

激光重熔技术在选区激光熔化中的研究进展

朱 静¹, 华宇婷², 贺庆升¹, 刘 颖¹, 黄爱军³, 杨 义¹, 张 恺^{1,3}

(1. 上海理工大学 材料与化学学院, 上海 200093)

(2. 上海理工大学 机械工程学院, 上海 200093)

(3. 莫纳什大学 增材制造中心, 克莱顿 3800)

摘要: 激光重熔使得材料表面的固化层再次快速熔化、凝固, 从而提高了材料的致密度和表面质量。作为一种表面改性技术, 激光重熔已经在传统制造工艺中得到了广泛的应用。近期研究表明, 激光重熔技术也可以应用到选区激光熔化 (SLM) 中, 实现消除缺陷并优化组织结构。激光重熔技术还可以提高零件的硬度和延展性等力学性能。本文主要总结了激光重熔对于常见 SLM 成形金属材料的质量提升作用, 激光重熔工艺手段以及重熔参数 (重熔激光功率、重熔扫描速度、重熔扫描间距和重熔次数) 对于缺陷消除、组织结构优化的作用规律。

关键词: 激光重熔; 选区激光熔化 (SLM); 缺陷; 微观组织结构; 力学性能

中图分类号: TG146

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1932-11

选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 是一种粉末床增材制造技术, 通过金属粉末的逐层熔化和凝固最终成形实体零件^[1]。相比于传统的制造工艺, 选区激光熔化可以快速成形复杂结构零件, 并且具有反应周期快、原材料利用率高等优点^[2-5]。目前, SLM 已经在航空航天^[6]、汽车自动化^[7]、临床医学^[8]等领域有着广泛的应用潜力 (前景)。SLM 成形过程主要分为 3 个步骤^[9]: 首先刮刀按照指定的厚度铺设金属粉末, 其次激光依据预设的参数扫描第一层金属粉末, 使其快速熔化凝固, 最后基板下降一个层厚的距离, 刮刀在已经成形的单层轮廓上重新铺设一层粉末, 激光快速扫描, 新铺粉末熔化凝固成形第二层, 重复以上步骤, 逐层加工, 直至零件完全成形。

SLM 成形零件的过程中, 固有的热循环时间较短, 从而限制熔融材料的流动和微观结构的形成, 并且在零件表面和内部保留较高的残余应力^[10]。在 SLM 成形过程中, 较高的温度梯度会产生较大的残余应力, 这可能导致零件发生变形和裂纹^[11]。一般来说, 由 SLM 成形过程中的应力引起的裂纹和翘曲会使整个成形过程终止^[12]。目前已有不少研究尝试减少 SLM 零件中较高的残余应力。例如对粉末床进行预热就是通过降低温度梯度来减少残余应力的一种有效方法^[13-16]。

此外, 较差的表面精度也限制了 SLM 制造零件的应用^[17]。SLM 成形过程中激光输入能量过高或者过低

时, 会产生缺陷。这些缺陷会对零件的延展性^[18]、疲劳寿命^[19]、冲击韧性^[20]和耐腐蚀性^[21-22]等产生不利影响。近年来, 已有部分研究人员尝试使用激光重熔技术优化 SLM 成形构件的质量, 并发现其应用潜力。激光重熔是在 SLM 过程中重新扫描零件的固化层, 改变温度梯度, 从而实现: 降低 SLM 成形过程中的应力, 减少或消除 SLM 成形零件的缺陷, 改善表面质量, 并优化组织结构。激光重熔可以消除零件表面和内部的缺陷是因为重熔过后熔池宽度减小, 熔池之间重叠率增加, 使得层与层之间实现更好的冶金结合, 从而消除了零件表面的未熔合缺陷。而且重熔使得截留在熔池中的气体有足够的时间溢出表面, 消除了零件内部的气孔。此外, 激光重熔作为一种改善表面质量的方法, 通过对金属粉末进行多次重新扫描, 熔化未熔化的粉末颗粒, 并促进了样品表面氧化层的蒸发与开裂, 显著降低成形零件表面粗糙度^[23]。

根据扫描过程的不同, 可以将其分为激光表面重熔和逐层重熔。激光表面重熔是指在已经成形好的零件的表面进行多次激光扫描, 这种方式能够在提升零件的表面性能同时, 而不会过多增加零件的生产时间^[24]。逐层重熔是指在制造过程中, 激光对每一层金属粉末都进行多次扫描的技术。这种工艺虽然增加了零件的制造时间, 但能够获得细小均匀的微观组织结构, 优化力学性能^[25]。在 SLM 中使用合适的激光重熔策略不仅能够改善零件的表面质量, 提升力学性能, 并降低残余应力^[16], 还为

收稿日期: 2022-06-08

基金项目: 上海市扬帆项目 (20YF1431600)

作者简介: 朱 静, 女, 1999 年生, 硕士生, 上海理工大学材料与化学学院, 上海 200093, E-mail: 212203157@st.usst.edu.cn

某些难以进行热处理的金属（例如纯钨^[26]）提供了替代方法。但是，在 SLM 成形过程中，激光重熔工艺参数的调控、扫描策略的选择等，都对零件的微观组织结构、缺陷消除、硬度和拉伸性能等产生巨大影响。将最优的激光重熔工艺参数与扫描策略相结合，是否可以进一步提升零件的性能，值得深入研究。并且对于疲劳和抗损伤容限性能（包括抗裂纹扩展性能和断裂韧性）的影响尚未得到充分研究。

综上所述，激光重熔工艺对改善 SLM 成形零件的性能，包括表面质量、孔隙率、微观组织结构和力学性能等，尤为重要。本文详细介绍和总结了现有发表文献对于激光重熔在 SLM 成形中的研究应用，以及参数调控对于 SLM 成形金属材料（包括钛合金、铝合金和镍合金等）的微观组织结构优化、缺陷消除和表面粗糙度优化的影响，并重点介绍激光重熔的主要参数（包括重熔激光功率、重熔扫描速度、重熔扫面间距、重熔次数）。同时进一步总结了现有发表文献中激光重熔工艺对于力学性能（主要为硬度和拉伸性能）的影响。最后，对激光重熔在增材制造技术中的潜在研究方向以及技术应用做出展望。

1 SLM 成形零件的缺陷与微观组织结构

在 SLM 成形过程中，金属材料成形质量会受到各种因素的影响，包括：不恰当的 SLM 工艺参数等会形成未熔合和匙孔等不同种类缺陷；极高的冷却速率、较大的温度梯度等会导致形成非平衡凝固定向组织。

