

超声振动辅助激光熔化沉积 316L 不锈钢 的微观组织演变

柴鹏涛, 刘 学, 李晋锋, 刘政豪, 杨晓珊, 周昱昭, 王小英, 董鲜峰, 乐国敏

(中国工程物理研究院 材料研究所, 四川 绵阳 621908)

摘 要: 在激光熔化沉积 316L 不锈钢的过程中耦合不同功率的超声振动, 研究了超声功率对晶粒形态、尺寸、凝固组织形成机制以及晶粒生长特性的影响。研究表明, 激光熔化沉积过程中 316L 不锈钢晶粒发生定向凝固外延生长, 形成粗大的柱状晶。施加超声会将沿[100]方向外延生长的粗大原生柱状晶打碎, 产生细化晶粒的效果; 沿柱状晶外延生长方向传递的超声振动增大了晶粒内沿长轴方向的累积取向差, 提高了平均位错密度。施加超声有助于加强熔池流体的对流, 降低沿沉积方向的温度梯度, 使得垂直生长的柱状晶更快转变为八字形柱状晶; 同时提高合金凝固冷速, 使得柱状晶宽度以及晶粒内部一次枝晶列间距减小, 实现宏观晶粒尺寸与微观枝晶间距的细化。

关键词: 超声振动; 激光熔化沉积; 316L 不锈钢; 微观组织

中图分类号: TG142.71

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)12-4177-08

增材制造技术, 或称 3D 打印技术, 具有节约材料成本、缩短生产周期、设计灵活等优点^[1], 近年来得到了极大的发展和应用。其中, 激光熔化沉积技术与选区激光熔化技术作为金属增材制造的 2 大技术方向得到了广泛的关注。316L 不锈钢作为常用奥氏体不锈钢, 具有优良的力学性能、加工特性和耐蚀性能^[2,3], 被广泛应用于各个领域。近年来, 围绕 316L 不锈钢的选区激光熔化技术^[2,4-8]和激光熔化沉积技术获得了广泛的关注。相比于选区激光熔化技术, 激光熔化沉积技术更适合大尺寸构件的快速近净成形^[9], 在工程领域有着良好的应用前景。目前针对激光熔化沉积 316L 不锈钢的研究已涉及到成形工艺过程^[10-13]、微观组织^[14-17]、力学性能^[10,15,17]等方面。

在激光熔化沉积过程中, 基板或已成形部分作为冷端, 在熔池内形成一个定向的热流。因此, 熔池内液态合金易发生定向凝固外延生长, 使得原生晶粒非常粗大, 例如钛合金的 β 柱晶^[18,19]、镍基合金柱晶^[20,21]和铁基合金柱晶^[4,22]等, 这些外延生长的定向柱晶高度可以达到几百微米甚至厘米量级。现有研究表明, 激光熔化沉积 316L 不锈钢的凝固组织全部为 γ 奥氏体, 由外延生长的粗大柱状晶组成^[10,14], 柱状晶一次枝晶间距大小在 $6.5\sim 17\ \mu\text{m}$ ^[16], 且一般很难发生柱状晶向等轴晶的转变^[14,16]。对于形成固态后在冷却过程

中不发生相变强化的合金来说, 如钎合金^[23]和本工作所研究的 316L 不锈钢, 粗大柱晶将使合金呈现较低的强度与各向异性的力学性能。即使对于形成固态后能发生相变的 TC4 合金^[18,24]、马氏体钢^[25,26]等材料来说, 粗大的柱状晶粒也会导致材料呈现各向异性的性能。如何在激光熔化沉积过程中打断柱状晶生长以及细化晶粒, 成为了一个增材制造领域必须要解决的问题。

传统凝固过程中细化晶粒的方法主要包括化学细化法、热控法和动力学细化法^[27]。化学细化法是指在合金中添加异质形核剂^[28]提升形核率来细化晶粒; 热控法是指在合金浇注和凝固过程中通过控制传热条件^[29]来提高熔体的过冷度和形核率从而获得细化的初生晶粒; 动力学细化法是指在合金凝固过程中, 通过搅拌^[30]、超声振动^[31]、电磁场^[32]等机械物理的方法使枝晶破碎或改变凝固形核条件来实现晶粒细化。超声振动已被成功应用于传统熔炼过程, 显示出了良好的细化晶粒效果^[33,34]。Todaro^[35]等人将超声振动应用于 Ti-6Al-4V 的激光熔化沉积过程中, 使得钛合金中的 β 柱状晶得到显著细化, 屈服强度和抗拉强度提高了 12%。王潭^[36]等人也将超声振动应用于镍基高温合金的激光熔化沉积过程中, 发现施加超声振动后, 成形件的表面粗糙度和残余应力得到了显著改善, 微观组织得以细化, 抗拉强度和屈服强度均有提高。Cong^[37]

收稿日期: 2019-12-25

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFB0702400); 国家自然科学基金 (51871203, 11605164)

作者简介: 柴鹏涛, 男, 1995 年生, 硕士生, 中国工程物理研究院材料研究所, 四川 绵阳 621908, E-mail: pengtaochai@163.com

等人通过将超声振动应用于 630 不锈钢的激光熔化沉积过程中,发现施加超声振动可以成功减少样品的孔隙和微裂纹,并显著细化晶粒。

本研究通过在 316L 不锈钢的激光熔化沉积过程中耦合不同功率的超声振动,研究了超声功率对 316L 不锈钢的宏观晶粒形貌及尺寸的影响规律,并对凝固过程中的晶粒生长机制进行了深入的晶体学分析。

