

# 焊前固溶处理对 SLM-AlSi10Mg 合金激光焊孔隙缺陷的影响

陈威豪, 刘奋成, 牛鹏亮, 尤启凡, 刘丰刚, 汪志太

(南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063)

**摘要:** 针对选区激光熔化成形 AlSi10Mg 铝合金焊接过程中氢气孔敏感性高的问题, 采用固溶脱氢与真空固溶脱氢的方法对比了脱氢处理对合金激光焊接接头孔隙缺陷的影响, 分析了不同状态下激光焊焊缝气孔分布、组织演变及力学行为。结果表明, 固溶处理能够有效减少选区激光熔化成形 AlSi10Mg 铝合金激光焊焊缝气孔率, 且真空固溶处理效果最好, 气孔率从沉积态激光焊接焊缝的 2.646% 降到真空固溶态焊缝的 0.14%; 通过对接头组织的演变与基板物相形态、成分的变化分析阐述了孔隙出现的原因, 揭示了真空热处理是解决由于基板中预先存在的较高含量的氢导致焊缝氢气孔形成的有效方法。固溶后母材硬度明显下降, 各试板焊缝的平均硬度 (HV) 为 784 MPa, 较为一致; 固溶态试板焊接接头抗拉强度为 143 MPa, 低于沉积态接头, 但延伸率增加到了 24%, 表现为韧性断裂特征。

**关键词:** 铝合金; 激光焊接; 气孔率; 选区激光熔化

中图分类号: TG665

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)04-1111-09

AlSi10Mg 合金属于 Al-Si 合金系, 广泛应用于在航空器、航天器、车辆工程等领域关键零部件的生产制造<sup>[1-4]</sup>。近些年, 选区激光熔化 (selected laser melting, SLM) 技术得到快速发展, 铝合金的 SLM 增材成形逐渐得到应用, 其中 AlSi10Mg 合金是研究较多的铝合金之一。

SLM 的主要优势在于可以通过层层叠加的策略来构建复杂的结构, 几乎没有任何结构设计限制, 同时相比于传统的铸造产品能获得更好的机械性能<sup>[5-6]</sup>, 在融合“材料—结构—性能”方面, 增材制造在创新和产业的可持续发展方向更有优势<sup>[7]</sup>。目前, AlSi10Mg 铝合金由于其比强度高、用途广泛而引起了人们的极大兴趣, 通过 SLM 技术制备的 AlSi10Mg 铝合金已经成功地投入了工业生产。

SLM 虽然能够成形复杂零部件, 但是在零件成形尺寸上受限于设备成形能力<sup>[8-9]</sup>, 大尺寸和超大尺寸结构仍需要焊接来完成最终成形<sup>[10-11]</sup>。激光焊接与 SLM 加工热源相同, 同时激光焊接具有灵活性高、热影响区窄和热变形小等特点, 可以实现高效焊接<sup>[12-14]</sup>。由于 SLM 成形基体材料的特殊性, 导致其焊缝金属中气孔敏感性远远大于铸态和锻态材质<sup>[15-16]</sup>。然而, 目前

SLM 铝合金的焊缝中, 氢气孔的形成机制并不明晰, Prashanth 等<sup>[17]</sup>认为预先存在的氧化膜可能是 SLM 铝合金在焊缝中形成孔隙的原因, 因为粉末表面不可避免附着氧化膜。Zhang 等<sup>[18]</sup>利用激光焊焊接 SLM-AlSi10Mg 和铸造 AlSi10Mg, 对比发现 SLM-AlSi10Mg 焊缝非常高的气孔敏感性是由于母材本身氢和氧的含量高; Cui 等<sup>[19]</sup>认为母材中微小孔的存在是焊缝高孔隙率的原因, 在焊接过程中微小孔漂浮、生长或合并导致。目前仍然没有有效的方法来解决焊缝气孔的问题。

本工作采用激光焊接方法对 SLM 制备的 1.5 mm 厚 AlSi10Mg 铝合金板材进行对接焊, 对比研究了沉积态、固溶态以及真空固溶态 3 种状态的 SLM-AlSi10Mg 铝合金激光焊焊缝中的孔隙特征与组织演变规律, 阐明了 3 种不同状态下试板激光焊焊缝孔隙形成机制, 为拓展大尺寸 SLM 铝合金构件的应用提供了理论基础和技术支持。

## 1 实验

本实验所用 AlSi10Mg 铝合金板材为 SLM 方法制备, 所用粉末为江西宝航新材料有限公司气体雾化法

收稿日期: 2023-04-13

基金项目: 国家自然科学基金 (51865036, 52265053); 江西省自然科学基金 (20192ACBL21050, 20214ABC28W001)

作者简介: 陈威豪, 男, 1998 年生, 硕士生, 南昌航空大学轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063, E-mail: haodeshijie47@163.com

制备的 15~53 μm AlSi10Mg 铝合金粉末，所用设备为西安铂力特增材技术有限公司生产的 BLT-S210 型选区激光熔化增材成形设备，焊接试板的成形尺寸为 100 mm×40 mm×1.5 mm。成形后用线切割将试板从基材上切下，经过清洗后烘干备用。

为研究固溶处理对焊缝孔隙缺陷形成的影响，分别采用固溶处理和真空固溶处理对试板进行焊前热处理，具体工艺如表 1 所示。同时利用激光闪光法导热仪（LFA 447 型）测试不同状态下材料的导热系数。

