

高性能金属搅拌摩擦沉积增材制造技术研究进展

刘 鑫¹, 李小强¹, 郝家康¹, 吴语桐¹, 董红瑞², 苏金佳¹, 王 乐¹

(1. 北京航空航天大学, 北京 100191)

(2. 南京航空航天大学, 江苏 南京 210016)

摘 要: 在增材制造工艺中, 电子束或者激光熔粉技术的加工构件存在熔凝缺陷, 基于固相增材技术的搅拌摩擦沉积增材制造 (additive friction stir deposition, AFSD) 克服了这种缺陷, 并且得到应用, 其增材过程中不涉及材料熔化凝固, 所沉积构件的材料致密度高, 晶粒小, 具有均匀、等轴、精细的微观结构, 韧性好, 机械性能可达到锻造水平。尽管已经对铝合金、镁合金、钛合金等材料的AFSD有一些研究, 但此工艺仍处于早期阶段, 因此本文对AFSD工艺最近20年的研究与应用展开综述。从原理、设备、工艺、性能、应用、发展趋势等方面进行阐述, 为AFSD的研究提供参考。

关键词: 固相增材; 摩擦制造; 微观演变; 性能关联; 工程应用

中图分类号: TG457.14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)11-2964-21

1 引言

液相增材技术^[1]在凝固过程中容易产生气孔、热裂纹、组织不均等缺陷, 与铸造等其他基于熔焊的金属工艺一样, 在基于熔焊的增材制造^[2]中, 孔隙率、残余应力和热裂的控制是十分困难的。这些问题加剧了熔池尺寸小, 热梯度大, 以及冷却速度过快的缺点, 并影响增材制造零件的性质^[3]。此外, 熔化需要消耗更多的能源, 排放更多的二氧化碳, 从环保的角度来看, 这些过程是不利的, 为此国外近年来发展了固相增材技术。其中搅拌摩擦沉积增材 (additive friction stir deposition, AFSD) 基于搅拌摩擦焊原理^[4], 将棒材或者粉末通过搅拌头与材料间摩擦产热, 使材料达到塑性流动态, 进而实现堆积成形, 这是一种典型的固相增材技术, 近年来在国外迅速发展。

搅拌摩擦焊是20世纪90年代由英国焊接研究所提出的焊接方式, 在此基础上, Carcia^[5]在2000年提出了以板、条或丝为进给材料, 通过摩擦产热连接的增材制造, 并申请专利, 2001年美国北德克萨斯州大学的Rajiv Mishra教授提出以板材为进料的摩擦增材制造, 并证明摩擦搅拌处理 (friction stir processing, FSP) 在商用铝合金中获得超塑性微观结构的可能性, 2006年, 空客发布了第1篇以搅拌摩擦的方式增材制造出部件的报告, 开启了人们对搅拌摩擦沉积的广泛研究。2012年波音公司对AFSD技术展开研究, 并采用此技术制造了飞机中部分结构件^[6]。2016年, Humphreys等人^[7]申请获得了

AFSD专利, 该技术大幅度提高材料利用率, 增加增材制造的效率, 为商业化应用奠定技术基础。2018年美国MELD公司成功推出AFSD商业化设备, 推动搅拌摩擦焊增材技术正式进入量产阶段^[8]。然而国内AFSD技术仍处于起步阶段。

近几年, AFSD也受到了国内学者的关注, 天津大学杨新岐教授课题组在国家自然科学基金项目的资助下, 对高性能铝镁轻质合金的搅拌摩擦沉积增材制造 (AFSD) 工艺中增材成形机制、组织控制及力学性能进行了深入系统研究^[9], 尤其在工艺方面获得突破性进展, 2020年该团队在国内独立设计研制成功固相摩擦挤压增材制造 (AFSD) 设备, 其可以实现填充材料的主动沉积及自由成形, 增材沉积效率高并能成形几米范围大尺度铝合金构件, 为深入开展固相摩擦挤压增材制造 (AFSD) 关键技术研究及开发工业化装备提供重要基础。2023年, 航天工程装备 (苏州) 有限公司推出了国内第一台商用化装备, 实现了对温度、扭矩、压力等多参数监测, 澳门大学发展及质量研究所谭立武教授团队基于该装备, 研究了基于机器学习方法的搅拌摩擦固态增材AA6061的力学性能预测^[10], 为AFSD智能化做铺垫。北京航空航天大学李小强教授和肖文龙教授课题组也开展了粉末搅拌摩擦沉积相关研究, 尽管AFSD在国内发展的十分迅速, 但理论、技术与装备方面与国外有很大差距。本文从AFSD的原理引出AFSD装备, 进而论述对AFSD技术的工艺研究, 接着从仿真技术论述利用计算机开发对AFSD技

