

搅拌摩擦沉积增材 7075-T6 铝合金组织及性能

王雨晴, 杨新岐, 许乃强, 许书铭, 纪皓程

(天津大学 材料科学与工程学院, 天津 300354)

摘要: 本研究基于压力控制的固相摩擦挤压增材设备, 进行了 AA7075-T6 搅拌摩擦沉积增材 (additive friction stir deposition, AFSD) 工艺试验, 探讨移动速度对沉积层微观组织及力学性能的影响。研究表明: 在主轴转速 300 r/min 与横向移动速度分别为 100 和 150 mm/min 的工艺参数下成功获得成形良好及无缺陷的 AA7075-T6 沉积试样。沉积区为完全致密细小等轴晶组织, 其平均晶粒尺寸与原始母材 $36.33 \pm 1.99 \mu\text{m}$ 的晶粒组织相比显著细化。由于强烈的热-力耦合摩擦挤压作用使得沉积区再结晶比例超过 80%, 沉积区硬度及拉伸性能具有不均匀分布特征。随着移动速度从 100 mm/min 增加到 150 mm/min, 沉积区顶部硬度从 120 HV 提高到 141 HV, 分别达到母材硬度的 69.8% 和 82.1%; 对应沿 TD 方向抗拉强度从 416.5 MPa 提高到 477.5 MPa, 平均伸长率从 6.25% 上升到 9.25%; 但沉积区底部抗拉强度从 397.0 MPa 增加到 414.0 MPa, 平均伸长率从 11.5% 上升到 12.25%。沉积区最高抗拉强度和伸长率分别可达到母材的 78.2% 和 80.6%, 沉积试样断裂模式均具有韧断特征。这说明提高移动速度有利于 AFSD 沉积区强度及塑性的改善。

关键词: 搅拌摩擦沉积增材; 7075-T6 铝合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG453.9; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)01-0153-11

1 引言

AA7075-T6 属于 Al-Zn-Mg-Cu 系列沉淀强化高强铝合金^[1-2], 通常采用锻压毛坯结合铣削工艺制备飞机承载框架、加强筋板及支撑梁等构件, 这种传统工艺不仅造成原材料的极大浪费且加工效率低及制造成本高, 很难适应先进高强铝合金结构制造领域的发展趋势。目前激光、电子束及电弧熔丝增材工艺在制备复杂构件、降低成本及节约耗材等方面具有显著优势, 为制备高强铝合金构件提供新途径。但针对基于熔焊原理的金属增材工艺 Al-Zn-Mg-Cu 系合金^[3-6]具有明显的热裂敏感性, 在增材凝固过程中极易形成各种孔隙及热裂纹等冶金缺陷, 即使通过添加异质颗粒或合金元素对沉积过程进行控制^[7], 也很难获得组织及性能良好的增材构件, 限制了熔焊增材工艺在高强铝合金承载结构制造领域的应用^[8]。

搅拌摩擦沉积增材 (additive friction stir deposition, AFSD) 是近年来开发的一种先进固相增材制造技术, 它基于摩擦挤压加工原理在增材沉积过程中不会产生熔化及凝固现象, 可以有效避免孔隙和热裂纹等缺陷并获得完全致密的增材构件, 为制备高强铝合金承载构件提供新思路。国外已对 7xxx 系列铝合金 AFSD 工艺及修复应用进行了初步研究^[9-19], Avery 等^[9-10]对 7075 铝合金进行 AFSD 工艺探索, 在主轴转速 225 r/min 及移动速度

50.8 mm/min 下成功制备出单道多层沉积试样, 沉积态增材试样的屈服强度、抗拉强度及断后伸长率分别为 140 MPa、295 MPa 和 16%, 达到原始母材的 26.7%、50.6% 和 84.2%。Mason 等^[11]利用 AFSD 工艺制备 7050 铝合金十字交叉沉积试样, 证实了 AFSD 工艺针对重叠增材路径的有效性, 但与锻造 7050-T7651 比较, 其沉积态试样力学性能具有明显软化趋势。本团队对 2024^[20]、2219^[21]、6061^[22-28]对铝合金及稀土镁合金^[29]等进行了许多工艺探索, 证实了铝合金热塑性挤压特性是影响 AFSD 可行性的关键因素, 如 Al-Mg-Si 系列铝合金具有良好的热塑性挤压特性, 在主轴转速 300~900 r/min、横向移动速度 60~200 mm/min 范围均获得表面光滑及无飞边缺陷的沉积层, 而 Al-Cu 系列铝合金仅在 250 r/min 低转速下才能获得无缺陷沉积层。但目前对 7xxx 系列高强铝合金 AFSD 可行性及工艺-组织-性能之间相互影响缺乏深入研究, 开展其 AFSD 工艺可行性探索十分必要。

本研究针对 AA7075-T6 铝合金进行 AFSD 工艺试验, 评估不同移动速度对 7075 铝合金 AFSD 成形特征、沉积层组织及力学性能的影响, 为实现 AFSD 增材制造 AA7075 承载构件提供重要试验和理论依据。

2 实验

选择 AA7075 退火态板材及 AA7075-T6 棒料进行

收稿日期: 2025-01-13

基金项目: 国家自然科学基金(52175356, 51775371)

作者简介: 王雨晴, 女, 2000 年生, 硕士, 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300354, 电话: 022-87891461, E-mail: wyq_cl@tju.edu.cn

AFSD 工艺试验, 基板尺寸为 200 mm×100 mm×5 mm, 增材棒料直径为 20 mm, 长度为 200 mm, 其化学成分及力学性能如表 1 和表 2 所示。

图 1 表示 AFSD 工艺过程及 AA7075 沉积过程。AFSD 工艺可分为 3 个阶段: 起始摩擦挤压预热、稳定沉积过程及停止冷却阶段。沉积棒料在中空打印工具带动下高速旋转, 同时受到轴向压力作用, 在起始阶段摩擦挤压基板, 当摩擦界面材料完全软化后, 打印工具开始横向移动, 棒料在打印工具摩擦挤压下沉积在基板上形成沉积层, AFSD 进入稳定沉积阶段, 在达到预定沉积长度后, 打印工具转速及移动速度快速变为零, 沉积层进入冷却阶段。重复进行上述工艺过程可获得单道多层沉积试样。其中打印工具转速、横向移动速度、轴向压力及沉积层厚度是影响 AFSD 成形的关键参数。

采用自主研发的压力控制固相摩擦挤压增材设备完成全部 AFSD 工艺试验, 其中打印工具直径为 38 mm、中间空心区直径为 20 mm、摩擦端面带有两个 2.5 mm 高凸起, 用以搅拌沉积区材料混合并促进沉积层界面塑性流动。通过预先大量增材工艺优化试验, 选择主轴转速 300 r/min、移动速度分别为 100 及 150 mm/min 制备增材试样, 每层沉积厚度控制在 2.0 mm, 沉积长度 150 mm; 在沉积棒料轴向压力为 11.5 kN 左右下, 成功制备无表面缺陷成形良好的 AA7075 单道多层增材试样。

表 1 AA7075-T6 沉积棒料化学成分

Table 1 Chemical composition of AA7075-T6 rods (wt%)

Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
1.2-2.0	0.4	0.5	0.3	2.1-2.9	5.1-6.1	0.4	0.06	Bal.

