

## 超声辅助对摆动激光熔丝增材制造 2319 铝合金沉积成形和显微组织的影响行为

王燕霜<sup>1</sup>, 张震<sup>1</sup>, 吴世凯<sup>1,2\*</sup><sup>1</sup>齐鲁工业大学(山东省科学院)机械工程学院, 山东 济南 250353;<sup>2</sup>齐鲁工业大学(山东省科学院)激光研究所, 山东 济南 250353

**摘要** 为解决高强铝合金激光增材制造过程中存在的孔洞缺陷、组织不均、晶粒粗大等难题,在摆动激光熔丝沉积的基础上引入超声能场是可行的抑制措施。搭建了超声辅助摆动激光熔丝增材制造试验平台,探究了超声功率、变幅杆压力、变幅杆输入位置对 2319 铝合金沉积层形貌和显微组织的影响规律并对超声工艺参数进行了优化。结果表明:变幅杆压力对沉积宏观形貌具有显著影响,随着压力的增大熔池横截面形貌逐渐趋于上宽下窄;超声参数对单道沉积层的晶粒尺寸有着明显影响,随着超声功率的增加晶粒尺寸先减小后增大,当超声功率占比(超声波发生器的输出功率占其最大输出功率的百分比)为 40% 时晶粒尺寸达到最小值 70.9  $\mu\text{m}$ 。超声输入位置在熔池之后时晶粒细化效果更好,且在 -10 mm 处晶粒尺寸同组最低,只有 80.9  $\mu\text{m}$ 。当变幅杆压力处于 40~100 N 范围内时晶粒的细化效果比较明显,晶粒尺寸在 110~130  $\mu\text{m}$  之间。观察多层沉积结果可知,超声的引入使得多层样品的平均晶粒尺寸降低了 66.3%、增加了  $\text{Al}_2\text{Cu}$  强化相的含量并且抑制了 Al 的滑移面生长趋势。超声在熔池中传递所产生的声流效应和空化效应是使沉积层成分均匀、缺陷减少和组织细化的主要原因。

**关键词** 激光技术; 摆动激光; 超声辅助; 2319 铝合金; 增材制造; 显微组织

中图分类号 TG456.7; TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL240554

## 1 引言

金属增材制造(MAM)技术作为近年来的新兴技术,受到了世界各国的广泛关注。与传统铸造、锻造、机械加工工艺相比,MAM具有整体制造周期短,柔性化程度高等优势,能实现数字化、智能化和并行制造,特别适用于结构复杂、小批量、多品种产品的制造<sup>[1-4]</sup>。随着航空航天技术的发展,以轻质合金为代表的高强铝合金的增材制造需求日益增长<sup>[5]</sup>。高强 Al-Cu、Al-Li 系合金在航空航天承力结构中得到广泛应用,但高强铝合金由于其材料特质,在增材制造过程中经常出现粗大柱状晶和严重热裂倾向,故高强铝合金的增材制造落后于其他合金材料<sup>[6]</sup>。

相较于电弧和电子束热源,激光热源具有时间、空间、能量精确可调的特质,激光束成形界面较优,能量密度高、热影响区较小,能有效降低热累积<sup>[7-8]</sup>。且激光热源不需要真空环境,大大降低了生产成本,激光增材制造已成为未来金属增材制造的主要发展方向之一<sup>[9]</sup>。激光熔丝增材制造(LWAM)有材料利用率高、沉积效率高、热输入量小、成形精度相对较高等优

势<sup>[10]</sup>。但目前激光熔丝增材制造仍存在诸多难题,大量的研究表明,铝合金激光熔丝增材制造存在气孔、孔隙、未熔合等沉积成形缺陷。铝合金的材料特性导致熔池快速冷却,陡峭的温度梯度触发熔池晶体的外延生长,诱导形成沿沉积方向生长的粗大柱状晶结构,严重影响沉积样品组织性能<sup>[11]</sup>。

通过双振镜摆动,可实现各种轨迹的激光束摆动。相比高斯激光,摆动激光形成的熔池更稳定、温度梯度小<sup>[12]</sup>,同时激光摆动还可以促进溶质扩散,稳定激光锁孔,进而提高工艺的稳定性<sup>[13]</sup>,有效缓解铝合金焊接时的气孔、热裂纹等问题。Cui等<sup>[14]</sup>通过试验发现圆形振荡模式可以显著降低 2319 铝合金沉积样品的孔隙率,整体气孔率小于 1%,裂纹、未熔合等缺陷也显著降低。许伟等<sup>[15]</sup>采用摆动激光填丝焊接 Al-Si 涂层 22MnB5 钢,发现摆动激光工艺可以有效改善焊缝成形,并通过抑制  $\delta$ -铁素体的生成优化了焊缝组织和力学性能。摆动激光不仅可以改善沉积样品的成形和气孔率,对液态金属结晶也会产生影响。作者团队使用摆动激光焊接 A7204P-T4 铝合金,减少了焊缝气孔,且摆动光束对枝晶生长有明显抑制效果,有效细化了

收稿日期: 2024-01-30; 修回日期: 2024-02-21; 录用日期: 2024-03-04; 网络首发日期: 2024-03-13

基金项目: 国家自然科学基金(52175370)

通信作者: \*wushikai@qlu.edu.cn

焊缝晶粒<sup>[16]</sup>。

除摆动激光外,高强度的超声振动在改善金属显微组织方面也有较为广泛的应用。超声波在熔池中传播时会产生空化效应、声流效应和机械搅拌效应等,对金属熔池有振动搅拌作用并起到细化晶粒的作用<sup>[17]</sup>。Ji等<sup>[18]</sup>解释了高强度超声在ER70S-6低碳钢单道样品电弧增材制造时的作用机理:超声空化是晶粒细化的主要因素,液态金属在负声压下逐渐撕裂为空腔并演化为空化泡,在正声压时空化泡被迅速压缩至溃崩,从而产生强大的高温高压冲击波。柱状晶所受冲击超过其屈服强度导致断裂,进而实现晶粒细化。增材制造中的超声辅助(UA)系统可以分为两大类,即基底超声辅助和随动超声辅助<sup>[19]</sup>。对于基底超声辅助,超声系统放置在基板底部,声能直接传输到基板上。Chen等<sup>[20]</sup>和Cong等<sup>[21]</sup>使用基底超声分别辅助电弧增材(WAAM)和激光送粉增材(LDED),沉积样品孔隙和裂纹均显著减少,晶粒尺寸得到有效细化。基底超声系统简单易于实现,但超声强度会随着沉积高度显著降低。随动超声辅助系统的超声头与热源同步移动,可以实现恒定的超声波强

度输入。研究者发现随动超声辅助的WAAM样品在多个方面都远远优于传统WAAM样品,孔隙率更低,凝固组织细化,力学性能增强。但随动超声头距离熔池很近,会造成一定的熔池污染<sup>[22-23]</sup>。

针对激光熔丝增材制造高强铝合金的组织性能调控难题,围绕超声辅助条件下摆动激光熔丝增材制造后的沉积成形、组织性能展开研究。搭建了超声辅助摆动激光增材平台,超声能场与摆动激光耦合作用于熔池。系统研究了超声工艺参数对2319铝合金单道样品的成形以及显微组织的影响规律,分析了超声对多层沉积微观组织、熔池的影响及作用机制,为超声辅助条件下高强铝合金的激光熔丝增材制造提供了参考。

## 2 试验材料及方法

试验材料为直径为1.2 mm的ER2319铝合金焊丝,在尺寸为200 mm×100 mm×10 mm的6061-T6铝基板上进行增材制造沉积试验。焊丝和基板的化学组成如表1所示。

表1 2319焊丝和6061基板的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of 2319 wire and 6061 substrate (mass fraction, %)

Material	Cu	Mg	Mn	Si	Ti	Al
6061	0.15-0.40	0.80-1.20	0.15	0.40-0.80	0.15	Bal.
ER2319	5.80-6.80	0.20	0.20-0.40	0.10-0.20	0.02-0.10	Bal.

搭建了超声辅助激光熔丝沉积试验平台,图1(a)为装置图,图1(b)为试验过程示意图。系统由激光器、摆动焊接头、机器人、送丝机、超声发生器、换能器、半球头变幅杆和基板运动平台组成。换能器底座与设备机架由弹簧连接,弹簧的压力使变幅杆压紧基板,通过调整弹簧的压缩量实现变幅杆压力的变化。激光光斑大小为0.45 mm,超声频率为20 kHz,超声功率为

2000 W,变幅杆最大振幅为50 μm,基板运动平台由单轴可编程步进电机驱动。变幅杆中心与熔池中心之间的距离(D)称为超声输入间距。

如图1(b)所示,送丝方式采用前置送丝,送丝嘴与水平面的夹角约为45°,激光光束偏置7°以防止光学器件被反射光损伤。保护气为体积分数为99.99%的氩气,送气方式为送丝轴同轴送气,保护气流量为

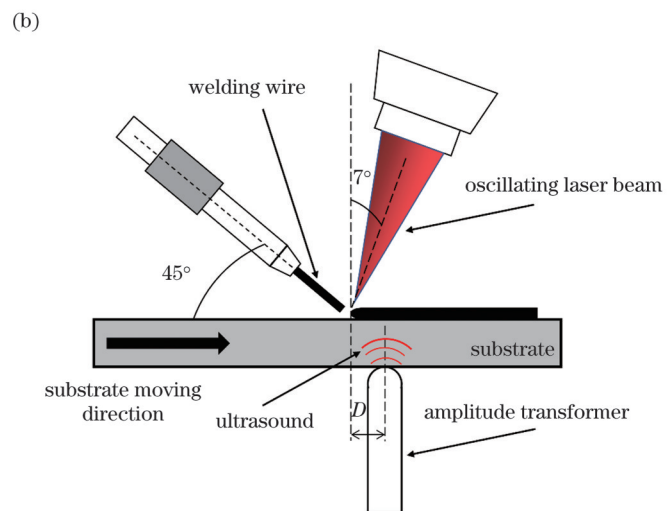
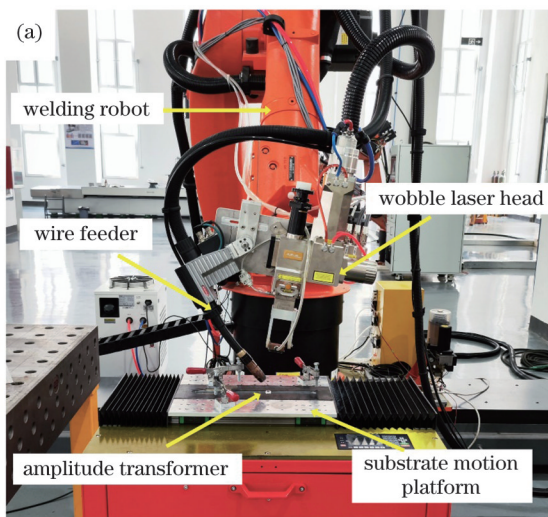