收稿日期: 2024-11-27

基金项目: 国家自然科学基金 (51775023)

作者简介: 刘 鑫, 男, 1998年生, 博士生, 北京航空航天大学, 北京 100191, E-mail: luxin@buaa.edu.cn

术的探究,最后描述 AFSD 技术在现在和未来的应用场景。

2 搅拌摩擦沉积增材原理及优势

搅拌摩擦沉积增材是一种在搅拌摩擦焊的基础上发展而来的固相增材工艺,随着搅拌头的旋转移动及粉末/棒材等原材料的同步输送,通过摩擦生热与挤压力使材料发生大塑性变形,逐层沉积形成零件。

AFSD 设备一般采用中空搅拌头,将金属粉末或丝材填入旋转的中空搅拌头,在进料压力和搅拌头的搅拌摩擦共同作用下,使填入的材料热塑化并向下迁移、沉积,随着搅拌头沿着预定轨迹移动而形成增材层,完成后搅拌头上移并进行下一层增材,如此反复,最终成形出所需增材构件。与搅拌摩擦增材制造(friction stir additive manufacturing, FSAM)相比,AFSD 具有增材效率高、能耗低、构件成形性能好等优势。

AFSD 工艺过程分为 3 个阶段,分别为沉积准备阶段、初步沉积阶段和稳定沉积阶段,如图 1 所示。在沉积准备阶段,搅拌头旋转,其底面凸起与基板接触摩擦,耗材旋转并开始向下输送;在初步沉积阶段,耗材接触基板表面并摩擦,材料发生大塑性变形,并流动填充搅拌头底部与基板的间隙;稳定沉积阶段时,搅拌头按预设路线移动,形成沉积轨迹。

同时材料的状态也在发生变化,如图 2 所示,第 1 阶段,耗材在搅拌头内部时,搅拌头底部因摩擦产生的热量通过热传导传至内部加热材料,使其温度升高;在第 2 阶段,沉积过程中的耗材,在高温下同时受到压缩和剪切作用,典型的峰值温度为 0.5~0.9 倍的材料熔化温度^[5,10-13],高应变范围为 5~10;在第 3 阶段,材料在高温下经历无变

形期,因为传导和对流冷却,材料发生静态或动态回复现象^[8-9]。晶体形态与 3 个阶段中相关工艺条件密切相关。因此能够实现搅拌摩擦沉积增材制造的机构需要能够精确调控这些工艺参数。

搅拌摩擦沉积的沉积材料有棒材状和粉末状等,其对应的沉积装备有所差异。粉末状材料的输送方式有:边缘送粉、中空通道压力送粉、外部送粉侧向搅拌,如图 3 所示。边缘送粉是通过管道等引导装置将粉末引至搅拌头进给方向的前端,再由搅拌头搅拌挤压,在基板表面沉积。这种增材结构较为简单,但是无法控制粉末流到工件表面时的状态,粉末铺设的均匀性得不到保证,松散的粉末容易被旋转的搅拌头甩到空气里,导致材料的浪费和环境的污染。中空通道压力送粉利用气压推动粉末向搅拌头移动,但由于气体压力小,不易控制,气体密封性难保证,导致在中空通道气体压力送粉过程中易产生粉末堵塞问题。侧面送粉是利用旋转刀具的侧面与工件进行摩擦沉积,这种方式沉积致密度高,表面质量好,但是由于重力作用导致粉末向下积聚,使得上下的密度不均匀。

