

激光选区熔化 AlSi10Mg 铝合金激光熔化沉积连接区 密集气孔缺陷特性以及缺陷消除方法

付继康^{1,2,3}, 刘红军¹, 赵吉宾^{2,3}, 赵宇辉^{2,3*}, 贺晨^{2,3}, 王志国^{2,3}

¹沈阳航空航天大学机电工程学院, 辽宁 沈阳 110135;

²中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016;

³中国科学院机器人与智能制造创新研究院, 辽宁 沈阳 110169

摘要 采用激光熔化沉积(LMD)工艺对激光选区熔化(SLM)成型的 AlSi10Mg 合金进行连接,对连接区进行 X 射线检测,检测结果显示连接区存在密集气孔。分析气孔形态、分布位置及其对试样力学性能的影响,并探寻消除该缺陷的方法。结果表明:密集气孔主要分布在基材与连接区交界的熔合线处,孔径为 0~20 μm ,气孔在 X 射线底片上形成了水印现象;密集气孔在熔合线处的聚集导致该位置处的硬度远低于连接区和基材,从而影响了该处的力学性能;预热能够有效减轻该缺陷,使密集气孔均匀分散到整个连接区中,消除水印现象;预热试样的力学性能相比未预热试样显著提高,熔合线处的显微硬度为 90.8 HV,抗拉强度为 287 MPa(达到了基材的 76.5%),较未预热试样分别提高了 45% 和 19%;预热前后拉伸试样均为脆性断裂,预热提高了试样的延展性,延伸率达到 5.0%。

关键词 激光技术; 激光熔化沉积; 激光选区熔化; AlSi10Mg 铝合金; 连接技术; 密集气孔缺陷

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL211621

1 引言

激光选区熔化(SLM)技术是金属增材制造(AM)技术的一种,其制造原理是先通过专用软件将待成型零件的三维模型切片分层后,利用高能激光束按照每层切片的图形数据逐层选择性地熔化金属粉末,然后通过逐层铺粉、熔化凝固堆积的方式制造出实体零件^[1-2]。该技术在航空航天领域精密复杂结构件的制造上极具发展潜力。同时,该技术突破了传统制造技术成本高、周期长、精度低的瓶颈,可以更加灵活地实现功能-结构-材料的一体化^[3]。

近年来,激光选区熔化技术的快速发展为新型铝合金构件的制造提供了新途径。该技术制造的铝硅合金因具有强度高、耐腐蚀性好等特点越来越受到人们的重视,已被广泛应用于航空航天领域。目前,相关研究多数侧重于激光选区熔化工艺参数的优化以及激光选区熔化工件的尺寸精度、表面粗糙度、微观结构和力学性能^[4-7]。该技术受粉床尺寸的限制,生产的零件尺寸被限制在 250 mm 以下,无法制造出大型结构件,导致其在工程上始终无法得到大规模应用。有学者采用电子束焊、搅拌摩擦焊、钨极惰性气体保护焊(TIG 焊)和激光焊成功地将激光选区熔化制备的 AlSi10Mg 工件

连接起来^[8-11],但以上连接技术均受到零件几何形状和尺寸的限制。

激光熔化沉积(LMD)是一种典型的激光金属增材制造工艺,该工艺将增材制造的“叠层累加”原理和激光熔覆技术结合起来,利用激光的高能量使金属粉末和基材熔化,在基材上形成熔池,熔化的粉末在熔池上方沉积,逐点、逐线、逐层形成具有一定高度和宽度的金属层,最终成型整个金属零件^[12-13]。目前,激光熔化沉积技术在金属材料成型和修复方面的研究已经比较成熟,但在材料连接方面的研究还相对较少。

将激光熔化沉积与激光选区熔化技术结合的多增材工艺复合的成型策略是先对零件进行离散化设计,将其分散成若干部分,分别采用激光选区熔化工艺逐个打印,然后利用激光熔化沉积技术进行整体连接。采用这种工艺成型的工件既具有激光熔化沉积工件低损伤、低应力的特点,又具有激光选区熔化工件成型分辨率、性能好的优势。这种多增材工艺复合的成型策略为大型结构件的设计创新带来了可能,是实现结构整体化、大型化、轻量化、高效化发展的关键技术支撑之一。本课题组采用激光熔化沉积技术对激光选区熔化制造的 AlSi10Mg 合金进行了连接,对连接区进行 X 射线检测时发现,连接区与基材的接头处存在密集孔

收稿日期: 2021-12-01; 修回日期: 2022-02-22; 录用日期: 2022-06-27; 网络首发日期: 2022-07-08

基金项目: 国防科技重点实验室基金(JCKY61420052017)、国家自然科学基金(52105415)

通信作者: *yhzhaosia.cn

隙缺陷。如图 1 所示,密集孔隙缺陷在 X 射线检测底片上呈现为一圈黑色水印,分布在连接区与基材的接头位置。

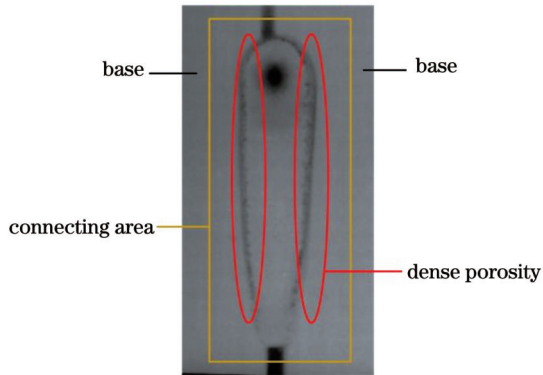


图 1 连接件 X 射线检测底片
Fig. 1 X-ray inspection film of connector

温鹏等^[14]研究了激光-冷金属过渡(激光-CMT)焊接 6A01-T5 铝合金接头的气孔特征及组织性能,结果显示:气孔是焊接接头中的主要缺陷,气孔直径小于 50 μm ;焊缝区和热影响区的硬度值低于母材。赵昕等^[15]针对铝合金激光-熔化极惰性气体保护焊(激光-MIG)接头中气孔缺陷突出的问题,研究了焊接工艺参数对气孔缺陷分布、大小及数量的影响规