表 2 AA7075-T6 沉积棒料力学性能

Table 2 Mechanical properties of AA7075-T6 rods

Material	Hardness/ HV	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/ %
7075-T6	171.6	611.0	553.3	15.2

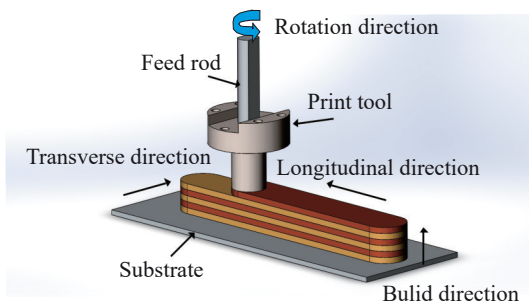


图 1 AFSD 工艺过程示意图
Fig.1 Schematic of AFSD process

对沉积试样进行微观组织及力学性能分析的取样方式如图 2 所示, 分别沿水平方向 (longitudinal direction, LD) 和横向 (transverse direction, TD) 方向切取金相及微小拉伸试样。金相试样经机械打磨抛光后, 用 Keller 试剂 (95 mL H₂O、2.5 mL HNO₃、1.5 mL HCl、1 mL HF) 进行侵蚀, 然后用光学显微镜和超景深立式显微镜对试样宏观及微观组织进行观察。通过电解抛光制备 EBSD 试样, 进行晶体取向和再结晶程度分析。通过扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 进一步分析组织特征并对拉伸试样断口形貌及断裂模式进行分析。对沉积区进行显微硬度测试及微小拉伸试验, 用以评估沉积区不同位置的力学性能。硬度测试施加载荷 200 g, 加载时间 15 s, 硬度测试点左右间隔 2 mm, 上下间隔 1 mm。采用电子万能试验机 (CSS-44100) 进行拉伸试验, 其中沿 LD 及 TD 方向拉伸速度分别为 4.5 及 2.7 mm/min。

3 结果及讨论

3.1 移动速度对沉积层显微组织的影响

图 3 是转速为 300 r/min、移动速度分别为 100 和 150 mm/min 的工艺参数下获得的沉积试样宏观截面形貌, 其中绿色箭头代表打印工具影响区 (print tool affected zone, PTAZ), 蓝色箭头表示凸起影响区 (protrusion affected zone, PAZ), RS 表示前进侧, AS 表示后退侧。试验表明: 在两种工艺参数下沉积的 AA7075 试样表面平整光滑, 但沉积层两侧产生显著的飞边缺陷 (图 3 中红色箭头区域), 与 AA6061 沉积层^[24]相比铝合金材料利用率明显降低。沉积层间基本无原始界面痕迹, 沉积区内具有显著涡流状塑性流线特征, 在打印工具凸起作用区域 (PTAZ 和 PAZ) 中未发现孔隙或弱连接缺陷; 在 150 mm/min 移动速度下成形表面更为平直, 而在 100 mm/min 的移动速度下, 由于沉积层塑性变形更为剧烈, 后退侧表面稍有向上翘曲, 说明降低移动速度沉积层材料流动更为均匀。对比采用平面打印工具的

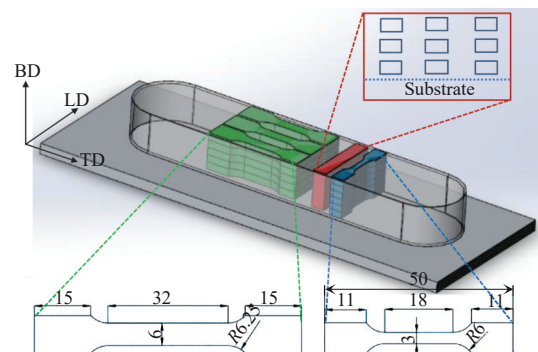


图 2 金相和拉伸试样尺寸及取样位置
Fig.2 Size and sampling location of metallographic and tensile specimen

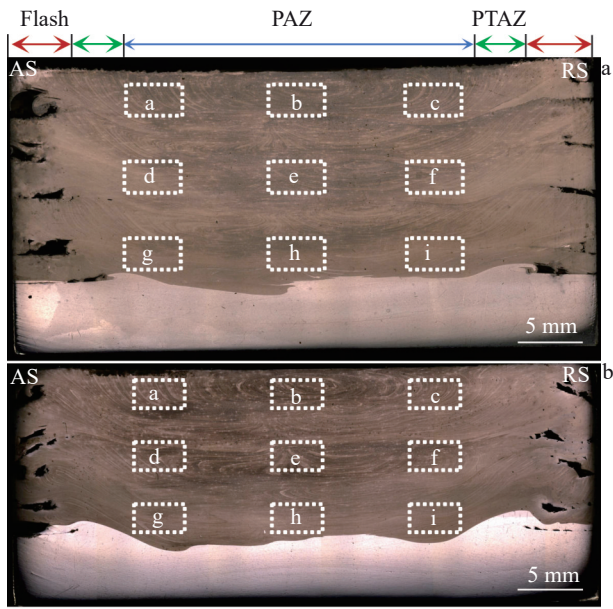


图3 300 r/min 转速时不同移动速度沉积试样的宏观截面形貌
Fig.3 Macroscopic cross-sectional morphologies of samples deposited under different travel speeds with rotational speed of 300 r/min: (a) 100 mm/min; (b) 150 mm/min

AA6061 增材试样^[24],其界面平直,没有弯曲流动现象,界面结合不佳,在界面处可观察到弱连接和孔洞缺陷,说明平面打印工具不利于层间材料的混合。由此可见,带凸起打印工具有效促进沉积层界面上下材料混合及界面冶金结合。

图4和图5分别表示不同移动速度下沉积层顶部及底部的显微组织特征。可以明显看出:与增材棒料母材相比,沉积层组织发生了显著细化,由原始粗大不规则形状晶粒变为细小等轴晶组织特征。通过截线法对试样顶部、中部和底部的晶粒尺寸进行统计,在移动速度 100 mm/min 下沉积层顶部不同位置晶粒尺寸在 $4.46\pm 1.59\sim 4.67\pm 1.43\ \mu\text{m}$ 之间,中部晶粒在 $4.27\pm 1.65\sim 5.68\pm 1.67\ \mu\text{m}$ 之间,而底部晶粒在 $5.23\pm 1.59\sim 5.72\pm 1.64\ \mu\text{m}$ 范围。沉积层顶部与中部晶粒尺寸差异较小,底部由于经受5次累积热循环作用晶粒稍微增大,但平均晶粒尺寸为 $4.98\pm 1.62\ \mu\text{m}$ 。在整个搅拌摩擦挤压增材过程中,后退侧的材料流动方向与工具旋转方向相反,导致更大的剪切应力和塑性变形,摩擦更剧烈;在剧烈摩擦产生的高温下,后退侧的再结晶晶粒进一步长大。因而相较于中心区域(Mid)和前进侧的晶粒,后退侧晶粒尺寸有所