图1 超声辅助激光熔丝增材制造。(a)平台装置;(b)制造过程

Fig. 1 Ultrasound-assisted laser wire additive manufacturing. (a) Platform device; (b) manufacturing process

25 L/min。超声变幅杆位于基板的下方,试验时基板被夹具夹紧并固定在运动平台上,变幅杆压紧基板背部实现声能的传导。在试验过程中,焊接头、送丝嘴和超声变幅杆保持静止,基板沿水平方向定速移动,始终保持熔池与超声输入位置的间距固定,实现恒定的超声波强度输入。

根据前期的工艺优化,确定了无超声单道摆动激

光增材制造的最优工艺参数<sup>[24]</sup>:激光功率为 3.5 kW,送丝速度为 2.5 m/min,打印速度(基板移动速度)为 1.2 m/min,摆动模式为“∞”摆动,摆动频率和摆幅分别为 100 Hz 和 1.2 mm。在该基础上施加超声,有无超声的单道增材制造工艺参数如表 2 所示,其中超声功率占比是指超声波发生器的输出功率占其最大输出功率的百分比。

表 2 单道沉积工艺参数  
Table 2 Single pass deposition process parameters

Parameter	Without ultrasound	With ultrasound
Ultrasonic power proportion $P / \%$	-	20, 40, 60, 80, 100
Ultrasonic input position $D / \text{mm}$	-	-20, -15, -10, -5, 0, 5, 10, 15, 20
Amplitude transformer pressure $F / \text{N}$	-	20, 40, 60, 80, 100, 120
Other parameter	Laser power of 3.5 kW, feeding speed of 2.5 m/min, printing speed of 1.2 m·min <sup>-1</sup> , oscillation frequency of 100 Hz, oscillation amplitude of 1.2 mm	

取单道沉积层的横截面,利用沉积高度  $a(\text{mm})$ 、熔池宽度  $B(\text{mm})$ 、熔池深度  $H(\text{mm})$ 、熔池成形系数  $B/H$ 、沉积层和基板接触角的正弦值  $\tan \theta$  分析沉积参数对单道成形的影响,如图 2 所示。 $\tan \theta$  可以近似表达为

$$\tan \theta = \frac{2a}{B} \quad (1)$$

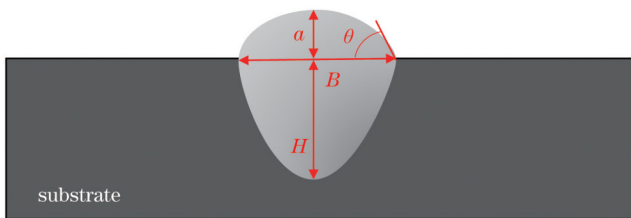


图 2 沉积层横截面示意图

Fig. 2 Cross-section diagram of sedimentary layer

取样位置均为沉积道中部。对样品进行打磨、抛光处理。使用 Keller 试剂(HF、HCl、HNO<sub>3</sub>、H<sub>2</sub>O 的体积分数分别为 1%、1.5%、2.5%、95%)进行腐蚀,金相

组织采用光学显微镜进行观察。在机械抛光的基础上对样品进行电解抛光,随后使用扫描电镜对单道、多层样品的晶粒取向和晶粒尺寸进行分析,加速电压为 20 kV,单层样品的扫描步长为 2 μm,多层样品的扫描步长为 6 μm。采用扫描电镜配备的能谱仪分析多层样品的元素分布。使用 X 射线衍射仪分析多道多层样品的物相组成,扫描角度为 15°~90°,扫描速度为 5 (°)/min。

### 3 试验结果

#### 3.1 超声功率占比对显微组织的影响

##### 3.1.1 单道形貌

图 3(a)~(f)展示了不同超声功率占比下的单道沉积层横截面。从图 3(g)横截面参数变化可以看出:随着超声功率占比的增加,沉积高度  $a$  和接触角的正弦值  $\tan \theta$  基本不受影响,熔深和熔宽先减小后增大,在 40% 时最大,然后又逐渐减小并趋于稳定。当超声功率占比为 40% 时熔池成形系数  $B/H$  最小, $B/H$  越小熔池形貌越趋向于窄而深,熔池内气体的逸出被抑制。

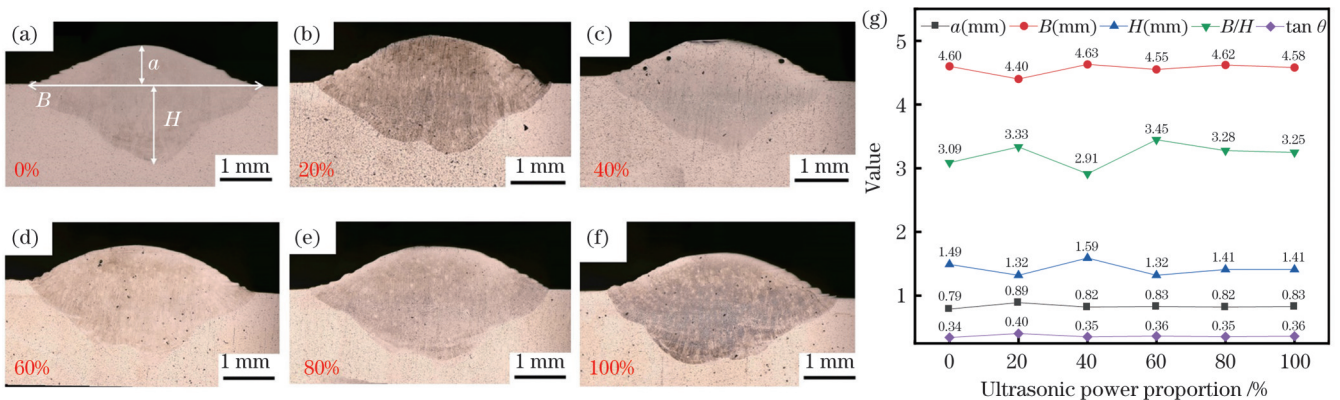


图 3 不同超声功率占比下的单道沉积层横截面及形貌参数。(a)~(f)沉积层横截面;(g)沉积层形貌参数

Fig. 3 Cross sections and morphology parameters of single-pass sedimentary layers under different ultrasonic power proportions.

(a)~(f) Cross sections of sedimentary layers; (g) morphology parameters of sedimentary layer

当超声功率占比为 60% 时  $B/H$  达到最大值, 表明熔池形貌宽而浅, 有利于熔池内气孔的减少。

### 3.1.2 显微组织

对上述单道样品作进一步的晶粒分析, 如图 4 所示, 当不施加超声 (超声功率占比为 0%) 时, 可以看到样品晶粒以宽大的柱状晶为主, 柱状晶之间夹杂零星的等轴晶, 平均晶粒尺寸为  $170.4 \mu\text{m}$  左右。当超声功率占比为 20% 时, 宽大的柱状晶消失, 转变为一些小柱

状晶和等轴晶, 平均晶粒尺寸也降低至  $115 \mu\text{m}$ 。超声功率继续增加, 出现了明显的等轴晶带, 平均晶粒尺寸也降至同组最低的  $70.9 \mu\text{m}$ 。在超声功率占比超过 40% 之后, 晶粒细化效果有所降低, 平均晶粒尺寸保持为  $110 \sim 120 \mu\text{m}$ 。超声功率占比的增加使得晶粒尺寸先降低后增加并趋于稳定, 当超声功率占比为 40% 时, 晶粒细化效果最好, 对比不施加超声的情况, 平均晶粒尺寸降低了 58.5%。