对沉积态和固溶处理态 AlSi10Mg 铝合金试板进行激光焊接，焊缝形式为对接，焊前不开坡口。实验所用激光焊接设备为南昌航空大学研究团队自行搭建的激光焊接系统，该系统主要由 YLS-4000 型 4 kW 光纤激光器、MOTOMAN 24H 型工业机器人、DX200 型机器人控制柜和水冷机组成。在焊接过程中采用侧向和背部联合保护的方法输送保护气体，气体为 99.99% 的氩气，以 15 L/min 的气流量对焊接熔池进行保护，母材制备及焊接过程如图 1 所示。在焊接前对 SLM 板材表面进行机械打磨，然后用 99.9% 乙醇进行清洗后干燥备用。在焊接过程中，对接界面无间距，采用的激光焊接主要工艺参数包括：激光功率 2000 W，焊接速度 50 mm/s，离焦量 0 mm。

焊接后采用工业 X 射线机（TITAN E320 型）对焊缝进行无损探伤，获得焊缝内部孔隙缺陷分布特征。用线切割截取接头横截面金相，研磨抛光后用 Keller 试剂（HF:HCl:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O = 1:1.5:2.5:95）进行腐蚀，用金相显微镜（MR5000 型）观察气孔形貌和焊缝金属显微组织特征，并用 Image Pro Plus 软件对孔隙缺陷进行统计。利用扫描电子显微镜（PEI QUANTA200 型）分析焊接接头与母材横截面析出相的析出行为，并通过能谱仪（OXFORD INCA 型）分析其成分。参照标准 GB/T35085-2018，使用数显显微硬度计（WT-401MVD 型）对不同状态下 SLM-AlSi10Mg 铝

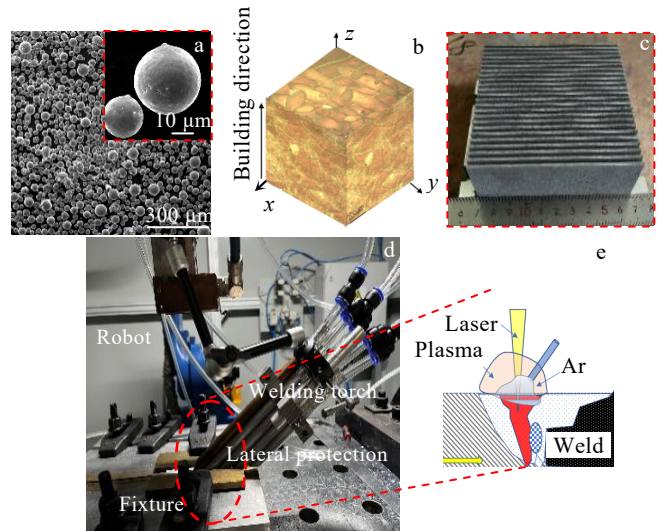


图 1 母材制备及焊接过程示意图

Fig.1 Base metal preparation and welding process diagram: (a) powder morphology; (b) metallographic structure; (c) weld sample; (d) weld system; (e) schematic of welding

合金激光焊缝试样进行硬度测定。试验载荷为 200 g，保持时间 15 s，试验位置选择在焊缝中部，间隔 150 μm，从而分析焊接过程对显微硬度变化的影响。为研究显微组织对拉伸性能的影响，拉伸尺寸参照标准 GB/T 2651-2008，工字形片状拉伸试样长度 80 mm，平行段宽度 5 mm，将拉伸试样表面打磨光滑后在电子万能试验机（W9W-30 型）上进行拉伸试验，设置拉伸速率为 1 mm/min，试样拉断停止实验，并通过扫描电子显微镜对拉伸试样的断口形貌进行观察。

## 2 结果与讨论

### 2.1 焊缝表面成形与气孔分布

图 2 为采用相同焊接工艺参数激光焊接的沉积态、固溶态和真空固溶态 3 种不同状态的 SLM-AlSi10Mg 铝合金试板激光焊焊缝表面形貌。从图 2 中可以看到，3 种不同状态基板对接焊缝表面均成形良好，无飞溅，焊缝连续，焊缝宽度均匀。颜色对比发现，沉积态焊缝表面呈现灰暗色，而固溶态焊缝略带金属光泽，整体呈现银白色，均无氧化特征。焊缝有明显且均匀的鱼鳞纹，各试样的鱼鳞纹夹角略有不同，沉积态夹角为 15°，固溶态夹角为 25°，真空固溶态为 27°。表 2 为激光闪光法测试的不同状态基板的热扩散系数和导热系数，沉积态板材导热系数为 63 W/(m·K)，固溶态板材为 92 W/(m·K)，固溶后基板的导热系数增加了 46%。在激光功率与焊接速度相同的情况下，试板导热系数的不同导致了熔体中心峰

表 1 焊前 AlSi10Mg 铝合金试板处理工艺

Table 1 Treatment process before welding for AlSi10Mg test plate

Sample	Solution temperature/°C	Holding time/h	Cooling condition	Medium
Deposited	-	-	-	-
Solution treated	520	1	Furnace cooling	Air
Vacuum solution treated	520	1	Furnace cooling	<10 <sup>-2</sup> Pa

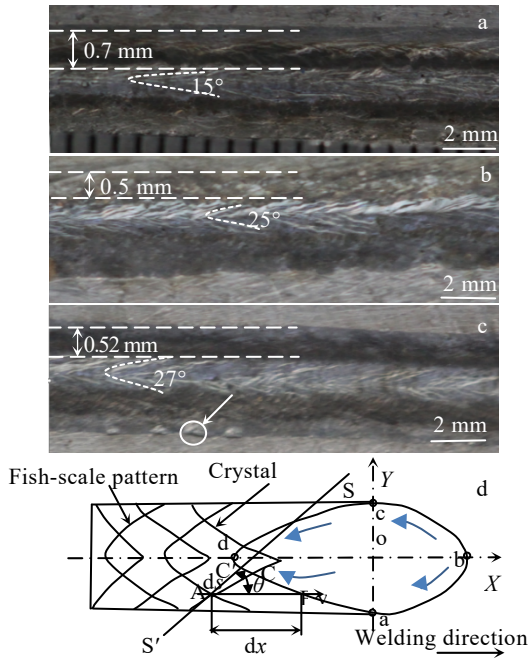


图 2 不同状态下基板焊缝表面形貌

Fig.2 Surface morphologies of welds under different states: (a) deposited treated, (b) solution treated, and (c) vacuum solution treated; crystallization under the motion of molten pool (d)<sup>[21]</sup>