1.1 缺陷

在 SLM 成形过程中，不可避免地会形成冶金缺陷^[27]，比如：未熔合缺陷、气孔、匙孔以及微裂纹等。不恰当的 SLM 参数（激光功率、扫描速度、扫描间距等）设置会导致有害缺陷的产生^[28]，这些缺陷的存在限制了 SLM 零部件在航空航天等重要领域关键结构件的应用。在沉积新的一层时，由于 SLM 成形过程中能量输入不足，金属粉末无法完全熔化，因此会形成未熔合缺陷^[29-30]。对于一些极易氧化的合金材料，比如 Al-Si-10Mg，原材料粉末表面存在氧化层，降低了成形过程的润湿性，从而限制了熔融材料的流动，导致层与层之间无法紧密结合，也会形成未熔合缺陷^[31-32]，如图 1a。在 SLM 成形过程中，由于粉末中存在截留的气体，会导致形成球形气孔^[33]，如图 1b。过高激光功率会导致低熔点成分的蒸发，在熔池底部形成气泡。由于熔池的凝固速率很高，因此气泡没有足够的时间上升并溢出合金表面。最终，残留的间隙气体在快速凝固熔化过程中停留在零部件内部，这可能会形成匙孔^[34]，如图 1c。微裂纹缺陷主要存在于导热系数低、热膨胀系数高的不锈钢和镍基高温合金中^[23,27,35-36]。当能量输入较高时，金属粉末快速熔化、凝固，熔池的冷却速率达到 10^8 K/s^[37]，零件中产生了很大的温度梯度和残余应力，最终导致微裂纹^[38-40]。其中，镍基高温合金的裂纹敏感度很高，相比不锈钢等材料更容易产生裂纹^[41]，如图 1d。

1.2 微观组织结构

由于极高的冷却速率、较大的温度梯度等因素，导

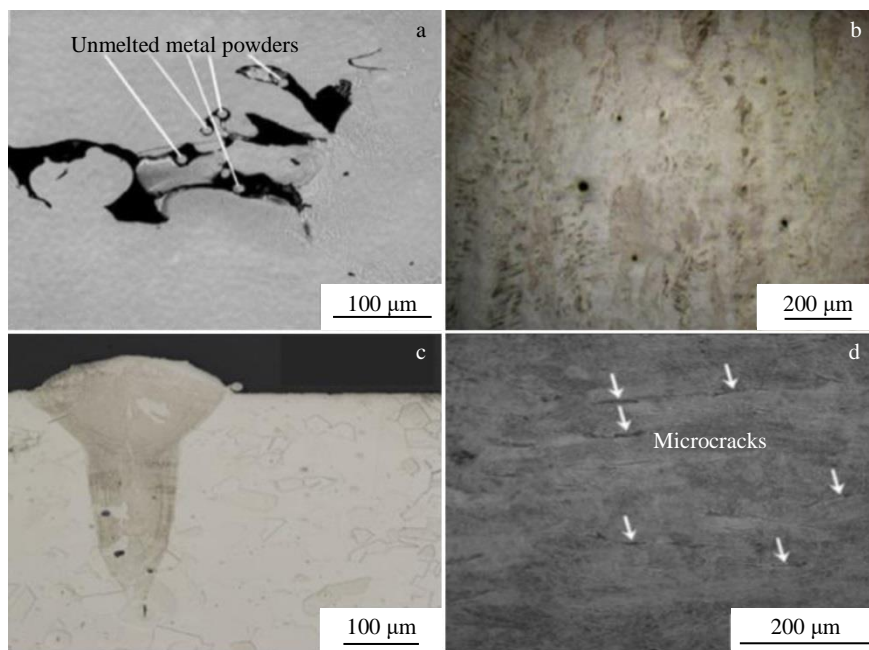


图 1 SLM 中的缺陷

Fig.1 Defects in SLM parts: (a) incomplete fusion holes, (b) gas porosities, (c) a keyhole, and (d) cracks^[32,37,42-43]

致 SLM 成形的金属材料的组织结构与传统工艺成形的不同^[44]。以 SLM 成形 Al-Si-10Mg 合金为例，沉积态合金中存在 2 种不同形式的晶粒结构^[45]：熔池的中心处晶粒呈现等轴状，且晶粒细小；熔池边界的晶粒为沿着熔池中心方向外延生长的柱状晶，且尺寸更粗大。其中，柱状晶的形成主要是因为熔池边界处呈现定向凝固且冷却速率较慢，最终形成定向生长的粗大柱状晶，如图 2a。此外，在匙孔中，由于空气与固体材料的导热性存在差异，所以在匙孔附近可以观察到粗枝状的微观结构，如图 2b。SLM 成形钛合金，包括典型钛合金 Ti-6Al-4V，其微观结构也与传统成形钛合金差异较大。在 SLM 成

形态中主要为针状 α' 马氏体组织^[46-47]，并且在水平方向，原始 β 晶粒形貌呈现网格状，如图 3a；垂直方向原始 β 晶粒呈现垂直分布的柱状晶，并沿着沉积方向生长，如图 3b。图 4a 为 316 L 不锈钢的微观结构图，在 SLM 成形过程中，由于在快速冷却下合金凝固方向变化导致柱状晶沿着不同的方向交叉生长^[48-49]。图 4b 和 4c 为镍基高温合金的微观结构图，从图中可看出合金的水平面与垂直面的微观结构有明显的差异：在水平方向上，镍基高温合金的熔池呈条形状，并且其生长方向大致相同；在垂直方向上，其熔池呈现鱼鳞状且按照一定的规则相互叠加在一起^[48,50]。

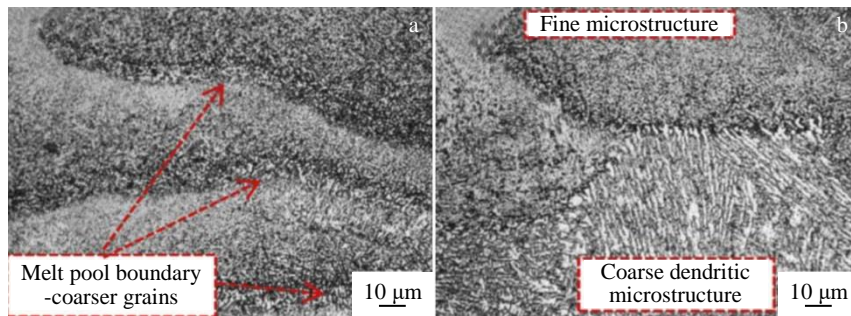


图 2 蚀刻样品的微观结构

Fig.2 Microstructures of etched samples: (a) adjacent melt pools and (b) vicinity of a keyhole hole^[45]

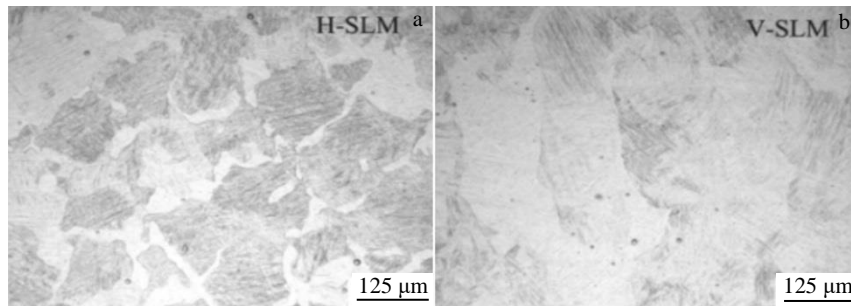


图 3 Ti-6Al-4V 合金的微观组织结构

Fig.3 Microstructures of Ti-6Al-4V alloy: (a) horizontal plane and (b) vertical plane^[51]

