



静轴肩搅拌摩擦增材制造 2024 铝合金的组织特征

傅徐荣^{1,2}, 邢 丽¹, 黄春平¹, 刘奋成¹, 柯黎明¹

(1. 南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 南昌 330063;
2. 中国商飞上海飞机制造有限公司, 上海 200436)

摘 要: 采用静轴肩搅拌摩擦增材制造(FSAM)方法制备 2024 铝合金增材, 用 OM 及 SEM 观察增材的显微组织, 用 XRD 及 TEM 分析增材的第二相含量及形貌特征, 结合增材的显微硬度, 研究静轴肩 FSAM 材料的强化机理。结果表明: 增材组织为再结晶的细小等轴晶, 晶粒尺寸由底部向顶部逐渐减小, 增材中的第二相发生重溶, 含量较基材明显减少, 且第二相含量由底部向顶部逐渐增多。增材的显微硬度由底部向顶部逐渐增大, 最大硬度值为 99HV, 低于基材的, 这是由于 FSAM 使增材中的第二相发生重溶, 且第二相与基体的共格关系变化, 共格应变减小, 增材组织发生过时效。

关键词: 铝合金; 静轴肩 FSAM; 第二相; 组织特征

文章编号: 1004-0609(2019)-08-1591-08

中图分类号: TG113

文献标志码: A

增材制造是 20 世纪 80 年代末发展起来的一种全新制造方法^[1], 经过近 30 年的发展, 在航空航天、机械电子以及医疗等领域的应用获得了很大的进展, 迅速成为制造领域的研究热点。

目前金属的增材制造方法主要有激光、电子束和电弧等熔化增材制造。美国的 Sandai 国家实验室采用激光增材制造方法制备镍基高温合金及钛合金等增材, 所制备的增材不仅形状复杂, 而且力学性能优异^[2]。TAN 等^[3]采用电子束增材制造方法制备 Ti6-Al4-V 钛合金增材, 研究发现增材的组织及性能沿增材方向存在梯度变化。CONG 等^[4]采用冷金属过渡(CMT)方法制备铝合金增材, 发现铝合金增材存在气孔问题, 且 CMT 工艺影响气孔的产生。

熔化增材制造方法在钛合金、高温合金和不锈钢的增材中的应用较多^[5-8], 但其用于高性能铝合金的增材制造较少。主要原因是熔化增材制造过程中伴随着材料的熔化和凝固, 期间经历了复杂的物理、化学过程, 由于铝合金对激光有强烈的反射、使激光增材的效率大大降低; 另外, 铝合金的热导率高, 热膨胀系数大, 使得增材的变形较大, 限制了熔化增材制造在铝合金中的应用。

基于搅拌摩擦焊(FSW)原理发展起来的搅拌摩擦增材制造(FSAM)是一种固相增材制造方法, 由于增材制造过程中不涉及材料的熔化和凝固, 其在铝合金等轻合金的增材制造中具有优势^[9-10]。王忻凯等^[11]采用 FSAM 方法成功制备了 5A03 铝合金增材, 并研究工艺参数对增材制造成形的影响。采用 FSAM 方法进行增材制造时, 由于搅拌棒的轴肩使增材区两侧有较多的需机械加工去除的轴肩影响区, 导致增材率低, 材料浪费严重。静轴肩 FSAM 是在上述 FSAM 方法基础上开发的一种近净成形增材制造^[12], 增材时轴肩固定, 仅搅拌棒旋转, 增材率得到提高。

静轴肩 FSAM 方法对材料的加工过程类似于旋转摩擦加工, 该过程使材料经历了热变形, 对热处理强化铝合金组织及性能产生重要影响。邢丽等^[13]研究发现, 7075-T6 态铝合金经旋转摩擦加工(RFE)后, 铝合金中的第二相大部分发生重溶, 未重溶的第二相会长大, 导致 RFE 态材料相对 T6 态材料显微硬度下降。

2024 铝合金是热处理强化铝合金, 本文采用静轴肩 FSAM 方法制备 2024 铝合金增材, 用 OM 及 SEM 观察增材的显微组织, 用 XRD 及 TEM 分析增材的第二相含量及形貌特征, 结合增材的显微硬度, 研究静

基金项目: 江西省高校科技落地计划(KJLD12074); 国家自然科学基金资助项目(51364037, 51465044); 江西省自然科学基金资助项目(20171BAB206004)

收稿日期: 2018-07-30; **修订日期:** 2019-03-11

通信作者: 邢 丽, 教授, 硕士; 电话: 13576103681; E-mail: xingli_59@126.com

轴肩 FSAM 增材的强化机理。

1 实验

试验选用东北轻合金公司提供的 Al-Cu-Mg 系 2024-T4 态铝合金作为基材，其化学成分见表 1。

表 1 2024 铝合金的化学成分
Table 1 Chemical compositions of 2024 aluminum alloy (mass fraction, %)

Cu	Mg	Fe	Si	Al
3.8–4.9	1.2–1.8	0.5	0.5	Bal.