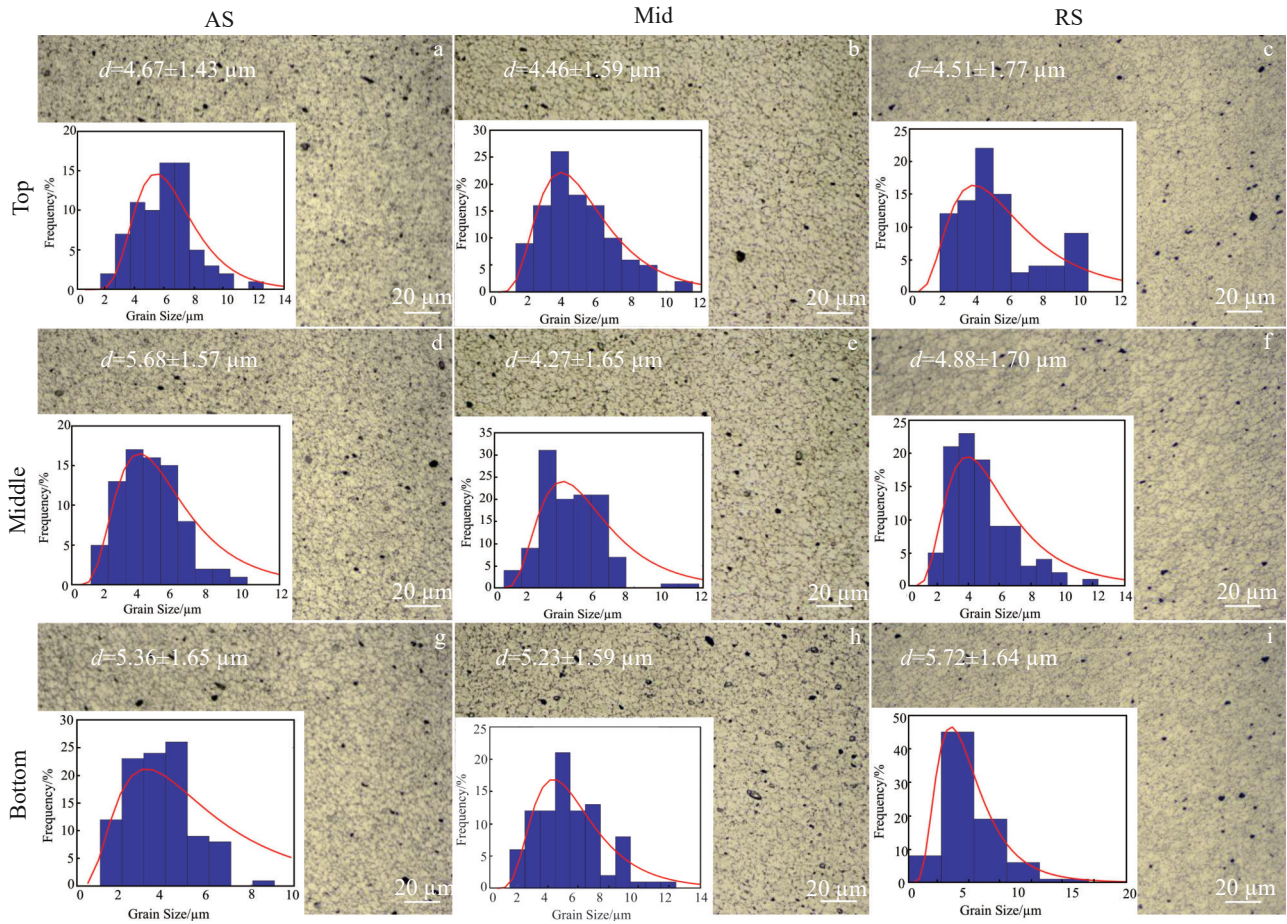


图4 300 r/min-100 mm/min 参数下沉积层不同位置的组织和晶粒尺寸统计
Fig.4 OM images and grain size statistics of different positions of the layer deposited under 300 r/min-100 mm/min parameter

增加。随着移动速度增加为 150 mm/min, 沉积区平均晶粒尺寸为 $5.27 \pm 1.98 \mu\text{m}$ 。虽然移动速度提高使得 AFSD 热输入有所降低, 但对沉积区晶粒尺寸影响不显著。

图 6 是不同移动速度下增材棒料以及沉积层顶部 (第 5 层) 和底部 (第 1 层) 晶粒的反极图 (inverse pole figure, IPF), 其中大角度晶界用黑线表示, 小角度晶界用白线表示。在 100 mm/min 的移动速度下, 顶部晶粒主要沿 $\langle 112 \rangle$ 取向生长, 底部一部分晶粒沿 $\langle 111 \rangle$ 取向, 一部分沿 $\langle 102 \rangle$ 取向生长; 150 mm/min 下, 顶部晶粒主要沿 $\langle 001 \rangle$ 取向生长, 而底部晶粒则主要沿 $\langle 212 \rangle$ 取向生长。AFSD 过程中通过搅拌和挤压作用改变了母材棒料中原有的 $\langle 001 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 取向, 而显现出不同的晶体取向。

图 7 表示 EBSD 晶粒尺寸统计结果。在转速 300 r/min 及移动速度 100 mm/min 下, 顶部和底部晶粒尺寸分别为 4.20 ± 1.45 和 $4.32 \pm 1.50 \mu\text{m}$, 相对于母材 $36.33 \pm 1.99 \mu\text{m}$ (图 6e) 晶粒尺寸有显著降低; 随着移动速度增加到 150 mm/min, 沉积层顶部和底部平均晶粒尺寸分别变化为 3.24 ± 1.09 和 $4.06 \pm 1.54 \mu\text{m}$ 。与截线法检测结果比较, EBSD 检测更为合理。这说明此时移动速度增加对沉积层晶粒尺寸影响较小。

由于 AFSD 过程中晶粒会受到强烈的热-力耦合剪

切挤压和搅拌作用, 沉积层整体经历了强烈的热-塑性变形作用, 这种变形促使动态再结晶的发生, 从而导致沉积层晶粒较增材棒料晶粒发生明显的细化。AFSD 过程中主轴转速是产生摩擦剪切塑性变形的关键因素, 而移动速度增加虽然有利于摩擦热输入降低, 但对动态再结晶过程的影响并不显著。根据 Hall-Patch 关系, 细小等轴晶粒有助于提高沉积层强度; 但 AFSD 热-力耦合塑性变形将导致 AA7075-T6 中析出强化相的溶解, 使得沉积层产生显著软化现象, 所以细晶强化是否起到主要作用还需要后续力学性能评估进一步验证。

图 8 表示棒料母材及不同移动速度下沉积试样顶部和底部的再结晶比例分布图, 其中蓝色代表再结晶晶粒, 黄色代表亚结晶晶粒, 红色代表变形晶粒。再结晶比例统计结果如表 3 所示, 其中 HAGBs 表示大角度晶界。可以明显看出: 不同移动速度沉积试样顶部和底部的再结晶晶粒面积分数均超过 80%; 与沉积层顶部相比, 由于底部经历多次累积热循环作用, 更多亚结构晶粒转化为再结晶晶粒, 使得底部表现出更高的再结晶程度, 再结晶晶粒占比可达到 85% 以上。在 AFSD 过程中, 在打印工具剧烈的摩擦挤压剪切作用下, 沉积层整体内部先积累大量塑性变形及位错, 在回复阶段先转化为小角度晶界, 然