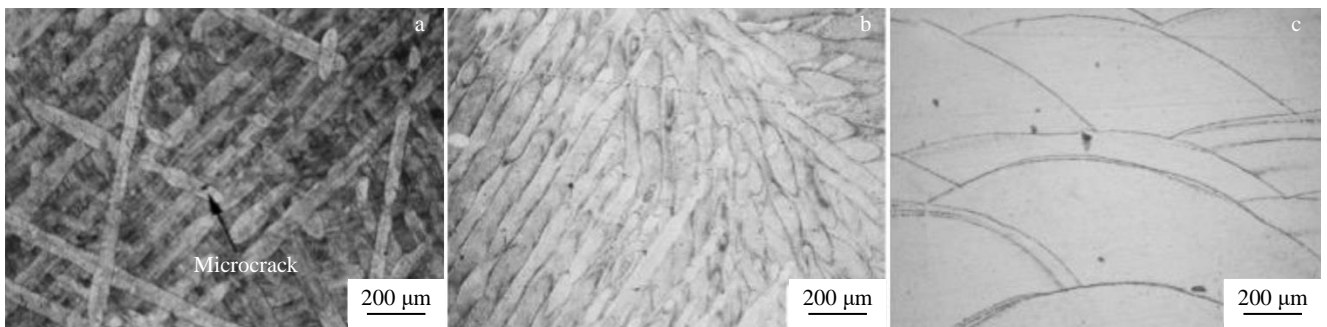


图 4 SLM 合金的微观组织结构

Fig.4 Microstructures of alloys under SLM: (a) 316L stainless steel, (b) nickel-based alloys, horizontal plane, and (c) nickel-based alloys, vertical plane^[48]

2 激光重熔技术在 SLM 中的应用

现有研究表明,激光重熔手段能够显著改变 SLM 成形微观组织结构,减少残余应力,消除缺陷提高致密度,进而提高力学性能。

2.1 优化微观组织结构

金属材料的微观组织结构对力学性能有着巨大的影响^[52]。因此,了解激光重熔过程中微观结构的形态和演变至关重要。与传统成形工艺相比,SLM 工艺由于冷却速率高 ($10^3 \sim 10^6$ K/s),成形态呈现细晶非平衡组织结构^[53]。同时,由于定向凝固作用,SLM 成形金属材料中往往含有沿着成形方向生长的柱状晶粒。研究发现,在 SLM 中使用激光重熔,可以优化微观组织结构,消除柱状晶和非平衡态结构。举例来说,对 SLM 成形 316 L 不锈钢进行激光逐层重熔处理能够消除扫描轨迹轮廓,获得细小并更加均匀的晶粒形貌以及分布^[54]。

对 Al-Mg-Zr 合金进行逐层激光重熔,会导致熔池的深度减小,如图 5。这是由于激光重熔扫描的是已经快速凝固的固体层,而不同于第 1 次扫描的金属粉末。因为粉末的导热性比固体材料差,所以在第 1 次扫描后,熔池通过粉末传输的热量可能会减少。然而,在激光重熔固体层后,熔池的热量可以在各个方向上均匀消散,冷却速率也更快,所以导致熔池的深度减小^[52]。同样,对 Al-Si-10Mg 合金进行逐层激光重熔处理,熔池的深度也减小,并且重熔过后零件的层状结构明显更细。因为 Al-Si-10Mg 固体中激光的导热率和反射率都高于 Al-Si-10Mg 粉末^[55],所以当重熔激光扫描固体层时,并没有完全熔融第 1 次扫描的熔池,从而获得了较浅的熔池。同时,激光重熔处于熔池顶部的柱状晶粒,形成更加细小的等轴晶粒^[56]。

对钛合金进行激光重熔处理发现,逐层重熔扫描策略能够促进 Ti-25Ta 合金中 Ta 粉末的熔化,消除了锁眼孔洞。由于热力学条件改变和 Ta 元素的作用,破坏了

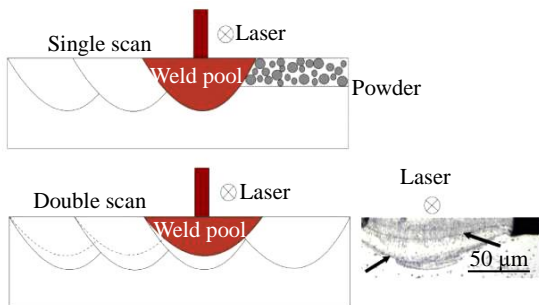


图 5 一次扫描和两次扫描不同熔池深度示意图

Fig.5 Schematic of melt pool depth differences between single and double-scan cases^[56]

原始 β 晶粒结构,导致板条状马氏体的取向随机分布^[57]。对 Ti-Zr β 钛合金进行表面激光重熔,在重熔区观察到了细化且更均匀的微观组织结构,这是由于在进行重熔时改变了熔池内的温度梯度,从而形成更细小晶粒^[58]。对 Ti-6Al-4V 合金进行逐层激光重熔时,由于扫描区域进行了重新加热,针状 α' 马氏体组织转变为 β 相和 α 相,同时引发了钒元素分布偏析^[59]。

除了 SLM 中常用的铝合金、钛合金外,对 Fe-Co 基合金、Al-Cu 合金、Mg-3Nd-1Gd-0.5Zr 等合金进行重熔处理后,同样发现其晶粒明显细化^[60-62]。

2.2 改善致密度与表面质量

SLM 制造零件的致密度很大程度上取决于打印参数,特别是扫描间距,它决定着熔化层的重叠率。重叠率是影响零件表面粗糙度和内部缺陷的重要因素之一,当重叠率较低时,熔池的尺寸较小,导致相邻熔池不能完全结合,一些未完全熔化的粉末将会保留下来,并产生未熔合缺陷。在加载过程中,未熔合缺陷会引起应力集中和裂纹萌生^[56,63-64]。将激光重熔技术应用于 SLM 中,能显著改善零件的表面质量,提升零件的致密度并降低表面粗糙度^[24-25,65]。这主要是因为激光重熔处理会升高重熔层温度,增加液相存在时间,改善熔池润湿性,从而获得光滑的表面和较高的致密度^[56]。同时,激光重熔也会重新熔化上层扫描时未熔化的粉末,从而减少未熔合缺陷的产生。

