stress on strength of UAV composite wing[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2022, 43(6): 526117.
- [6] 杜畅, 张津, 连勇, 等. 激光增材制造残余应力研究现状[J]. 表面技术, 2019, 48(1): 200-207.
Du C, Zhang J, Lian Y, et al. Research progress on residual stress

- in laser additive manufacturing[J]. *Surface Technology*, 2019, 48(1): 200-207.
- [7] Wang Y F, Lin X, Kang N, et al. Influence of post-heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Mg-Zr alloy manufactured by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 111: 35-48.
- [8] Xu H M, Huang H H. Microstructure evolution and mechanical properties of thermally sprayed coating modified by laser remelting and injection with tungsten carbide[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(16): 22854-22868.
- [9] Lee K H, Yun G J. Prediction of melt pool dimension and residual stress evolution with thermodynamically-consistent phase field and consolidation models during re-melting process of SLM[J]. *Computers, Materials & Continua*, 2020, 66(1): 87-112.
- [10] Karimi J, Antonov M, Kollo L, et al. Role of laser remelting and heat treatment in mechanical and tribological properties of selective laser melted Ti6Al4V alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 897: 163207.
- [11] Han Q Q, Jiao Y. Effect of heat treatment and laser surface remelting on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 102(9): 3315-3324.
- [12] 邓德伟, 马云波, 马玉山, 等. 重熔及退火对 316L 不锈钢激光熔覆层残余应力的影响[J]. *金属热处理*, 2020, 45(8): 113-118.
Deng D W, Ma Y B, Ma Y S, et al. Influence of remelting and annealing on residual stress of 316L stainless steel laser clad layer[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(8): 113-118.
- [13] 卞玉超, 彭英博, 宋凌峰, 等. 基于激光重熔优化工艺的激光选区熔化 316L/IN718 异质异构研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(18): 1802009.
Bian Y C, Peng Y B, Song L F, et al. Heterogeneity of 316L/IN718 formed via selective laser melting based on laser remelting optimization process[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(18): 1802009.
- [14] 李俊, 杨立军, 郑航, 等. 激光选区熔化次数对 316L 不锈钢表面性能的影响[J]. *表面技术*, 2021, 50(6): 93-100.
- Li J, Yang L J, Zheng H, et al. Influence of laser selection melting times on the surface properties of 316L stainless steel[J]. *Surface Technology*, 2021, 50(6): 93-100.
- [15] 边培莹, 尹恩怀. 选区激光熔化激光功率对 316L 不锈钢熔池形貌及残余应力的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2020, 57(1): 011403.
- Bian P Y, Yin E H. Effect of laser power for metal selective laser melting on morphology of 316L stainless steel molten pool and residual stress[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2020, 57(1): 011403.
- [16] 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.
- [17] 徐加超, 夏志新, 陈鹏, 等. 中空环形激光热源建模及温度场有限元模拟[J]. *中国激光*, 2021, 48(17): 1701003.
Xu J C, Xia Z X, Chen P, et al. Modeling of hollow ring laser heat source and finite element simulation of temperature field[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(17): 1701003.
- [18] 敖晓辉, 刘检华, 夏焕雄, 等. 选择性激光熔化工艺的介-微观建模与仿真方法综述[J]. *机械工程学报*, 2022, 58(5): 239-257.
Ao X H, Liu J H, Xia H X, et al. A review of meso-micro modeling and simulation methods of selective laser melting process[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2022, 58(5): 239-257.
- [19] Mercelis P, Kruth J P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2006, 12: 254-265.
- [20] 陈帅, 陶风和, 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.