送棒式搅拌摩擦沉积是将沉积材料制造成方棒状,再将棒材送入沉积区域,如图 3 所示^[9]。相较于送粉式,送棒式 AFSD 是棒材与基板直接摩擦产生摩擦热,同时在大塑性变形条件下温度升高,使得棒材的软化部分与基板之间固结。相比于送粉式搅拌摩擦沉积,棒材材料成本相对更低,沉积效率更高,送棒式搅拌摩擦沉积的局限性在于沉积无法连续进行,由于棒材的长度是有限的,所以在制造过程中需要换料,两根棒料之间的不连续可能导致沉积出的零件在某些区域存在差异甚至产生某些缺陷。

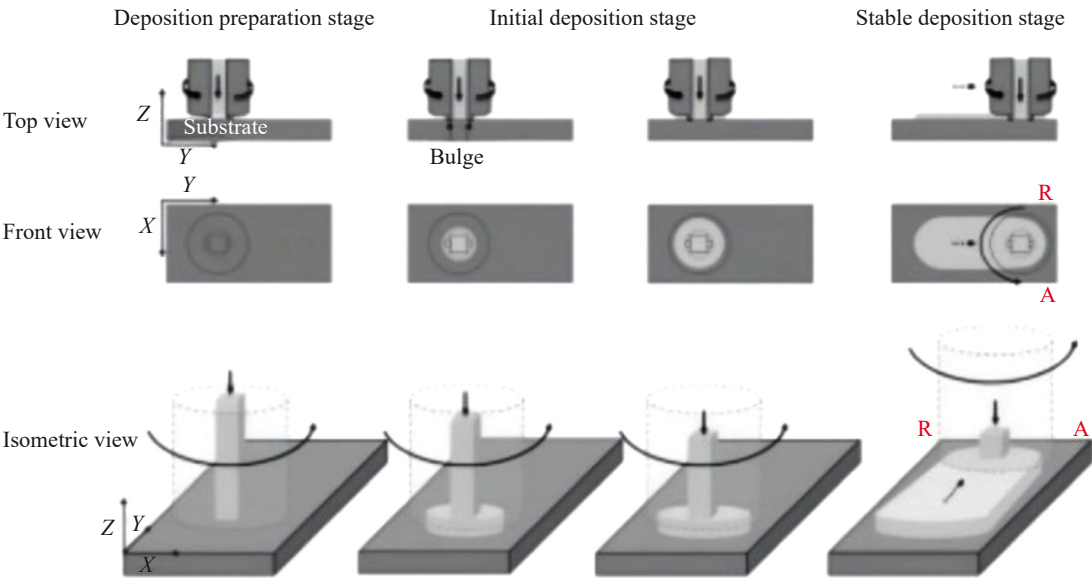


图1 AFSD的工艺过程
Fig.1 Processes of AFSD^[5,10-13]