通过研究发现激光表面重熔使得零件上表面的平均粗糙度从 $12 \mu\text{m}$ 下降到 $1.5 \mu\text{m}$,获得了很好的表面质量;同时对斜面进行激光表面重熔会减弱阶梯效应,其中,阶梯效应指的是在成形倾斜或者弯曲的零件时,由于具有一定的倾斜角度,表面会形成层状阶梯,并会影响零件表面粗糙度等,重熔也会减少缺陷的形成,使得零部件具有较高的致密度^[66]。激光表面重熔在提高 Ti-6Al-4V 合金表面精度时,也会改变表面的化学成分和氧化层,如表 1,未进行重熔和进行重熔以后合金表面的化学成分明显发生了改变。然而,由于重熔使得氧元素进一步渗透到合金的表面,从而形成较厚的氧化层。因此,激光表面重熔对 Ti-6Al-4V 合金表面的化学成分和氧化层厚度都会产生影响,这可能会降低零件的耐腐蚀性和生物相容性^[67]。

2.3 降低残余应力

由于 SLM 过程具有极快的冷却速率和较高的温度梯度,零件中容易产生较大的残余应力,从而引起潜在的翘曲、变形、疲劳寿命恶化、力学强度下降等严重问题^[68-69]。激光逐层重熔工艺也是一种有效减少 SLM 成形零部件残余应力的方法。

但是,研究发现在 Ti-6Al-4V 合金中,由于固体和

表 1 重熔前后元素的相对原子含量

Table 1 Relative atomic percentage of detected elements before and after remelting^[67] (at%)

Sample type	Al 2p	C 1s	N 1s	O 1s	Ti 2p	V 2p
No skin scan (NSK)	9.3±0.6	27.3±0.9	6.1±0.1	45.6±0.9	11.5±0.4	0.3±0.2
Skin scan (SK)	12.2±0.6	26.5±0.7	4.1±0.4	46.5±0.5	10.5±0.5	0.3±0.1
Conventional sample (CS)	3.0±0.9	32.57±2.3	1.77±0.3	49.17±1.4	13.16±1.2	0.3±0.2

粉末的激光吸收率不同，重熔激光能量低于未经过重熔的激光能量时，反而形成更大的冷却速率和热梯度，提高残余应力。随着重熔次数增加，热积累效应愈发明显并提升固体层起始温度，降低重熔层热梯度，从而使残余应力下降^[25]。实验结果同时也证明了，保持重熔和 SLM 的激光参数一致，随着重熔次数的增加，残余应力下降^[70]。

2.4 优化力学性能

重熔会改变 SLM 制造零件的微观结构，从而影响零件的力学性能。本节详细总结了在 SLM 中使用重熔策略后材料硬度和拉伸性能的变化。

2.4.1 显微硬度

在 SLM 成形过程中，激光重熔能够实现晶粒细化，从而提高硬度。比如，对 316 L 不锈钢进行激光表面重熔处理，并且在纵截面不同的深度进行了硬度测试，如图 6。在进行激光重熔后，当 316 L 不锈钢表面的能量输入足够高时，样品的硬度明显提高，并且靠近样品上表面的硬度最高，这是因为重熔区的微观组织较细。此外，特别注意到，最高激光功率（39 A，大约 100 W）与最低扫描速度（400 mm/s）的组合使得样品的显微硬度上升最大^[25]。对 Al-Si-10Mg 合金进行激光表面重熔发现，Si 晶粒得到明显细化。与沉积态零件相比，进行重熔过后零件的显微硬度提高了 19.5%^[71]。同样，对 Al-Si-10Mg 合金进行逐层激光重熔处理，也发现重熔过后获得细小的显微组织提高了合金的硬度^[56]。Al-Si-10Mg

中晶粒细化会导致硅颗粒之间的距离减小，从而增加 Al-Si 界面，显著阻碍位错运动并提高硬度和强度。在对 Ti-6Al-4V 合金进行激光表面重熔时，其硬度 HV 明显提高（大于 3724 MPa），因为重熔提高了合金的相对密度，从而导致合金硬度的上升，如图 7。但是随着扫描次数的增加，合金的微观硬度先升高后略微降低，并且微观硬度 HV 最高为 3932.544 MPa，这是退火和重熔应变强度综合作用的结果^[70]，如图 7。在对 Fe-Co 基合金进行重熔处理后，由于晶粒细化和 Fe-B 相的共同作用，硬度 HV 增加了约 980 MPa^[60]。

2.4.2 对合金拉伸性能的影响

现有结果显示，激光重熔对金属材料的强度影响有限，但明显提升延展性。对 Al-Si-10Mg 合金进行逐层重熔处理时，抗拉强度基本不变（重熔前 377 MPa，重熔后 368 MPa），且高于传统铸造合金（通常为 330~350 MPa）^[32]。同时，合金的延展率从 5.2% 上升到了 8.3%，得到了显著的提高^[73]，如图 8a。研究人员在对 SLM 成形的 Ti-5Al-2.5Sn 合金进行重熔处理后发现延伸率增加，但是屈服强度和抗拉强度与重熔前保持一致。通过分析发现，重熔处理减少了 Ti-5Al-2.5Sn 内部的孔隙，从而提升了延展性。虽然重熔后晶粒细化可以提升强度，但同时带来 Ti-5Al-2.5Sn 中织构变化，晶粒更容易变形。在这 2 种因素的影响下，重熔后 Ti-5Al-2.5Sn 合金的延展性得到提高，但是拉伸强度基本不变^[24]，如图 8b。然而，对 Ti-6Al-4V 合金进行多次逐层重熔之后，发现过

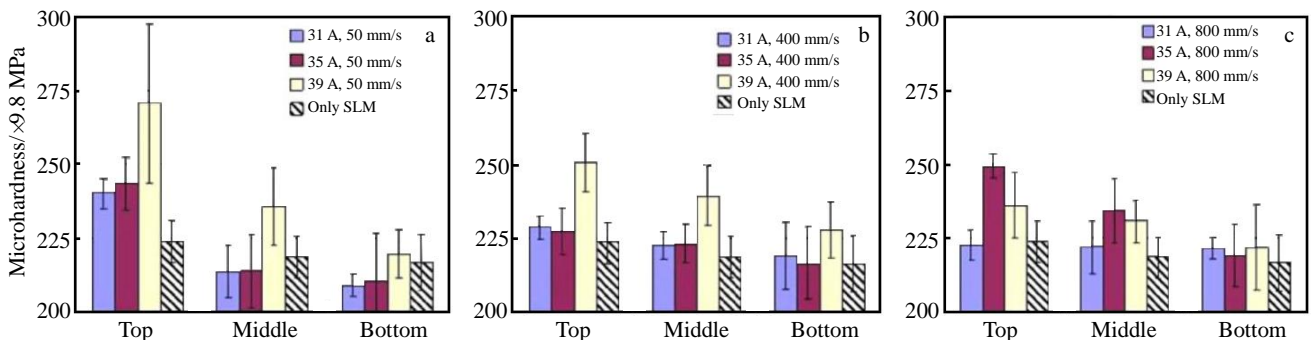


图 6 重熔后 SLM 零件的显微硬度

Fig.6 Microhardness of SLM parts after remelting: (a) low scan speed, (b) medium scan speed, and (c) high scan speed^[65]