1 实 验

本实验所用材料为长沙天久公司生产的 316L 不锈钢类球形金属粉末,粉末平均粒度为 $110\ \mu\text{m}$ (见图 1)。将粉末在真空环境 $80\ ^\circ\text{C}$ 下烘干 2 h 后装入激光熔化沉积系统的送粉筒中,成形过程中以氩气为载粉气将粉末送入熔池。

激光熔化沉积系统由激光波长为 $1070\ \text{nm}$ 的掺镱光纤激光器、五轴四联动数控平台、惰性气体保护系统、同轴送粉装置 4 部分组成。采用如图 2 所示的装置在激光熔化沉积过程中耦合超声振动。首先将超声波振动杆固定在底部转台上,然后将打磨光滑的 $10\ \text{mm}$ 厚的 2Cr13 基板利用螺栓和夹板与超声振动杆紧固连接。在成形过程中同步启动超声波发射器,通过超声波换能器将超声能量转换为机械振动能,再通过振动杆传递到工作基板、熔池以及成形部件上。采用

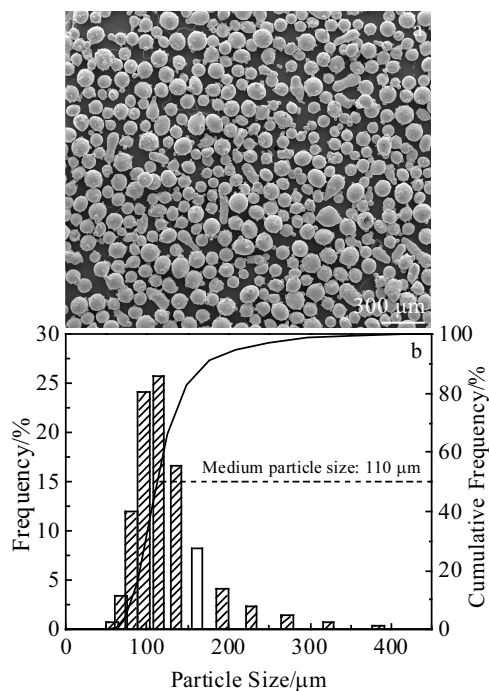


图 1 316L 不锈钢粉末的形貌与粒度分布

Fig.1 Morphology (a) and particle size distribution (b) of 316L stainless steel powders

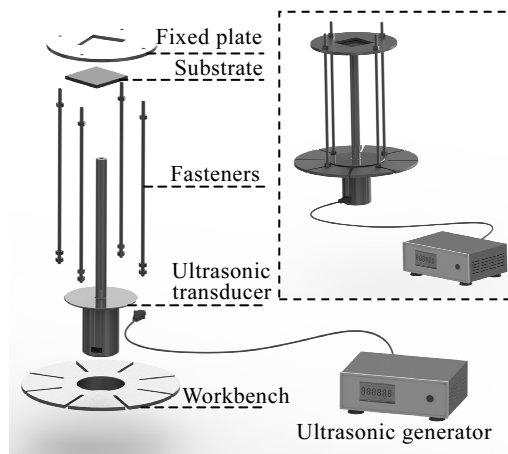


图 2 超声振动辅助系统示意图

Fig.2 Schematic diagram of ultrasonic vibration-assisted system

$2\ \text{mm}$ 圆形光斑,激光功率 $1100\ \text{W}$,扫描速度 $400\ \text{mm/min}$,送粉速率 $6\sim 8\ \text{g/min}$,抬升量 $0.2\sim 0.25\ \text{mm}$ 的工艺参数和来回扫描的扫描策略,在成形过程中耦合 $20\ \text{kHz}$ 频率的超声振动,分别在 0 、 600 、 1000 和 $1400\ \text{W}$ 超声功率下成形单壁试样。成形样品长度为 $60\ \text{mm}$,高度约为 $40\ \text{mm}$,样品示意图如图 3 所示。

采用电火花线切割在垂直于扫描方向 (SD)、沉积方向 (DD) 和横向方向 (TD) 分别截取金相试样。通过 $400\#$ 、 $800\#$ 、 $1200\#$ 、 $2500\#$ 和 $4000\#$ 金相砂纸打磨后,采用 $0.02\ \mu\text{m}$ SiC 抛光液抛光成镜面,再采用王水腐蚀 $1\ \text{min}$ 获得金相样品。通过光学金相显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM) 和电子背散射衍射 (EBSD) 技术表征材料的显微组织结构以及晶体学取向信息。

