

基于摩擦挤压增材制造的单道多层 6061 铝合金组织特征与力学性能

田超博^{1,2}, 杨新岐^{1,2}, 唐文坤^{1,2}, 徐永生^{1,2}

(1. 天津大学 材料科学与工程学院, 天津 300354)

(2. 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300354)

摘要: 成功实现了 6061 铝合金摩擦挤压增材制造 (friction extrusion additive manufacturing, FEAM) 工艺, 对单道 1 层、2 层及 9 层增材试样组织特征、界面连接机制及力学性能进行了分析讨论。结果表明: 在主轴转速 600 r/min 和移动速度 300 mm/min 下可获得完全致密无内部缺陷的每层厚度和宽度分别约为 4 和 32 mm 的 6061 单道 1 层、2 层及 9 层增材试样。增材组织均匀完全由细小等轴晶组成, 单道 1 层和单道 9 层平均晶粒尺寸分别为 $5.63 \pm 1.66 \mu\text{m}$ 和 $8.31 \pm 1.67 \mu\text{m}$, 与填充棒料母材 ($24.21 \pm 5.3 \mu\text{m}$) 比较晶粒明显细化。单道 1 层增材组织内部强化相 β'' 几乎全部溶解而 β' 发生粗化, 平均硬度为母材的 64.7%。增材界面实现冶金连接且晶粒细化最显著, 由于强化相 β'' 及 β' 几乎全部溶解, 其硬度降低为母材的 56.9%, 单道 9 层试样因多次热循环降低为母材的 50.6%。单道 9 层增材试样具有优良的强韧匹配, 沿增材层长度方向平均抗拉强度和断后伸长率分别为 194.25 MPa 和 34.6%, 沿增材层垂直方向 (Z 方向) 平均抗拉伸强度和断后伸长率分别为 151.0 MPa 和 10.4%。

关键词: 固相增材制造; 6061 铝合金; 微观组织; 力学性能; 析出相

中图分类号: TG453+.9

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)08-2870-11

目前激光及电子束等金属增材制造已在航空航天工业领域获得成功应用, 但将其扩展到铝镁合金增材制造中仍面临许多挑战。由于激光、电子束及电弧增材制造中会形成剧烈的快速冷却与凝固作用, 这使得传统高强铝合金的熔焊增材中不可避免会产生热裂纹及气孔等冶金缺陷, 其结果很难获得完全致密且具有高性能的增材组织结构^[1,2]。近年来基于摩擦焊原理的增材制造工艺受到研究者普遍关注, 与传统熔焊工艺比较基于摩擦焊增材制造最突出优势是不存在熔化与凝固现象, 因而可获得完全致密及性能优异的增材组织结构^[3,4]。

许多研究者都对搅拌摩擦增材制造 (friction stir additive manufacturing, FSAM) 进行了深入探索, 文献[5]对 4 mm 厚的 5A03-H 铝合金 FSAM 工艺对增材成形的影响进行试验分析, 表明行进速度对搭接界面迁移及缺陷有显著影响; 文献[6]采用 FSAM 获得单道 9 层 7075 铝合金增材制造试样, 并对其增材成形、界面缺陷及组织性能进行了试验评定。但由于 FSAM 并不能实现填充材料自主沉积, 其增材过程需要额外加工不同厚度板条及繁琐外部刚性夹具固定等使得这种增材工艺在工业应

用中有较大局限性^[5-8]。2018 年美国 Aeroprobe 公司首次公开所开发的实现填充材料自主沉积的固相摩擦增材制造 3D 打印设备, 并采用“MELD”表征这种创新工艺。随着不断推出商业化 MELD 设备, 最近国外研究者开始对 MELD 工艺成形机制及增材组织性能等应用问题进行深入探讨^[9-13]。文献[9]对不同 MELD 工艺参数下得到的 4 mm 厚的 6061 增材试样组织和性能进行研究, 表明不同工艺参数下得到了相似的等轴晶组织, 但其硬度值随着旋转速度和移动速度的增加而增加; 文献[10]对比分析了 6061 铝合金和铜合金 MELD 工艺与微观组织的联系, 表明 MELD 过程中因热力学性能差异导致的微观组织和再结晶机制不同; 文献[13]对 6061 铝合金 MELD 工艺过程中的温度演变和材料流动行为进行分析, 发现界面摩擦和塑性能量耗散是主要的产热机制等。与传统基于熔焊的激光与电子束或电弧增材制造工艺比较, MELD 在打印状态下就可获得完全致密无内部缺陷的增材组织, 增材后不需要热处理或热等静压处理, 增材组织均为细小等轴晶粒组织特征并具有优异的力学性能及塑性, 尤其适合铝及镁合金结构增材制造, 为研制

收稿日期: 2022-02-09

基金项目: 国家自然科学基金 (51775371, 52175356); 天津市自然科学基金重点资助项目 (19JCZDJC39200)

作者简介: 田超博, 男, 1997 年生, 硕士生, 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300354, 电话: 022-87891461, E-mail: cbtian@tju.edu.cn

开发具有高性能及大承载能力的金属增材制造结构提供新途径。目前国外基于 MELD 设备公开研究报道的增材试样单层厚度约为 1 mm，且总厚度很少有超过 6 mm，尤其是单道多层增材过程重复热循环对组织和性能造成的影响尚未见到。

在国内则由于受到 MELD 设备的局限性，除文献[14]对 MELD 工艺原理和应用进行综述介绍外，有关实现填充材料的 MELD 工艺试验未见到公开报道。对已公开的 MELD 原理深入分析可以看出：“摩擦和挤压”是 MELD 工艺增材成形的关键特征，但由于专利技术秘密未见到 MELD 设备详细报道。因此作者独立设计研制了实现填充材料自主沉积的固相摩擦增材制造设备，并采用“摩擦挤压增材制造(friction extrusion additive manufacturing, FEAM)”表示该工艺，通过工艺试验证实 FEAM 工艺可行性，为进行 FEAM 增材工艺、增材成形及组织性能等应用研究提供基础。

本研究针对 6061-T651 铝合金作为填充棒料的 FEAM 工艺进行试验研究，分析单层厚度为 4 mm 的单道 1 层、2 层和 9 层增材试样组织特征、界面连接机制及力学性能变化特征，探讨重复热循环的影响，为实现固相摩擦挤压增材技术在国内铝合金结构制造领域的工业化应用提供重要试验依据。

1 实验

采用自主设计研制的固相摩擦挤压增材设备进行 FEAM 工艺试验。所用基板为 5 mm 厚的 6061-T6 铝合金板材，填充棒料为直径 20 mm 的 6061-T651 铝合金棒，表 1 列出填充棒料母材化学成分。

FEAM 工艺过程如图 1 所示，填充棒料在轴向压力作用下通过中空非消耗摩擦轴肩持续挤压基板表面并随轴肩高速旋转，棒料顶端与基板表面产生摩擦热源使得棒料顶部形成热塑性流动，在轴肩的挤压摩擦作用下填

表 1 6061-T651 铝合金的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of 6061-T651 aluminum alloy (ω/%)

| Mg | Fe | Cu | Mn | Si | Ti | Zn | Cr | Al |
|------|------|------|------|------|------|-------|------|------|
| 0.90 | 0.10 | 0.28 | 0.12 | 0.54 | 0.04 | <0.01 | 0.18 | Bal. |