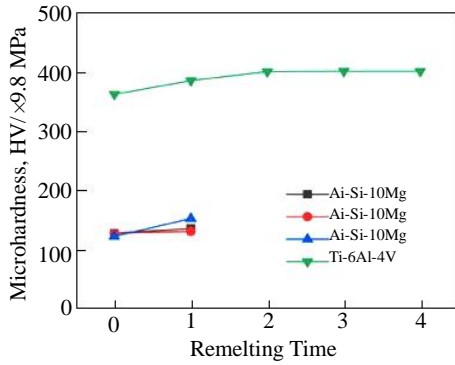


图 7 重熔后不同合金的微观硬度

Fig.7 Microhardness of different alloys after remelting^[23,70,72]

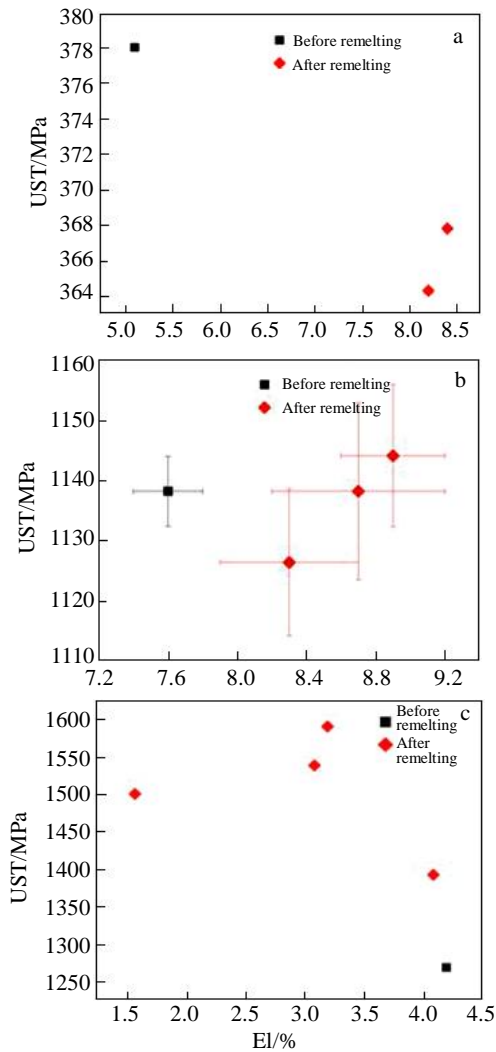


图 8 3 种合金抗拉强度与伸长率的关系

Fig.8 Relationship between ultimate tensile strength (UTS) and elongation (El)^[24,36,73] of Al-Si-10Mg (a), Ti-5Al-2.5Sn (b), and Ti-6Al-4V (c) alloys

多重熔次数会引入了更多应变强化并有可能引入新的缺陷，从而提高了拉伸强度但降低了延展性^[70]，如图 8c。

3 激光重熔工艺以及重熔参数

激光重熔的主要工艺参数包括激光功率、激光扫描速率、扫描间距和重熔次数。激光功率和扫描速度协同作用（即能量输入），影响熔池的形态和重熔区域的尺寸^[74-76]。扫描间距和重熔次数影响成形材料的孔隙率^[66]和表面质量^[54]等性能，因此，分别了解不同工艺参数（重熔激光功率，重熔扫描速度，重熔扫描间距及重熔次数）对利用重熔方法优化 SLM 成形材料的组织结构优化和缺陷消除尤为重要。

3.1 激光功率和扫描速度协同作用

在 SLM 成形过程中，能量输入增加会形成更深的熔池，促使熔化模式从传导型转变为锁眼型，并有形成锁眼型孔洞的风险；能量输入减少导致熔池尺寸减小，增加了未熔合缺陷形成的可能性^[43,77-78]。调控重熔激光功率和扫描速度能促进已有缺陷的重新熔合，从而提高零件的致密度。除此之外，还可以改变表面质量和组织结构等^[76,79]。单层扫描轨迹的能量输入可以用经验公式（1）表示：

$$E_T = \frac{P_L}{V_S} \tag{1}$$

式中， E_T 为单层扫描轨迹的沉积能量（线能量密度）； P_L 为输入的功率（W）； V_S 为扫描速度（mm/s）。由此式可知，能量输入与激光重熔功率成正比，与激光扫描速度成反比。

根据图 9 可知，线能量密度和重熔层宽度为成正比关系，并影响重熔层的形貌。当线能量密度低于 0.2 J/mm 时，扫描轨迹不连续，无法形成连续的熔池。当线能量密度提高至 $E_T=0.5$ J/mm 时，能够形成连续并均匀的激光重熔轨道^[76]。重熔能量输入也会影响重熔层的深度，在其他参数不变的情况下，当增加能量输入时（同时减小扫描速度并增加激光功率），重熔层的深度也会增加^[25]。

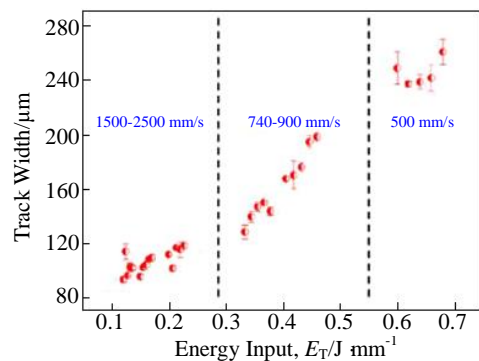


图 9 能量输入对重熔层宽度的影响

Fig.9 Influence of the energy input on the width of the remelting tracks^[76]

研究显示,对 316 L 不锈钢进行激光重熔时,采用扫描速度 200~400 mm/s 范围和激光功率 85~95 W 范围,并提高扫描重叠率,可以使 316 L 不锈钢获得更好的表面质量,且孔隙率最低可以减少至 0.032%^[66]。但过高的能量输入(高激光功率与低扫描速度组合)并不能进一步增加成形表面质量,反而有可能会加剧“边界效应”^[25],即 SLM 成形的层间线会因为过高的功率而上升到边缘处^[54]。

控制重熔扫描速度不变,在 110~200 W 范围内增加重熔激光功率的处理,可以实现 SLM 成形 316 L 不锈钢中孔隙率大幅降低,孔隙尺寸减少并实现形貌球化,并完全消除未熔合孔洞^[80]。但进一步提高激光功率至 200 W 甚至之上,反而会增加样品上表面粗糙度,并促进气孔的形成^[79,81],如图 10。因此,对于 SLM 成形不锈钢来说,使用相对高的激光功率(110~200 W)有助于降低成形构件的孔隙率;在一定低功率范围内(不超过 70 W),增加重熔激光能量输入能够延长熔池扩散的时间,增强熔融材料的流动性,从而降低成形样品上表面的粗糙度^[79]。对 SLM 成形的 Ti-6Al-4V 合金进行激光逐层重熔研究时(激光功率分别为 100、150、200 W),同样控制重熔扫描速度不变,发现:当重熔所采用的激光功率较低时(100 W),即输入能量较低时,其孔隙率反而会高于未经过重熔的 Ti-6Al-4V;相反,提高重