表 2 不同状态基板的热扩散系数和导热系数

Table 2 Thermal diffusivity and thermal conductivity of substrates under different states

State	Thermal diffusivity/ $\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$	Thermal conductivity/ $\text{W} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}$
Deposited	33	63
Solution treated	47	92
Vacuum solution treated	45	86

值温度停留时间发生变化，造成液态金属流动性改变并影响了焊缝堆高，因此造成了鱼鳞纹角度的变化。如图 2d 所示，焊缝前端 abc 区域在熔池的前半部温度依次升高，而熔池的后半部 cda 区域温度逐渐降低而发生凝固，因此鱼鳞纹角度越小时，od 长度越长即 cda 区域面积越大。对比发现，沉积态焊缝两侧出现明显的发黑发黄的区域<sup>[20]</sup>，这主要是因为当 od 长度增大后受热时间增加且保护气体难以完全覆盖导致氧化加剧。图 2d 中在任一点 A 的成长方向设立 A 点的切线 (S-S')，此时此方向与 X 轴的夹角为  $\theta$ ，因此当鱼鳞纹角度越小时， $\theta$  越小，即晶粒生长方向更倾斜于焊接方向<sup>[21-23]</sup>。

图 3 为不同状态板材激光焊焊缝横截面宏观形貌，在采用相同的焊接工艺参数对 SLM-AlSi10Mg 铝合金进行激光焊接时，无论处于沉积态、固溶态还是真空固溶态下，均能得到成形良好的焊缝。对比发现，沉积态试板焊缝存在较多的微小气孔，尺寸在 5~25  $\mu\text{m}$  之间；固溶态试板焊缝在焊缝上部出现了一些明显可见的气孔，个别尺寸达到了 40  $\mu\text{m}$  以上；而真空固溶态试板焊缝则没有出现气孔。比较 3 种焊缝横截面面积，沉积态焊缝横截面面积最大为 4.3  $\text{mm}^2$ ，真空固溶态次之为 3.1  $\text{mm}^2$ ，固溶态横截面面积最小为 3.0  $\text{mm}^2$ 。固溶态与真空固溶态焊缝横截面面积相差不大，沉积态焊缝横截面面积与固溶态相差近 1.3  $\text{mm}^2$ ，其熔宽和焊缝横截面面积的折线统计图如图 4 所示。分析认为焊缝孔隙率高的原因主要是由于 SLM 产品本身含气量较高导致的<sup>[18-19]</sup>，熔化基体材料越多会直接导致孔隙率上升，相同焊接工艺下，沉积态焊缝横截面面积与熔宽明显大于固溶态，因此沉积态孔隙率高于固溶态。

利用 Image Pro Plus 软件对焊缝横截面孔隙缺陷进行统计，结果如图 5a 所示。可以看到经过固溶处理后，焊缝气孔率从沉积态试板焊缝的 2.646% 降到固溶态试

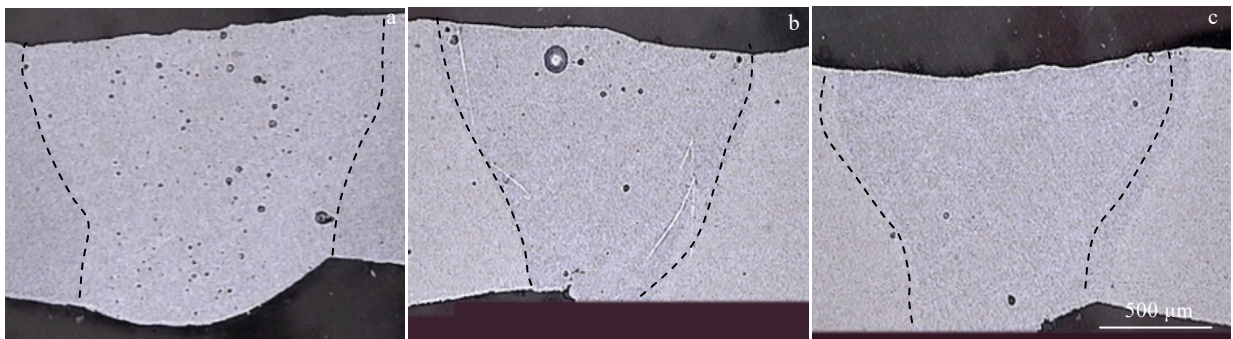


图 3 不同状态 SLM-AlSi10Mg 合金基板焊缝横截面宏观形貌

Fig.3 Macro morphologies of SLM-AlSi10Mg weld cross sections under different states: (a) deposited, (b) solution treated, and (c) vacuum solution treated

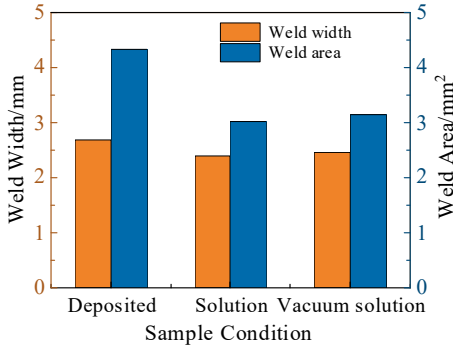


图 4 不同状态 SLM-AlSi10Mg 合金基板焊缝几何参数统计  
Fig.4 Geometry parameters statistic of SLM-AlSi10Mg weld under different states