Influence of Interlayer Laser Remelting on Residual Stress During Forming Using Selective Laser Melting

Yi Yali¹, Wu Hongbo^{1,2}, Jia Changzhi^{2*}, Jin Herong¹

¹*School of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, Hebei, China;*

²*Artillery Engineering Department, Shijiazhuang Branch, Army Engineering University, Shijiazhuang 050003, Hebei, China*

Abstract

Objective The internal residual stress generated inside 316L stainless steel parts formed using selective laser melting (SLM) is one of the key factors affecting the mechanical properties of fabricated components. At present, most studies primarily focus on reducing the residual stresses on the surface layer and improving the surface quality. Thus, the internal residual stress level remains high, leading to the fabrication of components with poor mechanical properties that may not meet the specified requirements. With the goal of investigating the reduction of the mechanical properties of components caused by internal residual stresses, the effects of remelting on the residual stresses were studied. An “interlayer laser remelting” forming method was proposed for components, and the effects of interlayer remelting on the internal residual stresses of components fabricated using SLM were studied in a targeted manner. In contrast to the traditional surface laser remelting, remelting was performed at intervals inside the components to eliminate any internal residual stresses and provide references for the optimization of the laser remelting process and improvement in the quality of the fabricated components.

Methods The interlayer laser remelting forming method was proposed based on the effects of laser remelting on the residual stresses. The non-remelted layers were formed layer-by-layer using optimized process parameters, with the same process parameters used to form the remelted layers at intervals. The laser remelting was performed after the powder layer was initially pre-melted by

laser scanning. This laser remelting operation was performed at evenly spaced layers until the printing of the component was completed. First, a three-dimensional transient simulation model of the forming process was established using Abaqus to simulate the variation law of the internal residual stresses of the components during remelting at intervals of 1–10 layers, along with those of the non-remelted components. Then, the influence of the stress field corresponding to the number of remelted intervals was analyzed, and the accuracy of the simulation model was verified by comparing the simulation results with experimental results. The interval number for the layers was selected based on the simulation results. The “interlayer laser remelting” components were prepared using the same process parameters as the simulation. Then, mechanical properties tests of the interlayer laser remelted components were carried out to study the internal residual stresses, microstructure, surface morphology, tensile strength, impact toughness, and microhardness of components subjected to remelting at intervals of 2, 5, and 10 layers, along with non-remelted components.

Results and Discussions The interlayer laser remelting method could significantly reduce the residual stress distribution in a formed part, which significantly improved its mechanical properties (Fig. 2). The simulation results showed that the minimum residual stress occurred when using an interval of 2 layers. As the remelting interval increased, the heat accumulation decreased, and the internal residual stress of the formed part showed an increasing trend (Fig. 8). The experimental results showed that the internal residual stress of the formed part was the highest, and the surface morphology and mechanical properties were poor, when non-remelting was performed (Fig. 9). The tempering effect generated by interlayer laser remelting inside the remelted layer and its adjacent layer is conducive to reducing the residual stress in the formed part (Fig. 13). The simulated residual stress of the formed part was reduced by 70.6% compared to the non-remelted specimen when the remelting interval was 2 layers. At the same time, the tensile strength of the formed part reached 702.99 MPa, which was 6.2% greater than that of the non-remelted part. The impact absorption work reached 209.5 J, which was 11.97% greater than that of the non-remelted part. The microhardness reached 391.8 HV, which was 6.35% greater than that of the non-remelted part. These research results will be valuable for adjusting the SLM remelting process and optimizing the mechanical properties of formed parts.

Conclusions The effects of remelting on residual stresses were considered to address the problem of the reduction of the mechanical properties of components caused by internal residual stresses. The interlayer laser remelting forming method for components was proposed to verify the improvement of the internal residual stresses of components by interlayer remelting. A three-dimensional transient simulation model of the forming process was established using Abaqus to simulate the variation law of the internal residual stresses of components with remelting at intervals of 1–10 layers, as well as those of non-remelted components. Stress and mechanical property analyses of components with typical interval layers were carried out based on the simulation results. The internal residual stresses of formed parts were reduced by adjusting the layer interval for remelting. The internal residual stresses, microstructure, surface morphology, tensile strength, impact toughness and microhardness of components subjected to remelting at intervals of 2, 5, and 10 layers, as well as of non-remelted components, were studied. After analyzing the influence law of the interval used for remelting on the internal residual stresses, the remelting process parameters were adjusted to reduce the internal residual stresses of the formed parts and improve their mechanical properties.

Key words laser technique; selective laser melting; interlayer laser remelting; 316L stainless steel; internal residual stress; mechanical properties; microstructure