律,结果表明:气孔缺陷主要分布在熔合线附近,气孔缺陷的数量及气孔大小均随电弧电流的增加而增加,采用负离焦量或零离焦量均可大幅减少气孔缺陷的数量。杨海等^[16]在对铝合金进行 MIG 焊接前先对其进行氧化皮打磨、酒精清洗、预热处理,结果表明:焊前预处理对气孔的改善效果比较明显,但对接头显微硬度和强度基本无影响。Zhang 等^[17]对激光选区熔化成型 AlSi10Mg 和铸造 AlSi10Mg 的激光-钨极惰性气体保护焊(激光-TIG)进行了比较,结果发现:激光选区熔化成型 AlSi10Mg 具有非常高的气孔敏感性,气孔是焊接接头中的主要缺陷,气孔种类主要为冶金型气孔且尺寸较大,分布在焊缝上部;气孔导致接头的显微硬度、抗拉强度和延伸率显著降低。

2 实验材料和方法

2.1 实验设备和方法

采用本课题组自行研发搭建的激光熔化沉积系统进行焊接实验。如图 2 所示,该系统包括 KUKA 公司生产的六轴机器人 KR60-HA、IPG 公司生产的 YLS-10000-KC 激光器(最大输出功率为 10 kW)、南京中科煜宸激光技术有限公司生产的 RC/PGF/D 型双桶送粉器、密封舱、送气保护式光内送粉喷头。

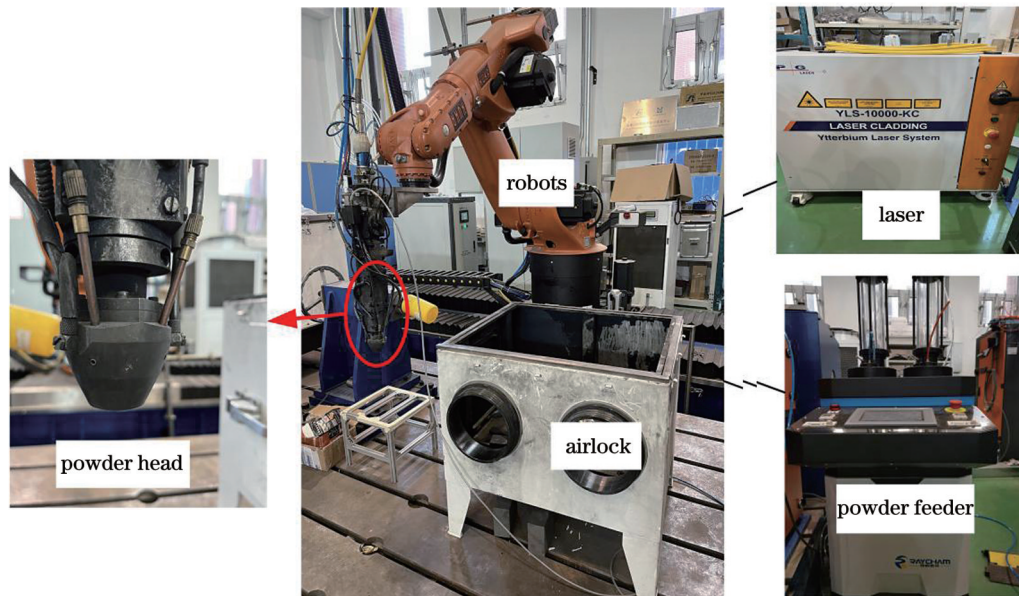


图 2 金属激光熔化沉积系统
Fig. 2 Metal laser melting deposition system

激光熔化沉积 AlSi10Mg 的气孔缺陷与激光功率密度密切相关。激光功率密度指单位时间内激光辐照在单位面积粉末上的能量,可表示为

$$E = \frac{P}{\frac{1}{4}\pi D^2}, \quad (1)$$

式中: E 为激光功率密度; P 为激光功率; D 为激光光斑

直径。

采用激光熔化沉积技术对激光选区熔化制备的 AlSi10Mg 进行连接,通过改变激光功率实现功率密度的改变,探究激光熔化沉积连接激光选区熔化 AlSi10Mg 合金时密集气孔缺陷的成因和解决方法。激光功率如表 1 所示。共设置 7 组实验,其余实验参数统一设置为:送粉速率 0.6 r/min,扫描速度 0.006 m/s,

表 1 激光功率参数表

Table 1 Laser power parameter table

No.	Laser power /W
P1	1000
P2	1500
P3	2000
P4	2500
P5	3000
P6	3500
P7	4000

保护气压力 0.003 MPa, 载气流量 2.0 L/min, 氧气体积分数控制在 5×10^{-5} 以下。同时, 保证实验过程中每道连接完成后的降温速率保持不变。

2.2 实验材料

选用气雾化法制备的 AlSi10Mg 合金粉末进行实验, 粉末颗粒粒径为 100~200 μm , 合金粉末的化学成分如表 2 所示。为减少粉末表面吸附的水分, 避免熔化沉积时产生较多气孔, 实验前将粉末放入 120 $^{\circ}\text{C}$ 烘

表 2 AlSi10Mg 合金粉末的化学成分

Table 2 Chemical composition of AlSi10Mg alloy powder

Element	Mass fraction /%
Si	9.88
Mg	0.44
Fe	0.43
Cu	0.011
Zn	0.01
Mn	0.0086
Al	Balance

干炉中烘干 6 h。实验基板选用激光选区熔化制造的 AlSi10Mg 合金, 基板厚 3 mm, 在基板上开“V”形槽。槽的尺寸如图 3(a) 所示, 槽顶端宽 5 mm, 槽深 2 mm, 基板留 1 mm 余量。为了去除槽表面的氧化膜, 先向“V”形槽内倒入 50 $^{\circ}\text{C}$ 左右的 5% NaOH 溶液, 静置 3 min 后, 用流水冲洗干净; 然后倒入 30% HNO_3 溶液, 直至“V”形槽表面恢复金属光泽, 如图 3(b) 所示; 最后用清水冲洗, 并用丙酮擦拭干净。