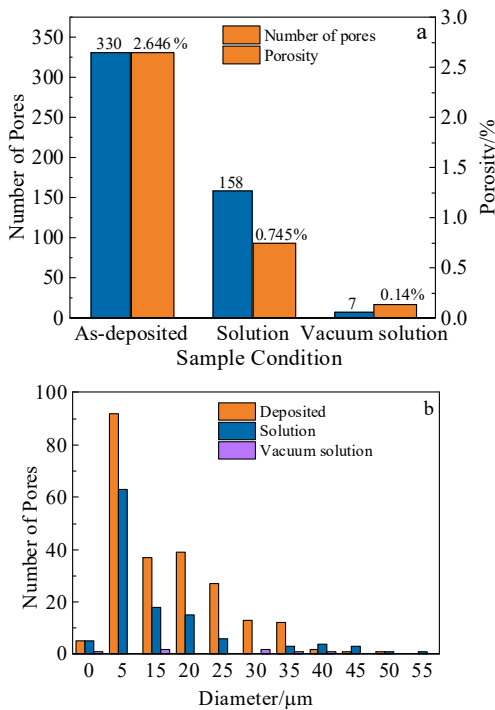


图 5 不同状态 SLM-AlSi10Mg 试板激光焊缝截面气孔统计  
Fig.5 Statistics on the number of pores, porosity (a) and pore size (b) in the cross-section of SLM-AlSi10Mg weld under different states

板焊缝的 0.745%；且真空固溶后，焊缝气孔率降至 0.14%，较沉积态试板降幅高达 94.7%。图 5b 为气孔直径统计图，气孔直径集中在 5~25 μm 之间，其中直径在 5~15 μm 范围的气孔最多，以小气孔为主。沉积态焊缝气孔尺寸 35 μm 以下的数量较多，气孔尺寸 40 μm 以上的数量明显减少；固溶态焊缝小尺寸气孔数量相比沉积态数量下降近 50%，气孔尺寸 40 μm 以上的数量相近；真空固溶态试板焊缝几乎不存在孔隙缺陷。由此认为，焊前真空固溶是目前解决 SLM-AlSi10Mg 铝合

金基板激光焊孔隙问题最有效的手段。

图 6 为不同状态试板激光焊缝 X 射线探伤结果。分析认为，由于沉积态焊缝中心峰值温度停留时间长，部分熔池中部的的气泡上浮并逐渐长大，被凝固金属捕获后形成大尺寸气孔出现在焊缝边缘；固溶态试板焊缝中气孔尺寸明显小于沉积态，且部分大尺寸气孔出现在焊缝中心，其原因是小气孔在上浮的过程中不断聚集，形成的大气孔被捕获在焊缝上部；真空固溶态焊缝则无孔隙缺陷存在，这与横截面宏观形貌相符。

2.2 微观组织

2.2.1 母材微观组织

图 7 为不同热处理状态 SLM-AlSi10Mg 合金显微组织 SEM 照片。图 7a 和 7b 为沉积态试板的显微组织，图中黑色部分为 α-Al 基体，白色部分为富 Si 共晶相<sup>[24-27]</sup>。从图中可以看出，热处理前 SLM-AlSi10Mg 试样中 Si 相为较小的颗粒状，且呈现链状分布；固溶处理后富 Si 共晶相较沉积态聚集长大，数量明显下降，原本的链状排列方式消失，出现了尺寸超过 1 μm 的大颗粒，如图 7c 和 7d 所示，这对合金的显微硬度以及力学性能有明显的影<sup>[28-31]</sup>，同时链状分布的 Si 相发生溶解，减少了对自由电子运动的阻碍，导致能量传输效率降低<sup>[31]</sup>，这也是固溶处理后材料导热系数上升的原因。图 7e 所示的真空固溶态试样显微组织与固溶态无明显差别，但是在图 7f 所示高倍组织观察中发现 α-Al 基体中分布着大量尺寸为 80~100 nm 的颗粒状沉淀相，这是因为真空热处理过程中的降温过程更为缓慢，纳米级颗粒相可以在试样冷却过程中从 α-Al 基体大量析出。在 SLM 成形过程中，极高的冷却速率使其成形组织中 Si 元素大量固溶于基体 α-Al 中，在后续热处理过程中只要条件合适，则 Al-Si 相会从基体中沉淀析出，并对材料的硬度和强度造成影响。

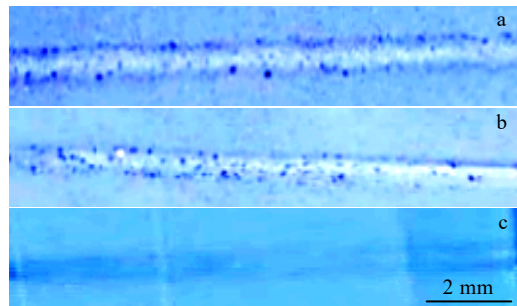


图 6 不同状态试板激光焊对接焊缝 X 射线探伤结果  
Fig.6 X-ray inspection results of SLM-AlSi10Mg weld under different states: (a) deposited, (b) solution treated, and (c) vacuum solution treated

在 A1Si10Mg 的 SLM 成形过程中，熔池冷却速率可达到  $10^5 \sim 10^8 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ ，沉积态组织为典型的链状共晶，受下一道成形时光斑热输入的影响，熔道边界发生重熔，共晶硅被打散，呈现无方向性的短棒状，尺寸为  $0.2 \sim 0.6 \mu\text{m}$ 。图 7a 显示 SLM-A1Si10Mg 具有明显的取向生长特性，Al-Si 共晶的生长方向沿着熔池固液界面的法线方向并向熔池中心生长。EDS 成分分析表明，尽管富 Si 相中仍然含有 Al 元素，但固溶后 Si 含量(质量分数)已经从 23.9% 增加到 84.3%；沉积态试样中  $\alpha$ -Al 基体 Si 含量为 14.9%，固溶后受缓冷影响，Si 元素大量析出，其  $\alpha$ -Al 基体 Si 含量为 6.2%，这表明 Al 基体中的 Si 含量很大程度上脱离了平衡，根据固溶强化机制<sup>[32-33]</sup>，这将很大程度降低基板的抗拉强度。