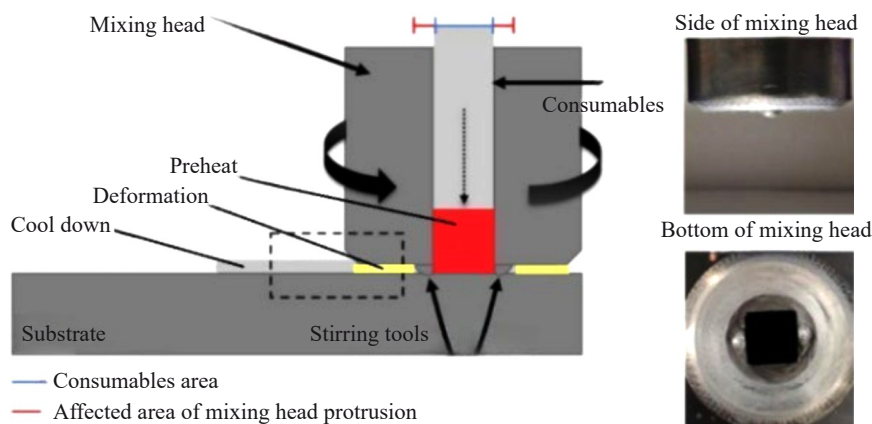


图2 AFSD过程中材料状态变化

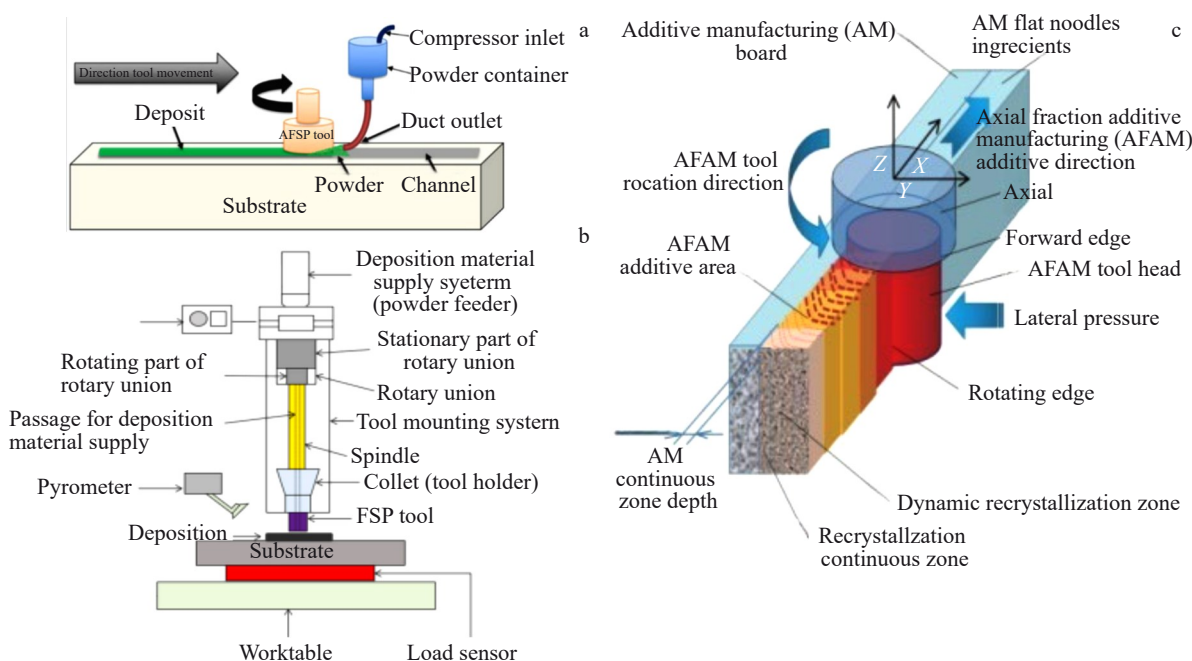
Fig.2 Changes in material state during AFSD process^[5,8-13]

图3 3种送粉方式的原理示意图

Fig.3 Schematic diagrams of three powder delivery methods^[9]: (a) edge powder feeding; (b) hollow conduct powder feeding; (c) side powder feeding

综合而言,搅拌摩擦沉积增材工艺具有以下优点:(1)沉积材料温度一般在熔点的0.4~0.9,解决了材料熔化而产生气孔、裂纹等问题;(2)应变可达5以上,通过大塑性变形可显著减小晶粒尺寸;(3)致密度高,不需要后续热等静压处理;(4)残余应力小,增材后的零件加工变形小;(5)成形颗粒增强金属基复材时,通过搅拌可提高材料均匀性,避免颗粒团簇;(6)降低材料织构水平、提高材料各向同性能力;(7)层和层之间通过扩散原理,实现冶金结合;(8)沉积速率大。

其缺点如下:(1)受搅拌摩擦头尺寸限制,沉积材料最小宽度受限,无法成形精细结构;(2)沿轨迹边缘的飞边使得难以精确控制特征几何尺寸,后期需要进行部分机加工和表面精加工。