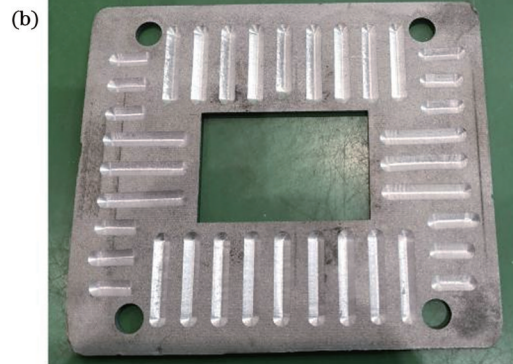
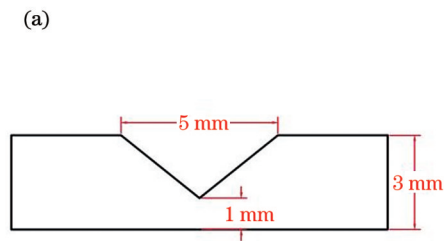


图 3 开槽尺寸示意图及基板实物图。(a) 开槽尺寸; (b) 基板

Fig. 3 Schematic of slot size and picture of substrate. (a) Slot size; (b) picture of substrate

3 结果和分析

3.1 缺陷分布范围与激光功率之间的关系

对不同激光功率下的实验样件进行 X 射线检测, 检测结果如图 4 所示。可以发现, 不同激光功率下, 试样的 X 射线照片中均出现了水印现象, 水印位于连接区与基材的接头位置。通过测量 X 射线照片中水印的宽度可以得到密集气孔分布的范围, 从而得到激光功率与密集气孔分布范围之间的关系。经测量, 同一试样水印两侧的宽度不同, 故取两侧宽度之和作为气孔的分布宽度。测量结果如图 5 所示。由测量结果可以发现, 随着激光功率增大, 水印宽度增大, 即密集气孔分布宽度增大。

对连接区沿截面切开, 使用蔡司光学显微镜进行金相观察, 观察结果如图 6 所示。可见: 密集气孔主要

分布在连接区与基材交界的熔合线附近, 气孔直径在 0~20 μm 之间; 当激光功率为 1000 W 时, 基材未熔透, 连接失效, 如图 6(a) 所示; 当激光功率为 1500 W 时, 密集气孔在熔合线和连接区底部均大量分布, 如图 6(b) 所示; 随着激光功率增加, 连接区底部的密集气孔消失, 熔合线附近的密集气孔依然大量存在; 当激光功率为 2500 W 时, 熔合线附近的密集气孔最少, 如图 6(d) 所示。

接下来探究密集气孔对连接区显微硬度的影响。使用显微硬度计分别对每组试样的熔合线处(密集气孔所在位置)以及熔合线以外的位置进行硬度测量, 每处位置随机取 5 个点进行测量, 加载载荷为 100 N, 保压时间为 15 s, 取 5 点硬度的平均值作为该处的显微硬度值。显微硬度的测量结果如图 7 所示, 随着激光功率增大, 两区域的硬度均呈现出先减小后增大再减

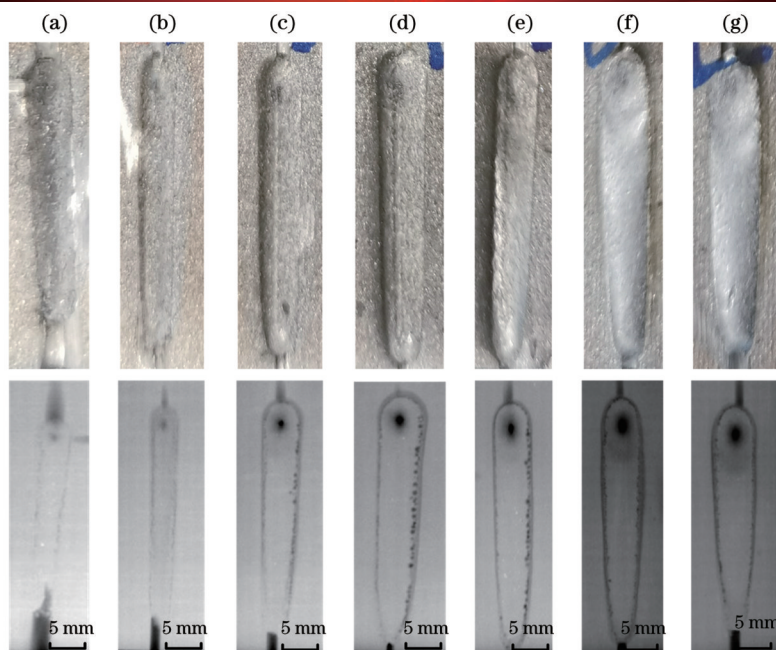


图 4 不同激光功率下试样的宏观形貌及 X 射线检测图片。(a)1000 W;(b)1500 W;(c)2000 W;(d)2500 W;(e)3000 W;(f)3500 W;(g)4000 W

Fig. 4 Macro appearance and X-ray inspection pictures of samples formed at different laser powers. (a) 1000 W; (b) 1500 W; (c) 2000 W; (d) 2500 W; (e) 3000 W; (f) 3500 W; (g) 4000 W

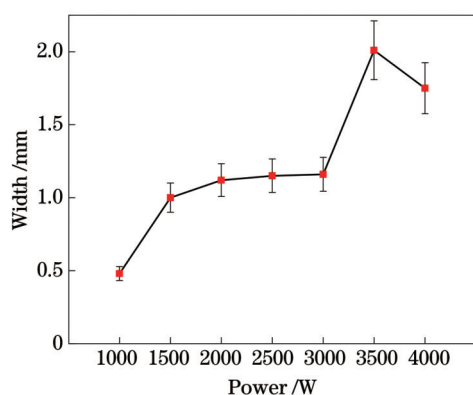


图 5 不同激光功率下密集气孔的分布宽度

Fig. 5 Distribution width of dense porosity at different laser powers

小的趋势。对比图 7(a)和图 7(b)可以看出,在同一激光功率下,密集气孔所在区域的硬度显著低于其余位置。这说明密集气孔缺陷会严重影响连接区的硬度。当激光功率为 2500 W 时,密集气孔处以及连接区其他位置处的显微硬度均达到最高,分别为 62.6 HV 和 93.8 HV (因激光功率为 1000 W 时,基材未熔透,故排除。)