沉积态中富 Si 相形貌为链条状，在加热过程中共晶相不断溶解，使得  $\alpha$ -Al 基体处于过饱和固溶体状态，在后续的缓冷过程中 Si 元素不断析出，且 Al-Si 相颗粒不断长大，缓冷为共晶硅纯化<sup>[34-35]</sup>提供了足够的时间。富 Si 相形貌演变过程示意图如图 8 所示。

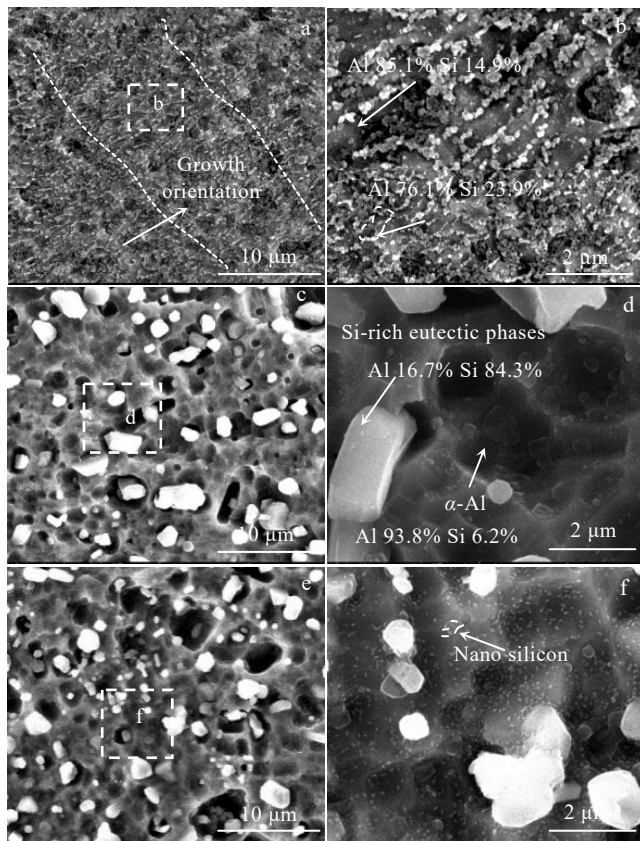


图 7 不同状态 SLM-A1Si10Mg 合金试板析出相 SEM 形貌

Fig.7 SEM images of precipitated phases of SLM-A1Si10Mg alloy under different states: (a, b) deposited; (c, d) solution treated; (e, f) vacuum solution treated

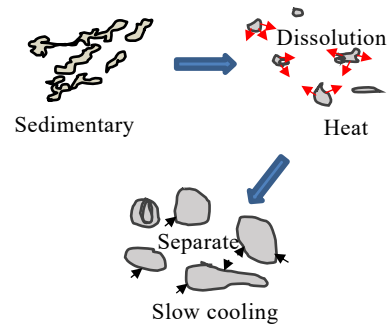


图 8 固溶处理和真空固溶处理试样中硅相形貌演变示意图  
Fig.8 Schematic diagrams of silicon phase morphology evolution in solution treated and vacuum solution treated samples

### 2.2.2 焊接接头显微组织

图 9 给出了不同状态 SLM-A1Si10Mg 试板激光焊接接头的显微组织。功率为 2000 W、焊接速度为 50 mm/s 时，焊缝完全焊透，焊缝的热影响区非常狭小。激光焊焊接速度快，晶粒主轴近垂直于焊缝中心生长，如图 9a 与 9b 所示树枝晶平行排列。首先，当液态熔池开始凝固时，液态金属正温度梯度大，容易形成平面晶<sup>[36]</sup>，在熔合线附近区域形成细小晶粒，此时温度梯度是晶粒生长的主要驱动力，树枝晶沿着热传导方向反向生长。结合图 2 表面形貌分析，沉积态试板激光焊焊缝枝晶的生长方向并不是严格垂直于熔合线向焊缝中心推进，受熔池形貌影响，其生长方向倾斜向焊接方向，造成枝晶生长方向略显杂乱，容易受激光束扰动影响，形成工艺型气孔。当向焊缝中心方向的柱状晶生长到一定程度时，随着熔池的散热导致试板温度升高，温度梯度减小，柱状晶的生长最终被抑制<sup>[37]</sup>，最后焊缝中心区域主要由较为细小的等轴树枝晶组成。图 9c 和 9d 是固溶态试板焊缝组织，可以看到其等轴晶区范围明显变小，约为  $98 \mu\text{m}$ ，由于固溶后试板熔池温度梯度大于沉积态，保证了其柱状晶的生长，观察到焊缝中心的等轴晶区范围较小。如图 9e 和 9f 为真空固溶态试板焊缝组织，可见真空固溶态试板焊缝中心并无明显的等轴晶区出现。真空热处理状态下基板内部残留的氢被进一步排出，因此焊接过程中避免了气孔的出现，同时给柱状晶的生长提供了更好的散热条件<sup>[38]</sup>，因此，焊前固溶能减少 SLM-A1Si10Mg 合金激光焊焊缝中的孔隙。