将基材加工成截面为 7.5 mm×3 mm 的板条，清洗板条表面后进行静轴肩 FSAM 试验，图 1 所示为静轴肩 FSAM 示意图。将两板条叠放在夹具上，两侧夹紧，高速旋转的搅拌棒插入基材表面，驱动搅拌棒相对基材运动，进行增材制造，得到一层增材，然后以相同的工艺在已增材上逐层增加。搅拌棒表面为圆锥左螺纹，端部直径 7 mm，长度 4 mm，增材工艺参数为搅拌棒旋转速度 600 r/min，行走速度 30 mm/min，下压量约 0.1 mm，无倾角。

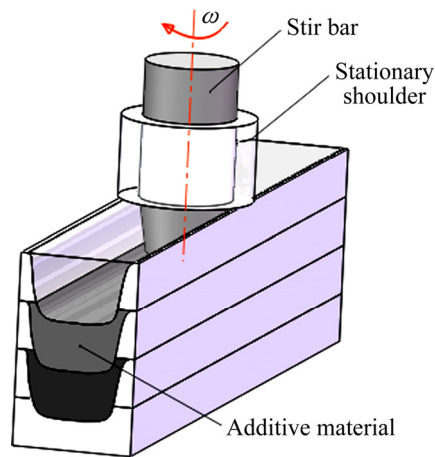


图 1 静轴肩 FSAM 示意图
Fig. 1 Schematic diagram of Stationary shoulder FSAM

将制备好的增材沿横截面截取金相试样，用 Keller 试剂(1%HF+5%HCl+2.5%HNO₃+95%H₂O(体积分数))进行腐蚀，腐蚀时间 15~20 s，用 ZEISS Axio Scope A1 型 OM 及 FEI QUANTA-200 型 SEM 观察显微组织，并进行 EDS 分析；根据金属平均晶粒度测定标准 GB/T 6394-2002^[14]，用直线截距法测定增材的晶粒尺寸；用 Bruker D8 advance 型 XRD 测定增材中的

物相，采用 EVA 软件分析物相的相对含量。
用精密切割机在增材横截面中心位置截取直径约 3 mm、厚度约 0.2 mm 的 TEM 试样，经机械打磨至厚度 50~60 μm，采用 Struers Tenupol-5 型双喷减薄仪对试样进行减薄，双喷液为 70%CH₃OH+30%HNO₃(体积分数)。用 TalosF200X 型 TEM 观察增材的第二相，并对第二相进行高分辨 TEM 分析，研究第二相与基体的取向关系。

用 Qness Q10A 型显微硬度计沿增材方向测试增材显微硬度，测试点间距 1 mm，载荷 0.98 N，加载时间 30 s，分析增材显微硬度的变化。

2 结果与讨论

2.1 增材的宏观形貌

图 2 所示为增材的宏观形貌，由图 2 可见，增材成形良好，无宏观缺陷；横截面上颜色较暗区域为增材区，两侧颜色较亮区域为未形成增材的基材。由图可见，用于增材的基材大部分都成为了增材区，与采用传统 FSAM 方法增材相比^[8-10]，采用静轴肩 FSAM 方法增材区截面积占基材截面积的比例显著提高，接近 90%，基本接近近净成形。

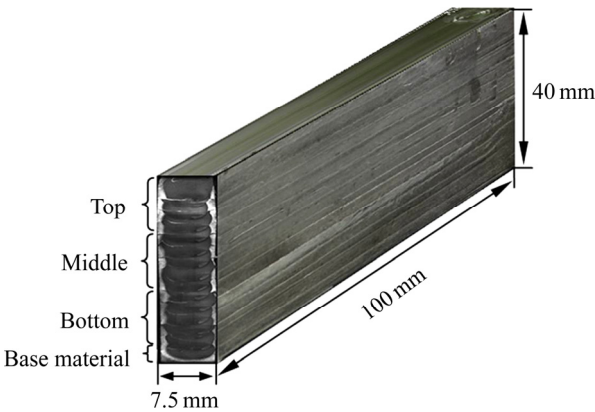


图 2 增材的宏观形貌
Fig. 2 Macro-morphology of AM

2.2 增材的显微组织

图 3 所示为沿增材厚度方向横截面的显微组织。可见，图 3(a)中基材的显微组织是沿轧制方向呈不规则的条带，晶粒尺寸约为 91 μm。图 3(b)~(d)中增材顶部、中部和底部 3 个区域的显微组织均呈明显的等轴晶，晶粒尺寸分别为 8.2 μm、10.6 μm 和 12.1 μm。增材的晶粒尺寸相对基材明显减小，为细小的等轴晶，且增材底部的晶粒尺寸相对顶部增大，沿增材厚度方