3.2 缺陷形成原因及解决方法

随着激光功率增大,热量输入增大,基材与连接区交界处的熔合线逐渐趋近于一条竖直线,平行于 X 射线的入射方向。如图 8 所示,当 X 射线从上表面透射到下表面时,随着熔合线附近的密集气孔不断累积,该位置组织的致密度与相邻组织间存在差异,最终在 X 射线底片上投射出一圈黑色的“水印”。

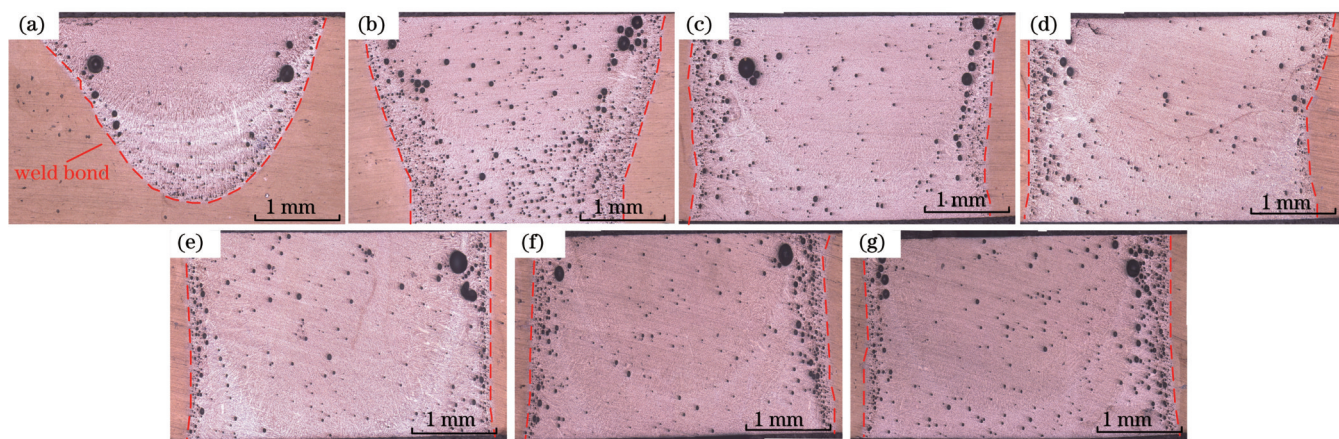


图 6 不同激光功率下连接区的金相图。(a)1000 W;(b)1500 W;(c)2000 W;(d)2500 W;(e)3000 W;(f)3500 W;(g)4000 W

Fig. 6 Metallographic diagrams of connection area at different laser powers. (a) 1000 W; (b) 1500 W; (c) 2000 W; (d) 2500 W; (e) 3000 W; (f) 3500 W; (g) 4000 W

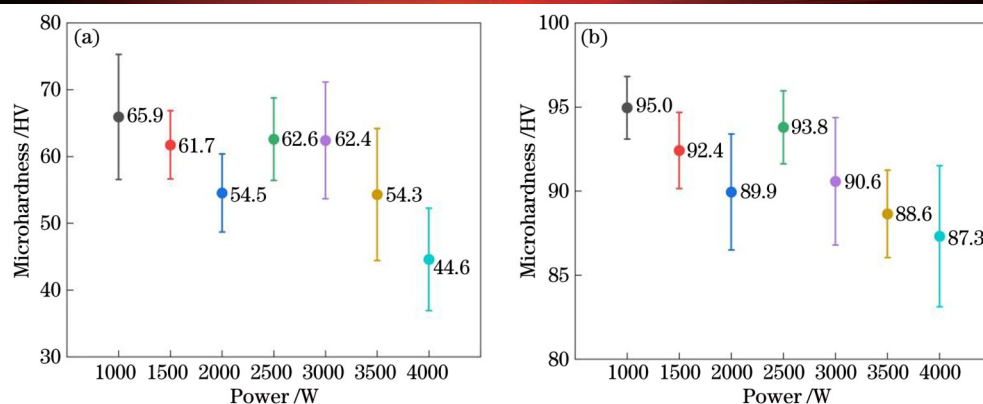


图 7 不同激光功率下的显微硬度值。(a)熔合线处的显微硬度;(b)熔合线以外的显微硬度

Fig. 7 Microhardness at different laser powers. (a) Microhardness of fusion line; (b) microhardness outside fusion line

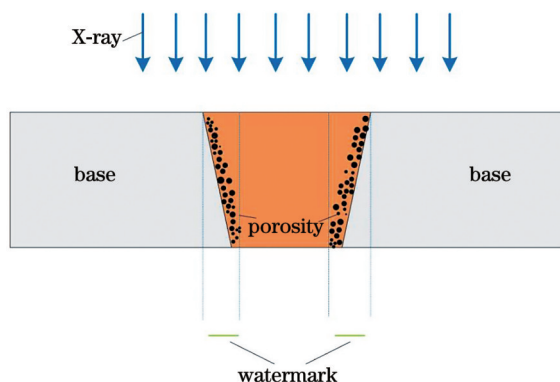


图 8 水印现象形成示意图

Fig. 8 Schematic of watermark formation

使用扫描电镜对熔合线附近的密集气孔进行观察,结果如图 9 所示。根据气孔形状规则呈圆形、尺寸较小、内壁光滑并由枝晶末端出现等特点,判定气孔类型为氢气孔。氢气孔在铝合金的增材制造及焊接时是不可避免的^[18-19]。氢气孔产生的原因如下:氢的溶解度随温度的升高急剧增大,在激光熔化沉积过程中,熔池因温度较高会吸收空气和基材中的氢;随着激光离开,熔池中氢的溶解度快速下降,导致大量氢逸出形成气泡,但由于铝的结晶速度快且铝合金的密度小,气泡上升缓慢,熔池凝固后,有部分气泡滞留在熔池中形成气孔。