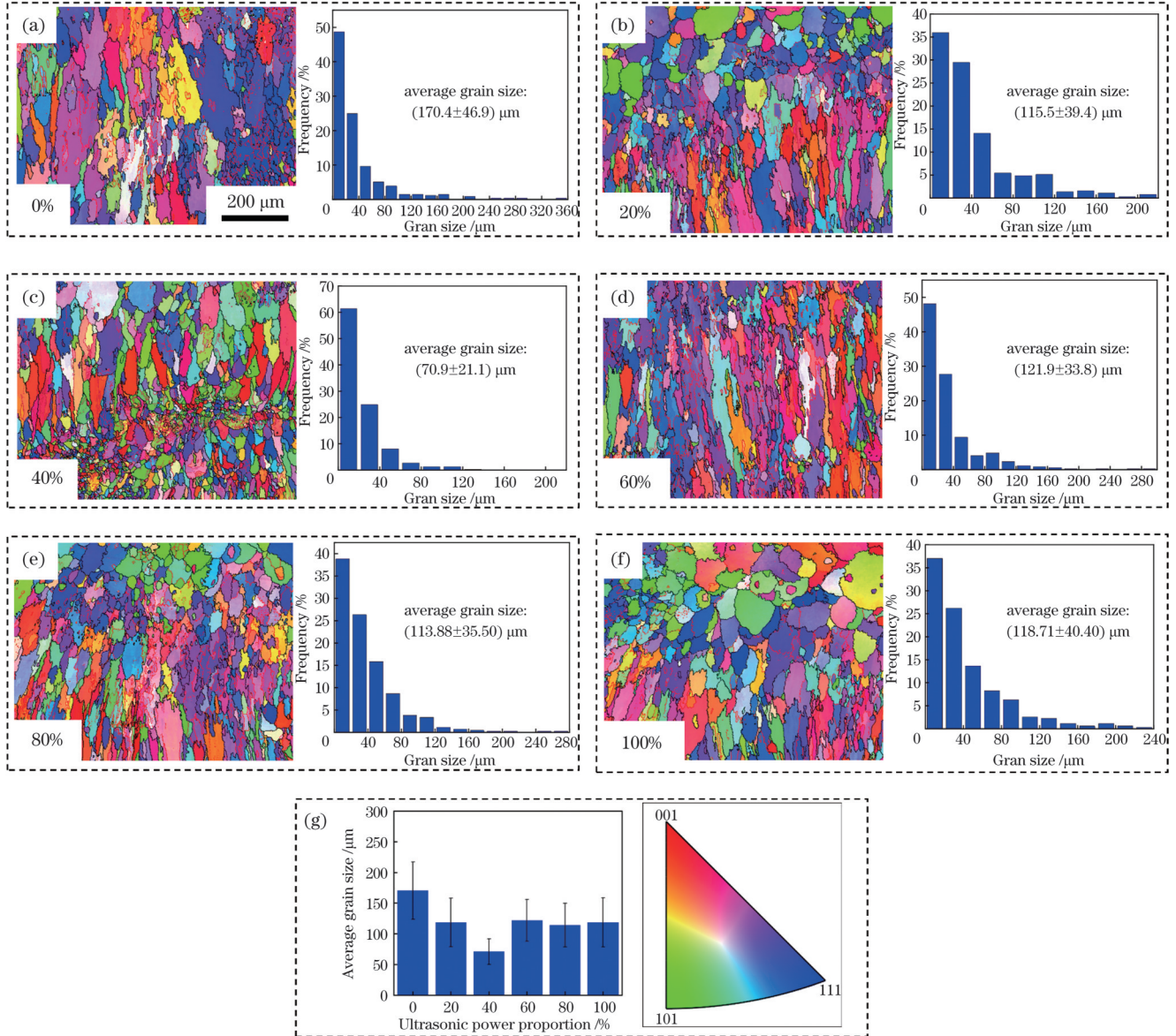


图 4 不同超声功率占比下单道沉积的晶粒取向和晶粒尺寸分布。(a)~(f)晶粒取向和晶粒尺寸;(g)平均晶粒尺寸及图例

Fig. 4 Grain orientations and grain size distributions for single-pass deposition under different ultrasonic power proportions.

(a)~(f) Grain orientations and grain sizes; (g) average grain size and legend

## 3.2 超声输入位置对显微组织的影响

### 3.2.1 单道形貌

如图 1(b) 所示, 当变幅杆位于熔池行进方向前方时, 记超声输入间距为正数 ( $D > 0$ ), 反之则为负。

从图 5(j) 看出超声输入间距对熔深和熔宽影响明显。当输入间距为 0 mm 时, 熔池位于超声输入点的

正上方, 没有水平方向上的超声能量衰减。此时熔池获得的超声搅拌作用最为强烈, 熔体充分铺展, 所以此时沉积层的熔深和熔宽值最大<sup>[25]</sup>。

### 3.2.2 显微组织

图 6 为不同超声输入位置下单道沉积的晶粒取向和晶粒尺寸统计结果。从图 6(j) 可以看出, 当超声输

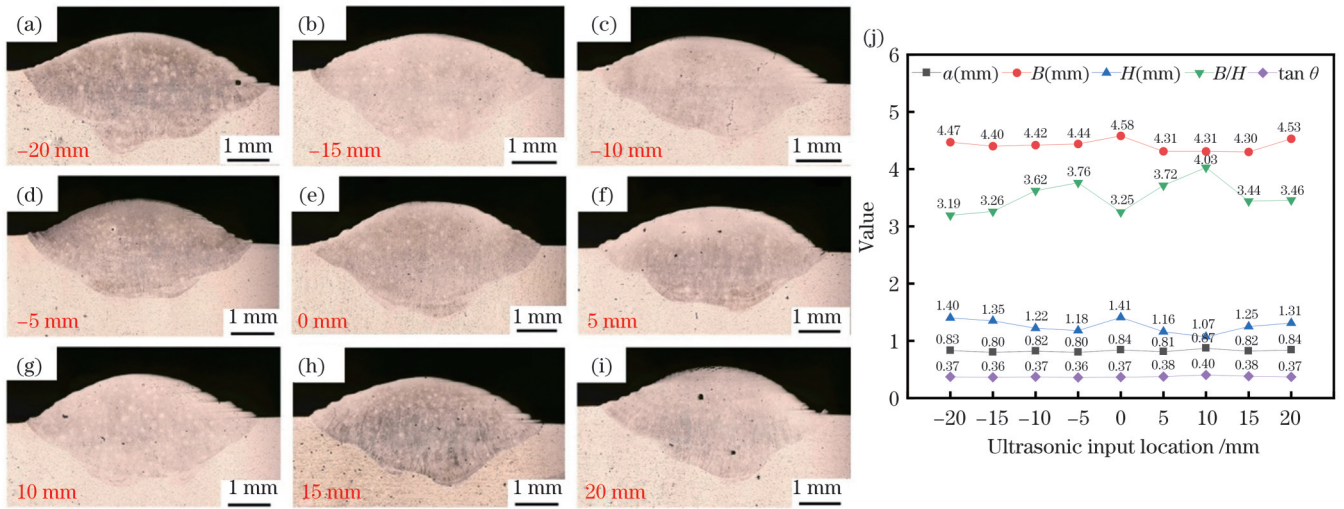


图5 不同超声输入位置处的沉积层横截面及形貌参数。(a)~(i)沉积层横截面;(j)沉积层形貌参数

Fig. 5 Cross sections and morphology parameters of sedimentary layers at different ultrasonic input positions. (a)~(i) Cross sections of sedimentary layers; (j) morphology parameters of sedimentary layer

入位置位于熔池后方时平均晶粒尺寸普遍更小,这表明将超声置于熔池后方更有利于增强超声的细化作用。超声位置在 $-10\text{ mm}$ 处时平均晶粒尺寸只有 $80.9\text{ }\mu\text{m}$ ,同组内细化晶粒效果最佳。超声输入位置对晶粒的影响主要是由超声在固体基板中的传播特性决定的:在基板内,超声以输入位置为中心向周围辐射传播,波阵面为球面,传播形式为反对称兰姆波<sup>[26]</sup>。当超声输入位置发生改变时,熔池所在位置的超声振动就会改变。当熔池位于振动较小的位置时,熔池内的超声能量较小,超声对熔池的空化效应、机械效应等就会减弱,晶粒细化的效果变为零<sup>[17]</sup>。反之当熔池位于振动较强的位置时,超声对熔池的作用强烈,可以达到更好的细化晶粒的效果。

### 3.3 变幅杆压力对显微组织的影响

#### 3.3.1 单道形貌

如图1(b)所示,在超声辅助过程中,将变幅杆以一定的压力抵在基板上,以保证超声波能量能够连续稳定地输入母材及熔池。变幅杆压力需要在合适的范围内变化。当压力过小时,超声能量无法稳定、连续输入,而当压力过大时,振动过于强烈,造成熔池剧烈飞溅,成形效果不佳。图4(a)所示为变幅杆压力为 $0\text{ N}$ 时的横截面,从图7(a)~(f)可以看出变幅杆压力的变化对沉积层横截面有明显影响。随着压力的增大,熔深和熔宽整体上呈现增加的趋势,熔池成形系数 $B/H$ 逐渐降低,熔池形貌逐渐变得上宽下窄,呈蘑菇钉状。过大的变幅杆压力使得熔池的机械振动过于强烈,熔池流动加剧,造成熔深熔宽增加。这种沉积形态会使气体逸出困难,也不利于后续多层的搭建。综合来看,当超声变幅杆压力为 $20\sim 40\text{ N}$ 时,有较好的沉积层成形。

#### 3.3.2 显微组织

当变幅杆压力为 $0\text{ N}$ 时,如图8(a)所示,晶粒形态主要为粗大柱状晶,柱状晶之间分布有少量细小等轴晶,平均晶粒尺寸为 $170.4\text{ }\mu\text{m}$ 。随着变幅杆压力的增加,部分柱状晶的生长趋势被打断,柱状晶转变为等轴晶,细小等轴晶数量增加,平均晶粒尺寸明显减小。图8(c)~(d)有明显的柱状晶和等轴晶分界现象,当变幅杆压力为 $100\text{ N}$ 时,如图8(f)所示,柱状晶几乎完全转化为均匀的等轴晶粒,平均晶粒尺寸也进一步降低。但随着变幅杆压力的继续增大,粗大柱状晶重新出现且平均晶粒尺寸增加[图8(g)],与未施加超声时的平均晶粒尺寸接近。这是因为此时变幅杆压力过大,输入的能量过高,超声的热效应相当于增加了熔池的热输入,促使第二相长大,对晶粒细化起到负面效果<sup>[27]</sup>。综合来看,当变幅杆压力为 $40\sim 100\text{ N}$ 时,晶粒的细化效果比较明显。

#### 3.4 超声辅助多层沉积显微组织

在前述优化参数的基础上,选择 $40\%$ 超声功率占比、 $-10\text{ mm}$ 输入间距、 $40\text{ N}$ 变幅杆压力进行多层多道沉积试验,并与同样工艺参数条件下没有超声辅助的多层沉积进行对比分析。图9为无超声辅助下多层沉积试块的显微组织,各沉积单元之间有明显的分界线,沉积单元内部主要为柱状晶,等轴晶主要存在于沉积单元重熔区底部以及柱状晶之间。总体来看,无超声辅助下多层沉积显微组织的沉积单元大部分为柱状晶,柱状晶的生长方向垂直于沉积单元分界线,出现了一定的择优取向,同时观察到了贯穿层间分界线的柱状晶。等轴晶基本分布在沉积单元的分界线处,少量分布在柱状晶之间。