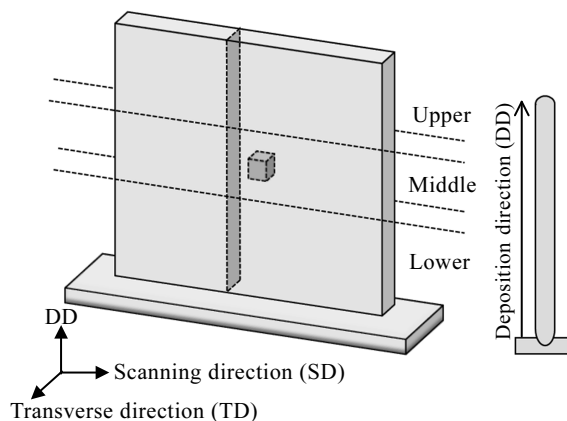


图 3 单壁样品示意图

Fig.3 Schematic diagram of single walled sample

2 结果与讨论

2.1 超声功率对晶粒形态与尺寸的影响

2.1.1 晶粒形态

图 4 是激光熔化沉积过程中耦合不同超声振动功率的样品在垂直于 SD 的截面金相照片(图 4a~4d)以及晶粒生长与散热示意图(图 4e), 沉积方向如箭头所示。在样品截面上可观察到表面等轴晶、柱状晶以及少量分布于柱状晶间的等轴晶, 但所有样品在宏观上均呈现柱状晶生长。随着超声功率的增加, 柱状晶的外延生长程度降低。对于单个样品来说, 随着沉积高度的增加, 柱状晶的宏观生长方向从垂直于基板的方向转变为以样品截面中轴线为对称的八字形生长。当超声功率为 0、600、1000 和 1400 W 时, 转变高度分别为 4.3、3.5、1.5 和 7.3 mm (以白色箭头标示)。整体上看, 超声的施加促进了垂直柱状晶更快地向八字形柱状晶转变。同时随着超声功率的增加, 八字形柱晶与样品截面中轴线的角度也逐渐增加。当超声功率为 0、600、1000 和 1400 W 时, 八字形柱晶生长方向与沉积方向的平均夹角 γ 分别为 17°、20°、25°和 27°。为了更系统地观察八字形柱状晶的生长形态, 我们在样品的中部高度(如图 3 所示)取样, 在更高的倍数下绘制了样品的三维金相图(如图 5 所示)。当垂直于 DD 观察时, 所有样品都呈现等轴晶形态, 当垂

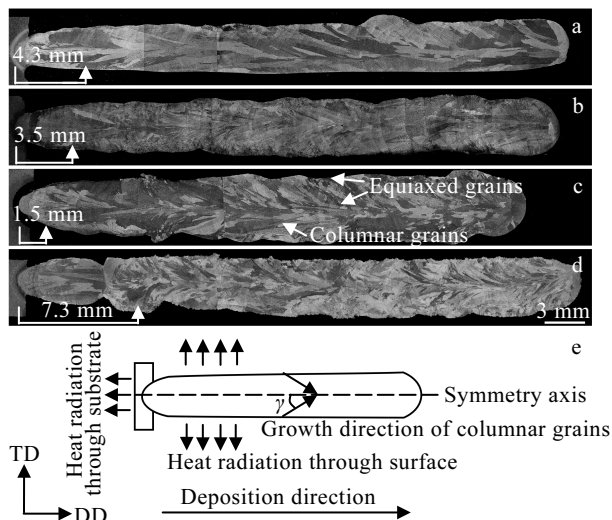


图 4 不同超声功率样品垂直于扫描方向的晶粒形貌以及晶粒生长与散热示意图

Fig.4 Grain morphologies in the cross section perpendicular to the scanning direction of samples prepared with different ultrasonic powers: (a) 0 W, (b) 600 W, (c) 1000 W, and (d) 1400 W; (e) schematic diagram of the growing directions of columnar grains and heat flux directions of thin walled samples

直于 TD 观察时, 随着超声功率的增加, 晶粒形态从柱状晶向类等轴晶转变, 其中, 柱状晶和类等轴晶的长轴方向基本与 DD 平行。

现有研究表明, 柱状晶的生长是由于在定向凝固条件下发生外延生长所导致的, 且柱状晶的生长方向与热流方向相反^[23,38]。在样品成形初期, 基板作为冷端, 热流方向主要由基板散热主导, 热流方向垂直于基板表面; 随着沉积高度的增加, 基板/已成形部分的热量持续累积, 使得向下传导的温度梯度减小, 而单壁样品同时可向周围气体环境散热(尤其是单壁两侧表面平行于 TD 的散热会更加凸显, 如图 4e 所示), 热流方向将由基板/已成形部分以及样品表面共同决定。随着沉积高度的增加, 热流的方向从垂直于基板表面, 变为与基板表面呈一定的角度, 该角度由基板散热以及平行于 TD 的样品表面散热共同决定。对于薄壁形状的样品来说, 以样品截面中轴线为中心, 其两侧热流将呈现八字形对称分布。因此, 随着样品高度的增加, 柱状晶将从垂直于基板方向生长转变为以样品截面中轴线为对称轴向两侧呈现八字形生长。

在激光熔化沉积过程中熔池内部流体在浮力、表面张力、激光冲击、保护气流和粉末流的共同作用下不断对流扰动, 耦合超声场后, 超声产生的声流搅拌将进一步加强熔池内熔体对流^[39], 熔池向基板的热传导效率将更强, 使得基板在单位时间内温度升高更快。针对相同的样品沉积高度, 由于热传导效率的增强, 耦合超声场后基板的温度将更高, 由此导致向下传导的温度梯度变小, 而样品表面传热的影响程度增加。因此, 耦合超声后与基板垂直的柱状晶将更快地转变为以样品截面中轴线为对称轴的八字形柱状晶。同时, 由于向 TD 的散热影响更显著, 八字形柱状晶的生长方向也与垂直于基板方向(DD)偏离更远。除了散热条件的改变, 超声对于熔池固液界面形态的影响可能也是导致八字形柱状晶生长变化的因素之一。

2.1.2 晶粒尺寸

如图 4 和图 5 所示, 除了柱状晶的生长形态, 柱状晶的尺寸也受超声功率的影响。当超声功率为 0 W 时, 样品柱状晶平均高度为 1.4 mm, 最高可达 10 mm; 柱状晶的平均宽度为 310 μm 。耦合 600、1000 和 1400 W 的超声振动后, 柱状晶平均高度分别降低为 557、548 和 495 μm ; 平均宽度分别降低至 181、190 和 212 μm 。

对晶粒内部的精细组织进行细致观察(如图 6 所示), 发现柱状晶内部由平行排列的柱状枝晶列组成。采用截线法测量平均柱状枝晶列宽度, 发现耦合不同功率的超声后, 柱状枝晶列宽度从 9.5 μm 降低至 5.9 (600 W 超声)、6.1 (1000 W 超声) 和 6.3 μm (1400 W 超声)。