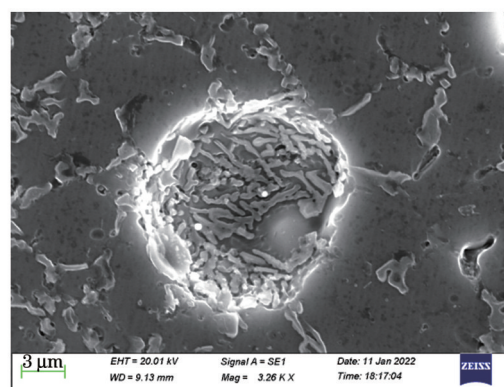


图 9 密集气孔的扫描电镜图

Fig. 9 Scanning electron microscopy (SEM) image of dense porosity

密集气孔在熔合线处聚集的原因如下:基材温度较低,导致熔池与基材交界位置(熔合线)处的温差最大,该位置处氢的溶解度降低得最快,逸出的气泡最多,但此处的熔池也最先凝固,大量气泡来不及逸出,最终在该位置形成了密集氢气孔。如图 10 所示,若在连接前对基材进行预热处理,降低基材与熔池的温差,就可以延缓熔池的冷却速度,给予熔池内的气泡以充足的运动时间,使其向连接区中心转移,改变密集气孔的分布位置,最终使得密集气孔均匀分散到整个连接区,从而有望提高连接区的力学性能。

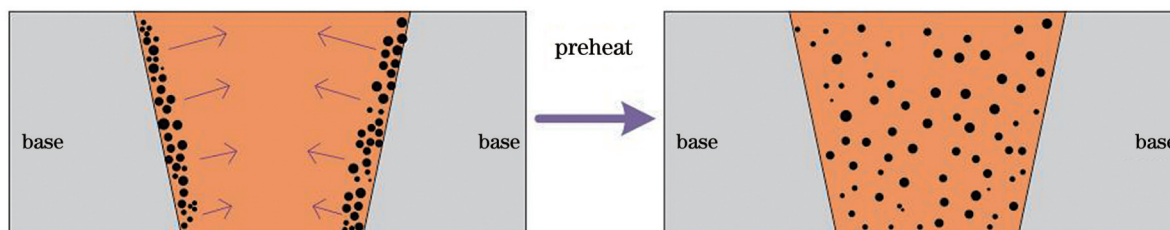


图 10 预热基材后气孔的流动示意图

Fig. 10 Flow diagram of porosity after preheating base

为验证预热对密集气孔的影响,在进行连接实验前对基材进行预热处理,预热温度如表 3 所示。采用预热台对基材进行加热,连接参数统一设置为:激光功

率 2500 W,送粉速率 0.6 r/min,扫描速度 0.006 m/s,载气流量 2.0 L/min,保护气压力 0.003 MPa,氧气体积分数控制在 5×10^{-5} 以下。每道连接完成后,在室温

表 3 预热温度参数表

Table 3 Preheating temperature parameter table

No.	Preheating temperature / $^{\circ}\text{C}$
T1	50
T2	100
T3	150
T4	200

下自然冷却到设定的预热温度后再进行下一道,保证每道的降温速率相同。

对预热后的试样进行X射线检测,结果如图11(a)所示。当预热温度为50 $^{\circ}\text{C}$ 时,连接区与基材的交界处仍有水印现象。切开该预热温度下的试样进行金相观察,结果如图11(e)所示,可以看到密集气孔仍聚集在熔合线附近,因此X射线检测仍能发现水印。当预热温度达到或超过100 $^{\circ}\text{C}$ 后,如图11(b)~(d)所示,水印现象消失。对预热温度为100 $^{\circ}\text{C}$ 的试样进行金相观察,结果如图11(f)所示,熔合线处的密集气孔均匀分散到整个连接区中,没有了密集气孔的聚集,X射线照片上的水印消失。

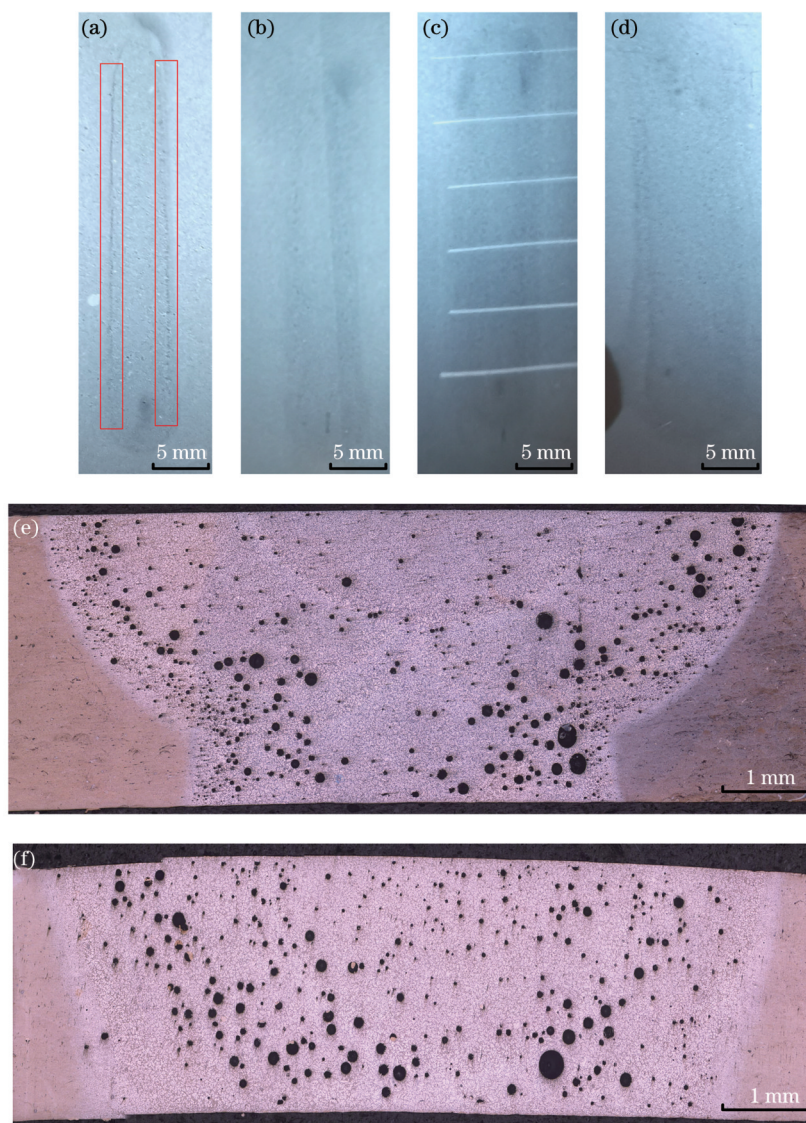


图 11 预热试样的X射线照片及金相图。(a)预热温度50 $^{\circ}\text{C}$; (b)预热温度100 $^{\circ}\text{C}$; (c)预热温度150 $^{\circ}\text{C}$; (d)预热温度200 $^{\circ}\text{C}$; (e)预热温度50 $^{\circ}\text{C}$,金相图; (f)预热温度100 $^{\circ}\text{C}$,金相图