向由底部向顶部逐渐减小。

增材晶粒尺寸比基材小,是由于在 FSAM 过程中,搅拌棒对材料的摩擦作用,使材料温度升高,在摩擦热和机械作用下发生塑性变形,铝合金在热和塑性变形的作用下,发生连续动态再结晶,形成细小的等轴晶^[13]。

增材晶粒尺寸由底部向顶部逐渐减小,是因为增材从底部向顶部逐层增加的过程中,铝合金的温度会达到 $400\sim 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[15],增材底部经历的加热次数比顶部多,再结晶后的铝合金在热作用下发生了晶粒长大,加热次数增加,晶粒尺寸增大。

图 4 所示为沿增材厚度方向横截面的 SEM 像,

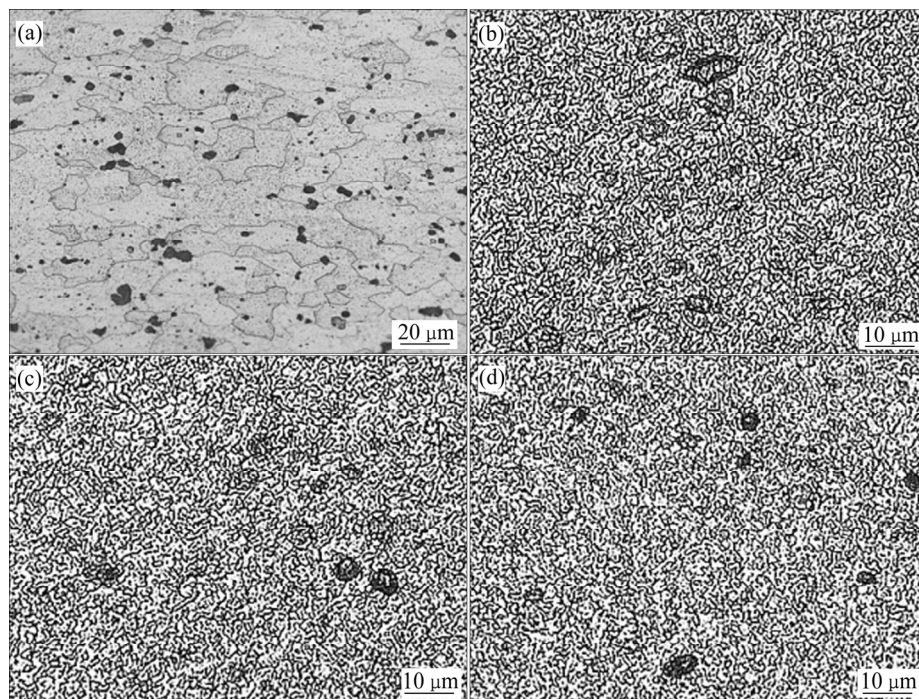


图 3 增材沿厚度方向横截面的显微组织

Fig. 3 Microstructure of AM cross section along thickness direction: (a) BM; (b) AM-top; (c) AM-middle; (d) AM-bottom

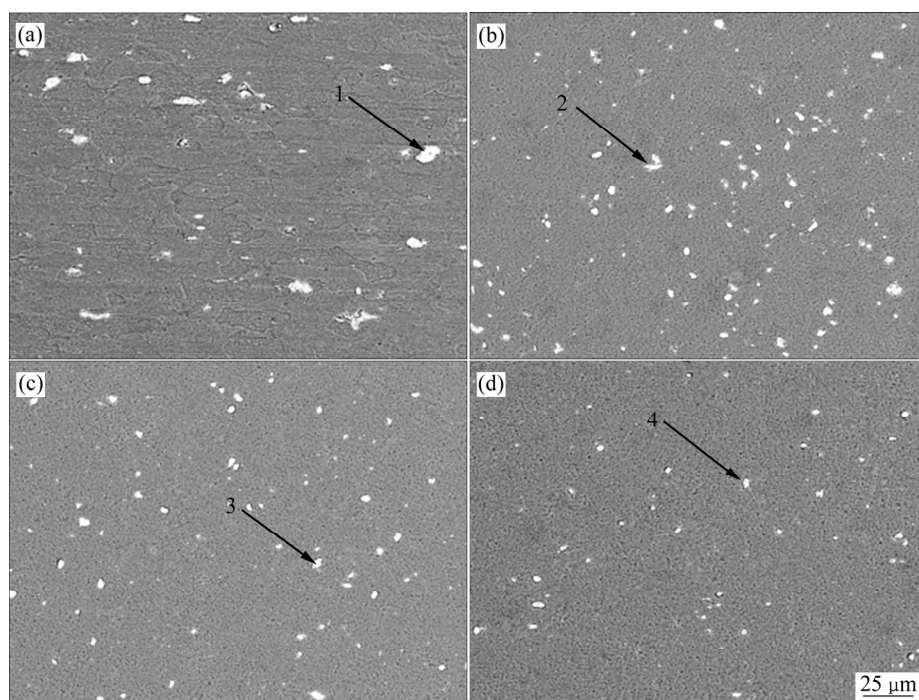


图 4 增材沿厚度方向横截面的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of AM cross section along thickness direction: (a) BM; (b) AM-top; (c) AM-middle; (d) AM-bottom