熔激光功率(达到 200 W),即提高能量输入,能够消除部分 SLM 成形 Ti-6Al-4V 中的孔隙。重熔后 Ti-6Al-4V 中还是以马氏体 α' 相为主^[82],如图 11,因为 Ti-6Al-4V 合金马氏体相变冷却速率 $410\text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$,远低于重熔过程中熔池的冷却速度^[83]。

3.2 重熔扫描间距

在 SLM 成形过程中,激光扫描间距的变化决定相邻熔池边界的重叠面积,进而影响表面粗糙度,如图 12,理想化的表面粗糙度和扫描间距之间的关系可以用公式(2)表示^[84]。表面粗糙度随扫描距离的加大而增加。

$$R = \left(\frac{H}{2}\right) \cdot \tan\theta \quad (2)$$

式中, R 为粗糙度; H 为扫描间距(mm)。

但还有其他研究表面,扫描间距较小时,零件的表面质量会变差,这是因为较小的扫描间距会形成较大的重叠区域。当激光扫描重叠区域时,上一层将会获得更多的能量并且温度迅速升高,这会形成一个较大的热影响区,导致更多的未熔颗粒附着在固体表面,因此零件表面质量变差^[54,84]。

3.3 重熔次数

对同一层粉末可以使用多次激光扫描,即增加重熔次数,也会对零件的孔隙率、表面质量和力学性能产生影响。同时,还可以将重熔次数与其他重熔参数(扫描

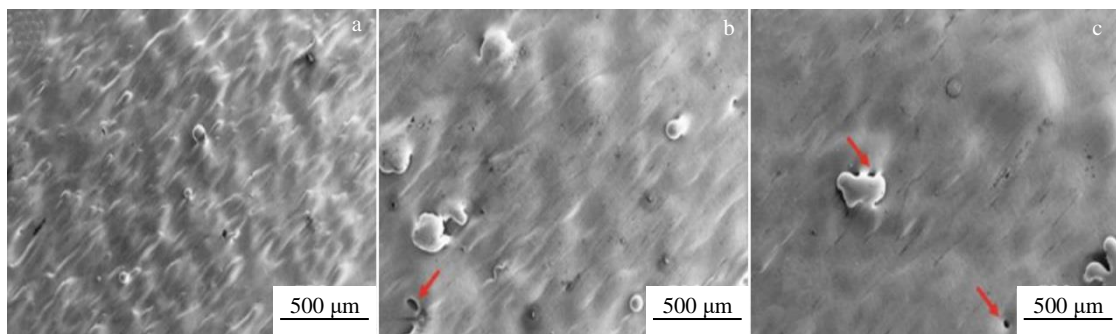


图 10 不同激光功率重熔样品的表面形貌

Fig.10 Top surface morphologies of the samples remelted under different laser power: (a) 30 W, (b) 50 W, and (c) 70 W^[79,81]

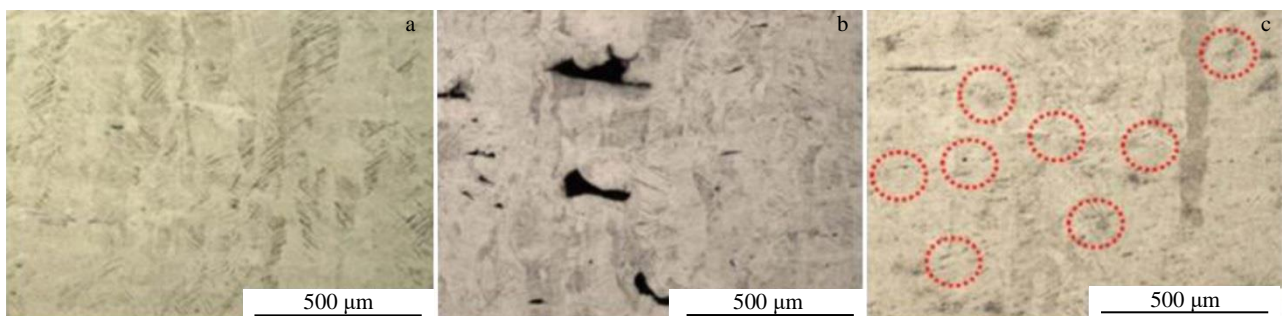


图 11 初生柱状 β 晶粒内生马氏体 α' 板条

Fig.11 Martensitic α' laths in prior β columnar grains: (a) without remelting, (b) a remelting power of 100 W, and (c) a remelting power of 200 W^[82]

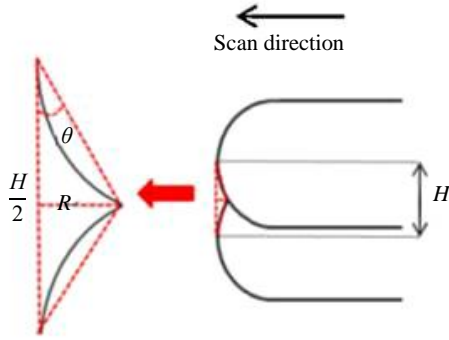


图 12 两相邻扫描轨迹重叠区域示意图和垂直表面粗糙度 R 与扫描间距 H 的几何关系

Fig.12 Schematic of overlap area between two adjacent scan tracks and established geometrical relationship between vertical surface roughness R and hatch distance H ^[84]

功率、扫描间距等) 协同调控, 来获得具有良好性能的合金。

增加重熔扫描次数能够提高成形材料温度, 增加熔池中液相存在时间, 增大熔池尺寸, 降低温度梯度和冷

却速率。现有研究表明, 重熔扫描次数增加能够减小 SLM 成形 Ti-6Al-4V 样品中气孔的大小和数量, 并促进微观组织结构均匀化^[85]。其中, 延长熔池中液相时间能够促使已凝固打印层中的气体逃逸, 提高熔融材料的总润湿时间, 有利于孔洞中气体的逸出并增加打印层间冶金结合, 从而减少气孔和未熔合孔洞等缺陷^[24]。与此同时, 提高已凝固层温度并降低冷却速率能够实现原位热处理, 促使再结晶, 优化成形态微观组织结构。对 Al-Mg-Zr 合金进行逐层激光重熔处理后可发现, 增加每层激光重熔次数可以进一步减小晶粒的尺寸, 并消除粗大柱状晶粒, 增加细小等轴晶粒占比^[52], 如图 13。此外, 对 Ti-5Al-2.5Sn 合金进行激光逐层重熔后发现, 增加重熔次数同样可以改善成形样品的上表面质量, 并消除球化效应。

但是当重新扫描次数过多即熔池中液相存在的时间过长时, 熔池温度过高会导致其中低熔点元素的蒸发, 从而产生飞溅并重新形成气孔, 从而增加成形态的孔隙率^[70]。在对 SLM 成形 316 L 不锈钢进行多次重熔处理的研究发现, 随着扫描次数的增加, 成形样品的孔隙率增加^[66], 如图 14。