Fig. 11 X-ray photographs and metallographic diagrams of preheated sample. (a) Preheating temperature of 50 $^{\circ}\text{C}$; (b) preheating temperature of 100 $^{\circ}\text{C}$; (c) preheating temperature of 150 $^{\circ}\text{C}$; (d) preheating temperature of 200 $^{\circ}\text{C}$; (e) preheating temperature of 50 $^{\circ}\text{C}$, metallographic diagram; (f) preheating temperature of 100 $^{\circ}\text{C}$, metallographic diagram

3.3 预热对硬度及拉伸性能的影响

为研究预热对连接区硬度和拉伸性能的影响,制作两组连接试样,基材尺寸均为60 mm \times 35 mm \times 3 mm,沿待连接一侧开45 $^{\circ}$ 坡口,并留1 mm长度的钝边。其

中一组试样的基材在连接前预热至100 $^{\circ}\text{C}$,另一组不预热,其余实验参数保持不变,即:激光功率为2500 W,送粉速率为0.6 r/min,扫描速度为0.006 m/s,载气流量为2.0 L/min,保护气压力为0.003 MPa,氧气体积

分数控制在 5×10^{-5} 以下。

使用显微硬度计测量预热前后试样连接区的显微硬度,在熔合线以及熔合线以外区域随机各取 5 个点进行硬度测试,加载载荷为 100 N,保压时间为 15 s,取 5 个点的平均显微硬度作为该位置处的显微硬度。测量结果如图 12 所示,可见:预热试样熔合线处的显微硬度达到了 90.8 HV,较预热前提高了 45%;熔合线以外区域的硬度在预热前后分别为 93.8 HV 和 91.2 HV,基本保持不变。

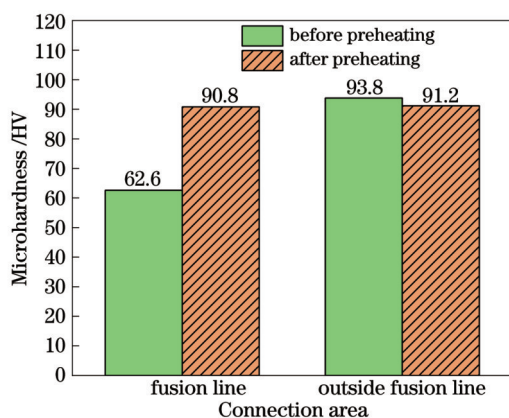


图 12 预热前后试样的显微硬度变化

Fig. 12 Microhardness change of sample before and after preheating

图 13 为预热前后试样以及基材的拉伸应力-应变曲线,每组拉伸实验各取 3 个拉伸试样进行测试,并选取中间值进行比较。基材的抗拉强度为 375 MPa,延

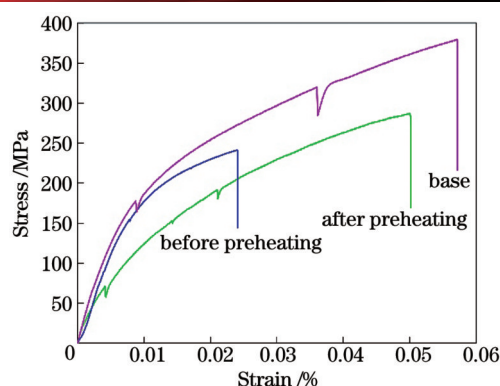


图 13 拉伸应力-应变曲线

Fig. 13 Tensile stress-strain curves

伸率为 5.7%;未预热试样的抗拉强度为 241 MPa(为基材的 64.3%),延伸率为 2.4%;预热试样的抗拉强度为 287 MPa(达到了基材的 76.5%),延伸率为 5.0%。综上,预热试样的抗拉强度相比未预热试样提高了 19%,延伸率提高了 2.6 个百分点。观察断口所在位置可以发现未预热试样断裂于熔合线处,预热试样断裂于连接区中心。

使用扫描电镜观察试样的拉伸断口,断口形貌如图 14 所示。预热前后试样的断裂类型均为脆性断裂,并且在断裂面上可以观察到大量韧窝及准解理形貌。如图 14(a)所示,未预热试样断口上分布着大量直径为 0~50 μm 的密集气孔,气孔形状呈规则的圆形且内壁光滑,为氢气孔。密集气孔的存在减小了横截面的有效承载面积,使得气孔周围组织更容易发生塑性变