可见基体上有一些白色块状物，对图中白色块状物进行 EDS 分析，表 2 所列为图 4 中 1~4 点位置的 EDS 结果。可见，白色块状物中含有 Al、Cu、Mg、Fe 和 Si 元素，结合文献[16]分析认为该块状物为铝合金在铸造凝固过程中的夹杂物。

测量得到图 4 中基材及增材顶部、中部和底部的夹杂物尺寸分别为 18.2 μm 、4.6 μm 、5.5 μm 和 6.8 μm 。可见，增材中的夹杂物尺寸比基材的小，且分布得更加均匀，表明增材过程中夹杂物受到搅拌棒的搅拌作用发生了破碎，尺寸减小。

表 2 图 4 中白色块状物的 EDS 分析

Table 2 EDS analysis of impurity shown in Fig. 4

Position No.	Mole fraction/%				
	Al	Cu	Mg	Fe	Si
1	35.06	57.60	2.00	4.43	0.91
2	36.87	56.99	0.83	3.15	2.16
3	48.89	38.82	0.21	7.71	4.37
4	50.14	38.46	0.79	6.59	4.02

2.3 增材中第二相的变化

图 5 所示为增材的 XRD 测试结果，图中 A~D 分别为增材顶部、中部、底部和基材的测试结果。可见，试样由基体 ($\alpha(\text{Al})$)、夹杂相 (Fe_3Si) 和第二相 ($\text{Al}_2\text{CuMg-S}$ 相)组成，其中第二相($\text{Al}_2\text{CuMg-S}$ 相)为对 2024 铝合金起强化作用的相。

表 3 所列为采用 EVA 软件分析图 5 结果得到的基材及增材顶部、中部和底部中第二相的相对含量，分别为 2.1%、1.2%、0.8%和 0.5%。可见，增材中的第二相含量相对基材减少，增材底部中的第二相含量相对顶部减少。

图 6 所示为增材中第二相的 TEM 像。图 6(a)所示为基材中的第二相形貌，为棒状，均匀分布于 $\alpha(\text{Al})$

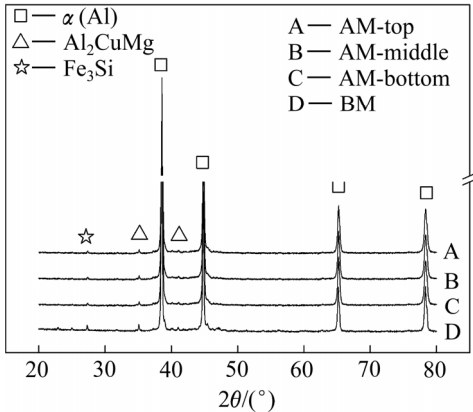


图 5 增材的 XRD 谱
Fig. 5 XRD patterns of AM

表 3 增材中相组成的相对含量

Table 3 Relative content of phase in AM

Position	Relative content/%		
	$\alpha(\text{Al})$	Fe_3Si	Al_2CuMg
BM	92.9	5.0	2.1
AM-top	95.4	3.4	1.2↓
AM-middle	95.6	3.6	0.8↓
AM-bottom	95.8	3.7	0.5↓