充轴肩与基板之间的增材间隙（增材层厚度），同时高速旋转轴肩沿基板表面横向移动，这样在轴肩的摩擦顶锻作用下使得填充棒料沉积在基板表面形成增材沉积层，重复上述增材过程可形成单道多层增材试样。

试验中分别定义增材层长度、宽度和厚度方向为 X、Y、Z 方向，如图 1a 所示。增材试验所用轴肩直径为 32 mm，在大量增材工艺试验基础上确定的增材工艺为：主轴转速为 600 r/min，横向移动速度为 300 mm/min，对填充棒料施加轴向压力为 10 kN（与 MELD 工艺给定增材送料速度不同），每层增材厚度设定为 4 mm，单道增材长度为 320 mm，最终获得的单道 1 层增材试样厚度为 4 mm、宽度为 32 mm。本试验中采用 TOPRIE TP9000 多路数据记录仪和镍铬 K 型热电偶进行 FEAM 热循环测试，热电偶通过点焊固定在事先加工好的基板表面，具体测试位置如图 1b 所示。本试验对制备的单道 1 层、2 层和 9 层试样进行分析讨论。

增材试验结束后沿垂直于增材 X 方向切割金相试样，经过标准研磨和机械抛光后采用 Week's 试剂（100 mL 水、4 g 高锰酸钾、1 g 氢氧化钠）腐蚀 20 s，再采用 25% 的硝酸清洗表面腐蚀物。采用光学显微镜（OM, Axio Vert. A1, Carl Zeiss）对增材试样宏观形貌及不同位置的晶粒特征进行观察，选用截线法对不同位置晶粒尺寸进行测定。采用透射电子显微镜（Tecnai G2 F30）对增材试样第二相种类、尺寸及密度进行观察表征，为便于观察分析，入射光束与铝基体[001]晶向平行。

为探讨增材试样组织均匀性及性能各向异性，对试

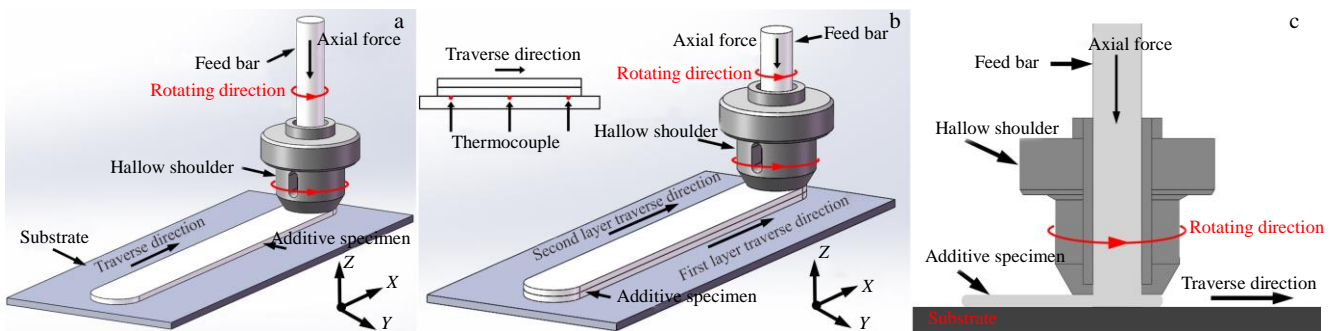


图 1 FEAM 工艺过程示意图

Fig.1 Schematic diagram of FEAM process: (a) additive process of one-layer specimen, (b) additive process of two-layer specimen, and (c) side view of additive process

样不同位置进行显微硬度测试试验。单道 1 层、2 层和 9 层试样 Y 方向上分别在距离增材层上下表面 1 mm 处和中间位置进行硬度测试, Z 方向则分别在距离两侧 2 mm 处和中间进行硬度测试。硬度测试载荷为 100 g, 加载时间为 15 s, 相邻测试点间隔 1 mm。拉伸试验分别沿 1 层增材试样 X 方向、2 层增材试样 X、Y、Z 方向和 9 层增材试样 X、Y、Z 方向切割拉伸试样, 试样尺寸如图 2 所示, 分别采用电子万能试验机 (CSS-44100) 和 INSTRON2710-004 微小力学测试系统进行拉伸试验, 拉伸速率分别为 1 和 0.3 mm/min。

2 结果与讨论

2.1 FEAM 成形件宏观形貌

图 3 为 FEAM 单道 2 层和 9 层增材试样的宏观成形。单道 9 层增材试样表明 FEAM 工艺过程稳定重复性好, 轴肩转速与横向移动速度相同的前进侧 (advancing side, AS) 成形光滑, 而轴肩转速与横向移动速度相反的后退侧 (retreating side, RS) 部分增材层产生锯齿状成形。可以看出: 由于轴肩平面的旋转摩擦挤压作用具有很浅的“弧形纹”特征, 但增材试样表面基本光滑无任何表面缺

陷^[15]。9 层增材试样两侧光滑成形好; 由于摩擦热输入低, 整体增材试样弯曲变形很小明显优于熔焊增材工艺, 经历多道热循环的多层试样基板也未出现显著弯曲变形。单层增材厚度约为 4 mm、增材宽度约为 32 mm, 大于填充棒料直径, 这表明增材过程中热塑性材料在填充棒料轴向压力和轴肩摩擦挤压作用下实现了良好的流动。

图 4 为 FEAM 单道 2 层和 9 层增材试样截面宏观组织形貌。可以看出, 除增材层两侧部分区域结合不良之外, 增材中心大部分区域均形成致密增材, 前后道增材层界面处实现良好的冶金结合, 增材层内组织细小致密, 未发现孔洞、夹杂及裂纹等缺陷。这是由 FEAM 工艺本质特征所确定的, 固相摩擦焊原理可以有效避免熔焊增材工艺中因熔化和凝固所产生的未焊合、孔洞及裂纹等缺陷^[16,17], 从而制造出完全致密的增材试样。采用主轴转速 600 r/min、移动速度 300 mm/min 的增材工艺, 成功获得单层厚度约为 4 mm 的无缺陷的单道 9 层增材试样, 增材总高度达到约 36 mm; 与国外 MELD 工艺比较具有较高的增材沉积速率^[9]。

2.2 FEAM 成形件微观组织

图 5 为 FEAM 单道 1 层增材试样不同位置的微观组

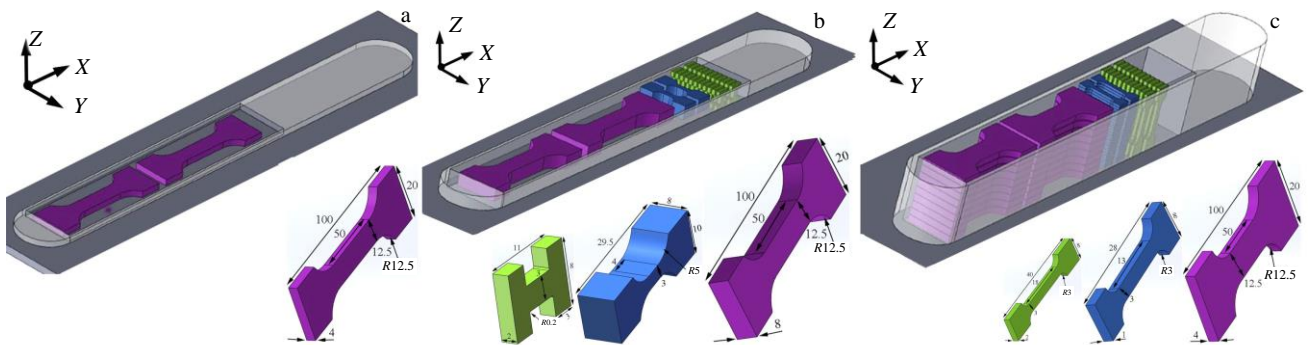


图 2 拉伸试样取样及尺寸

Fig.2 Dimension of tensile specimens: (a) one-layer additive specimen, (b) two-layer additive specimen, and (c) nine-layer additive specimen