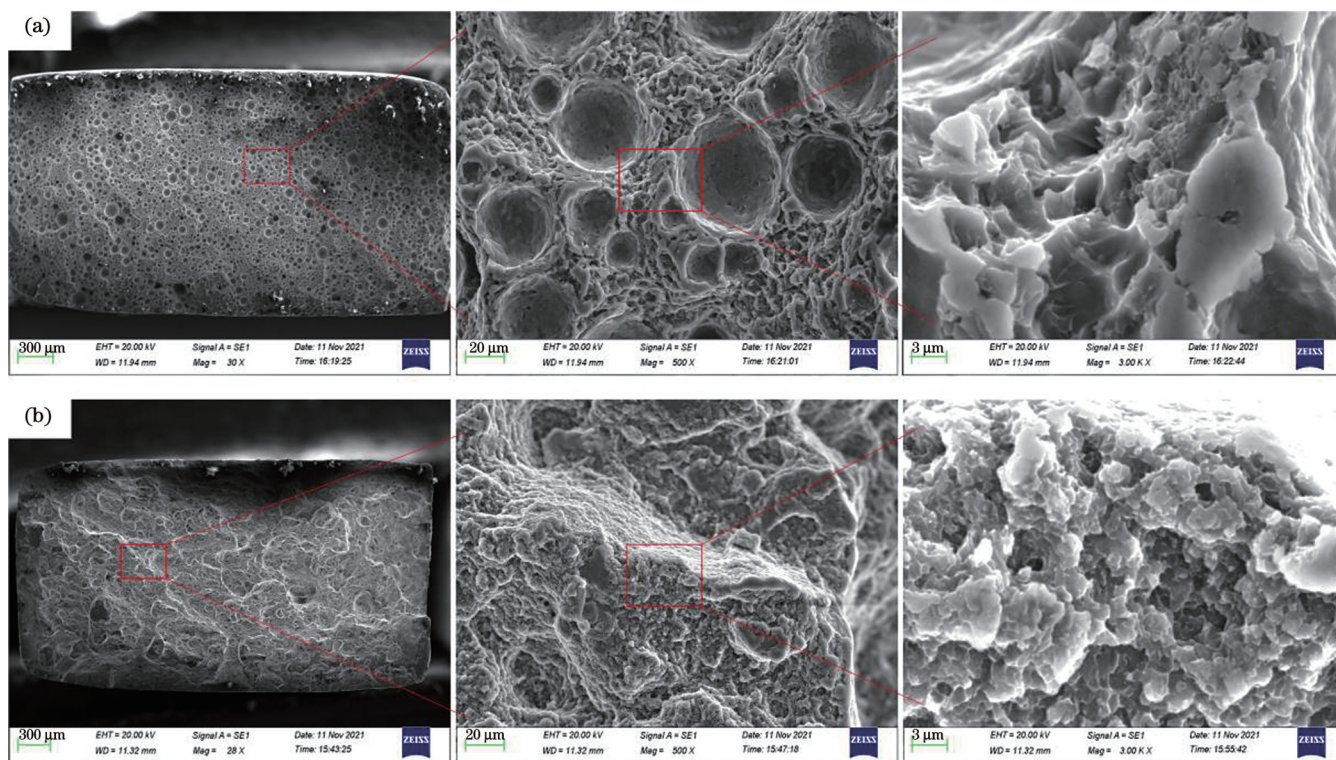


图 14 拉伸试样断口的电镜图。(a)未预热试样;(b)预热试样

Fig. 14 SEM images of tensile sample fractures. (a) Sample before preheating; (b) sample after preheating

形,造成局部应力集中,加速裂纹扩展,最终导致试样的抗拉强度和延伸率降低。预热样品断口上的裂纹优先在最大应力气孔处形成,并向相邻气孔扩展,因此可以在断口上看到偏转裂纹,该裂纹穿过了大量致密气孔。

4 结 论

采用激光熔化沉积技术对激光选区熔化制造的 AlSi10Mg 合金进行连接,连接区的主要缺陷是密集气孔,该缺陷在 X 射线检测底片上呈现为水印现象。密集气孔主要分布在连接区与基材交界的熔合线处,而且密集气孔分布的宽度随着激光功率的增加而增大。

密集气孔的聚集导致熔合线处的硬度远低于连接区和基材,抗拉强度仅达到基材的 64.3%,延伸率仅为 2.4%。预热能够有效改变密集气孔的位置,使其从熔合线处均匀地分散到连接区内。当预热温度达到或高于 100 °C 时,X 射线检测底片上的水印消失。

与未预热试样相比,预热试样的力学性能显著提高,熔合线处的硬度较未预热试样提高了 45%,抗拉强度提高了 19%(达到了基材的 76.5%),延伸率提高到 5.0%。