图10为超声辅助下多层沉积试块的显微组织,与无超声辅助的多层沉积组织相比有显著差异,气孔裂

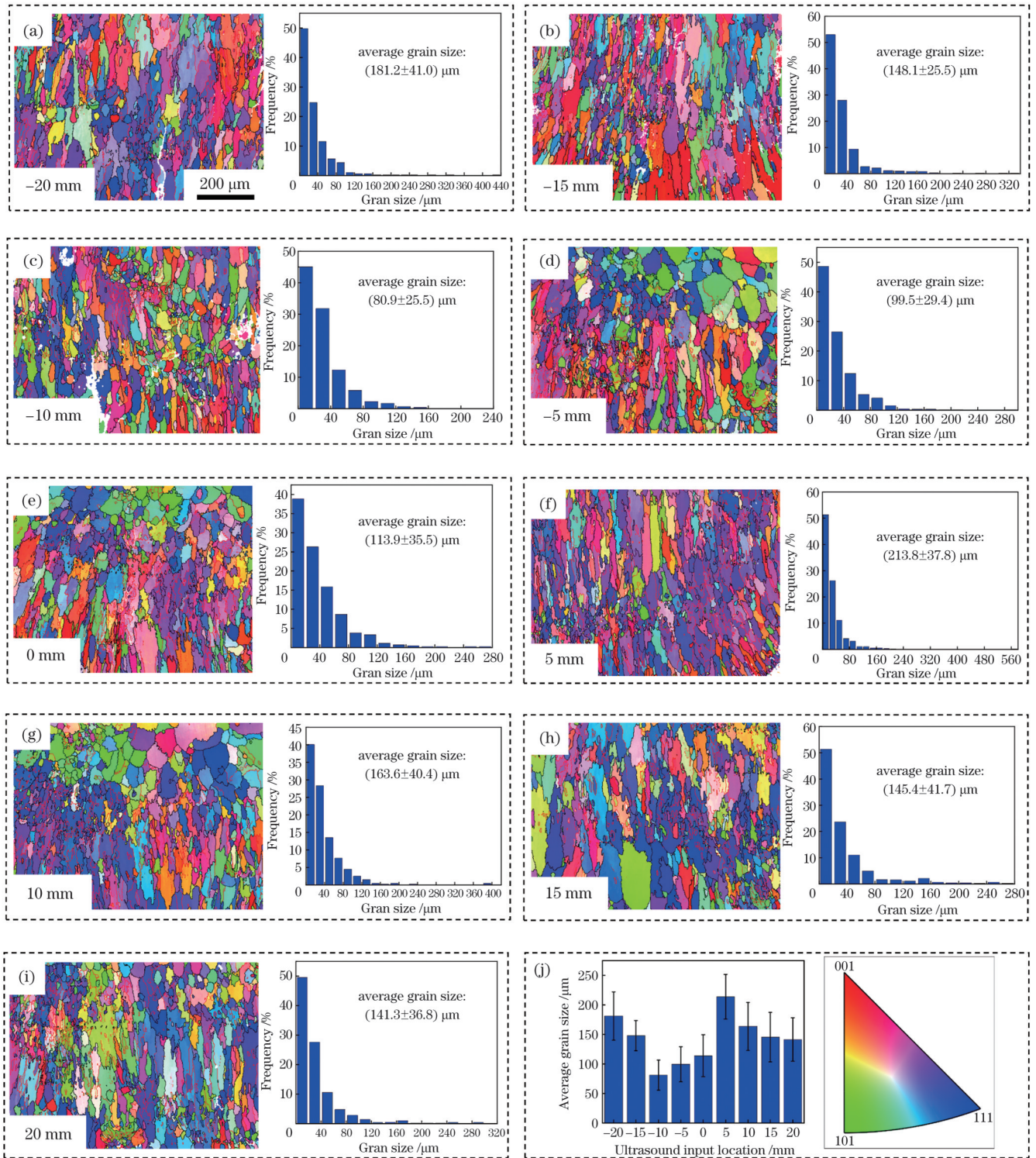


图6 不同超声输入位置处单道沉积的晶粒取向和晶粒尺寸。(a)~(i)晶粒取向和晶粒尺寸;(j)不同超声输入位置处的平均晶粒尺寸及图例

Fig. 6 Grain orientations and grain sizes for single-pass deposition at different ultrasound input positions. (a)-(i) Grain orientations and grain sizes; (j) average grain sizes at different ultrasound input positions and legend

纹等宏观缺陷明显减少。原本较长的柱状晶被打碎,等轴晶数量明显增加,分布更加均匀,沉积单元分界处的等轴晶带明显变大,且沉积单元内部大量等轴晶聚集,内部的柱状晶尺寸有所减小。这是因为超声在熔池中传播会产生空化效应、声流效应和机械效应。机

械效应和声流效应会在熔池凝固过程中对熔体产生强烈的搅动作用,起到了组织均匀化、组织净化的作用;空化效应细化晶粒的原因主要是空化效应产生的空化泡在溃崩的时候会产生声射流和微冲击,二者对晶粒根部会产生较大的冲击力,数量众多的空化泡溃崩会

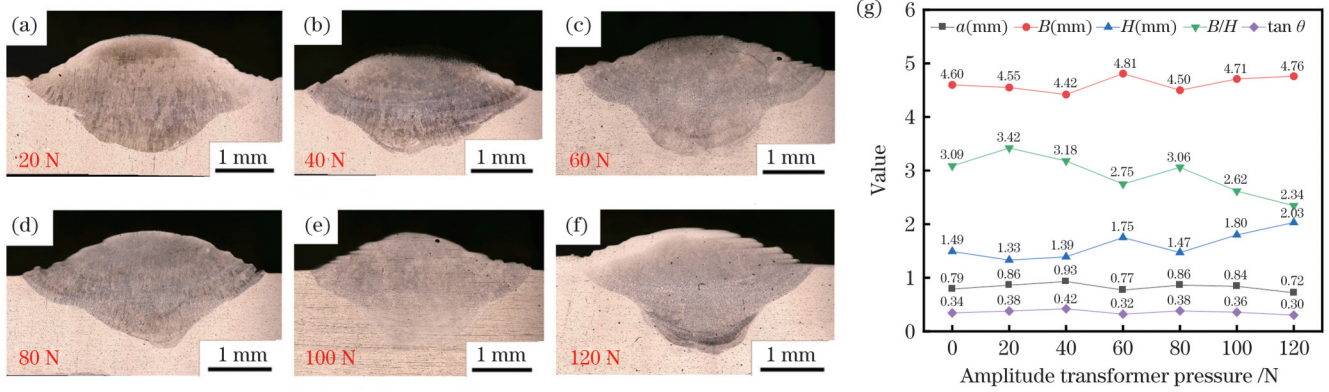


图 7 不同超声变幅杆压力下的沉积层横截面及形貌参数。(a)~(f) 沉积层横截面;(g) 沉积层形貌参数  
 Fig. 7 Cross sections and morphology parameters of sedimentary layer under different ultrasonic amplitude transformer pressures.  
 (a)-(f) Cross sections of sedimentary layers; (g) morphology parameters of sedimentary layer

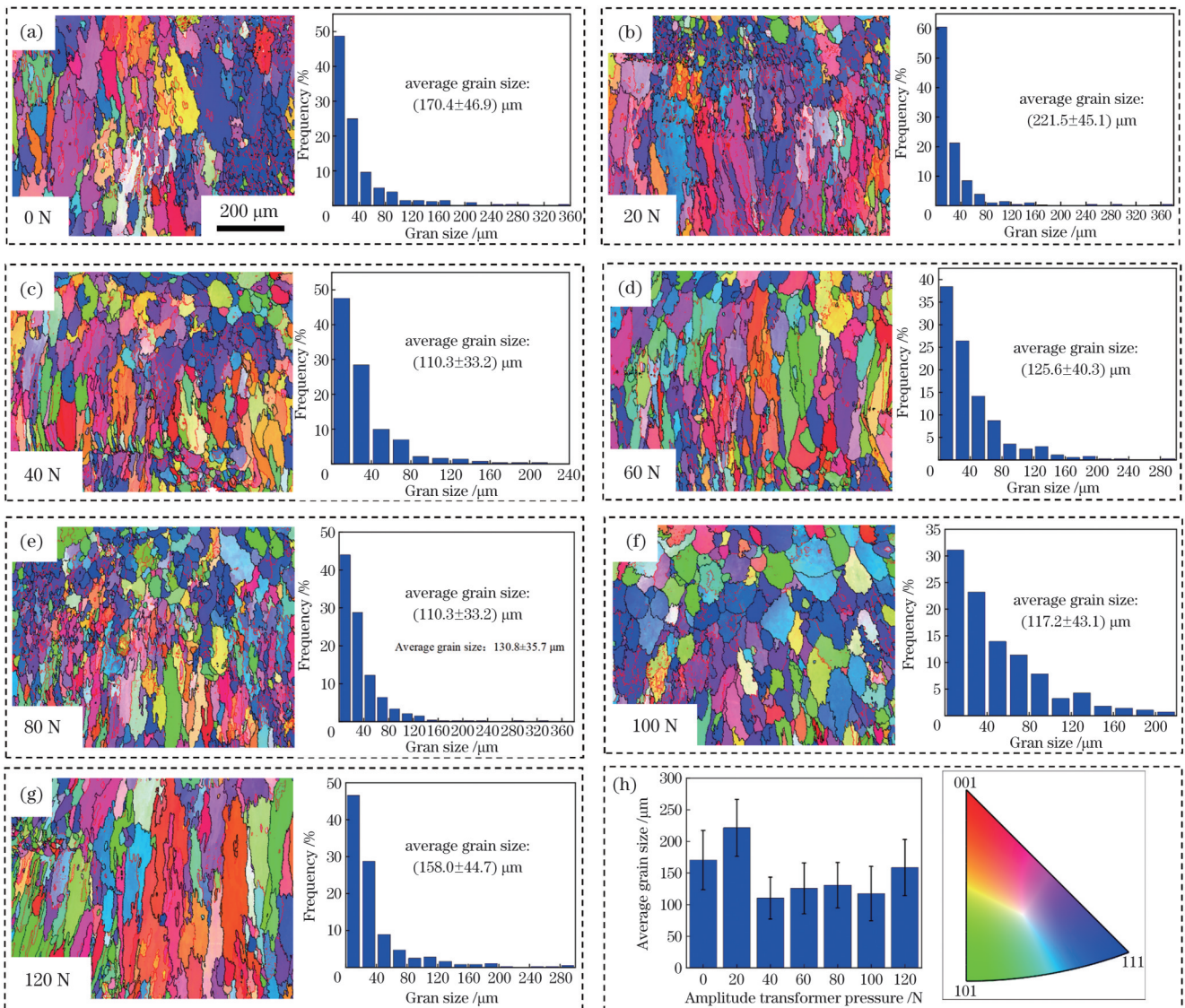


图 8 不同变幅杆压力下的单道沉积的晶粒取向和晶粒尺寸分布图。(a)~(g) 晶粒取向和晶粒尺寸;(h) 不同变幅杆压力下的平均晶粒尺寸及图例

Fig. 8 Grain orientations and grain size distributions for single-pass deposition at different amplitude transformer pressures.  
 (a)-(g) Grain orientations and grain sizes ; (h) average grain sizes at different amplitude transformer pressures and legend