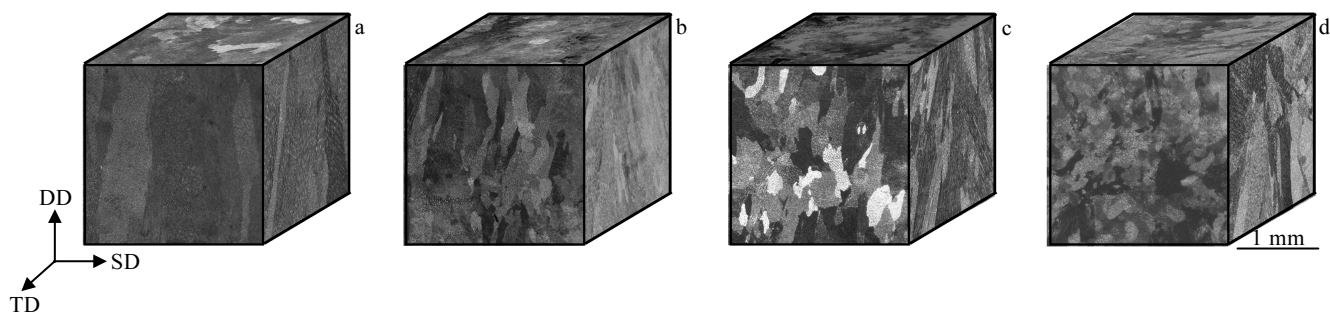


图 5 不同超声功率样品的三维晶粒形貌

Fig.5 Three-dimensional grain morphologies of samples prepared with different ultrasonic powers:

(a) 0 W, (b) 600 W, (c) 1000 W, and (d) 1400 W

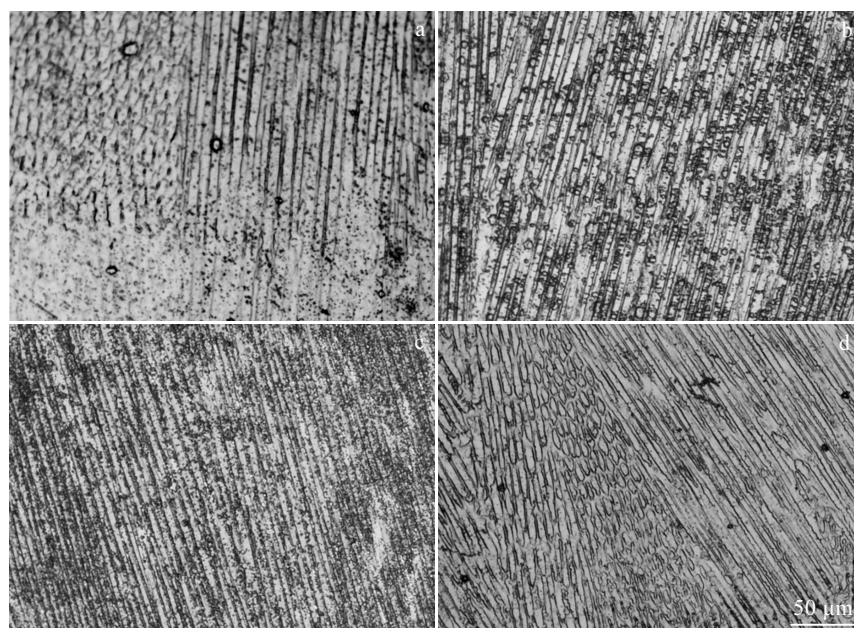


图 6 不同超声功率样品在相同高度处晶粒内部的柱状枝晶列

Fig.6 Columnar dendritic colonies in columnar grains at the same height of samples prepared with different ultrasonic powers:

(a) 0 W, (b) 600 W, (c) 1000 W, and (d) 1400 W

图 7 对比了超声功率对于柱状晶宽度以及晶粒内部一次枝晶列间距的影响,发现不同超声功率下柱状晶宽度和晶粒内部枝晶列间距的变化规律基本一致。施加超声后柱状晶宽度与枝晶列间距明显减小,但随着超声功率的增加,柱状晶宽度与晶粒内部枝晶列间距都略微增大。

在激光熔化沉积过程中耦合超声场,熔池存在的时间远远大于空化泡从形成到破灭的时间,为超声振动的空化效应提供了充足的时间^[35],超声空化作用下产生的强烈冲击波可使初生的粗大晶粒和正在长大的枝晶破碎,从而打断柱状晶的外延生长,同时破碎的部分枝晶会重熔,而未重熔部分则可以作为新的形核

质点,从而提高形核率,使得凝固组织中晶粒尺寸减小。同时空化效应可使局部熔体处于过冷或高压状态从而促进晶核生成^[40,41],再通过声流作用将晶核分散到熔体中,达到细化晶粒的作用。

在激光输入能量一定的情况下,激光熔化沉积过程中耦合超声会增强熔池内部流体对流,使得熔池内温度更加均匀,熔池内部温度梯度减小;同时超声带来的强烈搅拌作用,使得熔池与基板以及外部环境的热交换效率增加,熔池凝固速率与冷却速率增加。现有研究表明,凝固过程中晶粒尺寸以及一次枝晶列间距主要由合金凝固时的冷速决定。冷却速度越大,晶粒尺寸与一次枝晶列间距越小^[42,43]。因此,在激光熔