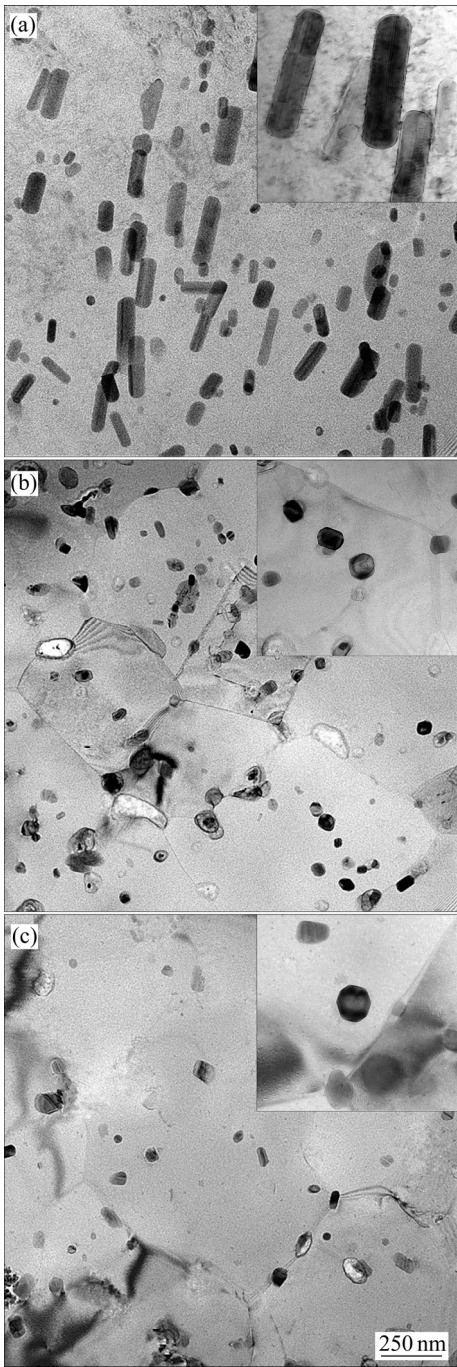


图 6 增材中第二相的 TEM 像
Fig. 6 TEM images of precipitated phase in AM: (a) BM; (b) AM-top; (c) AM-bottom

基体中。图 6(b)和(c)所示为增材顶部和底部中的第二相, 其形貌为椭球状, 呈弥散分布。增材中的第二相含量相对基材减少, 其形状由棒状转变为椭球状, 尺寸减小, 且增材底部中的第二相含量相对顶部减少。

表 4 所列为测量得到的增材中第二相的尺寸, 由表 4 可见, 基材中的棒状第二相直径为 116.7 nm, 长度为 446.6 nm; 增材顶部和底部中的椭球状第二相长轴分别为 81.3 nm 和 128.6 nm。增材中的第二相尺寸相对基材减小, 且增材底部中的第二相尺寸相对顶部增大。

上述结果表明, 增材中的第二相含量相对基材减少, 其形状由棒状转变为椭球状, 尺寸减小; 且增材底部中的第二相含量相对顶部减少, 尺寸增大。

表 4 增材中第二相尺寸的变化

Table 4 Changes in size of precipitated phase in AM

Position	Precipitated phase size/nm	
	Rod	Elliptical
BM	116.7(d_1)	—
	446.6(l)	—
AM-top	—	81.3(d_2)
AM-bottom	—	128.6(d_2)

Note: d_1 and l represent rod diameter and length; d_2 represents long axis of elliptical

2.4 第二相与基体的取向关系

图 7 所示为增材中第二相的高分辨 TEM(HRTEM) 像。图 7(a)所示为基材中棒状第二相的 HRTEM 像, 图 7(b)和(c)所示分别为增材顶部和底部中椭球状第二相的 HRTEM 像。采用 Digital Micrograph 软件计算得 $\alpha(\text{Al})$ 基体的晶面间距为 0.2037 nm, 与 PDF 卡片中 $\alpha(\text{Al})$ (200)面的晶面间距 0.2024 nm 相近; 基材中棒状第二相晶面间距为 0.2123 nm, 与 PDF 卡片中 S 相(023)面的晶面间距 0.2119 nm 相近。增材顶部和底部中椭球状第二相的晶面间距分别为 0.2306 nm 和 0.3569 nm, 与 PDF 卡片中 S 相(131)面的晶面间距 0.2311 nm 和 (002)面的晶面间距 0.3570 nm 相近。

根据界面错配度式(1)^[17]计算基材、增材顶部和底部中第二相与基体之间的界面错配度:

$$\delta = \frac{d_2 - d_1}{d_2} \quad (1)$$

式中: δ 为界面错配度; d_1 和 d_2 为界面两侧物相的晶面间距, 其中 $d_2 > d_1$, 当 $\delta < 0.05$ 时, 为共格界面, 当 $0.05 \leq \delta \leq 0.25$ 时, 为半共格界面, 当 $\delta > 0.25$ 时,