### 2.3 焊缝气孔分析

激光焊接时，孔隙的形成可分为氢气孔和工艺型气孔 2 种类型。氢气孔内部光滑，四周圆润，扫描电镜下气孔壁上出现树枝状结构，如图 10a 所示。目前关于氢的

存在形式并不明晰，可以明确的是 SLM-AISi10Mg 合金中存在着较多的氢<sup>[16-19]</sup>，同时焊接时熔池在冷却过程中氢的溶解度急剧下降导致过饱和氢析出形成的氢气孔。工艺型气孔<sup>[39]</sup>景深大，内壁曲折，为激光束的扰动和小孔的不稳定性形成的气孔，其孔隙边缘 Si 元素含量相差不大，为 5.04%左右，如图 10b 所示。固溶处理后铝合金对激光束能量的吸收更为稳定，因此工艺型气孔减少，这表明试板导热系数的改变对激光束稳定性有影响，但是由于固态试板散热更快，大量的氢气孔被封锁在焊缝上部接近表面处。气孔的存在减少了接头的承载能力，使得接头强度和塑性有不同程度的降低，而真空固溶态试板由于消除了基板中预先存在的较高含量的氢的影响，焊缝气孔基本消失，可见真空固溶能够有效减少 SLM-AISi10Mg 合金激光焊接接头的孔隙缺陷。

## 2.4 力学性能

### 2.4.1 接头硬度分布

3 种不同状态试板激光焊接接头横截面硬度分布如图 11 所示。各试板焊缝的平均硬度(HV)为 784 MPa，较为一致，说明焊接状态下焊缝组织差异性不大。比较母材硬度发现，沉积态试板母材硬度为 1009.4 MPa，而固溶处理后的硬度仅为 421.4 MPa，且真空固溶处理

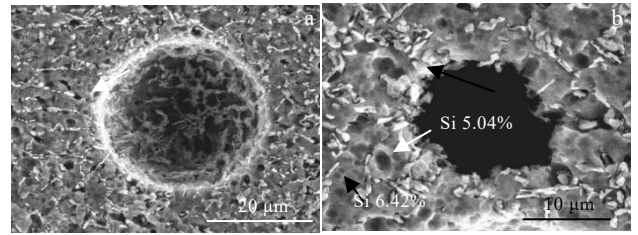


图 10 焊缝气孔形貌

Fig.10 Weld porosity topographies: (a) hydrogen pore and (b) process type pore

和固溶处理后的硬度相当，这与图 9 所示的固溶和真空固溶试样的显微组织相似对应。分析认为，固溶态基板硬度明显低于沉积态，这与大量大颗粒 Si 相的析出有关，说明 Si 相的过度析出会造成基材的软化。

### 2.4.2 拉伸性能

对 3 种不同状态 SLM-AISi10Mg 试板激光焊接试样进行室温拉伸测试，试验结果如图 12 所示。结果显示沉积态试板焊接接头的抗拉强度为 249 MPa，断裂位置为焊缝中心，无明显延伸。这是因为此时焊缝强度低于母材，塑性变形主要集中在焊缝区；同时，焊缝中存在较多孔隙，气孔的存在极大减少了承载面积，导致了接头延伸率较低<sup>[40]</sup>。固溶态试板焊接接头抗拉强度为 143 MPa，延伸率为 24%，相比于沉积态接头，其抗拉强度下降明显，但延伸率有明显的提高，试样在母材处断裂。这说明固溶处理后焊缝强度高于基板，而基板由于析出了大量的富 Si 共晶相，强度降低，塑性增加，且强度低于焊缝，因此在拉伸时塑性变形分布在整个基体平行段部分，延伸率较大<sup>[20]</sup>。真空固溶态试板焊接接头抗拉强度为 145 MPa，伸长率为 32%，较固溶态试样进一步提高。

### 2.4.3 接头断面形貌分析

图 13 给出了不同状态 SLM-AISi10Mg 合金试板

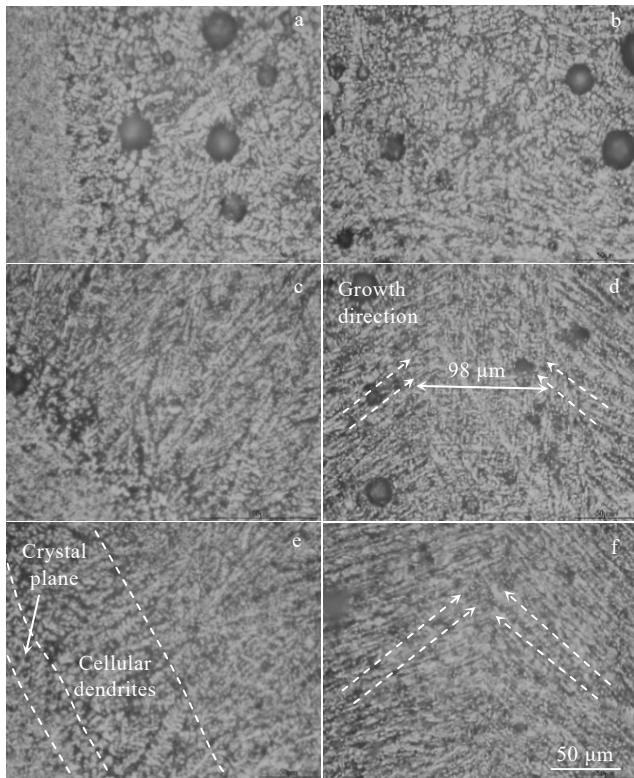


图 9 不同状态 SLM -AISi10Mg 试板激光焊接接头的显微组织  
Fig.9 Microstructure of SLM-AISi10Mg laser welded joints under different states: (a, b) deposited, (c, d) solution treated, and (e, f) vacuum solution treated