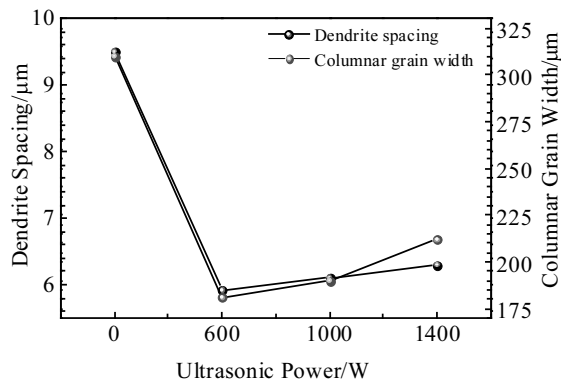


图 7 柱状晶宽度以及枝晶列间距与超声功率的关系

Fig.7 Effects of ultrasonic power on the widths of columnar grains and the spacing of columnar dendrites

化沉积过程中耦合超声会促进晶粒及内部枝晶列细化。研究表明,对于特定成分的合金来说,当超声振幅(其平方值与超声功率成正比)大于某一空化阈值后,进一步增加超声振幅带来的晶粒细化效果将显著降低^[29]。在 316L 不锈钢激光熔化沉积过程中施加 600 W 的超声振动后,有可能该功率对应的超声振幅已超过合金的空化阈值,因此,进一步增加超声功率,并不会带来晶粒的显著细化。反而随着超声功率增强,部分振动机械能可能转换成热能,降低了熔池冷却速率,使得柱状晶宽度和枝晶列间距发生了粗化。

2.2 超声功率对晶粒内部取向差的影响

采用 EBSD 对晶粒内部精细结构以及取向差进行分析。为了尽可能在单位面积内表征到更多的晶粒,同时可观察到柱状晶的长轴方向,我们在垂直于 TD 截面上的 1 mm×1 mm 区域进行 EBSD 数据采集。图 8a~8d 为不同超声功率样品的反极图 (IPF)。随着超声功率的增加,柱状晶的宽度显著减小,这与前文中金相照片观察到的结果一致。同时随着超声功率的增加,观察面上的柱状晶趋向于等轴化。联系图 4 和图 5 的金相照片,可知本观察面上的晶粒组织主要为八字形柱状晶的截面。随着超声功率的增加,八字形柱状晶长轴与观察面夹角变得更大,会导致观察到的晶粒截面更趋向于等轴状,因此该形貌上的等轴化并不能实际反应存在柱状晶向等轴晶的转变 (CET)。后面我们将对 CET 现象进行更细致的晶体学分析。

图 8a~8d 显示施加超声振动后,单个晶粒内部的颜色变得更加丰富,表明晶粒内部存在取向差异。在不同超声功率的样品中随机选取 5 个晶粒做晶粒内部沿长轴方向和短轴方向的累积取向差分布,结果分别如图 8e~8h 和 8i~8l 所示。当超声功率为 0 W 时,沿

晶粒长轴方向晶粒内部的累积取向差都在 1.5°以下;而施加超声振动后,晶粒内部的累积取向差显著增加,大部分累积取向差都大于 1.5°,个别晶粒累积取向差甚至可达 7.5°。当超声功率为 0 W 时,沿晶粒短轴方向晶粒内部的累积取向差小于 4.5°,明显大于长轴方向。施加超声振动后,晶粒内部的累积取向差整体变化不明显,大部分累积取向差仍然小于 4.5°。

晶粒内部的取向差主要由位错分布导致,晶粒内缠绕或塞积的位错越多,晶粒内部的取向差变化越大。晶粒内位错密度 ρ 可按如下公式估算:

$$\rho = \frac{2}{b} \cdot \frac{\theta}{d} \quad (1)$$

其中, b 为柏氏矢量, θ 为累积取向差, d 为获得该累积取向差的距离。采用 γ -Fe 的柏氏矢量 ($b=0.258$ nm) 进行计算,当超声功率为 0、600、1000 和 1400 W 时,晶粒内部沿长轴方向的平均位错密度分别为 5.2×10^{11} 、 9.3×10^{11} 、 7.7×10^{11} 和 $10.3 \times 10^{11} \text{ m}^{-2}$,沿短轴方向的平均位错密度分别为 2.9×10^{12} 、 3.5×10^{12} 、 2.5×10^{12} 和 $3.6 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$ 。与长轴方向相比,晶粒内部沿短轴方向具有更高的平均位错密度,不同超声功率样品的短轴方向平均位错密度分别是长轴方向的 5.6 (0 W)、3.8 (600 W)、3.2 (1000 W) 和 3.5 倍 (1400 W)。施加超声振动后,晶粒内部沿长轴方向的平均位错密度明显增加,而沿短轴方向的平均位错密度基本保持在同一水平。

在激光熔化沉积过程中,晶粒内部由单个或几个柱状枝晶列束组成,在相同的束中,柱状枝晶列晶体学方向基本一致,沿生长方向(即晶粒长轴方向)取向差较小;而在不同束之间存在细微的晶体学方向差异,形成亚晶界,使晶粒在短轴方向具有较大取向差。在激光熔化沉积过程中耦合超声场后,主要影响了枝晶列束在长轴方向的取向差。推测原因主要在于本次实验中超声波在熔池中施加的振动方向平行于沉积方向,即与晶粒在 TD 面上的长轴方向保持一致。因此,超声波使该方向外延生长的枝晶不断破碎后再生长,增加了位错等缺陷的形成几率,使得沿晶粒长轴方向的取向差变大。