图 3 增材试样的宏观成形形貌

Fig.3 Macroscopic forming morphologies of additive specimens:

(a) two layer, (b) AS of nine layer, and (c) RS of nine layer

织及晶粒尺寸分布。可看出增材过程中填充棒料母材由于受到摩擦挤压作用发生动态再结晶使增材试样呈现细小等轴晶, 平均晶粒尺寸 (d) 为 $5.63 \pm 1.66 \mu\text{m}$, 相较于原始棒料母材大而细长的晶粒 ($24.21 \pm 5.3 \mu\text{m}$), 增材层微观组织出现了显著细化。与基于熔焊的铝合金增材试样所形成的柱状晶不同, FEAM 由于固相焊工艺特性, 在高层错能的铝合金中出现了连续动态再结晶, 从而导致了细化的等轴晶^[18]。进一步观察可发现顶部晶粒略大于中部和底部晶粒, 但并未出现明显的尺寸差异, 表明单道 1 层增材组织呈现较好的均质性。6061 铝合金增材层晶粒尺寸与 FSW 焊核晶粒尺寸相当^[19], 但增材组织不存在热影响区和热力影响区等依赖于母材的区域, 增

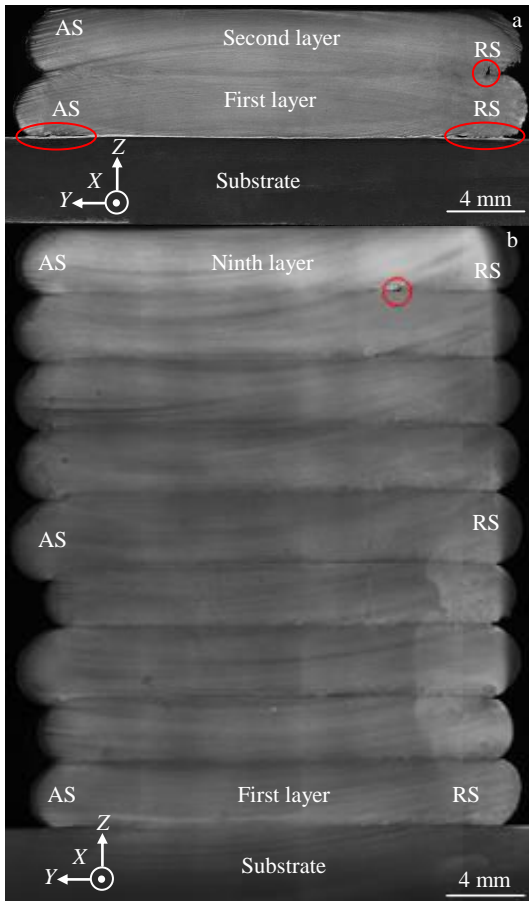


图 4 增材试样的宏观形貌

Fig.4 Macroscopic morphologies of additive specimen: (a) two layer and (b) nine layer

材试样整体受到摩擦挤压剪切变形作用形成均匀细化晶粒组织。

图 6 为 FEAM 单道 1 层增材试样的 TEM 照片。可以看出，填充棒料母材呈现出多种不同形貌的第二相。其中沿铝基体<001>晶向分布的细小针状第二相应为 β'' 相，具有较高密度，是基体的主要强化相^[20]；而同样沿铝基体<001>晶向分布的长杆状第二相应为 β' 相，其尺寸较大，对基体强化作用较低。尺寸较大的球状第二相主要含有 Al、Fe、Mn、Si 等元素，如图 6a 中标记 1 所示，可判定其是富铁结晶相，研究表明其对基体几乎无强化作用^[21]。同时还发现基体中分布着一些较小尺寸黑色第二相，主要含有 Al、Mg、Si、Cu 等元素，其并不与铝基体<001>晶向平行，通过其形貌及分布特征判断其为 Q' 相，其强化作用有限^[22]。而图中呈点状的灰色第二相应是沿平行于铝基体[001]方向分布的强化相。

与填充棒料母材相比，FEAM 单道 1 层增材试样第二相的数量及分布形态发生明显变化。如图 6b 所示，大部分呈细针状的强化相 β'' 在增材过程中已发生溶解或粗化，而 β' 相在高温下发生明显粗化和长大，数量明显增多。增材层中间温度因层厚略低于图 7 中热循环曲线，但其峰值温度仍超过了 β'' 相的溶解温度。大尺寸的结晶相并无明显变化。同时形状不规则的 Q' 相在铝基体中密度有所减少，部分溶解其形状更加尖锐。

图 8 为 FEAM 单道 2 层和 9 层增材试样不同位置的微观组织及晶粒尺寸分布，其组织特征仍呈现出细小等

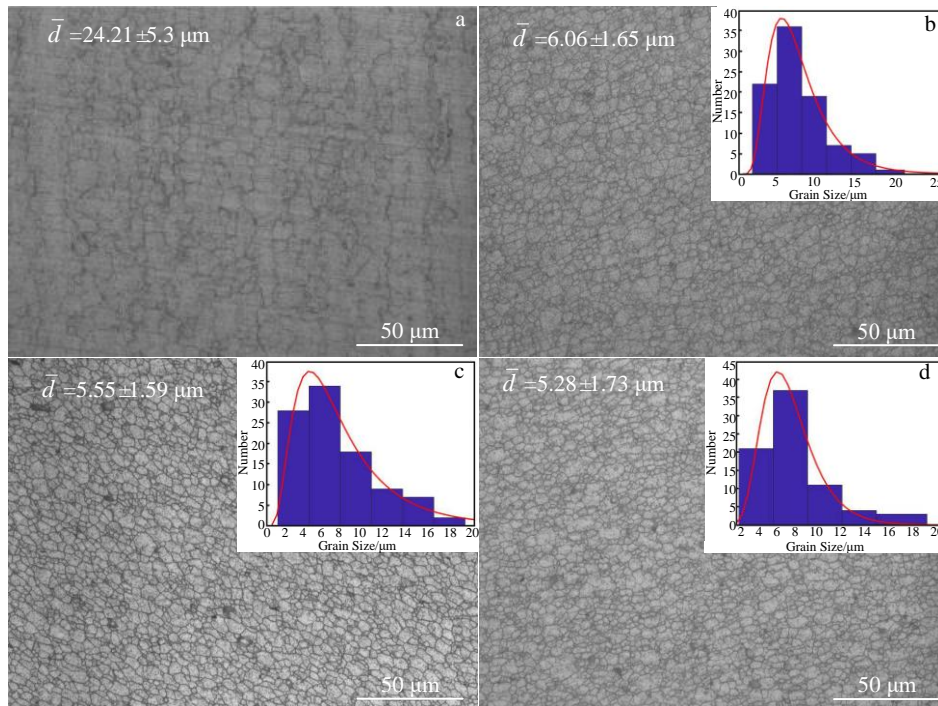


图 5 FEAM 单道 1 层增材试样不同位置的微观组织及晶粒尺寸分布

Fig.5 Microstructures and grain size distribution of FEAM one-layer additive specimen: (a) bar base metal, (b) top, (c) middle, and (d) bottom