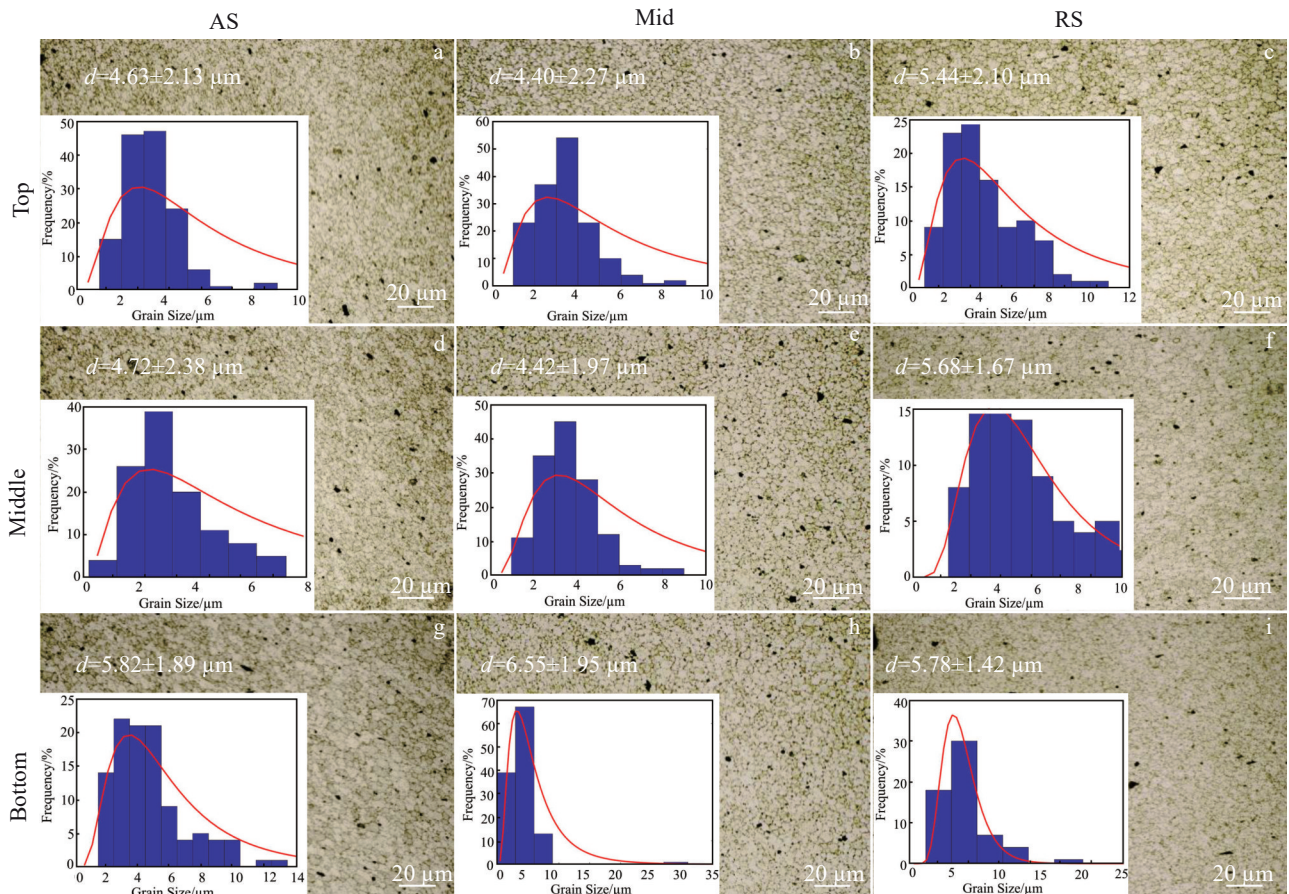


图 5 300 r/min-150 mm/min 参数下沉积层不同位置的组织和晶粒尺寸统计

Fig.5 OM images and grain size statistics of different positions of the layer deposited under 300 r/min-150 mm/min parameter

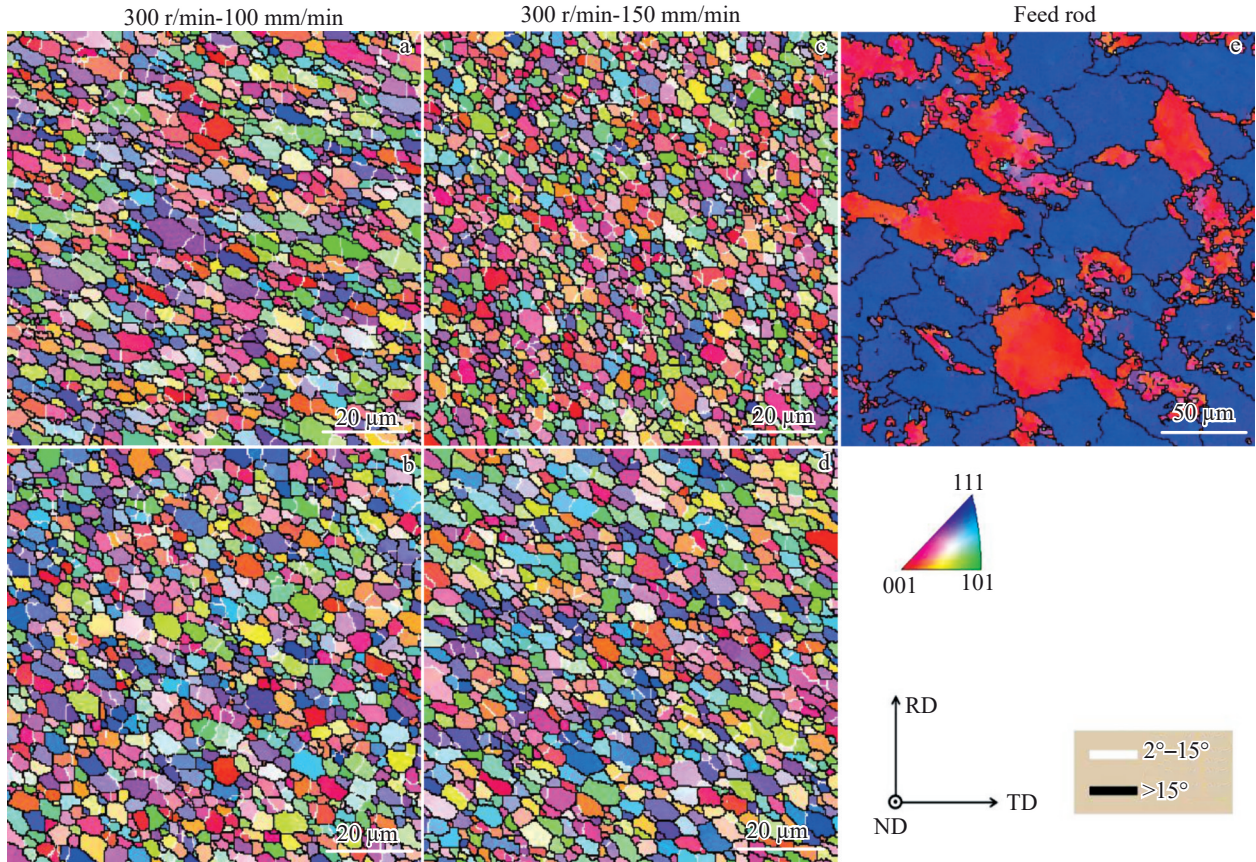


图6 不同移动速度下沉积层和棒料母材的反极图面分布图

Fig.6 IPFs of top (a, c) and bottom (b, d) positions of the samples deposited with different parameters and feed rod (e)

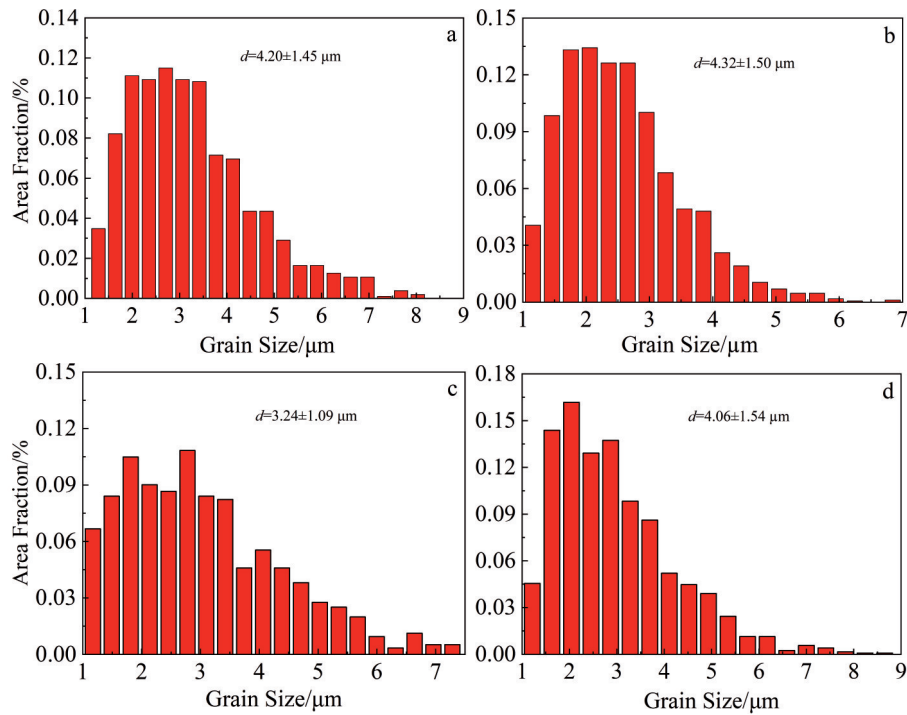


图7 不同参数下沉积层顶部和底部晶粒尺寸统计

Fig.7 Grain size statistics of top (a, c) and bottom (b, d) positions of layers deposited at travel speeds of 100 mm/min (a-b) and 150 mm/min (c-d) with rotational speed of 300 r/min