2.3 超声功率对凝固方式的影响

316L 不锈钢作为 fcc 结构的合金,在凝固过程中晶粒将沿着[100]晶体学方向生长^[38]。在单一热流方向下,如果满足特定的成分过冷条件,合金将以定向凝固的方式沿最接近于热流方向的[100]方向外延生长,最终呈现柱状晶粒的形状。随着成分过冷程度的增加,合金将发生柱状晶向等轴晶的转变,而等轴晶粒可以沿每个[100]方向生长^[44]。现有研究表明,当晶粒的某一[100]方向与热流方向夹角 $\leq 38^\circ$ 时,该晶粒发生柱状晶生长^[23]。

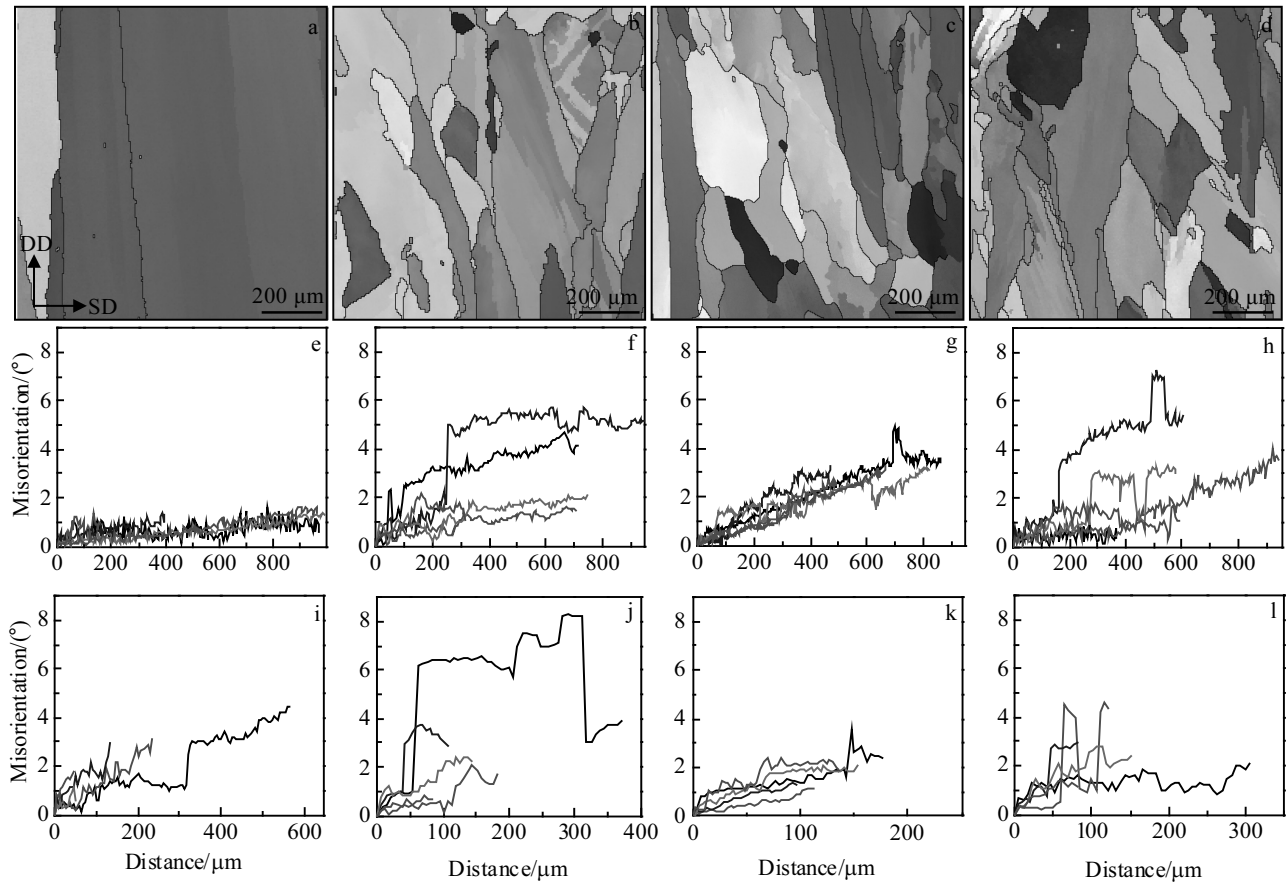


图 8 不同超声功率样品在垂直于 TD 截面上的 IPF 图和随机选取晶粒沿长轴方向和短轴方向的累积取向差分布图

Fig.8 IPF maps with direction perpendicular to the TD (a~d) and accumulative misorientations along the long axis (e~h) and short axis (i~l) within randomly chosen grains of samples prepared with different ultrasonic powers: (a, e, i) 0 W, (b, f, j) 600 W, (c, g, k) 1000 W, and (d, h, l) 1400 W

利用 EBSD 数据对比分析所有晶粒[100]方向与热流方向的关系, 从晶体学方面详细分析超声振动对于晶粒凝固方式的影响。

$$G_{\text{matrix}} = \begin{Bmatrix} u & r & h \\ v & s & k \\ w & t & l \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_2 \sin \phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & \cos \varphi_2 \sin \phi \\ \sin \varphi_1 \sin \phi & -\cos \varphi_1 \sin \phi & \cos \phi \end{Bmatrix} \quad (2)$$

其中, $[uvw]$ 为该晶粒沿着扫描方向的晶体学取向, $[rst]$ 为沉积方向的晶体学取向, $[hkl]$ 为垂直于观察面 (即平行于 TD) 的晶粒取向。由于在样品中部, 柱状晶呈现八字形生长, 热流方向 H 与沉积方向在垂直于 SD 的面上存在一定的夹角 γ 。因此, 可通过对 DD 晶向沿 SD 轴进行一个角度为 γ 的旋转, 计算出热流方向 H 的晶体学取向 (见公式 (3)):

$$H \begin{Bmatrix} r' \\ s' \\ t' \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \gamma & -\sin \gamma \\ 0 & \sin \gamma & \cos \gamma \end{Bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} r \\ s \\ t \end{Bmatrix} \quad (3)$$