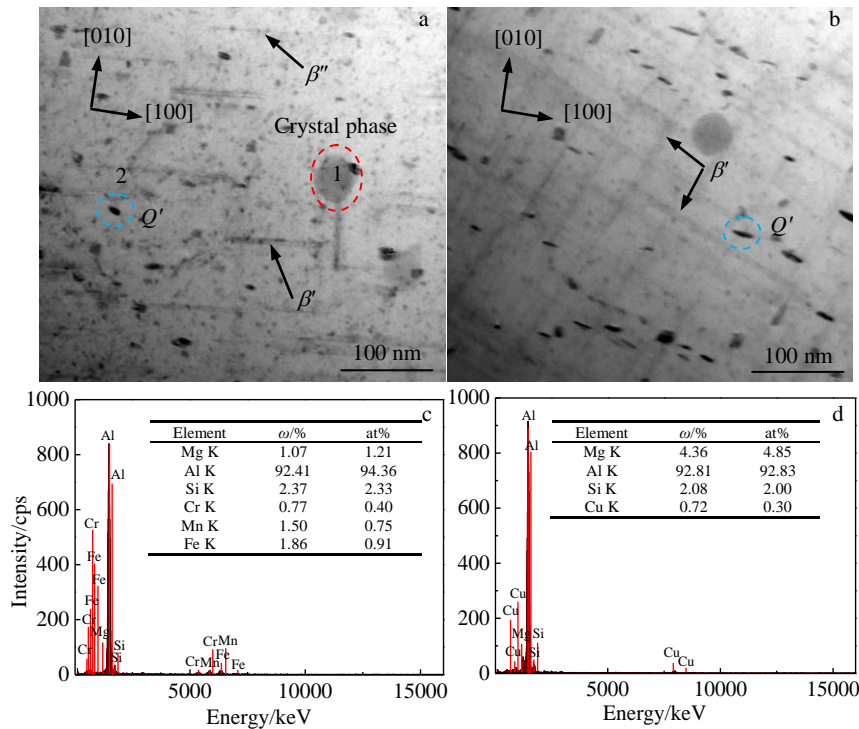


图 6 FEAM 单道 1 层增材试样的 TEM 照片及 EDS 分析结果

Fig.6 TEM images and EDS analysis of FEAM one-layer additive specimen: (a) bar base metal, (b) one layer; EDS analysis results of point 1 (c), and point 2 (d) in Fig.6a

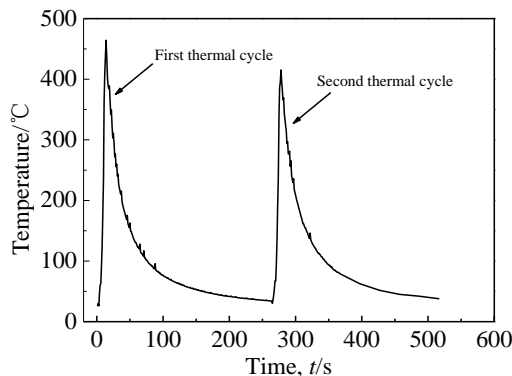


图 7 FEAM 单道 2 层增材试样的热循环曲线

Fig.7 Thermal cycle curve of FEAM two-layer additive specimen

轴晶。单道 2 层增材试样顶部、中部、底部、单道 9 层增材试样顶部、中部、底部晶粒尺寸分别达到棒料母材的 23.6%、21.2%、26.0%、34.7%、31.7%、36.5%。单道 1 层试样平均晶粒尺寸细化至 $5.63 \pm 1.66 \mu\text{m}$ ；增材摩擦界面处晶粒组织最为细小，为 $5.14 \pm 1.58 \mu\text{m}$ 。可以看出，2 层增材试样第 1 层晶粒略大于第 2 层，这是由于后道增材对前道增材的重复加热与挤压变形导致晶粒稍有长大，如图 7 所示，第 2 层增材时第 1 层也经历了较高的热循环。而中部靠近界面的地方经历动态再结晶程度最大，其晶粒尺寸最小。相较于 2 层增材试样，9 层

增材试样在经历多次热循环之后，晶粒尺寸虽有一定长大其平均尺寸达到 $8.31 \pm 1.67 \mu\text{m}$ ，但与原始棒料比较仍显著细化并分布均匀；顶部晶粒并未出现与单道 1 层试样相似的晶粒尺寸，应与多次沉积产生的余热相关。

图 9 为 FEAM 单道 2 层增材试样不同位置的 TEM 照片。可以看出，第 2 层的第二相分布与单道 1 层相似，呈现出大量粗化的长杆状 β' 相和尚未溶解的 Q' 相；如图 9b 所示，连接界面附近区域除结晶相外，其余第二相几乎全部溶解，结合图 7 中第 1 层热循环曲线可知，界面的峰值温度 $464 \text{ }^\circ\text{C}$ 超过了 β' 相的溶解温度。单道 2 层增材试样第 1 层的第二相种类与第 2 层相似，但数量有所减少，由于后道对前道增材的重复加热作用，剩余 Q' 相进一步溶解；在第 1 层增材完成后剩余的针状 β'' 相在第 2 层增材过程中进一步溶解或粗化，而 β' 相进一步粗化，使得第二相的强化作用稍有减弱。

综上，FEAM 过程中摩擦连接界面的峰值温度最高，超过了 β'' 相、 Q' 相和 β' 相的溶解温度；距离摩擦界面越远，峰值温度越低，大部分 β'' 相及部分 Q' 相发生溶解、 β' 相发生粗化，而经历重复热循环作用的前道增材层剩余强化相粗化程度有所加剧。