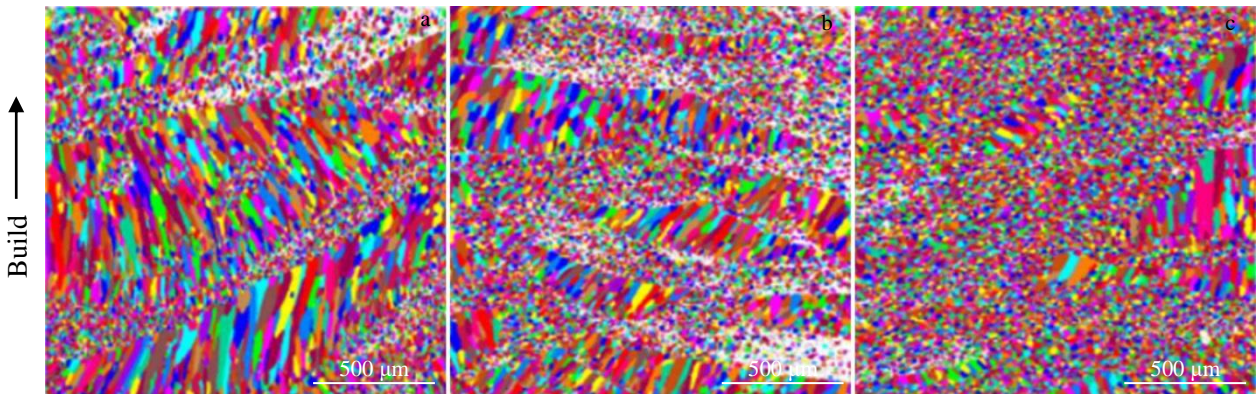


图 13 不同扫描次数的 Al-Mg-Zr 合金 EBSD 晶粒图

Fig.13 EBSD grain maps of Al-Mg-Zr alloy with different scan times^[52]: (a) single, (b) double, and (c) triple

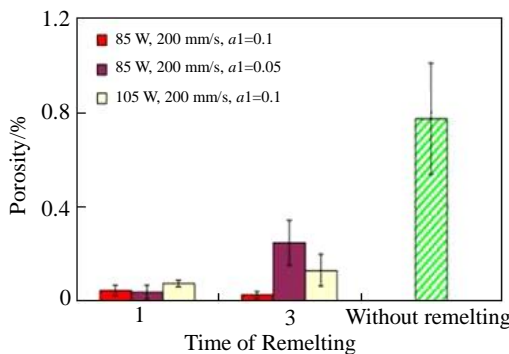


图 14 重熔次数对 316L 零件孔隙率的影响

Fig.14 Influence of remelting time on porosity of 316L parts^[66]

4 结 论

通过工艺参数协同调控, 激光重熔手段能够优化 SLM 成形金属材料的微观组织结构, 减少甚至完全消除缺陷, 降低残余应力并改善表面质量, 从而实现同时提高强度和延展性, 零件质量和稳定性的提升, 具有广阔的应用前景。但激光重熔在增材制造领域的应用尚未得到全面研究, 对于缺陷消除和微观组织优化缺乏更深入的理解和系统性研究。此外, 激光重熔对于疲劳和损伤容限性能、耐腐蚀性能等影响作用鲜有研究。

参考文献 References

- [1] Giovanni Strano, Liang Hao, Richard M Everson *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2013, 213(4): 589
- [2] Wang Haojie(汪豪杰), Yang Fang(杨芳), Guo Zhimeng(郭志猛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 709
- [3] Yang Guang(杨光), Wang Bingyu(王冰钰), Zhao Shuo(赵朔) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2641
- [4] Hu Zhiheng, Zhu Haihong, Zhang Hu *et al.* *Optics and Laser Technology*[J], 2017, 87: 17
- [5] Calignano F. *Materials and Design*[J], 2014, 64: 203
- [6] Gan Wukui(甘武奎), Peng Jingui(彭金贵), Li Shihao(李仕豪) *et al.* *Aerospace Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2019, 62(16): 53
- [7] Jiang Haiyan(姜海燕), Lin Weikai(林卫凯), Wu Shibiao(吴世彪). *Mechanical Engineering & Automation*(机械工程与自动化)[J], 2019(5): 223
- [8] Saad Waqar, Guo Kai, Sun Jie. *Optics and Laser Technology*[J], 2022, 149: 107 806
- [9] Kai Guan, Wang Zemin, Gao Ming *et al.* *Materials and Design*[J], 2013, 50: 581
- [10] Huang Sheng, Wai Yee Yeong. *Proceedings of the International Conference on Progress in Additive Manufacturing*[J], Singapore: Nanyang Technological University, 2018: 413
- [11] Shipley H, McDonnell D, Culleton M *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2018, 128: 1
- [12] Wang Di, Yang Yongqiang, Yi Zizheng *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2013, 65(9-12): 1471
- [13] Shiomi M Osakada K, Nakamura K. *CIRP Annals- Manufacturing Technology*[J], 2004, 53(1): 195
- [14] Tomida S, Nakata K, Shibata S *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2003, 169-170: 468
- [15] Loong Ee Loh, Chee Kai Chua, Wai Yee Yeong *et al.* *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2015, 80: 288
- [16] Haider Ali, Le Ma, Hassan Ghadbeigi *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 695: 211
- [17] Calignano F. *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2018, 13(2): 97
- [18] Galina Kasperovich, Joachim Hausmann. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 220: 202
- [19] Benedetti M, Santus C. *International Journal of Fatigue*[J], 2018, 107: 96
- [20] Ming Wei Wu, Pang Hsin Lai, Jhewn Kuang Chen. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 650: 295
- [21] Chen L Y, Huang J C, Lin C H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 682: 389
- [22] Dai Nianwei, Zhang Laichang, Zhang Junxi *et al.* *Corrosion Science*[J], 2016, 111: 703
- [23] Kuai Zezhou, Li Zhonghua, Liu Bin *et al.* *Materials Chemistry and Physics*[J], 2022, 285: 125 901
- [24] Wei Kaiwen, Lv Ming, Zeng Xiaoyan *et al.* *Materials Characterization*[J], 2019, 150: 67
- [25] Evren Yasa, Jan Deckers, Jean Pierre Kruth. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2011, 17(5): 312
- [26] Xiong Zhengang, Zhang Panpan, Tan Caolin *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2020, 22(3): 1
- [27] Zhang Bi, Li Yongtao, Bai Qian. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*[J], 2017, 30(3): 515
- [28] Anil Kumar Singla, Mainak Banerjee, Aman Sharma *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 64: 161
- [29] Vilaro T, Colin C, Bartout J D. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*[J], 2011, 42(10): 3190
- [30] Gong Haijun, Rafi Khlid, Gu Hengfeng *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2014, 1: 87
- [31] Kempen K, Thijs L, Van Humbeeck J *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 2015, 31(8): 917
- [32] Read N, Wang W, Essa K *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 65: 417
- [33] Hossein Eskandari Sabzi. *Materials Science and Technology*[J], 2019, 35(8): 875
- [34] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112
- [35] Carter L N, Essa K, Attallah M M. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2015, 21(4): 423
- [36] Xiao Yunmian, Yang Yongqiang, Wu Shibiao *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2022, 35(3): 486
- [37] Gu Dongdong, Hagedorn Y C, Meiners W *et al.* *Acta Materialia*[J], 2012, 60(9): 3849
- [38] Thijs L, Kempen K, Kruth J P *et al.* *Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1809
- [39] Zhang Sheng(张升), Gui Ruizhi(桂睿智), Wei Qingsong(魏青松) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2013, 49(23): 21
- [40] LI Ruidi, Shi Yusheng, Wang Zhigang *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2010, 256(13): 4350
- [41] Zhao Xiaoming, Lin Xin, Chen Jing *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 504(1-2): 129
- [42] Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010,