后在亚晶转动下继续吸收位错,小角度晶界转变为大角度晶界,形成再结晶晶粒。AA7075 具有较高层错能,加之 AFSD 剧烈热-力耦合过程的综合作用,使得小角度晶界几乎完全转变为大角度晶界,沉积层组织发生了较为完全的连续动态再结晶,沉积层晶粒尺寸相对于棒料母材明显细化。这表明 AFSD 工艺过程不仅可形成完全致密无孔隙缺陷的沉积层,并且通过动态再结晶产生了细小均匀的等轴晶锻造组织,而不是基于熔焊的增材方式所产生的常见的非均匀粗大柱状晶铸造组织,这为获得具有优良力学性能的 AA7075 增材构件提供关键基础。

图 9 表示棒料母材及不同移动速度下沉积层顶部及

底部在 SEM 的背散射 (back scattered electron, BSE) 模式下的图片。通过对其进行能谱 (energy dispersive spectroscopy, EDS) 分析,结果显示棒料母材中的第二相主要由尺寸较大的呈亮白色的 S 相 (Al_2CuMg)、暗白色的富铁相 ($Al_{23}CuFe_4$) 和黑色的 Mg_2Si , 以及细小弥散的 η/η' 相 ($MgZn_2$) 组成,其中对 7075 铝合金起到主要强化作用的是在铝基体中呈细小弥散分布的 $MgZn_2$ 析出强化相^[9]。

对不同移动速度下沉积层顶部及底部的晶界和晶内的相进行 EDS 分析,结果见表 4,在沉积层顶部分布的黑色较大第二相富含 Mg、Si 且比例近似 2:1,可以推定其为

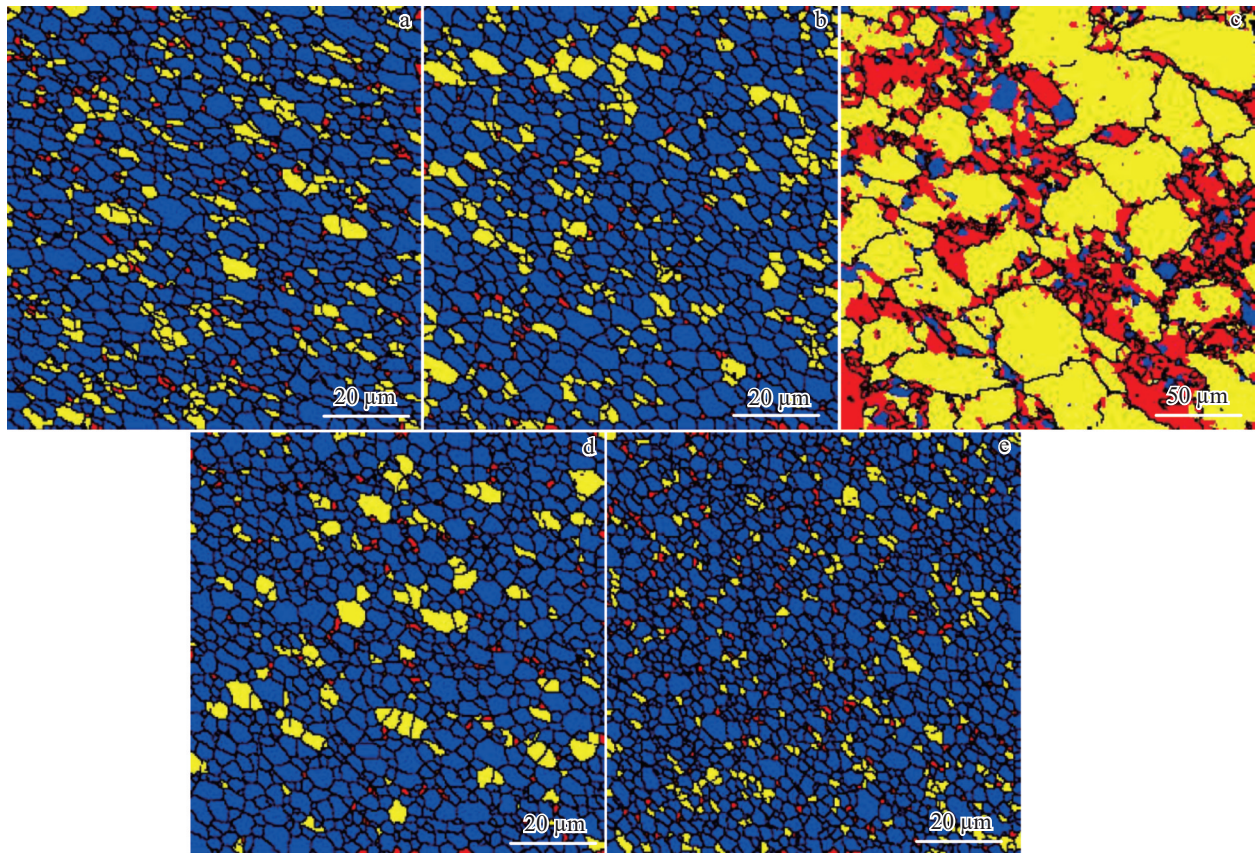


图 8 不同移动速度下沉积层顶部与底部以及棒料母材的再结晶比例面分布图

Fig.8 Distributions of recrystallization ratios of top (a, d) and bottom (b, e) positions of layers deposited at travel speeds of 100 mm/min (a–b) and 150 mm/min (d–e) with rotational speed of 300 r/min and feed rod (c)

表 3 不同参数下沉积层顶部和底部大小角度晶界和再结晶晶粒的面积分数

Table 3 Area fractions of grain boundaries and recrystallized grains of top and bottom positions of layers deposited under different parameters (%)

Parameter and position	HAGBs	Recrystallized grains	Substructure grains	Deformed grains
Feed rod	32.4	8.08	10.6	81.3
300 r/min-100 mm/min-1st layer	89.0	85.7	11.8	2.51
300 r/min-100 mm/min-5th layer	90.2	81.6	15.3	3.02
300 r/min-150 mm/min-1st layer	91.0	86.1	10.1	3.84
300 r/min-150 mm/min-5th layer	90.4	80.9	17.1	1.98

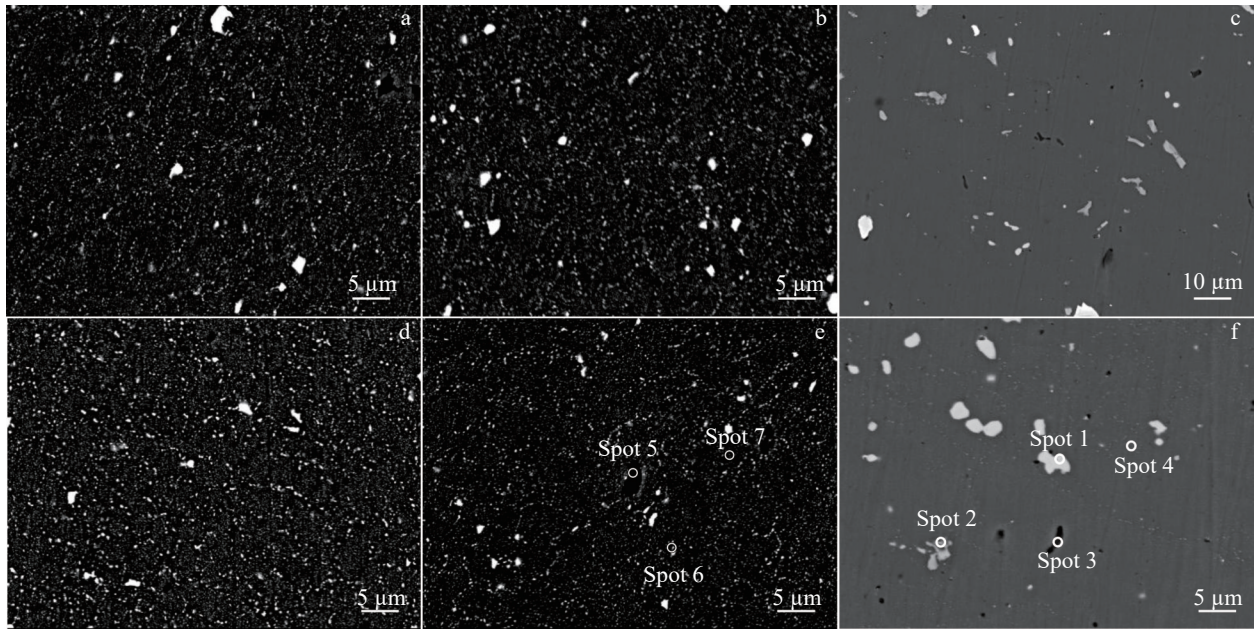


图9 不同移动速度下沉积层顶部和底部以及棒料母材的BSE照片

Fig.9 BSE images of top (a, d) and bottom (b, e) positions of layers deposited at travel speeds of 100 mm/min (a-b) and 150 mm/min (d-e) with rotational speed of 300 r/min and feed rod (c, f)