2.3 FEAM 成形件硬度分布

图 10 为 FEAM 单道 1 层增材试样的显微硬度分布，其统计结果列于表 2。增材试样底部、中间和顶部的平

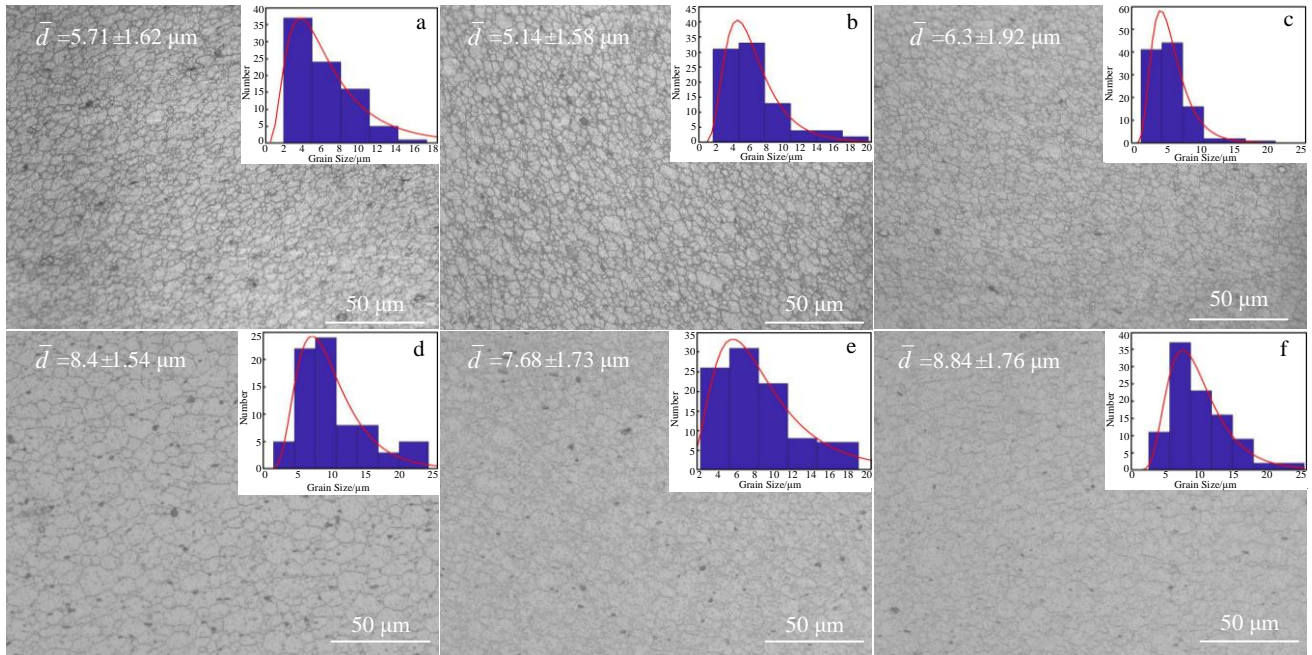


图 8 FEAM 单道 2 层和 9 层增材试样微观组织及晶粒尺寸分布

Fig.8 Microstructures and grain size distribution of FEAM two-layer and nine-layer additive specimen: (a) top of two layer, (b) middle of two layer, (c) bottom of two layer, (d) top of nine layer, (e) middle of nine layer, and (f) bottom of nine layer

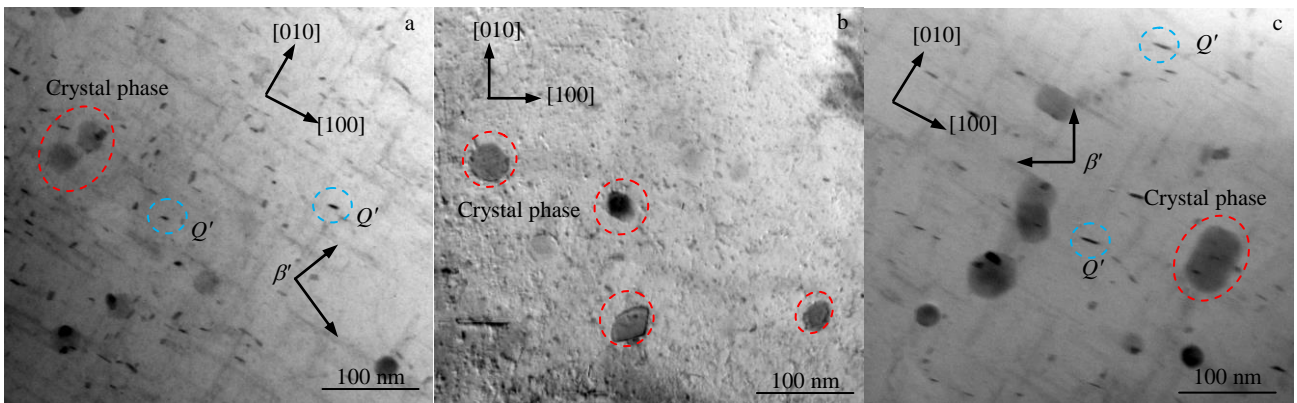


图 9 FEAM 单道 2 层增材试样不同位置的 TEM 照片

Fig.9 TEM images at different positions of FEAM two-layer additive specimen: (a) second layer, (b) interface, and (c) first layer

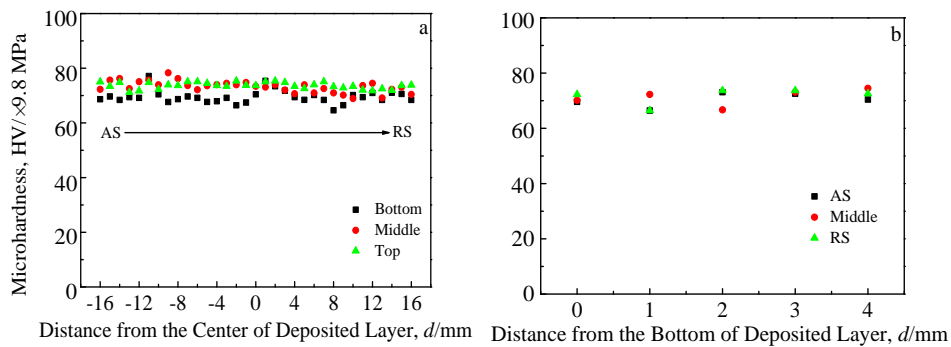


图 10 FEAM 单道 1 层增材试样的显微硬度

Fig.10 Microhardness of FEAM one-layer additive specimen: (a) Y direction and (b) Z direction

均硬度分别达到棒料母材的 62.4%、65.8% 和 66.2% (平均约 64.7%)，从底部到顶部呈现出上升趋势。AS、RS 及中间位置的平均硬度值分别达到棒料母材的 63.6%、65.3%、64.3%，表明增材层沿 Y 方向硬度分布比较均匀。虽然 FEAM 工艺获得了细晶组织，但增材层硬度明显降低。这是因为对可热处理强化铝合金而言，沉淀强化是棒料母材主要强化方式，虽然单层增材厚度窄 (≈ 4 mm) 基本经历相同的摩擦挤压变形过程，但增材层内部温度分布及变形速率仍有差异，摩擦界面处不仅温度高还承受最剧烈剪切变形作用，因此摩擦界面附近区域 β' 相和 β'' 相趋于全部溶解，使得硬度低软化现象最严重；而远离界面的中部和顶部区域 β'' 相大部分溶解，而 β' 相明显粗化，软化程度不及底部。整体来看单道 1 层增材试样平均硬度 HV 约为 705.6 MPa，具有较好均匀性。

图 11 为 FEAM 单道 2 层和 9 层增材试样的显微硬度分布，其统计结果列于表 3。2 层试样底部、中间和顶部、多层试样底部、中间和顶部的平均硬度值分别达