- 58(9): 3303
- [43] King W E, Barth H D, Castillo V M *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(12): 2915
- [44] Al-Rubaie K S, Melotti S, Rabelo A *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 57(7): 768
- [45] Aboulkhair N T, Everitt N M, Ashcroft I *et al. Additive Manufacturing*[J], 2014, 1: 77
- [46] Rafi H K, Karthik N V, Gong Haijun *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2013, 22(12): 3872
- [47] Ren Yongming(任永明), Lin Xin(林 鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 3160
- [48] Zong Xuewen(宗学文), Zhang Jian(张 健), Liu Wenjie(刘文杰). *Applied Laser*(应用激光)[J], 2020, 49(9): 3182
- [49] Wang Zhentao, Yang Shanglei, Huang Yubao *et al. Materials Reports*[J], 2021, 14(24): 7544
- [50] Tomus D, Yang Tian, Rometsch P A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 42
- [51] Liu Qi, Wang Yudai, Zheng Hang *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 660: 24
- [52] Griffiths S, Rossell M D, Croteau J *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 143: 34
- [53] Delahaye J, Tchuindjang J T, Lecomte-Beckers J *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 175: 160
- [54] Yasa E, Kruth J P. *Procedia Engineering*[J], 2011, 19: 389
- [55] Wei Pei, Wei Zhengying, Chen Zhen *et al. Applied Physics A: Materials Science and Processing*[J], 2017, 123(8): 1
- [56] Liu Bin, Li Baoqiang, Li Zhonghua. *Results in Physics*[J], 2019, 12: 982
- [57] Brodie E G, Medvedev A E, Frith J E *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 820: 153 082
- [58] Yao Y, Li X, Wang Y Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 583: 43
- [59] Bedmar J, Pezuela J De, Riquelme A. *Coatings*[J], 2022, 12(2): 12 020 284
- [60] Yang Xiaoshan, Liu Jinna, Cui Xiufang *et al. Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 2019, 130: 210
- [61] Patel M N, Qiu D, Wang G *et al. Scripta Materialia*[J], 2020, 178: 447
- [62] Zhang D Y, Qiu D, Zhu S M *et al. Scripta Materialia*[J], 2020, 183: 12
- [63] Li Baoqiang, Li Zhonghua, Bai Peikang *et al. Metals*[J], 2018, 8(7): 1
- [64] Qin Q, Chen G X. *Advanced Materials Research*[J], 2013, 834-836: 872
- [65] Yu Wenhui, Sing S L, Chua C K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 792: 574
- [66] Yasa E, Kruth J. *Advances in Production Engineering & Management*[J], 2011, 6(4): 259
- [67] Vaithilingam J, Goodridge R D, Hague R J M *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 232: 1
- [68] Ali H, Ghadbeigi H, Mumtaz K. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2018, 97(5-8): 2621
- [69] Vrancken B, Cain V, Knutsen R *et al. Scripta Materialia* [J], 2014, 87: 29
- [70] Xiao Zhongxu, Chen Changpeng, Hu Zhiheng *et al. Optics and Laser Technology*[J], 2020, 122: 105 890
- [71] Qi Peng, Li Bolong, Wang Tongbo *et al. Materials Science Forum*[J], 2021, 1035: 312
- [72] Han Quanquan, Jiao Yang. *Materials Science Forum*[J], 2019, 102: 3315
- [73] Yu Wenhui, Sing S L, Tian Xuelei *et al. Proceedings of the International Conference on Progress in Additive Manufacturing*(增材制造国际进展会议论文集)[C]. Singapore: Nanyang Technological University, 2018: 476
- [74] Yasa E, Kruth J P, Decker S J. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*[J], 2011, 60(1): 263
- [75] Chen Xiaohui, Chen Bo, Cheng Xu *et al. Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2020, 27(7): 842
- [76] Gustmann T, Schwab H, Kvhn N U *et al. Materials and Design*[J], 2018, 153: 129
- [77] Esmaeilzadeh R, Keshavarzkermani A, Ali U *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 812: 152 097
- [78] Darvish K, Chen Z W, Pasang T. *Materials and Design*[J], 2016, 112: 357
- [79] Hu Zhiheng, Nagarajan B, Xu Song *et al. Advanced Surface Enhancement*[M]. Singapore: Springer, 2020
- [80] Qiu Chunlei, Wang Zhuo, Aladawi A S *et al. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*[J], 2019, 50(9): 4423
- [81] Lu Pan, Zhang Chenglin, Liang Haiyi *et al. Materials Research Express*[J], 2020, 7(5): 056 503
- [82] Ali H, Ghadbeigi H, Mumtaz K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 712: 175
- [83] Ahmed T, Rack H J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 206
- [84] Tian Yang, Tomus D, Rometsch P *et al. Additive Manufacturing*[J], 2017, 13: 103
- [85] Karomi J, Suryanarayana C, Okulov I *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2021, 805: 0921

Research Progress on Laser Remelting in Selective Laser Melting

Zhu Jing¹, Hua Yuting², He Qingsheng¹, Liu Ying¹, Huang Aijun³, Yang Yi¹, Zhang Kai^{1,3}

(1. School of Materials and Chemistry, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China)

(2. School of Mechanical Engineering, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China)

(3. The Centre for Additive Manufacturing, Monash University, Clayton 3800, Australia)

Abstract: Laser remelting enables the solidified layers to melt and solidify rapidly again, and thus could improve the relative density and surface quality. It is a type of surface modification technologies, and has been widely used in traditional manufacturing processes. Recent researches showed that laser remelting could be used to refine the microstructure, reduce the porosity and improve surface quality of SLM processed metals and alloys. Laser remelting technology can also improve the mechanical properties such as hardness and ductility. This paper made a thorough literature survey and summarized how laser remelting could affect the porosities, microstructures, surface qualities and residual stress of SLM processed metals and alloys. Furthermore, the working parameters of laser remelting and their influences on the porosities, microstructures, surface qualities and residual stress were introduced.

Key words: laser remelting; selective laser melting (SLM); porosity; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Zhang Kai, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical Engineering, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, P. R. China, E-mail: Kai.zhang@usst.edu.cn