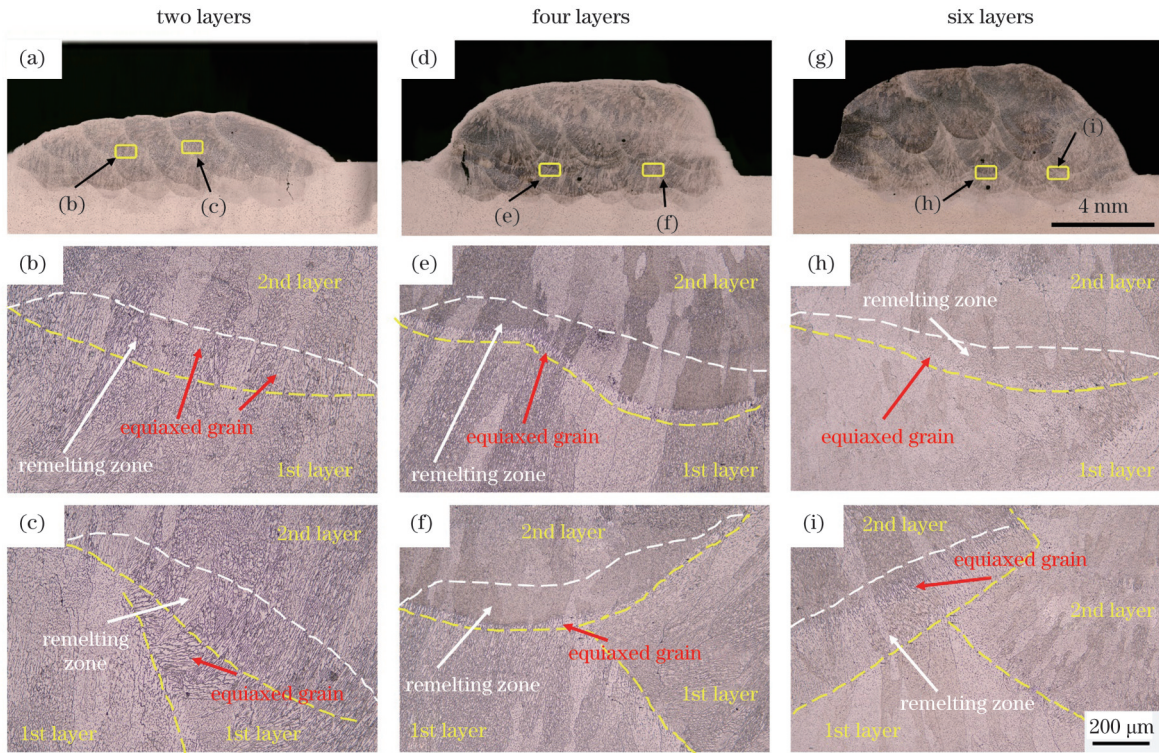


图 9 无超声多层沉积显微组织

Fig. 9 Multilayer deposition microstructures without ultrasonic wave

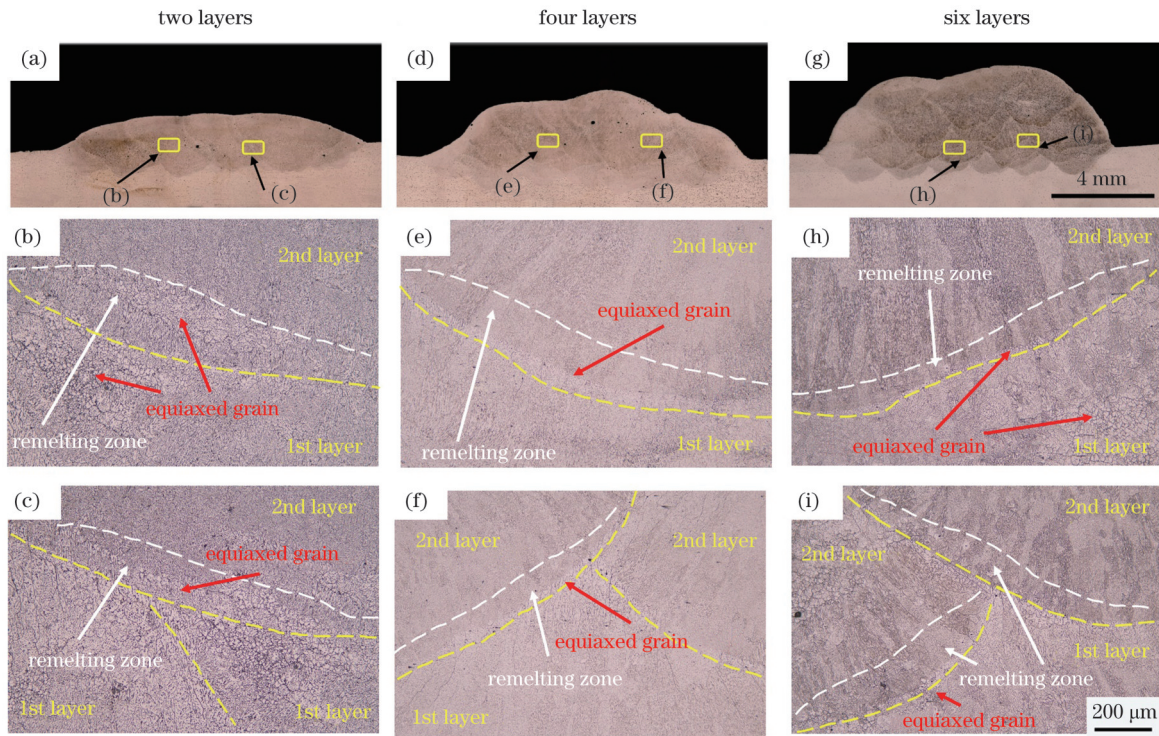


图 10 超声辅助多层沉积显微组织

Fig. 10 Ultrasound-assisted multilayer deposition microstructures

使枝晶破碎并分散到熔池各部<sup>[28-29]</sup>。

图 11 为无超声辅助和有超声辅助下多层多道沉积样块的晶粒取向及尺寸统计图。可以看出:在无超声辅助的沉积样块中,晶粒类型以粗大的柱状晶为主,

少量的等轴晶零星分散在柱状晶之间,柱状晶几乎都是垂直于沉积层的分界线生长,出现了一定的择优取向,且贯穿搭接区,平均晶粒尺寸高达 296  $\mu\text{m}$ 。大尺寸晶粒存在的原因主要是铝的高导热性使得重熔温度



梯度过大,从而使晶粒再次生长,出现了粗大的柱状晶。在施加辅助超声后,如图 11(b)所示,沉积组织的晶粒尺寸明显减小,主要为细小的等轴晶,晶粒的平均尺寸降低到  $99.6 \mu\text{m}$ ,降低了 64%。等轴晶主要分布

在沉积单元底部,形成了明显的等轴晶带。沉积单元内部主要为一些尺寸较小的柱状晶体,其沿沉积方向生长,贯穿层间的柱状晶完全消失。由此可见超声对多层沉积的晶粒取向和晶粒尺寸同样有显著影响。

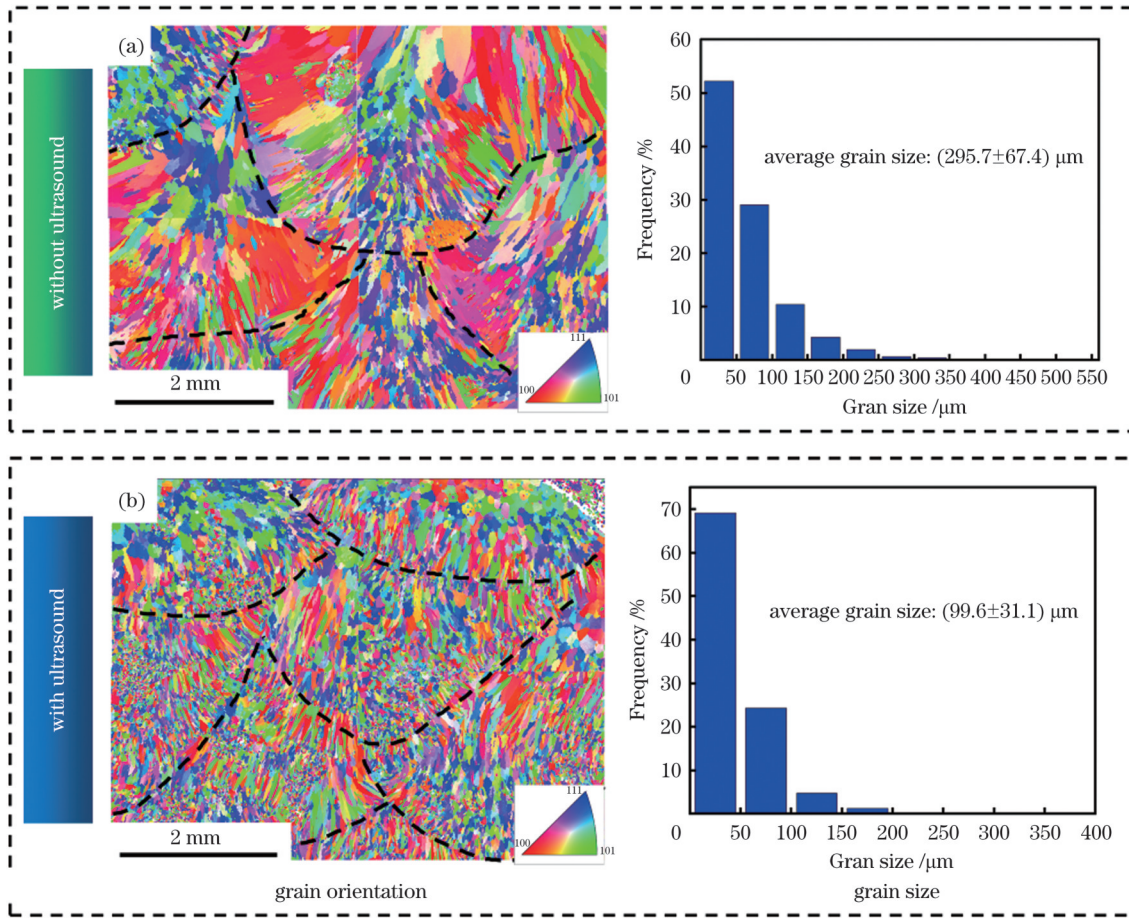


图 11 多层沉积的晶粒取向和晶粒尺寸。(a)无超声;(b)超声辅助

Fig. 11 Grain orientations and grain sizes for multilayer deposition. (a) Without ultrasound; (b) ultrasonic assistance