到棒料母材的 61.5%、56.9%、68.0%、51.5%、49.3% 和 66.4%。由图 11a、11b 可以看出，2 层增材试样中除中部摩擦界面附近硬度最低外，增材试样硬度整体上沿 Z 方向呈上升趋势，顶部硬度最高。经历 2 次热循环的第 1 层沉淀强化效果进一步降低，因此其硬度小于第 2 层和单层增材试样的硬度。而单道 9 层增材试样在经历多次热循环后，水平方向上中间和底部硬度出现了明显软化，其平均硬度仅为母材的 50.6% 要低于 2 层试样平均硬度。另外结合图 11d 中 Z 方向硬度分布可以看出除顶部硬度具有较高水平外，其余增材层的硬度较低，并未出现随着距离顶部越远硬度逐渐降低的趋势，这表明在经历一定次数的热循环之后，已沉积的增材层硬度不再受新增材层的影响，沉淀强化效果并未进一步降低，硬度保持不变。图 11b、11d 中界面处硬度相对较低，如图中粗线所示，与上文组织分析中界面处第二相几乎全部溶解相匹配，为增材试样中较薄弱的地方。

表 2 FEAM 单道 1 层增材试样显微硬度

Table 2 Microhardness of FEAM one-layer additive specimen ($\times 9.8$ MPa)

| Position | Base metal | Y | | | Z | | |
|--------------------|------------|--------|--------|------|------|--------|------|
| | | Bottom | Middle | Top | AS | Middle | RS |
| Hardness, HV | 111.3 | 69.5 | 73.2 | 73.7 | 70.8 | 71.6 | 72.7 |
| Standard deviation | 2.21 | 2.40 | 2.11 | 1.19 | 2.86 | 2.87 | 2.74 |

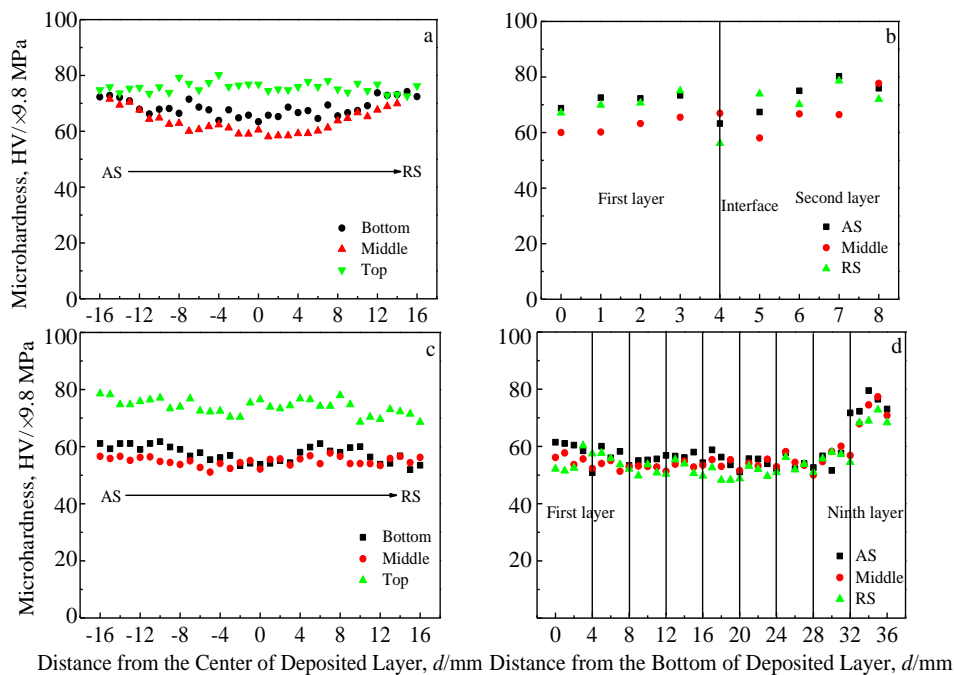


图 11 FEAM 单道 2 层和 9 层增材试样的显微硬度

Fig.11 Microhardness of FEAM two-layer and nine-layer additive specimens: (a) Y direction of two layer, (b) Z direction of two layer, (c) Y direction of nine layer, and (d) Z direction of nine layer

表 3 FEAM 单道增材试样 Y 方向不同位置显微硬度

Table 3 Microhardness at different positions of FEAM additive specimen in Y direction ($\times 9.8$ MPa)

| Position | Two-layer | | | Nine layer | | |
|--------------------|-----------|--------|------|------------|--------|------|
| | Bottom | Middle | Top | Bottom | Middle | Top |
| Hardness, HV | 68.5 | 63.3 | 75.7 | 57.36 | 54.89 | 73.9 |
| Standard deviation | 3.11 | 4.08 | 1.77 | 2.86 | 1.54 | 2.74 |

2.4 FEAM 成形件拉伸性能

图 12 为 FEAM 单道 1 层、2 层和 9 层增材试样的拉伸性能，其统计结果列于表 4。由图 12a、12b 可以看出，由于产生沉淀相溶解软化现象，增材试样 X、Y、Z 3 个方向的拉伸性能均显著低于母材，单道 1 层试样 X 方向抗拉强度达到棒料母材的 70.0%，单道 2 层增材试样中 2 次热循环使得残留的 β'' 相、 β' 相更加粗化，沉淀强化作用进一步降低，使得单道 2 层增材试样 X 方向抗拉强度降低为棒料母材的 64%；而多次热循环使得单道 9

层增材试样 X 方向抗拉强度进一步降低，其平均强度为 194.25 MPa (Y 方向为 184.15 MPa) 延伸率为 34.6%，从顶部到底部抗拉强度先减小后趋于稳定，如图 12d，呈现出与硬度分布相一致的规律。屈服强度则相对稳定，仅为母材的 33.8%，处于较低水平。与之相似的还有 9 层试样 Y 方向的强度分布特征，顶部最大，随着距离顶部越远强度越低，并最终在 180 MPa 附近浮动。