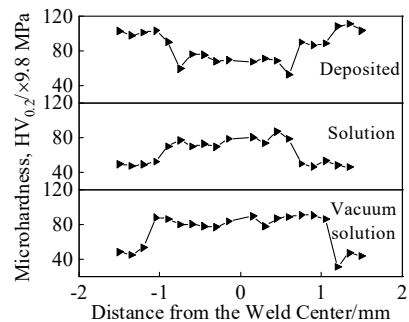


图 11 不同状态试板焊接接头横截面显微硬度分布  
Fig.11 Microhardness distributions of laser welding joints cross-section under different states

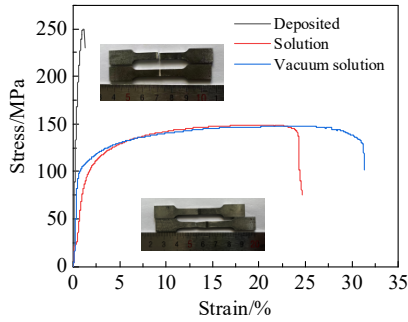


图 12 不同状态基板激光焊接接头室温拉伸应力-应变曲线  
 Fig.12 Stress-strain curves of laser welded joints under different states

激光焊接接头室温拉伸断口形貌。图 13a 和 13b 为沉积态试板激光焊焊缝拉伸断口形貌，断口表面出现大量的孔隙，为韧性断裂的特征，但是高倍组织观察发现韧窝较浅，这与塑性较差有关。图 13c 和 13d 为固溶态试板激光焊焊缝拉伸断口形貌，断裂位置为母材，断口表面没有明显的放射区出现，图 13d 显示了大量等轴韧窝，这表明固溶态试板接头的延伸性能得到了显著提高。图 13e 和 13f 为真空固溶态试板激光焊焊缝拉伸断口形貌，其与固溶态试板激光焊焊缝断口形貌相比，韧窝更加细小且分布更均匀，这也是其延伸率更高的原因。整个断口韧窝特征明显，说明断口主要以韧性断裂为主。

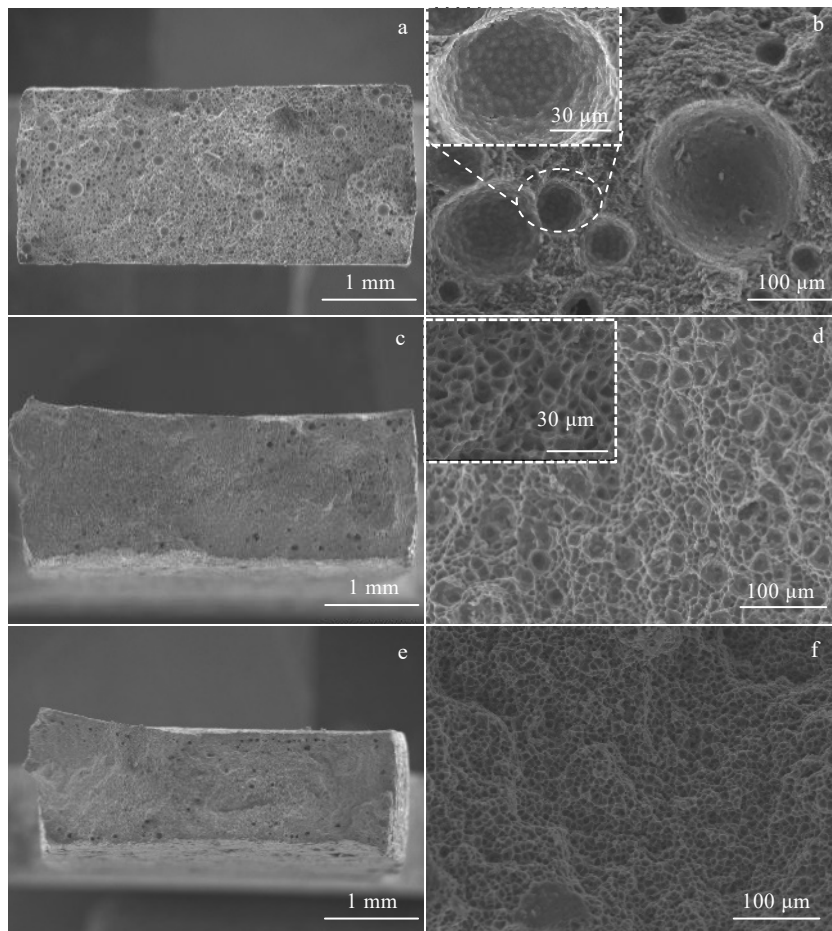


图 13 不同状态 SLM-AISI10Mg 试板激光焊接接头断口形貌

Fig.13 Fracture morphologies of SLM-AISI10Mg laser welding joints under different states: (a, b) deposited, (c, d) solution treated, and (e, f) vacuum solution treated

### 3 结 论

1) SLM-AISI10Mg 基板通过真空固溶能够有效降低激光焊缝中孔隙率，气孔率从沉积态焊缝的 2.646%

降到真空固溶态焊缝的 0.14%，降幅高达 94.7%。母材中存在的氢是气孔形成的原因之一。

2) 沉积态试板激光焊焊缝没有明显的树枝晶组织，其由于焊缝中心峰值温度停留时间发生变化，柱

状晶生长方向更倾向于焊接方向。固溶态激光焊缝中心等轴晶窄,柱状晶垂直于焊缝,受激光束扰动而产生的工艺型气孔减少。

3) 沉积态试板焊接接头抗拉强度为 249 MPa,但由于气孔数量多几乎无塑性变形;固溶态试板焊接接头的伸长率为 24%,真空固溶态试板焊接接头的伸长率提高到 32%,接头的塑性得到显著提升。