Mg₂Si相, Mg₂Si作为7075铝合金中的难溶杂质相,会消耗掉部分Mg元素,这会减少MgZn₂强化相的数量^[2],导致强度下降,且由于Mg₂Si颗粒较大,容易在局部产生较大的应力集中,进而影响拉伸性能。

AFSD沉积试样中沿晶界和部分晶内分布的尺寸相对较大的白色沉淀相富含Mg、Zn、Cu元素,推测可能是S相(Al₂CuMg)^[10],相对于棒料母材中的S相,部分S相发生粗化;而晶内细小的沉淀相富含Mg、Zn元素,根据表4中的EDS结果,推测是η相(MgZn₂)或η'相(MgZn₂),MgZn₂作为7075铝合金的主要析出强化相,其熔点较低极不稳定,会在AFSD过程中回溶进基体,并在后续过程中重新析出并粗化,粗化的MgZn₂将无法起到原有的强化效果^[10],这是AFSD后试样发生软化的主要原因。对比沉积试样不同位置可以看出:从顶部到底部,沿晶界第二相颗粒的尺寸和密度均有所增加,会导致晶界处产生较大的应力集中,从而导致沉积层底部的力学性能较顶部差。另外对比不同移动速度的影响,随着移动速度的提高,第二相的尺寸和密度都有所降低,主要是由于移动速度的提高导致带来的热输入减少,第二相重新析出并长大的可能性降低。

3.2 移动速度对沉积层力学性能的影响

3.2.1 显微硬度

图10表示在转速为300 r/min移动速度分别为150和100 mm/min下的增材试样显微硬度分布云图。试验表明:不同移动速度下沉积层截面硬度值在84.4~132 HV范围变化,从沉积层底部到顶部呈现显著增加趋势,截面硬

表4 图9中棒料母材及沉积试样中不同位置EDS结果
Table 4 EDS results of different positions of deposited samples and feed rod in Fig.9 (at%)

Spot	Al	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Possible phase
1	54.09	5.33	22.33	17.99	0.06	0.20	Al ₂ CuMg
2	85.20	2.61	1.72	2.76	0.00	7.72	Al ₃ CuFe ₄
3	38.70	1.12	36.89	0.48	22.61	0.20	Mg ₂ Si
4	92.08	2.50	4.08	0.93	0.13	0.12	MgZn ₂
5	57.14	1.04	25.29	0.41	16.03	0.09	Mg ₂ Si
6	86.36	5.26	5.95	2.09	0.05	0.09	Al ₂ CuMg
7	91.86	2.96	3.89	0.89	0.09	0.12	MgZn ₂

度分布具有明显不均匀性。在移动速度为100 mm/min时,沉积区平均硬度为100.5 HV,约为棒料母材58.5%;其沉积顶部最高硬度可达120 HV,约为棒料母材的69.8%,相对于棒料母材呈现明显软化现象。而在150 mm/min下其平均硬度为106.6 HV约为棒料母材62.1%;其沉积层顶部硬度可达141 HV左右,达到棒料母材的82.1%,相对于100 mm/min试样其软化程度有所降低。

尽管沉积层具有细小的等轴晶锻造组织特征,但由于AA7075属于析出强化铝合金,多层累积热循环使得主要析出强化相MgZn₂溶解及粗化,势必导致沉积层力学性能显著降低,可见细晶强化并未明显改善AA7075沉积层的软化程度^[30]。随着移动速度从100 mm/min增加到150 mm/min,沉积层平均硬度有所提高,尤其是沉积层顶部硬度显著增加,这主要是由于移动速度的增加

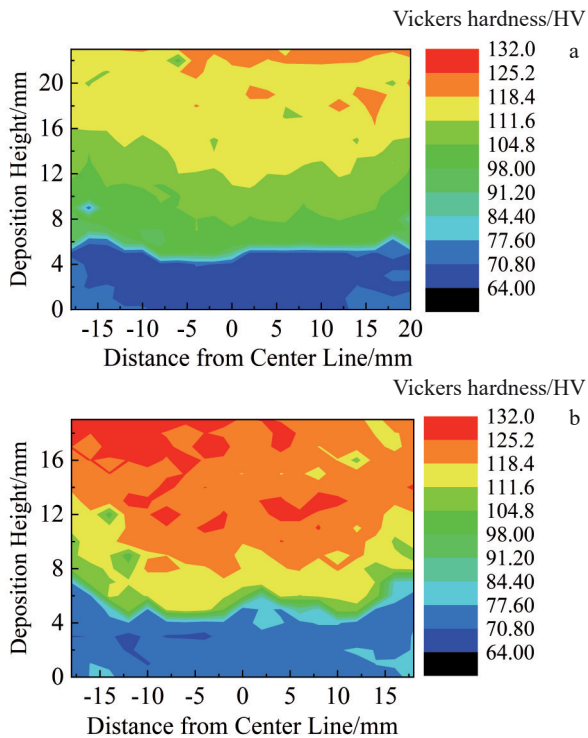


图 10 转速为 300 r/min 时不同移动速度下的沉积层硬度云图
Fig.10 Vickers hardness maps of layers deposited at travel speeds of 100 mm/min (a) and 150 mm/min (b) with rotational speed of 300 r/min

导致热输入降低,而顶部沉积层仅受到 1 次沉积层热循环作用,使得析出强化相溶解及粗化程度降低,有利于沉积层软化程度的改善。

3.2.2 拉伸性能

图 11 和表 5 为不同移动速度下沉积试样的拉伸性能。试验表明:拉伸试样断裂方式均为韧性断裂,从沉积层顶部到底部,试样的拉伸强度降低、塑性变形能力提高,与前述显微硬度分布结果完全对应。

100 mm/min 移动速度下,沉积层中心区域沿 LD 方向顶部(100-LD-T)和底部(100-LD-B)抗拉强度分别为

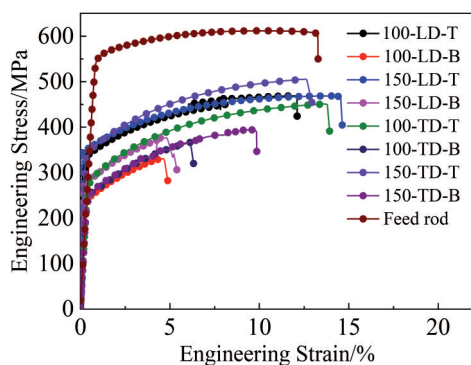


图 11 不同移动速度和不同位置沉积试样的拉伸应力-应变曲线
Fig.11 Engineering stress-engineering strain curves of different positions of samples deposited under different travel speeds

表 5 不同移动速度下沉积试样及棒料母材的拉伸性能

Table 5 Tensile properties of samples deposited under different travel speeds and feed rod