由图 12c、12f 可以看出，增材试样 Z 方向的结合较为薄弱。单道 2 层试样平均抗拉强度为 196.5 MPa，最

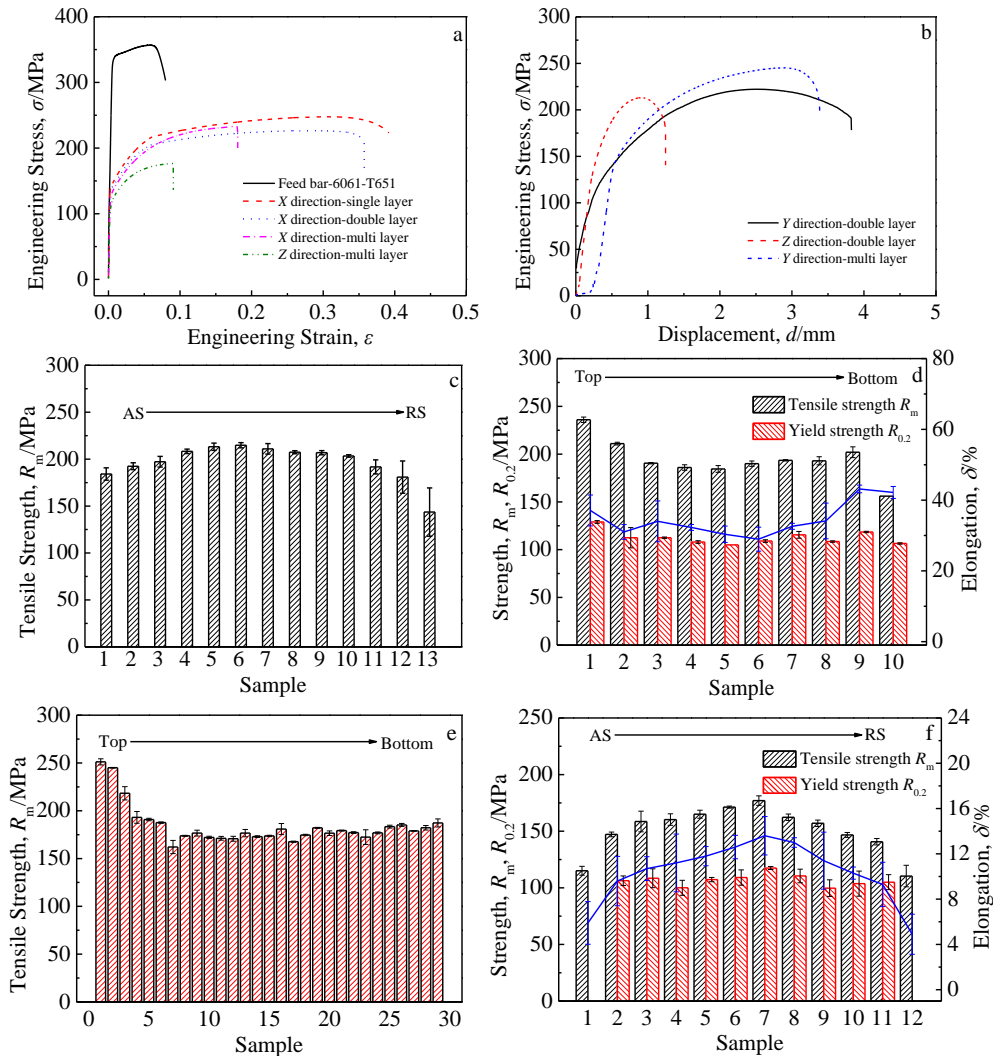


图 12 FEAM 增材试样拉伸性能

Fig.12 Tensile properties of FEAM additive specimens: (a) stress-strain curves, (b) stress-displacement curves, (c) two-layer additive specimen in Z direction, (d) nine-layer additive specimen in X direction, (e) nine-layer additive specimen in Y direction, (f) nine-layer additive specimen in Z direction

大为 214.8 MPa，达到 X 方向的 94%，表明增材沉积层摩擦界面实现了良好冶金结合。而 9 层试样在经历多次应力和热循环作用下，强度水平进一步降低，平均抗拉强度为 151.0 MPa，最大为 177 MPa（延伸率为 10.4%），明显低于单道 2 层增材试样。多次热循环不仅使得增材层内的强度降低，也使得界面的结合强度降低。另外，从 AS 到 RS，其强度呈现先增加后减小的趋势，两侧弱连接缺陷导致强度较低，延伸率也具有相同特征，但整体相对稳定，进一步表明增材层中间的力学性能相对优异。

虽然由于沉淀相溶解导致增材强度降低，但发现与棒料母材比较增材塑性变形能力却获得显著提高：除单道 9 层增材试样 Z 方向延伸率较低外，其余增材试样均显著高于棒料母材，单道 1 层增材试样 X 方向延伸率约为棒料母材的 2 倍，而单道 2 层增材试样达到棒料母材的 233%，这表明在增材内部的细小等轴晶组织对提高其塑性变形行为起重要作用。

表 4 列出 6061 铝合金在不同增材工艺下其力学性能对比。单道 1 层试样沿 X 方向抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 247.5 MPa、142.35 MPa 和 28.76%，单道 2 层试样抗拉强度约是单道 1 层试样的 91.5%。与目前激光和电弧等熔焊增材工艺比较^[23,24]，FEAM 增材试样沿 X 方向的抗拉强度相差不大，但其延伸率显著提高，综合力学性能更为优异。打印态（未热处理）FEAM 增材试样在 Z 方向上与超声波增材比较具有更高的拉伸强度，而经过热等静压处理的超声波增材试样沿 Z 方向（垂直摩擦结合界面方向）的抗拉强度达到 FEAM 水平时，X 和 Y 方向强度有所降低，低于 FEAM^[25]。另外相较于 MELD 工艺，FEAM 增材试样各个方向的强度都处于更高的水平^[26]。综上所述，FEAM 可以得到综合力学性能更加优良的增材试样。

图 13 为单道 2 层和 9 层增材试样沿 Z 方向的拉伸试样的典型断裂位置。从图中可以看出试样中主要有 2

表 4 FEAM 与其它工艺 6061 试样的力学性能对比

Table 4 Comparison of mechanical properties of FEAM and other process fabricated 6061

| Material and process | Orientation | Yield strength/MPa | Ultimate tensile strength/MPa | Elongation/% | Reference |
|----------------------|-------------|--------------------|-------------------------------|--------------|------------|
| Wrought 6061-T651 | | 332.5±3.53 | 354.3±3.39 | 14.41±0.48 | This study |
| One-layer-FEAM | X | 142.35±0.21 | 247.5±0.28 | 28.76±0.74 | This study |
| | X | 139.31±0.27 | 226.5±0.05 | 33.52±1.81 | This study |
| Two-layer-FEAM | Y | | 221.2±1.04 | | |
| | Z | | 196.5±19.3 | | |
| Nine-layer-FEAM | X | 112.5±7.43 | 194.25±20.0 | 34.57±4.82 | This study |
| | Y | | 184.15±20.4 | | |
| | Z | 106.8±5.21 | 151.0±27.5 | 10.4±4.62 | |
| 6061-MELD | X | 61.3±6.4 | 137.1±14.8 | | [26] |
| | Z | 63.9±2.7 | 129.9±3.5 | | |
| Al-Mg-Si-WAAM | X | 83.16 | 190.8 | 11.5 | [23] |
| 6061-LPBF | X | 75 | 141 | 15 | [24] |
| | X | 217 | 225 | 1.1 | |
| 6061-UAM | Y | 221 | 224 | 0.5 | [25] |
| | Z | 46 | | | |
| 6061-UAM+HIP | X | 70 | 158 | 17.3 | |
| | Y | 78 | 159 | 17.0 | [25] |
| | Z | 80 | 151 | 7.9 | |



图 13 FEAM 增材试样 Z 方向拉伸断裂试样

Fig.13 Tensile fracture specimens of Z direction of additive specimens: (a) Z-1 of two layer, (b) Z-2 of nine layer, (c) Z-3 of nine layer, and (d) Z-4 of two layer

种断裂方式, 分别为增材层内和增材层界面。如图 13a、13b 所示, 2 层试样 Z-1 和 9 层试样 Z-2 在增材层中间断裂, 且断口处发生了明显的塑性变形, 这表明增材摩擦界面处实现了很强的冶金结合, 具有比增材层内更强的结合强度。而 Z-3 和 Z-4 均在摩擦界面处断裂, 断口相对平整, 界面两侧在 FEAM 中受到顶锻力相对较小产生了连接不良的缺陷, 而 9 层试样在重复应力和热循环作用下放大这一缺陷, 在拉应力作用下仅发生较小塑性变形即断裂, 这说明增材摩擦界面仍为单道 9 层增材的薄弱区域, 还需要进行增材厚度及工艺优化以进一步改善摩擦界面结合性能。