3 搅拌摩擦沉积增材工艺与仿真

3.1 成形质量与组织性能控制

目前,搅拌摩擦增材制造工艺尚未有系统的标准,表1列出各个团队在研究其工艺时所采用的常用工艺参数^[14-40]。

工艺研究主要集中在表面质量、沉积工艺、热处理、微观机制和相关关键技术上^[41-42]。表面质量主要影响AFSD的成形精度,因为AFSD成形精度远低于其他增材制造工艺的成形精度,所以后期需要通过机加工的方式对成形毛坯进行再加工,表面精度越低,需要去除的材料就越多,不仅降低材料的利用率,还增加了后处理的时间,因此对表面质量的把控十分重要。沉积工艺主要指沉积过程中相关控制参数,如搅拌头转速、横向速度、材

表 1 多个团队 AFSD 试验工艺参数
Table 1 AFSD experimental parameters conducted by multiple teams

Material	Travel speed/ mm·min ⁻¹	Rotation speed/ r·min ⁻¹	Material feed speed/Axial pressure	Grain size/um	Ref.
ABNT 1070	510–1020	3500	1.03–1.38 MPa	20	[14]
Mild steel	240	350–2400	10 kN	50	[15]
Carbon steel sheet	252–348	1000–3000	0.5–6 kN	None	[16]
Mild steel sheet-AISI H13 steel rod	240	800	10 kN	50	[15]
5052 P-H34 sheet-5052 BDS-F rod	300–660	1002–3000	20–40 MPa	None	[17]
6061-T6	300–6000	100–2000	0.083–1.666 mm/s	None	[18]
AZ31B	252–348	400	2.1–3.2 mm/s	27–31	[19]
7N01 aluminium alloy sheet	80	1200	1.666 mm/s	2.8–4.2	[20]
AA6061-T651	127–299	300–420	66–122 mm/s	15±4	[21]
AA7075-T6	76.2	250	27 mm/s	3.5±1	[22]
WE43-T5	127	450	2.117 mm/s	2–4	[23]
AISI 304	-	800	9.8 kN	20	[24]
AA5083-H111-2014	60	800	25 MPa	3	[25]
Al-Zn-Mg-Cu	160	700	2.667 mm/s	1.07	[26]
AA6061-T6-AA6061-T651	127	300	2.117 mm/s	0.5	[27]
AA2024	152.4	300	50.8 mm/s	1–2	[28]
Ti-6AL-4V	79–127	325–350	40.4–44.7 mm/s	26–64	[29]
AA2024	120	300	51 mm/s	4.9	[30]
6061	60/180	200/600	20/60 mm/s	10–16	[31]
Cu	60–180	300/600	20/60 mm/s	10–27	[31]
6061	127	300	69.9 mm/s	9.1–5.8	[32]
7075	50.8–177.8	220–360	50.8–94 mm/s	None	[33]
2219	101.6	200	88.9 mm/s	8.3	[34]
7075	50.8	225	50.8 mm/s	4.33	[35]
6061	78	325	126–204 mm/s	5–25	[36]
SS304	360	1000	45 mm/s	3.6–4.2	[37]
Aermet 100	38.1–121.92	375–600	17.78–109.73 mm/s	None	[38]
316L	2.5	440	25 mm/s	32±0.9	[39]
WE43	101.6–152.4	325–350	50.8–63.5 mm/s	2.7±2	[40]

料进给速度等,这些参数影响了沉积件的基本力学性能,是控制沉积件质量好坏的关键,对于不同的材料,对应着不同的工艺参数,如何匹配各参数至关重要。热处理主要是对沉积前的材料或者沉积后的零件进行热处理,使其拥有更好的机械性能。除了宏观上的体现,对 AFSD 微观机制的探究有助于理解材料性能改变的原因,指导在宏观上对工艺的调整。因此,从表面质量、工艺参数、后处理、微观机制 4 个方面展开并阐述相关的研究进展。

3.1.1 表面质量

AFSD 中搅拌头的搅拌作用可以促进材料流动性、减小晶粒尺寸、减少各项异性以及减小孔隙率^[43]。在 AFSD 中,刚性的非消耗性搅拌头从 2 个方向影响沉积过程,在垂直方向上,它限制了沉积材料的几何边界;沿周向,它在沉积物的顶部表面施加剪切力,有效地驱动材料流动^[44]。部分 AFSD 工艺采用的搅拌头底面在平面基础