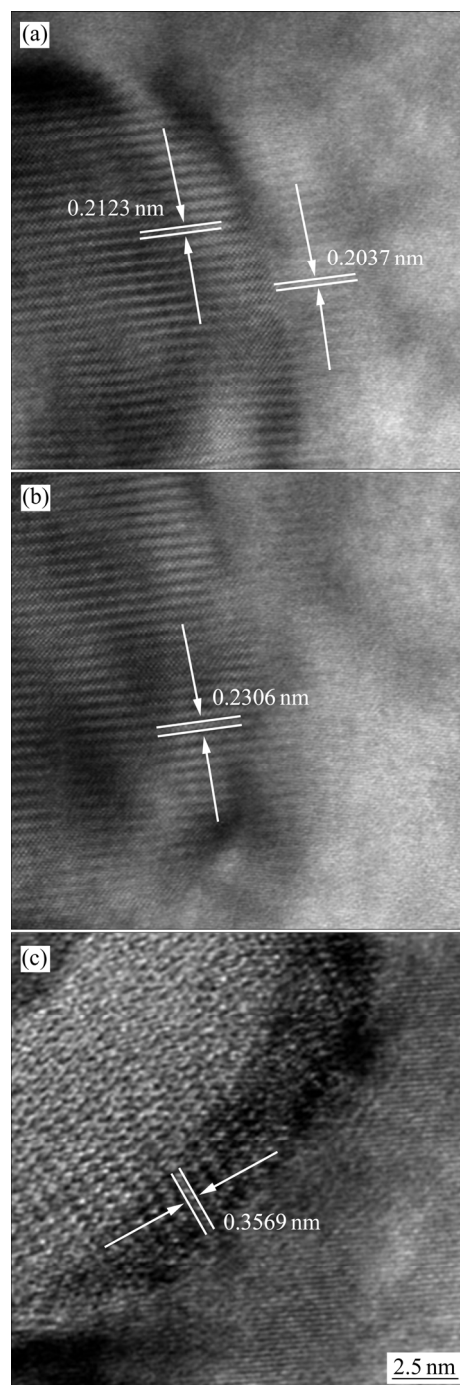


图 7 增材中第二相的 HRTEM 像

Fig. 7 HRTEM images of precipitated phase in AM: (a) BM; (b) AM-top; (c) AM-bottom

为非共格界面。

表 5 所列为计算得到的增材中第二相与基体的取向关系, 可见基材中的第二相与 $\alpha(\text{Al})$ 基体的界面错配度为 0.04, 为共格界面。增材顶部的第二相与 $\alpha(\text{Al})$ 界面错配度为 0.12, 为半共格界面; 增材底部的第二相与 $\alpha(\text{Al})$ 界面错配度为 0.43, 为非共格界面。

表 5 增材中第二相与基体的取向关系

Table 5 Lattice misfit of precipitated phase and matrix in AM

Position	Lattice misfit δ	Coherent relationship
BM	0.04	Coherent
AM-top	0.12	Semi-coherent
AM-bottom	0.43	In-coherent

上述结果表明,FSAM 加工对材料产生热的作用,使基材中大部分与基体呈共格的第二相转变为半共格,而先成形的增材组织经历后续增材层的再次加热,导致增材底部经历的加热次数比顶部多,使得这些半共格第二相转变为非共格。

2.5 增材的显微硬度

图 8 所示为增材沿厚度方向上的显微硬度分布。可见,显微硬度值由底部向顶部逐渐增大,增材顶部的硬度值为 99HV,但低于 T4 态基材的;增材底部的硬度值仅为 74HV。

图 9 所示为根据上述分析得到的 2024 铝合金在静轴肩 FSAM 加工过程中组织演变及对性能影响的示意图。示意图从显微组织、第二相变化及第二相与基体的取向关系 3 个方面分析增材组织演变及对性能的影响。