#### 参考文献 References

- [1] Lv Hongwei(吕洪伟), Zhang Zhijie(张志杰), Luo Jinjie(罗金杰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 1087
- [2] Cui Xiaoming(崔晓明), Meng Chuang(孟闯), Shi Bo(石博) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2529
- [3] Limbasiya N, Jain A, Soni H et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 21: 1141
- [4] Xu Z W, Wang Q, Wang X S et al. *Mechanics of Materials*[J], 2020, 148: 103499
- [5] Guan K, Wang Z M, Gao M et al. *Materials & Design*[J], 2013, 50: 581
- [6] Koutiri I, Pessard E, Peyre P et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 255: 536
- [7] Gu D, Shi X, Poprawe R et al. *Science*[J], 2021, 372: 1487
- [8] Caiazzo F, Alfieri V. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2021, 114(9): 3123
- [9] Nahmany M, Rosenthal I, Benishti I et al. *Additive Manufacturing*[J], 2015, 8: 63
- [10] Biffi C A, Fiocchi J, Tuissi A. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(11): 6714
- [11] Tao W, Yang Z B, Chen Y B et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2013, 52: 1
- [12] Xiao Rongshi, Zhang Xinyi. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2014, 16(2): 166
- [13] Gerard D A, Koss D A. *International Journal of Fatigue*[J], 1991, 13(4): 345
- [14] Ludwig W, Buffière J Y, Savelli S et al. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(3): 585
- [15] Nakayama G, Kurebayashi K, Ooga S et al. *Surface and Interface Analysis*[J], 2016, 48(8): 721
- [16] Zhu C X, Tang X H, He Y et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 251: 214
- [17] Prashanth K G, Damodaram R, Scudino S et al. *Materials & Design*[J], 2014, 57: 632
- [18] Zhang C C, Bao Y F, Zhu H H et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2019, 120: 105696
- [19] Cui L, Peng Z B, Chang Y Q et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2022, 150: 107952
- [20] Sathish T, Sevvel P, Sudharsan P et al. *Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 37: 1672
- [21] Zhang Wenyue(张文钺). *Welding Metallurgy: Basic Principles*(焊接冶金学基本原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 1995
- [22] Akbari M, Kovacevic R. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 100(9): 2971
- [23] Xiong Jianpin(熊建平), Liu Man(刘曼). *Jiangxi Science Journal*(江西科学)[J], 2007, 25(5): 514
- [24] Chen Yongding(陈永定). *Hydrogen in Metals and Alloys*(金属和合金中的氢)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988
- [25] Yan Hongtao(闫红涛), Xiao Gang(肖刚). *Aluminium Fabrication*(铝加工)[J], 2006(5): 9
- [26] Donovan James A. *Metallurgical Transactions*[J], 1976(11): 1677
- [27] Gao C, Liu Z, Xiao Z et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 853: 156722
- [28] Hou J C, Li R F, Xu C et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 68: 657
- [29] Fousová M, Dvorský D, Michalcová A et al. *Materials Characterization*[J], 2018, 137: 119
- [30] Bai Y C, Yang Y Q, Xiao Z F et al. *Materials & Design*[J], 2018, 140: 257
- [31] Yang Zhichun(杨智春), Li Bin(李斌), Ma Guanglai(马光来). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(4): 642
- [32] Takata N, Liu M, Kodaira H et al. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 33: 101152
- [33] Patakham U, Palasay A, Wila P et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 821: 141602
- [34] Abu-Dheir N, Khraisheh M, Saito K et al. *Materials Science and Engineering*[J], 2005, 393(1-2): 109
- [35] Liu X R, Beausir B, Zhang Y D et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 730: 208
- [36] Fan Jikang(范霁康), Ni Cheng(倪程). *Weld*(焊接)[J], 2021(3): 22
- [37] Ricci S, Testa G, Iannitti G et al. *Forces in Mechanics*[J], 2022, 8: 100109
- [38] Kou Sindo. *Welding Metallurgy*(焊接冶金学)[M]. Beijing:



Higher Education Press, 2012

[40] Macías J G S, Douillard T, Zhao L *et al. Acta Materialia*[J],

[39] Majeed A, Zhang Y, Lv J *et al. Computers & Industrial Engineering*[J], 2020, 139: 106194

2020, 201: 231

## Effect of Prewelding Solution Heat Treatment on Pore Defect in Laser Welding of $\text{AlSi10Mg}$ Alloy Prepared by Selective Laser Melting

Chen Weihao, Liu Fencheng, Niu Pengliang, You Qifan, Liu Fenggang, Wang Zhitai

(National Defense Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

**Abstract:** Given the high sensitivity of hydrogen porosity in the welding process of  $\text{AlSi10Mg}$  aluminum alloy formed by selective laser melting, the effect of dehydrogenation treatment on the pore defects of alloy laser welded joints was analyzed by solid solution dehydrogenation and vacuum solid solution dehydrogenation methods under different states as well as the pore distribution, microstructure evolution, and mechanical behavior of laser welded seam. The results show that the solution treatment can effectively reduce the porosity of  $\text{AlSi10Mg}$  aluminum alloy laser welded seam formed by selective laser melting. Vacuum solution treatment has the best effect, which reduces the porosity from 2.646% of the deposited state laser welding seam to 0.14%. The reasons for the appearance of pores were explained by analyzing the evolution of the joint structure and change in the phase morphology and composition of the substrate. It is revealed that vacuum heat treatment is an effective method to solve the problem of pore formation in the weld due to the high content of hydrogen pre-existing in the substrate. After solid solution, the hardness of the base metal decreases significantly, and the average hardness (HV) of the welds of each test plate is 784 MPa, which is relatively consistent. The tensile strength of the welded joint of the solid solution test plate is 143 MPa, which is lower than that of the deposited joint, but the elongation increases to 24%, showing characteristic of ductile fracture.

**Key words:** aluminum; laser welding; porosity; selective laser melting

---

Corresponding author: Liu Fencheng, Ph. D., Professor, National Defense Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: fencheng999@163.com