Sample	Yield strength/ MPa	Tensile strength/ MPa	Elongation/%
Feed rod	533.3±1.70	611.0±2.70	15.2±0.6
100-LD-T	301.5±25.5	451.0±8.5	11.5±0.5
100-LD-B	222.0±11.0	336.0±4.5	4.2±1.2
100-TD-T	296.5±6.5	416.5±14.5	6.3±1.3
100-TD-B	260.5±8.5	397.0±31.0	11.5±4.5
150-LD-T	349.0±6.0	461.0±8.0	10.8±3.3
150-LD-B	286.0±10.0	372.5±3.5	4.8±1.3
150-TD-T	355.5±11.5	477.5±27.5	9.3±1.3
150-TD-B	278.0±24.0	414.0±20.0	12.3±2.3

451.0 和 336.0 MPa, 约为棒料母材的 73.8% 和 55.0%; 断后伸长率分别为 11.5% 和 4.2%, 随着移动速度提高至 150 mm/min, 沉积层中心区域沿 LD 方向沉积层顶部(150-LD-T)与底部(150-LD-B)的平均抗拉强度分别变化为 461.0 和 372.5 MPa, 达到棒料母材的 75.5% 和 61.0%; 平均断后伸长率为 10.75% 和 4.75%。沿 TD 方向 100 mm/min 移动速度下, 沉积层顶部(100-TD-T)与底部(100-TD-B)的抗拉强度分别为 416.5 和 397.0 MPa, 达到棒料母材的 68.2% 和 65.0%, 平均断后伸长率分别为 6.25% 和 11.5%。随着移动速度提高到 150 mm/min, 沿 TD 方向沉积层顶部(150-TD-T)和底部(150-TD-B)抗拉强度分别为 477.5 和 414.0 MPa, 达到棒料母材的 78.2% 和 67.8%; 平均断后伸长率分别为 9.25% 和 12.25%, 约为棒料母材的 60.9% 和 80.6%。

由此可见:在 2 种移动速度下 AA7075 沉积试样均出现明显软化现象, 主要是由于 AFSD 过程中的剧烈塑性变形及多次累积热循环作用, 使得沉积层中析出强化相溶解粗化从而降低析出强化效应, 导致沉积层屈服强度及拉伸强度显著降低。随着横向移动速度增加至 150 mm/min, 析出强化相溶解及粗化程度减小, 使得拉伸性能有所提升, 但改善效果并不显著, 与 AA7075-T6 母材比较仍存在很大差异。这表明针对 AFSD 制备的 AA7075 构件, 必须通过后热处理调控沉积层微观组织恢复其力学性能才能具有工程应用意义。

3.2.3 断口形貌

图 12 表示在 300 r/min-150 mm/min 的工艺参数下试样沿 LD 方向断后伸长率分别为 13.5% 和 5.0% 的拉伸试样的断口形貌比较。可以看出:伸长率为 13.5% 的拉伸试样其宏观塑性变形显著, 微观断口形貌比较粗糙, 可以观察到大小均匀的韧窝变形特征, 韧窝形状及尺寸相对大而深, 体现出良好的塑性变形能力。对韧窝中包裹的第二相颗粒进行 EDS 分析, 结果如表 6 所示, 其富含 Mg、

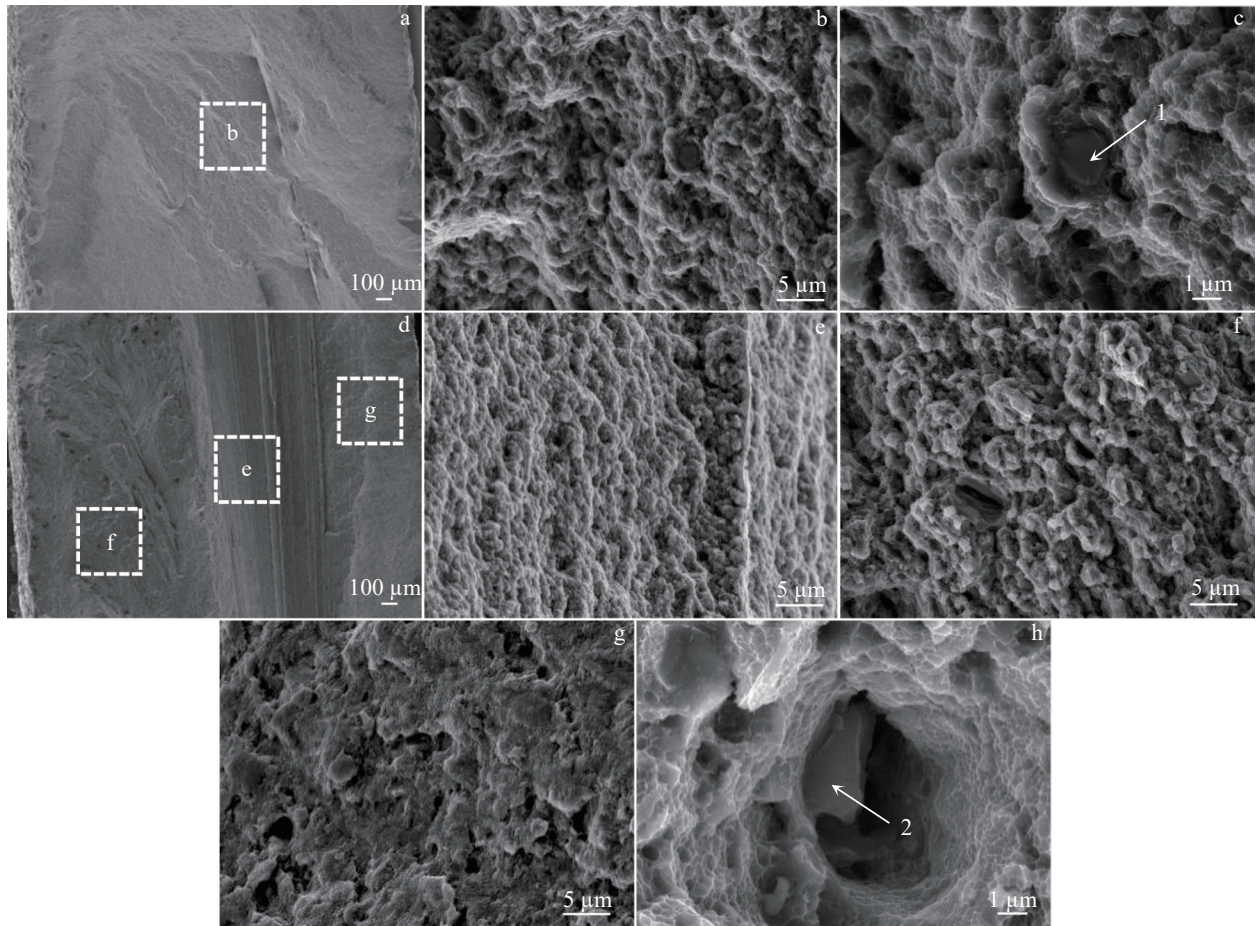


图12 在 300 r/min-150 mm/min 下伸长率为 13.5% 和 5.0% 的拉伸断口形貌

Fig.12 Fracture morphologies of tensile specimens with elongation of 13.5% (a) and 5.0% (d) under 300 r/min-150 r/min parameter; enlarged images of marked areas in Fig.12a and Fig.12d (b, e-g); precipitate inclusions of specimens with elongation of 13.5% (c) and 5.0% (h)

表6 图12 拉伸断口中夹杂的粗大第二相EDS结果

Table 6 EDS results of coarse precipitates entrapped in the tensile-fractured sample in Fig.12 (at%)

Point	Al	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Possible phase
1	69.98	15.00	5.32	8.19	0.12	1.40	Al ₂ CuMg
2	38.70	1.12	36.89	0.48	22.61	0.20	Mg ₂ Si

Zn、Cu 元素，第二相颗粒尺寸约为 2 μm，推测是 S 相；而伸长率为 5.0% 的拉伸试样，其宏观断口表面呈现明显机械划痕及较小塑性变形痕迹，微观断口形貌较为平坦韧窝形状及尺寸小而浅，呈现出低塑性变形特征。对其中的粗大第二相进行 EDS 分析可知，富含 Mg、Si，推测是 Mg₂Si，粗大的 Mg₂Si 的存在使得局部产生应力集中，导致拉伸性能显著降低。