计算各个晶粒的[100] ($\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$, $\langle 001 \rangle$) 方向

首先通过 EBSD 获取各个晶粒的欧拉角 $[\varphi_1, \phi, \varphi_2]$ 并计算各自的 G 矢量 (见公式 (2)):

与热流方向 H 的夹角 $\theta_1, \theta_2, \theta_3$, 其中 $\theta_1, \theta_2, \theta_3$ 中的最小值 $\theta_{\min}$ 所对应的[100]方向即为柱状晶定向生长的方向。

表 1 列出了不同超声功率样品中晶粒的 $\theta_{\min}$ 数值。当施加 600、1000 和 1400 W 的超声功率振动后, $\theta_{\min} \leq 38^\circ$ 的晶粒比例从 100% 分别减少至 81%、75% 和 74%, 表明随着超声功率的增加, 合金组织在一定程度上呈现柱状晶向等轴晶转变。

根据合金凝固理论, 合金稳态凝固方式主要取决于成分过冷度。随着成分过冷度的提高, 合金凝固方式将从平面生长向胞状生长、柱状 (枝) 晶生长和等

表 1 不同超声功率样品中晶粒的 $\theta_{\min}$ 值Table 1 $\theta_{\min}$ values (°) of grains in samples prepared with different ultrasonic powers

0 W	600 W	1000 W	1400 W
18, 30, 16, 16, 8, 5	36, 29, 40, 25, 10, 20, 19, 10, 10, 19, 17, 39, 41, 27, 22, 44, 41, 18, 23, 5, 25, 27, 39, 32, 35, 23, 18, 34, 17, 26, 38, 26	25, 15, 11, 46, 9, 36, 31, 5, 24, 26, 31, 43, 41, 46, 36, 28, 24, 42, 36, 15, 28, 37, 34, 8, 17, 13, 38, 42, 41, 36, 14, 17, 11, 40, 40, 18	8, 29, 19, 53, 49, 19, 26, 15, 25, 27, 32, 36, 27, 17, 14, 6, 28, 7, 27, 35, 46, 41, 51, 34, 46, 46, 5, 43, 23, 24, 36, 28, 34, 42, 45, 33, 8, 29

轴(枝)晶生长转变^[45]。合金的成分过冷度由凝固时的温度梯度 G 与合金凝固速率 R 决定,降低温度梯度 G 或提高凝固速率 R 都有利于提高合金成分过冷度,促进柱状晶向等轴晶转变^[23]。

在激光熔化沉积过程中熔池底部温度梯度 G 最高,随着熔池高度的增加, G 值减小;而凝固速率 R 在熔池底部最小,随着熔池高度的增加, R 值增加^[17,46]。因此,激光熔化沉积过程中熔池底部的 G/R 值最大,熔池凝固时在该固液前沿上相比于等轴晶生长,更容易发生柱状晶生长。该柱状晶将在定向凝固的条件下持续外延生长,使得合金整体呈现柱状晶组织。

如前文讨论,随着超声功率的增加,熔池获得的超声输入能量会在降低熔池内温度梯度的同时增加熔池凝固速率,从而使得 G/R 值减小,成分过冷度增加,一定程度上也促进 CET。更重要的是,超声波带来的空化效应在打断柱状晶生长的同时提升了形核率,这对于 CET 有着显著的促进作用。

3 结 论

1) 在激光熔化沉积过程中耦合超声场会加强熔池内部的对流状态,熔池向基板的热传导效率增强,使得基板温升更快,减小了向下传导的温度梯度,从而促进垂直柱状晶更快向八字形柱状晶转变。

2) 在激光熔化沉积过程中耦合超声场会在降低熔池内温度梯度的同时增加熔池凝固速率,从而使得 G/R 值减小,促进柱状晶向等轴晶转变;同时熔池凝固速率增加,使得晶粒尺寸与一次枝晶列间距减小;超声带来的空化作用和声流作用也会打断柱状晶的外延生长,促进形核从而起到细化晶粒的作用。

3) 激光熔化沉积 316L 不锈钢的原生柱状晶沿短轴方向具有比长轴方向更大的累积取向差;施加平行于沉积方向的超声振动后,晶粒内部沿长轴方向的累积取向差显著增加。