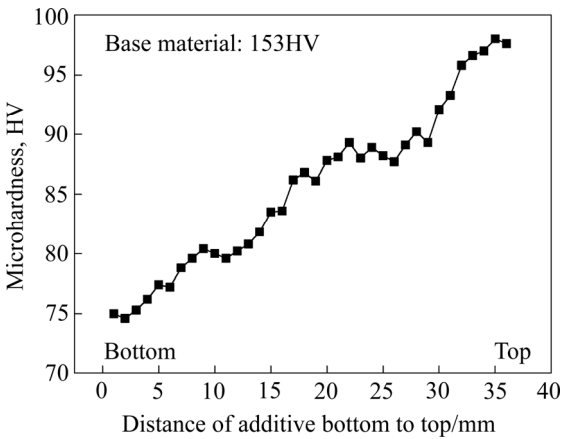


图 8 增材沿厚度方向的显微硬度分布

Fig. 8 Microhardness distribution of AM along thickness direction

图 9 中基材的显微组织呈条状,经 FSAM 加工后,增材的显微组织发生了再结晶,由粗大的板条晶粒转变为细小的等轴晶;增材底部的晶粒尺寸相对顶部增大。

基材中的第二相形貌为棒状,经 FSAM 加工后,增材中的第二相由棒状转变成椭球状,相对含量较基材的明显减少;增材底部中的第二相相对含量较顶部减少,尺寸增大。

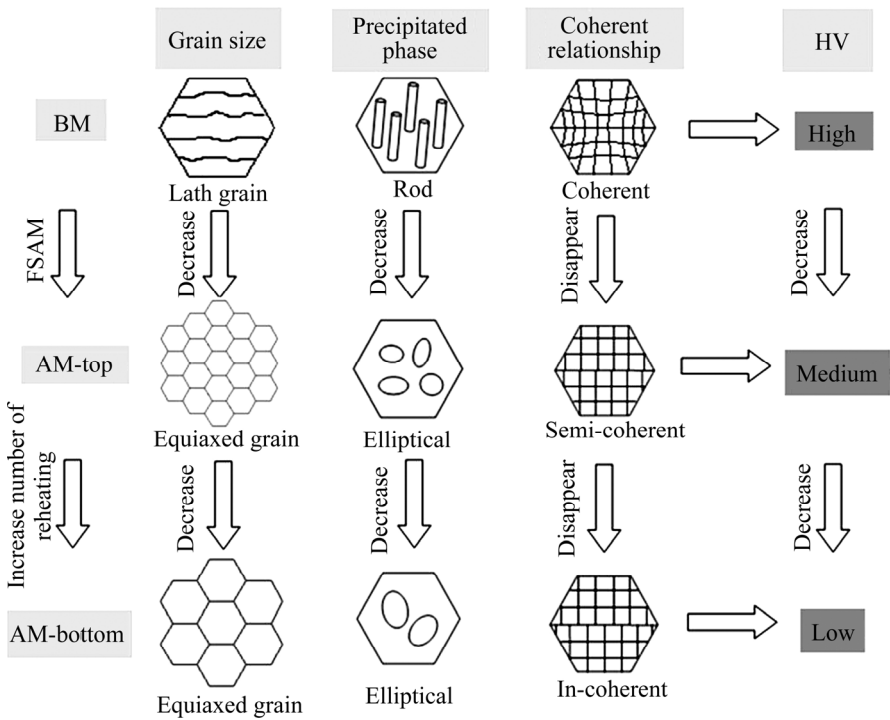


图 9 增材组织演变示意图

Fig. 9 Schematic diagram of AM microstructure evolution

基材中第二相与基体的取向关系呈共格,经FSAM加工后,增材中大部分第二相由共格转变为半共格;增材底部大部分第二相由半共格转变为非共格。

基材的显微硬度较高,经FSAM加工后,增材的显微硬度相对T4态基材的减小,由底部向顶部逐渐增大。

增材性能的变化是因为再结晶后形成的晶粒为软晶粒,且增材中第二相在热作用下相对T4态基材发生重溶,相对含量减少,导致增材的显微硬度低于基材的。先增材成形的底部材料经历的加热次数比顶部多,其再结晶后的材料在热作用下发生了晶粒长大,且第二相进一步重溶,相对含量减少,增材组织发生了过时效,最终导致增材的显微硬度由底部向顶部逐渐增大。

3 结论

1) 采用静轴肩FSAM技术在适当的规范参数条件下,可制备出成形良好、无宏观缺陷的2024铝合金增材,增材率接近90%,基本可实现铝合金近净成形增材。

2) 增材组织为再结晶的细小等轴晶,晶粒尺寸由底部向顶部逐渐减小,增材中原铸造夹杂物尺寸减小,分布更均匀;增材中的第二相发生重溶,含量较基材明显减少,且第二相含量由底部向顶部逐渐增多。

3) 增材的显微硬度由底部向顶部逐渐增大,最大硬度值为99HV,低于基材的,这是由于FSAM使增材第二相发生重溶,且第二相与基体的共格关系变化,共格应变减小,增材组织发生了过时效。

REFERENCES

- [1] 卢秉恒,李涤尘. 增材制造(3D)打印技术发展[J]. 机械制造与自动化, 2013, 42(4): 1-4.
LU Bing-heng, LI Di-chen. Development of the additive manufacturing (3D printing) technology[J]. Machine Building and Automation, 2013, 42(4): 1-4.
- [2] GRIFFITH M L, SCHLIENGER M E, HARWELL L D, OLIVER M S, BALDWIN M D. Understanding thermal behavior in the LENS process[J]. Materials and Design, 1998, 20(2/3): 107-113.
- [3] TAN X, KOK Y, TAN Y J, MARION D, DOMINIQUE M, TOR S B, LEONG K F, CHUA C K. Graded microstructure and mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V via electron beam melting[J]. Acta Materialia, 2015, 97: 1-16.
- [4] CONG B Q, OUYANG R J, QI B J, DING J L. Influence of cold metal transfer process and its heat input on weld bead geometry and porosity of aluminum-copper alloy welds[J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2016, 45(3): 606-611.
- [5] 林鑫,黄卫东. 高性能金属构件的激光增材制造[J]. 中国科学: 信息科学, 2015, 45(9): 1111-1126.
LIN Xin, HUANG Wei-dong. Laser additive manufacturing of high-performance metal components[J]. Chinese Science: Information Science, 2015, 45(9): 1111-1126.
- [6] 黄卫东,李延民,冯莉萍,陈静,杨海欧,林鑫. 金属材料激光立体成形技术[J]. 材料工程, 2002, 3(10): 40-43.
HUANG Wei-dong, LI Yan-min, FENG Li-ping, CHEN Jing, YANG Hai-ou, LIN Xin. Laser so-lid forming of metal powder materials[J]. Material Engineering, 2002, 3(10): 40-43.
- [7] 王华明,张述泉,王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战[J]. 中国激光, 2009(12): 3204-3209.
WANG Hua-ming, ZHANG Shu-quan, WANG Xiang-ming. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2009(12): 3204-3209.
- [8] 王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题[J]. 航空学报, 2014, 35(10): 2690-2698.
WANG Hua-ming. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2014, 35(10): 2690-2698.
- [9] PALANIVEL S, NELATURU P, GLASS B, MISHRA R S. Friction stir additive manufacturing for high structural performance through microstructure control in an Mg based WE43 alloy[J]. Materials and Design, 2015, 65: 934-952.
- [10] MAO Y Q, KE L M, HUANG C P, LIU F C, LIU Q. Formation characteristic, microstructure, and mechanical performances of aluminum-based components by friction stir additive manufacturing[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 83: 1637-1647.
- [11] 王忻凯,邢丽,徐卫平,黄春平,刘沅成. 工艺参数对铝合金搅拌摩擦增材制造成形的影响[J]. 材料工程, 2015, 43(5): 8-12.
WANG Xin-kai, XING Li, XU Wei-ping, HUANG Chun-ping, LIU Fen-cheng. Influence of process parameters on formation of friction stir additive manufacturing on aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2015, 43(5): 8-12.