4 结论

1) 在主轴转速为 300 r/min 及横向移动速度分别为 100 和 150 mm/min 的 AFSD 工艺参数条件下，成功制备

出完全致密无孔隙缺陷 AA7075-T6 增材试样，沉积层表面平整光滑成形良好，但两侧存在显著飞边缺陷，导致材料利用率降低。

2) AA7075 沉积层具有显著细化等轴晶组织特征。当移动速度为 100 mm/min 时，其沉积层顶部与底部平均晶粒尺寸分别为 4.20±1.45 和 4.32±1.50 μm；随着移动速度提高至 150 mm/min，其顶部和底部的平均晶粒尺寸略有减小至 3.24±1.09 和 4.06±1.54 μm，明显小于棒料母材 36.33±1.99 μm 晶粒尺寸。由于强烈热-力耦合摩擦挤压作用，使得沉积区再结晶比例超过 80% 以上。

3) 与棒料母材相比，AA7075 沉积层产生显著软化现象，其硬度及拉伸性能具有不均匀分布特征。随着移动速度从 100 mm/min 增加到 150 mm/min，沉积区顶部硬度从 120 HV 提高到 141 HV，分别达到棒料母材硬度的 69.8% 和 82.1%；TD 方向抗拉强度和伸长率也有所提升：沉积层顶部及底部的抗拉强度分别从 416.5 和

397.0 MPa 提升至 477.5 和 414.0 MPa, 150 mm/min 时达到棒料母材的 78.2% 和 67.8%; 平均断后伸长率分别从 6.25% 和 11.5% 提升至 9.25% 和 12.25%, 150 mm/min 时约为棒料母材的 60.9% 和 80.6%。沉积试样断裂模式均具有韧断特征。

4) AA7075 沉积层析出强化相 η 相溶解及粗化是导致其性能软化的根本原因, 所产生的细小等轴晶并不能显著提高增材构件的拉伸强度。随着横向移动速度从 100 mm/min 增加到 150 mm/min, 沉积层析出强化相溶解及粗化程度降低, 有利于增材试样拉伸性能提升, 但与 AA7075-T6 母材比较仍存在很大差异。AFSD 制备的 AA7075 构件必须通过后热处理调控沉积层微观组织恢复其力学性能才能具有工程应用意义。

参考文献 References

- [1] Zhu Q Q, Wu X D, Cao L F *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 195: 177
- [2] Cheng Z N, Zhang C S, Chu G N *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2024, 178: 103995
- [3] Kaufmann N, Imran M, Wischeropp T *et al. Physics Procedia*[J], 2016, 83: 918
- [4] Peng Lizhen(彭力真), You Guoqiang(游国强), Wang Lei(王磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1800
- [5] Lin Chunfa(蔺春发), Dai Yuxuan(戴宇轩), Han Yuqiang(韩雨蔷) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(10): 944
- [6] Zhang Yunlong(张云龙), Li Ruolin(李若琳), Zhu Bin(朱彬) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2023, 42(2): 174
- [7] Li Y J, Liao H L. *Journal of Materials Science and Chemical Engineering*[J], 2024, 12(4): 136
- [8] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M *et al. Nature*[J], 2017, 549(7672): 365
- [9] Avery D Z, Phillips B J, Mason C T J *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(6): 2778
- [10] Avery D Z, Cleek C E, Phillips B J *et al. Journal of Engineering Materials and Technology*[J], 2022, 144(3): 031003
- [11] Mason C J T, Rodriguez R I, Avery D Z *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 40: 101879
- [12] Yoder J K, Griffiths R J, Yu H Z *et al. Materials & Design*[J], 2021, 198: 109288
- [13] Mason C J T, Avery D Z, Phillips B J *et al. Journal of Dynamic Behavior of Materials*[J], 2021, 8(2): 214
- [14] Griffiths R J, Peterson D T, Garcia D *et al. Applied Sciences*[J], 2019, 9(17): 3486
- [15] Stubblefield G G, Williams M B, Munther M *et al. Journal of Dynamic Behavior of Materials*[J], 2022, 9(1): 79
- [16] Wang Hui, Li Yidi, Zhang Ming *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2024, 134(1-2): 921
- [17] Yu H Z, Hahn G D. *Materials Letters: X*[J], 2023, 19: 100217
- [18] Bagheri E, Zavari S, Adibi N *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2024, 135: 763
- [19] Ding H, Bhandari U, Zhu P C *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 32: 2993
- [20] Wang Ruilin(王瑞林), Yang Xinqi(杨新岐), Tang Wenshen(唐文坤) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2024, 60(18): 146
- [21] Wang Ruilin(王瑞林), Yang Xinqi(杨新岐), Tang Wenshen(唐文坤) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2024, 44(1): 152
- [22] Yang Xinqi(杨新岐), Tian Chaobo(田超博), Tang Wenshen(唐文坤) *et al. MW Metal Forming*(金属加工(热加工))[J], 2022(6): 1
- [23] Tang Wenshen(唐文坤), Yang Xinqi(杨新岐), Tian Chaobo(田超博) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2022, 42(1): 59
- [24] Tang Wenshen, Yang Xinqi, Tian Chaobo *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2023, 126(9-10): 4119
- [25] Tang Wenshen, Yang Xinqi, Tian Chaobo *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 196: 112646
- [26] Tang Wenshen, Yang Xinqi, Tian Chaobo *et al. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*[J], 2022, 29(9): 1755
- [27] Cheng Long(程龙), Yang Xinqi(杨新岐), Tang Wenshen(唐文坤) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2024, 45(8): 12
- [28] Tian Chaobo(田超博), Yang Xinqi(杨新岐), Tang Wenshen(唐文坤) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(8): 2870
- [29] Luo Ting, Tang Wenshen, Wang Ruilin *et al. Materials Letters*[J], 2023, 340: 134164
- [30] Song Xiao, Wang Jinkai, Li Xing *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(10): 3424

Microstructure and Properties of Additive Friction Stir Deposited 7075-T6 Aluminum Alloy

Wang Yuqing, Yang Xinqi, Xu Naiqiang, Xu Shuming, Ji Haocheng
(School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300354, China)

Abstract: Based on the pressure-controlled solid-state friction extrusion additive equipment, additive friction stir deposition (AFSD) process tests of AA7075-T6 were carried out to explore the effect of travel speed on the microstructure and mechanical properties of the deposited layer. The results show that well-formed and defect-free AA7075-T6 deposited specimens were fabricated at a spindle rotational speed of 300 r/min and travel speeds of 100 and 150 mm/min. The deposited area exhibits a fully dense and fine equiaxed grain microstructure. The average grain size is significantly reduced compared with that of the original feed rod ($36.33 \pm 1.99 \mu\text{m}$). Due to strong thermal-force coupling friction and extrusion, the recrystallization area fraction of the deposited area is more than 80%, while the hardness and tensile properties exhibit uniform distribution. As the travel speed increases from 100 mm/min to 150 mm/min, the hardness of the top of deposited layers increases from 120 HV to 141 HV, corresponding to 69.8% and 82.1% of that of the feed rod, respectively. The corresponding tensile strength along transverse direction increases from 416.5 MPa to 477.5 MPa, and the average elongation improves from 6.25% to 9.25%. However, the tensile strength of bottom deposited layers increases from 397.0 MPa to 414.0 MPa, and the average elongation increases from 11.5% to 12.25%. The largest tensile strength and elongation of deposited layers can reach 78.1% and 80.6% of those of the feed rod, respectively. The fracture mode of the deposited specimens is characterized by ductile fracture. This indicates that the increase in travel speed is favorable to the improvement of strength and plasticity of the AFSD-treated layers.

Key words: additive friction stir deposition; 7075-T6 aluminum alloy; microstructure; mechanical property

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