参考文献 References

- [1] Santos E C, Shiomi M, Osakada K *et al. International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2006, 46(12-13): 1459
- [2] Zhong Yuan, Liu Leifeng, Wikman S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 470: 170
- [3] Falkowaka A, Seweryn A, Tomczyk A. *International Journal of Fatigue*[J], 2018, 111: 161
- [4] Ma Mingming, Wang Zemin, Zeng Xiaoyan. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 685: 265
- [5] Sun Z, Tan X, Tor S B *et al. NPG Asia Materials*[J], 2018, 10(4): 127
- [6] Tan Fengliang(谭峰亮), Jiang Bowen(蒋博文), Wang Li(汪力) *et al. Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2018, 39(12): 2694
- [7] Teng Baoren(滕宝仁), Zhang Wei(张玮), Shang Qingliang(尚青亮) *et al. Thermal Processing Technology*(热加工工艺)[J], 2019, 48(10): 63
- [8] Wang Zhiyang(王志阳), Shen Yifu(沈以赴), Gu Dongdong(顾冬冬) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(1): 161
- [9] Huang Weidong(黄卫东). *The Journal of New Industrialization*(新型工业化)[J], 2016, 6(3): 53
- [10] Miao Pei(苗佩), Niu Fangyong(牛方勇), Ma Guangyi(马广义) *et al. Opto-Electronic Engineering*(光电工程)[J], 2017, 44(4): 410
- [11] Yang Xiaohu(杨小虎), Zhang Anfeng(张安峰), Li Dichen(李涤尘) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2011, 38(6): 212
- [12] Xi Mingzhe(席明哲), Zhang Yongzhong(张永忠), Zhang Pingzhi(章萍芝) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2002, 26(2): 93
- [13] Huang Xiaowei(黄小伟), Xi Juntong(习俊通), Lebrun J L *et al. Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2011, 48(7): 118
- [14] Lin Xin(林鑫), Yang Haiou(杨海欧), Chen Jing(陈静) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2006, 42(4): 361
- [15] Song Jianli(宋建丽), Deng Qilin(邓琦林), Hu Dejin(胡德金) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2005, 32(10): 1441
- [16] Jia Wenpeng(贾文鹏), Tang Huiping(汤慧萍), He Weiwei(贺卫卫) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(2): 135
- [17] Zhang Yongzhong(张永忠), Xi Mingzhe(席明哲), Shi Likai(石力开) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(2): 103
- [18] Carroll B E, Palmer T A, Beese A M. *Acta Materialia*[J], 2015, 87: 309
- [19] Liu C M, Tian X J, Tang H B *et al. Journal of Alloys and*

- Compounds*[J], 2013, 572: 17
- [20] Li J, Wang H M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(18-19): 4823
- [21] Dinda G P, Dasgupta A K, Mazumder J. *Scripta Materialia*[J], 2012, 67(5): 503
- [22] Wang Zhuqing, Palmer T A, Beese A M. *Acta Materialia*[J], 2016, 110: 226
- [23] Bai Linrui, Le Guomin, Liu Xue *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 745: 716
- [24] Baufeld B, Van der Biest O, Gault R. *Materials & Design*[J], 2010, 31(1): S106
- [25] Wang Y D, Tang H B, Fang Y L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(18-19): 4804
- [26] Wang Yudai, Tang Haibo, Fang Yanli *et al.* *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2013, 26(2): 481
- [27] Zhang Ling(张 玲), Li Yinglong(李英龙). *China Foundry(铸造)*[J], 2019, 68(11): 1195
- [28] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M *et al.* *Nature*[J], 2017, 549(7672): 365
- [29] StJohn D H, Easton M A, Qian M *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44: 2935
- [30] Zhang Y, Wu G H, Liu W C *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(7): 2181
- [31] Ning Fuda, Cong Weilong. *Materials Letters*[J], 2016, 179: 61
- [32] Wang C L, Chen A T, Zhang L *et al.* *Materials & Design*[J], 2015, 84: 53
- [33] Eskin G I. *Advanced Performance Materials*[J], 1997, 4(2): 223
- [34] Abramov O V. *Ultrasonics*[J], 1987, 25(2): 73
- [35] Todaro C J, Easton M A, Qiu D *et al.* *Nature Communications* [J], 2020, 11: 142
- [36] Wang Tan(王 潭), Zhang Anfeng(张安峰), Liang Shaoduan (梁少端) *et al.* *Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2016, 43(11): 104
- [37] Cong Weilong, Ning Fudai. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2017, 121: 61
- [38] Kurz W, Fisher D J. *Fundamentals of Solidification*[M]. Zürich: Trans Tech Publication, 1989
- [39] Li Xinyu(李新宇). *Applied Laser(应用激光)*[J], 2014, 34(3): 204
- [40] Hunt J D, Jackson K A. *Journal of Applied Physics*[J], 1966, 37(1): 254
- [41] Hickling R. *Nature*[J], 1965, 206: 915
- [42] Easton M A, StJohn D H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 486(1-2): 8
- [43] Horwath J A, Mondolfo L F. *Acta Metallurgica*[J], 1962, 10(11): 1037
- [44] Haxhimali T, Karma A, Gonzales F *et al.* *Nature Materials*[J], 2006, 5(8): 660
- [45] Kou S. *MRS Bulletin*[J], 2003, 28(9): 674
- [46] Gäumann M, Henry S, Cléton F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 271(1-2): 232

Microstructural Evolution of 316L Stainless Steel Prepared by Ultrasonic Vibration Assisted Laser Melting Deposition Technique

Chai Pengtao, Liu Xue, Li Jinfeng, Liu Zhenghao, Yang Xiaoshan, Zhou Yuzhao,
Wang Xiaoying, Dong Xianfeng, Le Guomin

(Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621908, China)

Abstract: Ultrasonic vibration with different ultrasonic powers of 0, 600, 1000 and 1400 W was applied during laser melting deposition of 316L stainless steel. The effects of ultrasonic power on the grain morphologies and sizes, the microstructure formation mechanism and grain growth characteristics of 316L stainless steel were studied. The results show that the application of ultrasonic vibration can break large sized columnar grains of the directional epitaxial growth, resulting in a refinement of microstructure, and increase the accumulative misorientations and dislocation densities along the long axis of grains. By promoting the convections in the melt pool, and reducing the temperature gradient along the deposition direction, the application of ultrasonic vibration accelerates the transitions of growth directions for columnar grains. The application of ultrasonic vibration also helps to increase the cooling rate during solidification, resulting in refinements of both columnar grains and the interior columnar dendrites.

Key words: ultrasonic vibration; laser melting deposition; 316L stainless steel; microstructure

Corresponding author: Le Guomin, Ph. D., Associate Researcher, Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621908, P. R. China, Tel: 0086-28-65726329, E-mail: leguomin@126.com