## 4 分析与讨论

在超声辅助摆动激光沉积样品的过程中,超声波可以在激光熔池中诱发超声空化效应。超声空化效应是指液体中的微气泡在超声作用下发生收缩、膨胀、振荡、内爆等一系列动力学过程。能否发生空化主要取决于超声波强度( $I$ )是否高于熔融金属空化阈值:

$$I = \frac{1}{2} \rho c (2\pi f A)^2, \quad (2)$$

式中: $\rho$ 为熔融铝合金的密度(约为  $2375 \text{ kg/m}^3$ ); $c$ 为液体中的声速(约为  $1300 \text{ m/s}$ ); $f$ 为超声频率( $20 \text{ kHz}$ ); $A$ 为超声输入振幅(取试验组最小值  $10 \mu\text{m}$ )。超声波在基板内垂直传播时会衰减,衰减公式为

$$A_x = A_0 \exp(-\alpha x), \quad (3)$$

式中: $A_x$ 表示距离超声输入表面 $x$ 处的超声振幅; $A_0$ 表示超声输入振幅( $10 \mu\text{m}$ ); $\alpha$ 表示材料的衰减系数(铝合金 $\alpha$ 约为  $0.02 \text{ dB/mm/MHz}$ )。计算得距离超声输入表面  $9 \text{ mm}$  处的超声振幅为  $9.65 \mu\text{m}$ 。代入超声

波强度计算式可得熔池内超声强度的计算值约为  $227 \text{ W/cm}^2$ ,远超铝合金熔融态发生空化所需要的强度阈值(约  $80 \text{ W/cm}^2$ )<sup>[30]</sup>。因此在超声进入铝合金熔池后能够发生空化效应。

当超声波进入熔池时,熔融液体中的气泡受到超声影响,会发生压缩和膨胀现象。如图 12(a)所示,超声波用余弦方程来表示:

$$A = A_0 \cos(2\pi f t), \quad (4)$$

式中: $t$ 为时间。当超声振幅为正值时,超声压表现为正声压,当振幅为负值时,超声压表现为负声压。

如图 12(b)所示,当熔池处于负声压阶段时,液态金属逐渐被撕裂为空腔并演化为空化泡,空化泡随着负压的增加而膨胀,当处于正声压阶段时空化泡会因声压力而收缩。经过一个或多个膨胀和压缩循环后,空化泡因为压力超过自身承受极限而迅速破裂。破裂瞬间会产生能量极高的冲击波,气泡膨胀、压缩、破裂的过程极短,只有毫秒级别,远低于熔池凝固的时间

(秒级)<sup>[18]</sup>。因此在熔池凝固之前晶粒会受到上千次的气泡冲击,最终晶粒发生疲劳断裂,产生了晶粒细化的

效果,这是超声辅助沉积显微组织细化的主要原因之一。

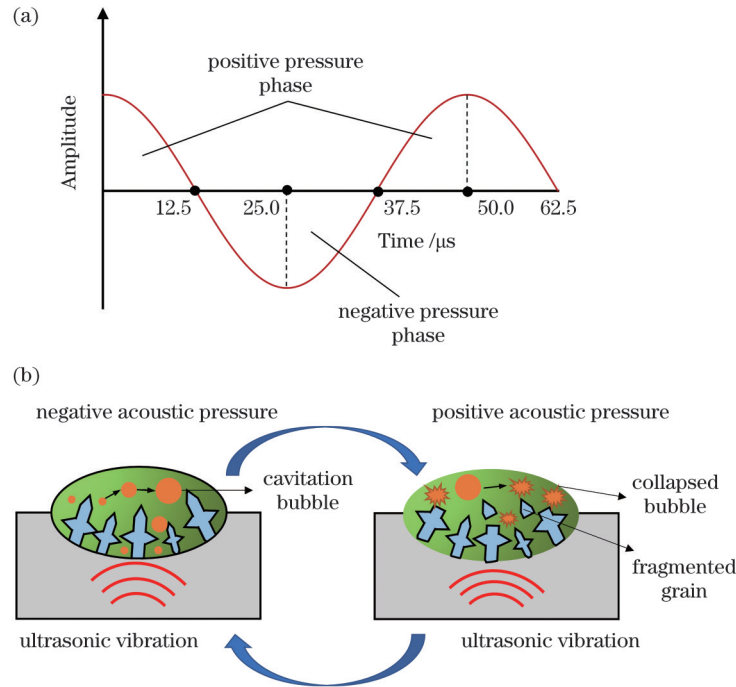


图 12 超声波方程及空化效应示意图。(a)超声波余弦方程;(b)超声空化原理

Fig. 12 Schematics of ultrasonic equation and cavitation effect. (a) Ultrasonic cosine equation; (b) ultrasonic cavitation principle

另一方面,在沉积过程中,超声能量由于金属熔融液体的黏性阻力和熔池中固体颗粒的散射而逐渐衰减,故声波的振幅和能量分布不均匀,形成了声压梯度,产生了声压差。声压差会引起熔池内部的微小运动,从而产生了声流效应。声压差产生的力对熔池起到搅动和混合的作用,从而加快熔池流动,使得金属材料更加均匀地填充沉积区域,减少孔隙的形成。同时促使气泡在熔池中上升并脱离熔池表面,减少气体残留。熔池的快速流动也增大了元素扩散速率,同时也有利于降低熔池的温度梯度<sup>[31-32]</sup>。

根据式(2)可知,增加振幅有助于超声强度超过空化阈值,从而发生超声空化效应。超声振幅直接决定作用于熔池的超声能场的强弱,超声初始输入振幅越大,熔池处的最大超声振幅越大。由文献<sup>[18]</sup>可知,熔池的正负声压区域与晶粒细化区域高度吻合,表明超声空化是晶粒细化的必要条件,超声振幅的增加会引起最大声压区域的扩大,即晶粒细化区域也相应扩大。随着振幅的增大,平均晶粒尺寸先降低后增加并保持稳定<sup>[图 4(g)]</sup>,这是因为随着超声振幅的增大,熔池内的最大声压区域也逐渐增大,表明晶粒细化区域也逐渐扩大,平均晶粒尺寸降低。随着振幅的继续增加,最大声压区的面积逐渐接近熔池全域面积,此时继续增加振幅,最大声压区域基本不会有变化。

另外,由于超声振幅在基板上呈典型的驻场波分布,有些位置振动较强,有些位置振动较弱,振幅最大值和最小值交替出现<sup>[26]</sup>。由于试验中沉积熔池与变幅

杆输入位置始终保持相对静止,通过调整超声输入位置来改变超声场分布将对显微组织产生影响。当熔池距离超声输入位置较近时,熔池内的空化范围比较大。当超声作用间距增加时,熔池内能够发生空化的区域逐渐减小直至熔池内最大声压值低于空化阈值,从而无法发生空化效应<sup>[33]</sup>。图 6(j)呈现的规律总体上与上述结论一致:平均晶粒尺寸减小的情况都发生在超声作用距离比较近时,此时熔池内的空化范围比较广,作用也较强。并且可以看出,超声输入位置两侧的超声场分布并不对称,当熔池位于超声波前方时作用效果明显更好。

变幅杆压力通过影响熔滴过渡频率来影响熔池内的流动。随着变幅杆压力的增加,超声波的机械振动能量增强,促使焊丝上的熔滴加速过渡到熔池,熔滴过渡频率逐渐加快,促进了熔池内的液体流动<sup>[17]</sup>。熔滴快速过渡与超声的声流效应之间有着相互促进作用,当变幅杆压力继续增加时,其促进熔滴过渡的作用基本保持不变,这是由于在一定的压力范围内,超声波的机械振动效果已经达到了一定的饱和状态。如图 8(h)所示,在变幅杆压力超过 60 N 后,随着变幅杆压力的增加,平均晶粒尺寸的变化情况也可以证明这一观点。表明在此超声系统中,超声波的机械振动效果在变幅杆压力为 40~60 N 时最佳。

对多层沉积样品进行进一步的元素和物相分析,结果如图 13 所示。图 13(a)、(c)为多层沉积样品单层沉积单元内部的能谱分析(EDS)结果。在 2319 铝合

金中, Cu 大多固溶在 Al 基体中形成  $\alpha$ -Al 固溶体, 剩余的 Cu 元素以 Al-Cu 化合物的形式分布在晶界或者晶粒内部<sup>[34]</sup>。可以看到相比无超声辅助的多层样品, 超声辅助下样品中有些位置处的 Cu 元素的含量升高, 意味着这些位置有更多的 Al-Cu 化合物存在。结合 X 射线衍射 (XRD) 分析结果可知, 这些 Al-Cu 化合物为  $\text{Al}_2\text{Cu}$ 。由此可知, 超声波的引入使得多层样品中出现了更多的  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  作为 2319 铝合金组织中的强化相可以起到阻碍滑移和位错移动的作用, 可以有效地提高材料的强度和硬度<sup>[35]</sup>。