参 考 文 献

- [1] 杨永强,王迪,吴伟辉.金属零件选区激光熔化直接成型技术研究进展[J].中国激光,2011,38(6):0601007.
Yang Y Q, Wang D, Wu W H. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(6): 0601007.
- [2] 魏娟娟,米国发,许磊,等.激光增材制造铝合金及其复合材料研究进展[J].热加工工艺,2019,48(8):27-31.
Wei J J, Mi G F, Xu L, et al. Research progress on laser additive manufacturing of aluminum alloy and its composite[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(8): 27-31.
- [3] 秦艳利,孙博慧,张昊,等.选区激光熔化铝合金及其复合材料在航空航天领域的研究进展[J].中国激光,2021,48(14):1402002.
Qin Y L, Sun B H, Zhang H, et al. Development of selective laser melted aluminum alloys and aluminum matrix composites in aerospace field[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402002.
- [4] Wu J, Wang X Q, Wang W, et al. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg[J]. Acta Materialia, 2016, 117: 311-320.
- [5] 张文奇,朱海红,胡志恒,等. AlSi10Mg 的激光选区熔化成形研究[J].金属学报,2017,53(8):918-926.
Zhang W Q, Zhu H H, Hu Z H, et al. Study on the selective laser melting of AlSi10Mg[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(8): 918-926.
- [6] 闫泰起,陈冰清,唐鹏钧,等.铺粉层厚对选区激光熔化成形 AlSi10Mg 合金质量及效率的影响[J].中国激光,2021,48(10):1002106.
Yan T Q, Chen B Q, Tang P J, et al. Effect of layer thickness on forming quality and efficiency of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(10): 1002106.
- [7] 侯伟,陈静,储松林,等.选区激光熔化成形 AlSi10Mg 组织与拉伸性能的各向异性研究[J].中国激光,2018,45(7):0702003.
Hou W, Chen J, Chu S L, et al. Anisotropy of microstructure and tensile properties of AlSi10Mg formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(7): 0702003.
- [8] Nahmany M, Rosenthal I, Benishti I, et al. Electron beam welding of AlSi10Mg workpieces produced by selected laser melting additive manufacturing technology[J]. Additive Manufacturing, 2015, 8: 63-70.
- [9] Prashanth K G, Damodaram R, Scudino S, et al. Friction welding of Al-12Si parts produced by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2014, 57: 632-637.
- [10] Scherillo F, Astarita A, Prisco U, et al. Friction stir welding of AlSi10Mg plates produced by selective laser melting[J]. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2018, 7(4): 457-463.
- [11] Du Z, Tan M J, Chen H, et al. Joining of 3D-printed AlSi10Mg by friction stir welding[J]. Welding in the World, 2018, 62(3): 675-682.
- [12] 田宗军,顾冬冬,沈理达,等.激光增材制造技术在航空航天领域的应用与发展[J].航空制造技术,2015,58(11):38-42.
Tian Z J, Gu D D, Shen L D, et al. Application and development of laser additive manufacturing technology in aeronautics and astronautics[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, 58(11): 38-42.
- [13] 顾冬冬,张红梅,陈洪宇,等.航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J].中国激光,2020,47(5):0500002.
Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
- [14] 温鹏,栗忠秀,张松,等.摆动光纤激光-CMT 复合焊接 6A01-T5 铝合金型材接头的气孔特征及组织性能研究[J].中国激光,2020,47(8):0802003.
Wen P, Li Z X, Zhang S, et al. Investigation on porosity, microstructures and performances of 6A01-T5 aluminum alloy joint by oscillating fiber laser-CMT hybrid welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(8): 0802003.
- [15] 赵昕,辛志彬,赵函,等.铝合金激光-MIG 复合焊气孔缺陷影响规律研究[J].热加工工艺,2022,51(5):57-60.
Zhao X, Xin Z B, Zhao H, et al. Study on influence rule of porosity defects of laser-MIG hybrid welding of aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2022, 51(5): 57-60.
- [16] 杨海,梁琳,肖帆,等.焊前预处理对 AlSi10MgMn 真空压铸件与铝型材 MIG 焊接气孔的影响[J].汽车工艺与材料,2021(1):10-14.
Yang H, Liang L, Xiao F, et al. Effects of pretreatment before welding on porosity in MIG welding of AlSi10MgMn vacuum die casting and aluminum profile[J]. Automobile Technology & Material, 2021(1): 10-14.
- [17] Zhang C C, Bao Y F, Zhu H H, et al. A comparison between laser and TIG welding of selective laser melted AlSi10Mg[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 120: 105696.
- [18] 张迪,赵琳,刘奥博,等.激光能量对激光焊接接头熔化形状、气孔和微观组织的影响及其调控方法[J].中国激光,2021,48(15):1502005.
Zhang D, Zhao L, Liu A B, et al. Understanding and controlling the influence of laser energy on penetration, porosity, and microstructure during laser welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(15): 1502005.
- [19] 蔡创,谢佳,刘致杰,等.铝合金摆动激光-MIG 复合焊接特性及气孔控制[J].中国激光,2021,48(18):1802002.
Cai C, Xie J, Liu Z J, et al. Welding characteristics and porosity control of weaving laser-MIG hybrid welding of aluminum alloys[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(18): 1802002.

Characteristics and Elimination Method of Dense Porosity Defects in Laser Melting Deposition Connection Region of AlSi10Mg Formed with Selected Laser Melting

Fu Jikang^{1,2,3}, Liu Hongjun¹, Zhao Jibin^{2,3}, Zhao Yuhui^{2,3*}, He Chen^{2,3}, Wang Zhiguo^{2,3}

¹*School of Mechanical and Electrical Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110135, Liaoning, China;*

²*Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China;*

³*Institute of Robot Intelligent Manufacturing and Innovation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110169, Liaoning, China*

Abstract

Objective Aiming at the dense porosity defects detected using X-ray in laser melting deposition connected AlSi10Mg alloy, which is manufactured using selective laser melting, the characteristics of the defect and its influence on the mechanical properties are analyzed, and the elimination method of the defect is also explored. Selective laser melting methods cannot prepare large-scale aerospace structural components, laser melting deposition overcomes the forming size limitations, and provides a feasible solution for the additive manufacturing of large structural components.

Methods In this study, the AlSi10Mg alloy prepared using selective laser melting was used as the base, and a laser melting deposition connection experiment was performed. First, connection samples under different laser powers were prepared. The relationship between the distribution range of dense porosity defects and the laser power was analyzed by an X-ray inspection, and the effect of dense porosity on the microhardness of the connection region was measured. The dense porosity was observed and analyzed using scanning electron microscopy (SEM) to determine its type and formation mechanism. Then, a substrate preheating experiment was performed to explore the best preheating temperature, which is used to solve the dense porosity defects in the connection region. Finally, the microhardness and tensile properties of the connection region before and after preheating were tested, and the fracture morphology was analyzed.

Results and Discussions The inspection of the prepared connection samples with different energy densities shows that the dense porosity primarily appeared at the position of the interface fusion line between the connection region and substrate, and the dense porosity decreases the microhardness of the bonding zone (Fig. 7). Using SEM to observe the dense porosity, it is discovered that the porosity is primarily hydrogen porosity (Fig. 9). The solubility of hydrogen in molten pool decreases fastly, causing most bubbles to escape and form bubbles. However, the bubbles rise slowly, giving numerous bubbles no time to escape. So, some dense porosity defects are formed in this position. The preheating experiment shows that the optimum preheating temperature is higher than 100 °C, which can effectively solve the dense porosity defects. The hardness at the fusion line reaches 90.8 HV after preheating (Fig. 14); the tensile strength is 287 MPa, and the elongation is 5.0% (Fig. 15). The observation of the fracture morphology shows that the fracture types before and after preheating are all brittle fractures and numerous dimples and quasi-cleavage morphologies can be observed on the fracture surface (Fig. 17).

Conclusions Dense porosity is the primary defect of the AlSi10Mg alloy, which is produced using laser melting deposition. The defect is located at the position of the interface fusion line between the connection region and substrate, which is characterized as a watermark phenomenon on the X-ray inspection film. The accumulation of dense porosity results in a much lower hardness at the fusion line than in the connection zone and substrate. Preheating can effectively change the agglomeration effect of the dense porosity, making them evenly dispersed from the fusion line to the connection region. The mechanical properties of the samples after preheating were significantly improved. The hardness at the fusion line increased by 45% compared with that without preheating. The tensile strength increased by 19%, and the elongation increased to 5.0%.

Key words laser technology; laser melting deposition; selective laser melting; AlSi10Mg aluminum alloy; connection process; dense porosity defects