3 结 论

1) 采用自主设计研制的固相摩擦挤压增材制造设备, 在主轴转速为 600 r/min、移动速度为 300 mm/min 的工艺参数下成功实现固相摩擦挤压增材制造工艺过程, 获得增材厚度和宽度分别约为 4 和 32 mm 的 6061 单道 1 层、2 层和 9 层增材试样, 增材试样内部完全致密无孔洞夹杂等缺陷、增材摩擦界面实现良好冶金连接。

2) 固相摩擦挤压增材试样具有细小均匀等轴晶组织特征。与棒料母材平均晶粒尺寸 $24.21 \pm 5.3 \mu\text{m}$ 比较, 单道 1 层试样平均晶粒尺寸细化至 $5.63 \pm 1.66 \mu\text{m}$; 增材摩擦界面处晶粒组织最为细小, 为 $5.14 \pm 1.58 \mu\text{m}$, 前道增材由于后道增材加热作用晶粒尺寸粗化为 $6.30 \pm 1.92 \mu\text{m}$; 单道 9 层试样因多次热循环晶粒有所长大, 平均尺寸达到 $8.31 \pm 1.67 \mu\text{m}$ 。

3) 固相摩擦挤压增材组织内部由于强化相 β'' 几乎全部溶解而 β' 发生粗化产生明显软化现象。单道 1 层增材试样最低硬度为棒料母材的 62.4%。增材界面由于强化相 β'' 及 β' 几乎全部溶解、其硬度降低为棒料母材的 56.9%。9 层增材试样从顶部到底部呈现出先减小后不变的硬度分布, 平均硬度为母材的 50.6%。增材试样整体硬度分布具有较好的均匀性。

4) 固相摩擦挤压增材组织具有优良力学性能。单道 1 层试样沿 X 方向抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为 247.5 MPa、142.35 MPa 和 28.76%; 单道 2 层试样 X 方向抗拉强度约为单道 1 层的 91.5%, 但伸长率与母材比较达到 233%。单道 9 层试样 X 方向和 Y 方向抗拉强度分布特征与硬度分布相匹配, 平均强度分别为 194.25 和 184.15 MPa。Z 方向的抗拉强度略有降低, 双层试样平均值为 196.5 MPa, 单道 9 层试样因多次热循环进一步降低为 151.0 MPa。

参考文献 References

- [1] Gao Qingwei(郜庆伟), Zhao Jian(赵 健), Shu Fengyuan(舒凤远) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 438(11): 36
- [2] Li Chengde, Gu Huimin, Wang Wei et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(6): 1860
- [3] Meng X, Huang Y, Cao J et al. *Progress in Materials Science*[J]. 2021, 115: 100706
- [4] Singh K, Singh G, Singh H. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2018, 6(4): 399
- [5] Wang Xinkai(王忻凯), Xing Li(邢 丽), Xu Weiping(徐卫平) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2015(05): 12
- [6] Mao Yuqing, Ke Liming, Huang Chunping et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 83(9): 1637
- [7] Palanivel S, Sidhar H, Mishra R S. *Jom*[J], 2015, 67(3): 616
- [8] Zhao Zijun(赵梓钧), Yang Xinqi(杨新岐), Li Shengli(李胜利) et al. *Journal of Materials Engineering*[J], 2019, 47(9): 84
- [9] Phillips B J, Avery D Z, Liu T et al. *Materialia*[J], 2019, 7: 100387
- [10] Griffiths R J, Garcia D, Song J et al. *Materialia*[J], 2021, 15: 100967
- [11] Rivera O G, Allison P G, Jordon J B et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 694: 1
- [12] Rivera O G, Allison P G, Brewer L N et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 724: 547
- [13] Garcia D, Hartley W D, Rauch H A et al. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 34: 101386
- [14] Gou Guizhi. *Ordinance Material Science and Engineering*[J]. 2019, 42(2): 5
- [15] Tongne A, Jahazi M, Feulvarch E et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 221: 269
- [16] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S et al. *Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 112
- [17] Ngo T D, Kashani A, Imbalzano G et al. *Composites Part B: Engineering*[J], 2018, 143: 172
- [18] Yu H Z, Mishra R S. *Materials Research Letters*[J], 2021, 9(2): 71
- [19] Sun Zhiyong, Liu Fenjun, Chen Haiyan. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(10): 3454
- [20] Maisonnette D, Suery M, Nelias D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2718
- [21] Dorbane A, Ayoub G, Mansoor B et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 624: 239
- [22] Torsæter M, Lefebvre W, Marioara C D et al. *Scripta Materialia* [J], 2011, 64(9): 817
- [23] Zhang Ruizhe, Cong Baoqiang, Qi Bojin et al. *Aeronautical*

- Manufacturing Technology*[J], 2019, 62(5): 80
- [24] Uddin S Z, Murr L E, Terrazas C A *et al. Additive Manufacturing*[J], 2018, 22: 405
- [25] Gussev M N, Sridharan N, Thompson Z *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 145: 33
- [26] Rutherford B A, Avery D Z, Phillips B J *et al. Metals*[J], 2020, 10(7): 947

Microstructure Features and Mechanical Properties of Single-Pass Multilayer 6061 Aluminium Alloy Based on Friction Extrusion Additive Manufacturing

Tian Chaobo^{1,2}, Yang Xinqi^{1,2}, Tang Wenshen^{1,2}, Xu Yongsheng^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300354, China)

(2. Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin 300354, China)

Abstract: The friction extrusion additive manufacturing (FEAM) process of 6061 aluminium alloy was successfully performed. The microstructure features, interface bonding mechanism and mechanical properties of single-pass one-layer, two-layer and nine-layer additive specimens were discussed in detail. It is found that under the process conditions of a spindle speed of 600 r/min and a moving speed of 300 mm/min, completely dense and defect-free 6061 one-layer, two-layer and nine-layer additive specimens with layer thickness and width of 4 and 32 mm are obtained. The uniform microstructures of additive specimens are composed of fine equiaxed grains. The average grain size of one-layer and nine-layer additive specimens are $5.63 \pm 1.66 \mu\text{m}$ and $8.31 \pm 1.67 \mu\text{m}$, respectively, which are significantly refined compared with the bar base metal ($24.21 \pm 5.3 \mu\text{m}$). In the microstructures of single-pass one-layer additive specimen, the main strengthening phase β'' is almost completely dissolved and phase β' is coarsened, so the average hardness is 64.7% of the bar base metal. The additive interface realizes metallurgical bonding and has the most significant degree of grain refinement. The hardness of interface reduce to 56.9% of the bar base metal because the strengthening phases β'' and β' are almost completely dissolved. The average hardness of nine-layer specimen after multiple thermal cycles is 50.6% of the base metal. The nine-layer additive specimen exhibits excellent strength and toughness matching. The average tensile strength and elongation along the length direction of the additive specimen are 194.25 MPa and 34.6%, respectively, and the average tensile strength and elongation along the vertical direction of the additive specimen are 151.0 MPa and 10.4%, respectively.

Key words: solid-state additive manufacturing; 6061 aluminium alloy; microstructure; mechanical properties; precipitated phase

Corresponding author: Yang Xinqi, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300354, P. R. China, Tel: 0086-22-87891461, E-mail: xqyang@tju.edu.cn