图 13(b)、(d) 为多层沉积样品的 XRD 物相分析

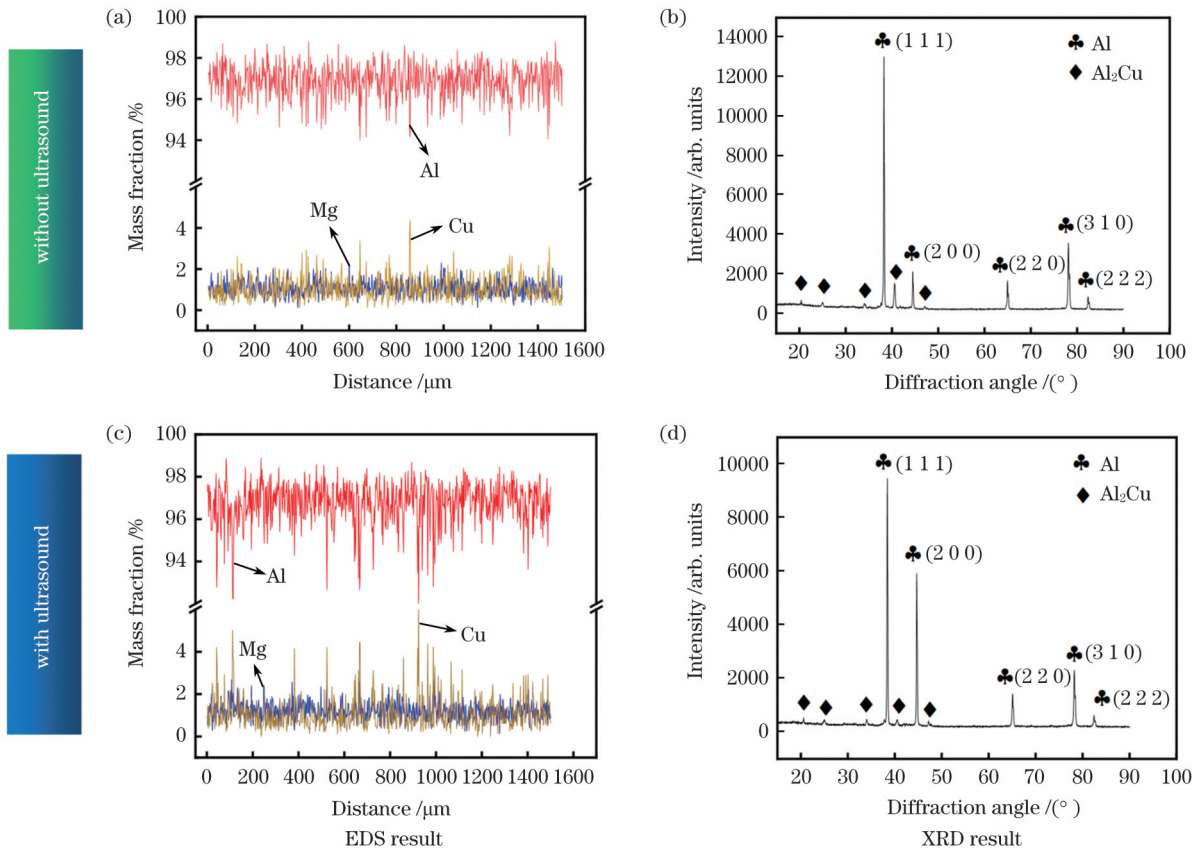


图 13 多层沉积样品的 XRD、EDS 分析结果

Fig. 13 XRD and EDS results of multilayer deposited samples

## 5 结 论

搭建了超声辅助摆动激光增材制造平台, 研究了超声功率、超声输入位置和变幅杆压力对 2319 铝合金单道、多层沉积样品的宏观形貌和微观组织的影响行为, 阐明了超声作用于沉积样品的主要机理, 得出的主要结论如下:

1) 超声功率占比和变幅杆输入位置对沉积层整体宏观形貌的影响不大。变幅杆压力可以显著影响宏观形貌, 过大的压力会使熔池形态逐渐趋于上宽下窄的“蘑菇钉状”形貌。

2) 随着超声功率占比的增加, 沉积层晶粒尺寸先减小后增大, 当超声功率占比为 40% 时晶粒尺寸最

结果, 主要检测到 Al 和  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相的衍射峰强度较低, 变化规律不明显。无论有无超声辅助, 多层沉积样品中 Al 的择优取向未发生变化, 始终是 (1 1 1)。Al 为面心立方 (FCC) 结构, FCC 结构的密排面为 (1 1 1), 沿面 (1 1 1) 滑移所需的应力最小, 故疲劳断裂通常沿 (1 1 1) 晶面族滑移面扩展<sup>[36]</sup>。当施加超声辅助后, 如图 13(d) 所示, Al (1 1 1) 衍射峰强度降低, Al (2 0 0) 衍射峰强度增加, 这有利于抑制样品疲劳裂纹的扩展。由此可知, 超声辅助可以在一定程度上优化多层沉积样品的力学性能, 抑制样品疲劳断裂的趋势。

小, 由无超声时的  $170.9 \mu\text{m}$  减小到  $70.9 \mu\text{m}$ , 晶粒尺寸降低了 58.5%。超声输入位置在熔池之后 10 mm 处时晶粒尺寸同组最小, 仅为  $80.9 \mu\text{m}$ 。当变幅杆压力为 40~100 N 时, 其对沉积层晶粒有明显的细化作用, 晶粒尺寸仅为无超声时的 64.4%~76.1%。

3) 超声辅助在多层沉积中也有明显作用, 多层沉积中的裂纹、气孔等宏观缺陷明显减少, 晶粒得到显著细化。超声波的引入增加了样品中  $\text{Al}_2\text{Cu}$  化合物强化相的含量, 并通过调整 Al 元素滑移面的生长取向抑制了裂纹疲劳扩展的倾向。

4) 声流效应和空化效应是影响沉积样品的主要超声作用机理。声流效应通过声压差产生的力对熔池起到搅动和混合的作用, 促进熔池流动, 金属材料分布

更加均匀;当超声强度高于材料空化阈值时出现空化效应,熔池中的微气泡在正负压下发生收缩、膨胀、振荡、内爆等过程,引起晶粒的疲劳断裂,达到细化晶粒的效果。超声功率占比、超声输入位置和变幅杆压力主要是通过影响熔池内的超声压力场或熔池流动来影响超声作用效果。

### 参 考 文 献

- [1] Liu S Y, Shin Y C. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: a review[J]. *Materials & Design*, 2019, 164: 107552.
- [2] Fayazfar H, Salarian M, Rogalsky A, et al. A critical review of powder-based additive manufacturing of ferrous alloys: process parameters, microstructure and mechanical properties[J]. *Materials & Design*, 2018, 144: 98-128.
- [3] Ngo T D, Kashani A, Imbalzano G, et al. Additive manufacturing (3D printing): review of materials, methods, applications, and challenges[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 143: 172-196.
- [4] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components-process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112-224.
- [5] 齐世文, 荣鹏, 黄丹, 等. 激光粉末床熔融增材制造铝合金的室温和高温力学性能研究[J]. *中国激光*, 2022, 49(8): 0802001.  
Qi S W, Rong P, Huang D, et al. Room-and high-temperature mechanical properties of aluminum alloys fabricated using laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(8): 0802001.
- [6] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M, et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys[J]. *Nature*, 2017, 549(7672): 365-369.
- [7] Akbari M, Ding Y Y, Kovacevic R. Process development for a robotized laser wire additive manufacturing[C]//Proceedings of ASME 2017 12th International Manufacturing Science and Engineering Conference Collocated with the JSME/ASME 2017 6th International Conference on Materials and Processing, June 4-8, 2017, Los Angeles, California, USA. New York: ASME Press, 2017.
- [8] 张兴寿, 王勤英, 郑淮北, 等. 激光增材制造合金材料残余应力及应力腐蚀研究现状[J]. *激光与光电子学进展*, 2022, 59(13): 1300002.  
Zhang X S, Wang Q Y, Zheng H B, et al. Residual stress and stress corrosion of alloy materials in laser additive manufacturing [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2022, 59(13): 1300002.
- [9] Song Y D, Yuan C W, Huang W H, et al. Research on hole inhibiting mechanism of 5A06 aluminum alloy during laser oscillating fuse deposition forming[J]. *Optics & Laser Technology*, 2023, 164: 109530.
- [10] Huang W H, Chen S J, Xiao J, et al. Laser wire-feed metal additive manufacturing of the Al alloy[J]. *Optics Laser Technology*, 2021, 134: 106627.
- [11] Heidowitzsch M, Gerdt L, Samuel C, et al. Grain size manipulation by wire laser direct energy deposition of 316L with ultrasonic assistance[J]. *Journal of Laser Applications*, 2023, 35(3): 032017.
- [12] Ai Y W, Yu L, Huang Y, et al. The investigation of molten pool dynamic behaviors during the “∞” shaped oscillating laser welding of aluminum alloy[J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2022, 173: 107350.
- [13] 陈思宇, 夏椰林, 刘兴宇, 等. 圆环摆动激光沉积碳化钨增强镍铜合金微观组织及耐磨性研究[J]. *中国激光*, 2023, 50(20): 2002103.  
Chen S Y, Xia Y L, Liu X Y, et al. Microstructure and wear resistance of tungsten-carbide-reinforced nickel copper alloy deposited by circular oscillating laser[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2023, 50(20): 2002103.
- [14] Cui X J, Qi E Y, Wu S K, et al. Wire oscillating laser additive manufacturing of 2319 aluminum alloy: optimization of process parameters, microstructure, and mechanical properties[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*, 2022, 1(3): 100035.
- [15] 许伟, 张旭志, 陶武, 等. 铝硅涂层钢摆动激光填丝焊接接头组织和性能[J]. *中国激光*, 2023, 50(16): 1602106.  
Xu W, Zhang X Z, Tao W, et al. Microstructure and properties of welded joints of oscillating laser filler wire welded Al-Si coated steel[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2023, 50(16): 1602106.
- [16] Wu S K, Li Z X, Qi E Y, et al. Impact of Nb on microstructure and properties of oscillating laser-CMT hybrid welding joints of A7204P-T4 aluminium alloy sheets[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2021, 26(4): 273-278.
- [17] 吴卓伦. 铝合金超声辅助激光-电弧复合焊接特性研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.  
Wu Z L. Study on the characteristics of ultrasonic-assisted laser-arc composite welding of aluminum alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020.
- [18] Ji F L, Hu Z Q, Qin X P, et al. Grain refinement and mechanism of steel in ultrasound assisted wire and arc additive manufacturing [J]. *International Communications in Heat and Mass Transfer*, 2023, 143: 106724.
- [19] Tan C L, Li R S, Su J L, et al. Review on field assisted metal additive manufacturing[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2023, 189: 104032.
- [20] Chen Y H, Xu M F, Zhang T M, et al. Grain refinement and mechanical properties improvement of Inconel 625 alloy fabricated by ultrasonic-assisted wire and arc additive manufacturing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 910: 164957.
- [21] Cong W L, Ning F D. A fundamental investigation on ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping of stainless steel[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2017, 121: 61-69.
- [22] Wang T Z, Mazánová V, Liu X. Ultrasonic effects on gas tungsten arc based wire additive manufacturing of aluminum matrix nanocomposite[J]. *Materials & Design*, 2022, 214: 110393.
- [23] Yuan D, Shao S Q, Guo C H, et al. Grain refining of Ti-6Al-4V alloy fabricated by laser and wire additive manufacturing assisted with ultrasonic vibration[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2021, 73: 105472.
- [24] 崔旭建. 摆动激光熔丝沉积 2319 铝合金工艺优化及组织性能研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2022.  
Cui X J. Research on process optimization and organizational properties of 2319 aluminum alloy deposited by oscillating laser fusion wire[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2022.
- [25] Cao Y, Zhang Y C, Ming W Y, et al. Review: the metal additive-manufacturing technology of the ultrasonic-assisted wire-and-arc additive-manufacturing process[J]. *Metals*, 2023, 13(2): 398.
- [26] 陈琪昊. 铝合金超声辅助 TIG 焊声传播特性与焊缝晶粒细化机制[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.  
Chen Q H. Acoustic propagation characteristics and grain refinement mechanism of weld during ultrasonic assisted TIG welding of aluminum alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.
- [27] 赵文涛. SiC<sub>p</sub>/6061 铝基复合材料超声辅助激光焊接工艺及机理研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2021.  
Zhao W T. Study on ultrasonic-assisted laser welding process and mechanism of SiC<sub>p</sub>/6061 aluminum matrix composites[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2021.
- [28] Shu D, Sun B D, Mi J W, et al. A high-speed imaging and modeling study of dendrite fragmentation caused by ultrasonic cavitation[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(10): 3755-3766.
- [29] Wang F, Eskin D, Connolley T, et al. Effect of ultrasonic melt treatment on the refinement of primary Al<sub>3</sub>Ti intermetallic in an Al-0.4Ti alloy[J]. *Journal of Crystal Growth*, 2016, 435: 24-30.