- [12] 黄 斌. 基于静轴肩搅拌摩擦增材制造技术研究[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2016.
HUANG Bin. Study on additive manufacturing technology based on the principle of stationary shoulder friction stir welding[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2016.
- [13] 邢 丽, 朱杜桥, 徐卫平, 柯黎明. 旋转摩擦挤压 7075 铝合金组织及第二相形貌[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(7): 1361–1368.
XING Li, ZHU Du-qiao, XU Wei-ping, KE Li-ming. Microstructure and second phase morphology of rotational friction extruding 7075 Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(7): 1361–1368.
- [14] GB/T3246.2–2000. 金属平均晶粒度测定方法[S]. 北京: 中国标准出版社, 2002: 5–7.
GB/T3246.2–2000. Metal average grain size test method[S]. Beijing: China Standard Press, 2002: 5–7.
- [15] 周细应, 柯黎明, 刘鸽平, 邢 丽, 夏 春, 汤旭昌. 搅拌摩擦焊的温度分析[J]. 新技术新工艺, 2003, 10(4): 89–94.
ZHOU Xi-ying, KE Li-ming, LIU Ge-ping, XING Li, XIA Chun, TANG Xu-chang. Temperature analysis of friction stir welding[J]. New technology and new process, 2003, 10(4): 89–94.
- [16] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002: 165–166.
China Aviation Material Manual Editorial Board. China aviation material handbook[M]. Beijing: China Standard Press, 2002: 165–166.
- [17] 潘金生, 仝健民, 田民波. 材料科学基础[M]. 北京: 清华大学出版社, 2011: 411–420.
PAN Jin-sheng, TONG Jian-min, TIAN Min-bo. Material science foundation[M]. Beijing: Tsinghua University Press 2011: 411–420.

Microstructure of 2024 aluminum alloy by stationary shoulder friction stir additive manufacturing

FU Xu-rong^{1,2}, XING Li¹, HUANG Chun-ping¹, LIU Fen-cheng¹, KE Li-ming¹

(1. National Defense Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology,
Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;
2. COMAC Shanghai Aircraft Manufacturing Co., Ltd., Shanghai 200436, China)

Abstract: The stationary shoulder friction stir additive manufacturing(FSAM) technology was used for additive manufacturing of 2024 aluminum alloy, the microstructure of the additive material(AM) was observed by OM and SEM, the content and morphological characteristics of the precipitated phase in the AM were analyzed by XRD and TEM. Combined with the microhardness of the AM, the strengthening mechanism of the stationary shoulder FSAM on 2024 aluminum alloy was studied. The results show that the microstructure of AM is a re-crystallized fine equiaxed grain, the grain size of the AM gradually decreases from the bottom to the top. The precipitated phase in the AM is re-dissolved, the content is significantly reduced relative to the base material(BM). The content of the precipitated phase gradually increases from the bottom to the top. The microhardness of the AM increases gradually from the bottom to the top, the maximum hardness is 99HV, still lower than that of the BM. This is because the precipitated phase in the AM is re-dissolved by the FSAM, and the coherent strain of the precipitated phase and the matrix gradually disappears, resulting in over-aging of the AM microstructure.

Key words: aluminum alloy; stationary shoulder FSAM; precipitated phase; microstructure characteristic

Foundation item: Project(KJLD12074) supported by the Science and Technology Support Plan of Jiangxi Province, China; Projects(51364037, 51465044) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(20171BAB206004) supported by the National Natural Science Foundation of Jiangxi, China

Received date: 2018-07-30; **Accepted date:** 2019-03-11

Corresponding author: XING Li; Tel: +86-13576103681; E-mail: xingli_59@126.com

(编辑 王 超)