- [30] Wang G, Wang Q, Easton M A, et al. Role of ultrasonic treatment, inoculation and solute in the grain refinement of commercial purity aluminium[J]. *Scientific Reports*, 2017, 7: 9729.
- [31] El-Azab S A, Zhang C, Jiang S, et al. *In situ* observation of melt pool evolution in ultrasonic vibration-assisted directed energy deposition[J]. *Scientific Reports*, 2023, 13: 17705.
- [32] Ji F L, Qin X P, Hu Z Q, et al. Influence of ultrasonic vibration on molten pool behavior and deposition layer forming morphology for wire and arc additive manufacturing[J]. *International Communications in Heat and Mass Transfer*, 2022, 130: 105789.
- [33] 袁丁. 超声振动对 ER321 不锈钢和 TC4 钛合金激光增材制造组织性能影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2022.  
Yuan D. Effect of ultrasonic vibration on the organizational properties of laser additive manufacturing of ER321 stainless steel and TC4 titanium alloy[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2022.
- [34] Xie B X, Huang L, Wang Z Y, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of 2219 aluminum alloy from different aging treatments to subsequent electromagnetic forming[J]. *Materials Characterization*, 2021, 181: 111470.
- [35] Zhang L, Wang S T, Wang H X, et al. Mechanical properties and microstructure evolution of vibration assisted wire arc additive manufacturing 2319 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 885: 145634.
- [36] Leverant G R, Gell M. The influence of temperature and cyclic frequency on the fatigue fracture of cube oriented nickel-base superalloy single crystals[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1975, 6 (2): 367-371.

## Influence of Ultrasonic Assistance on Deposition Formation and Microstructure of 2319 Aluminum Alloy by Oscillating Laser Wire Additive Manufacturing

Wang Yanshuang<sup>1</sup>, Zhang Zhen<sup>1</sup>, Wu Shikai<sup>1,2\*</sup>

<sup>1</sup>*Faculty of Mechanical Engineering, Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences), Jinan 250353, Shandong, China;*

<sup>2</sup>*Laser Institute, Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences), Jinan 250353, Shandong, China*

### Abstract

**Objective** High-strength aluminum alloys are widely used in the aerospace and national defense fields owing to their light weight, high specific strength, and corrosion resistance. However, owing to their material characteristics, high-strength aluminum alloys are often accompanied by coarse columnar crystals and a serious hot cracking tendency in the additive manufacturing process, causing the additive manufacturing of high-strength aluminum alloys to lag behind that of other alloy materials. Compared to conventional Gaussian laser additive manufacturing, swing laser additive manufacturing has a more stable laser keyhole and a smaller molten pool temperature gradient. It can also stabilize the deposition process of aluminum alloys and reduce deposition defects. Recently, oscillating lasers have been widely used in welding and additive manufacturing. In addition to the oscillating laser, high-intensity ultrasonic vibration is widely used to improve the microstructure of metals owing to its cavitation and acoustic flow effects in the molten pool. The deposition formation and microstructure properties of oscillating laser wire additive manufactured sample under ultrasonic-assisted conditions are studied to address the difficult problem of microstructure property control in the laser wire additive manufacturing of high-strength aluminum alloys. The effect of ultrasonic parameters on the formation and microstructure of 2319 aluminum alloy is systematically studied using ultrasonic-assisted swing laser additive manufacturing technology. The effect of ultrasound on the microstructures of multilayer deposited samples and the behavior and mechanism of the molten pool are analyzed.

**Methods** The test materials are an aluminum alloy welding wire (diameter of 1.2 mm) and a 6061 aluminum alloy substrate (size of 200 mm×100 mm×10 mm). The welding head, wire feeder, and ultrasonic horn remain stationary, the substrate moves horizontally at a constant speed, and the distance between the molten pool and ultrasonic input position is fixed to achieve a constant ultrasonic intensity input (Fig. 1). Table 2 lists single pass deposition process parameters. Because ultrasonic waves can produce cavitation, acoustic flow, and mechanical vibrations in the molten pool, they produce a series of strengthening effects on the molten pool. After the test, we compare the macroscopic cross-sections, microstructures, grain orientations, grain sizes, elemental distributions, and phase compositions of the samples using optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), and X-ray diffraction (XRD). We analyze the mechanism of ultrasonic molten pool strengthening based on the grain orientation of the sample, element distribution, and phase composition.

**Results and Discussions** The influence of ultrasonic power on the deposition morphology is generally small but significantly influences the grain size. When the ultrasonic power proportion is 40%, the deposition morphology and grain size are the best in the same group (Figs. 3 and 4). The increase in the ultrasonic amplitude leads to an enlargement of the maximum sound pressure region. As the amplitude increases, the area of the maximum sound pressure zone gradually approaches that of the full molten pool, and the area of the maximum sound pressure zone does not change with the increase in amplitude. The ultrasonic amplitude distribution on the substrate is a typical standing-field wave distribution. When the molten pool is close to the ultrasonic input position, the cavitation range of the molten pool increases. When the ultrasonic action interval increases, the cavitation area in the molten pool gradually

decreases until the maximum sound pressure value in the molten pool is lower than the cavitation threshold, and cavitation cannot occur. Therefore, the average grain size decreases when the ultrasonic action distance is relatively small, and the effect is better when the ultrasonic beam is located behind the molten pool (Fig. 6). The pressure of the amplitude transformer affects the flow in the molten pool by affecting the droplet transition frequency. With an increase in the pressure of the horn, the mechanical vibration energy of the ultrasound is enhanced, which accelerates the transition of the droplet on the welding wire to the molten pool and promotes liquid flow in the molten pool. When the horn pressure increases, the role of promoting droplet transition remains unchanged, and the mechanical vibration effect of the ultrasonic wave reaches a certain saturation state.

The microstructures and composition distributions of multilayer deposited specimens with ultrasonic assistance differ significantly from those without ultrasonic assistance. The ultrasonically assisted multilayer deposition samples show a decrease in the macroscopic defects (Figs. 9 and 10), a significant decrease in the grain size of the deposition structure (Fig. 11), mainly fine equiaxed crystals, and a decrease in the average grain size of 64% (99.6  $\mu\text{m}$ ). The introduction of ultrasound results in more  $\text{Al}_2\text{Cu}$  in the multilayer sample.  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , as the strengthening phase in the 2319 aluminum alloy structure, prevents slip and dislocation (Fig. 13). The strengthening effect of ultrasonic waves on the molten pool is essentially realized through cavitation and sound flow effects, which influence each other. The cavitation effect essentially involves multiple cycles of bubble expansion and rupture before the solidification of the molten pool, resulting in fatigue fracture of the grain. The sound flow effect is caused by the attenuation of ultrasound in the molten pool and the sound pressure difference, leading to a low solute flow.

**Conclusions** An ultrasonic-assisted swing laser is used for the additive deposition of a 2319 high-strength aluminum alloy. Compared with single-pass swing laser additive deposition, introducing ultrasound can effectively reduce deposition defects, promote melt flow, inhibit columnar grain growth, refine grains, and improve microstructural properties. Simultaneously, the ultrasonic assistance increases the content of the strengthening phase to a certain extent and inhibits the expansion of strain cracks. The ultrasonic parameters also clearly influence the macroscopic morphology and microstructure of the deposited samples.

**Key words** laser technique; oscillating laser; ultrasound assistance; 2319 aluminum alloy; additive manufacturing; microstructure