上增加均布的导流槽^[45],导流槽的终端封闭,将粉末限制在摩擦面范围内,槽的侧面设置倒角,使粉末更易滑入摩擦面间。这种情况下搅拌头底面导流槽的形状、个数、槽面积与非槽面积的比例均会影响成型质量。经过搅拌头的摩擦,半致密粉末转化为致密粉末并在工件表面成型。

搅拌摩擦沉积工件的表面特征不仅是影响工件质量好坏的重要评判标准,同时也揭示了塑性变形的基本原理。Hartley 等人^[46]研究了平面式和带凸起的 2 种形状的搅拌头,其形状如图 4 所示。沉积工艺参数包括搅拌头转速,进给速度,每层沉积厚度等。分别以此作为变量进行实验,对 AA6061 铝合金棒材进行沉积,实验条件列于表 2,实验结果如图 4 所示。

由图 4 可以看出无凸起的搅拌头沉积形成的表面质量明显优于有凸起的搅拌头,无凸起的搅拌头在 300~900 r/min 转速下,都可形成较平整的表面,且转速为

表 2 Hartley 团队的实验条件与结果

Table 2 Experimental conditions and results of Hartley team

Condition	Tool	Rotation rate/ $r \cdot \min^{-1}$	Cladding thickness/mm	Surface quality
1	Flat	300	0.9	Light roughness
2	Flat	600	0.9	Excellent, onion skin features
3	Flat	900	0.9	Minor surface defects
4	Protruding	300	2.1	Very rough, poor and inconsistent bonding
5	Protruding	600	2.1	Large surface defects
6	Protruding	900	2.1	Rough with excess flash

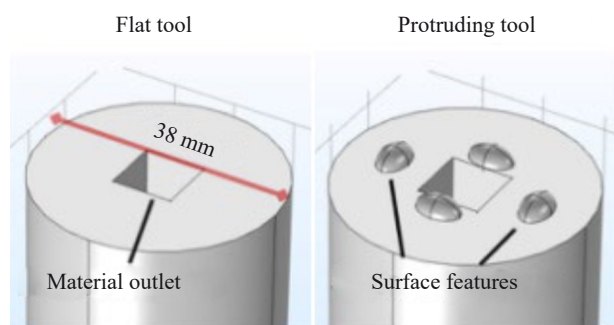


图 4 平面搅拌头与带凸起搅拌头

Fig.4 Mixing heads with flat tool and protruding tool^[46]

600 r/min 时可获得“洋葱皮”式优质的表面质量；在 300 r/min 时由于材料塑化不足形成轻微粗糙度，在 900 r/min 时由于转速太快少量材料熔化在边缘处有轻微的表面缺陷和额外的粗糙度。在带凸起搅拌头的情况下，可以看出转速增加，表面质量提升，这是由于凸起会影响更深层的材料，如果转速不够，材料塑化不彻底，将导致包层粘结不均匀且不完整。总的来说，AFSD 使用

平面搅拌头在薄衬底上可以实现高质量的包层。使用凸出搅拌头时，由于穿透深度更大，需要更厚的包层，这对沉积质量有明显的影响。并且用光学显微镜观察高质量包层，显微图像显示，即使用平面搅拌头，也可实现大量的垂直混合和水平混合界面(图 5)。

搅拌头的直径也会对表面质量产生影响，Gopan 等人^[47]选择减小搅拌头的直径(轴肩)和填充材料的尺寸，这对表面质量的提升有促进作用，但在实际加工过程中一般不采取此类方法。因为减少轴肩尺寸不仅会影响沉积速率，还会影响材料固结和材料流动。有效沉积在很大程度上取决于刀具表面与基板之间的接触摩擦。接触面积越小，所产生的热量就越小。这将可能导致材料固结不良，还可能导致不理想的孔隙率和残余应力。Chaudhary 等^[19]在实验中选择 3 种直径分别为 16、22、28 mm 的刀具，由 H13 工具钢制成，洛氏硬度为 46。在每个搅拌头上都钻了一个直径为 3 mm 的通孔，以促进沉积材料的流动。每个搅拌头的底部中心有一个 6 mm 直径的锥型孔，如图 6 所示，大直径搅拌头的沉积速率更快，沉积

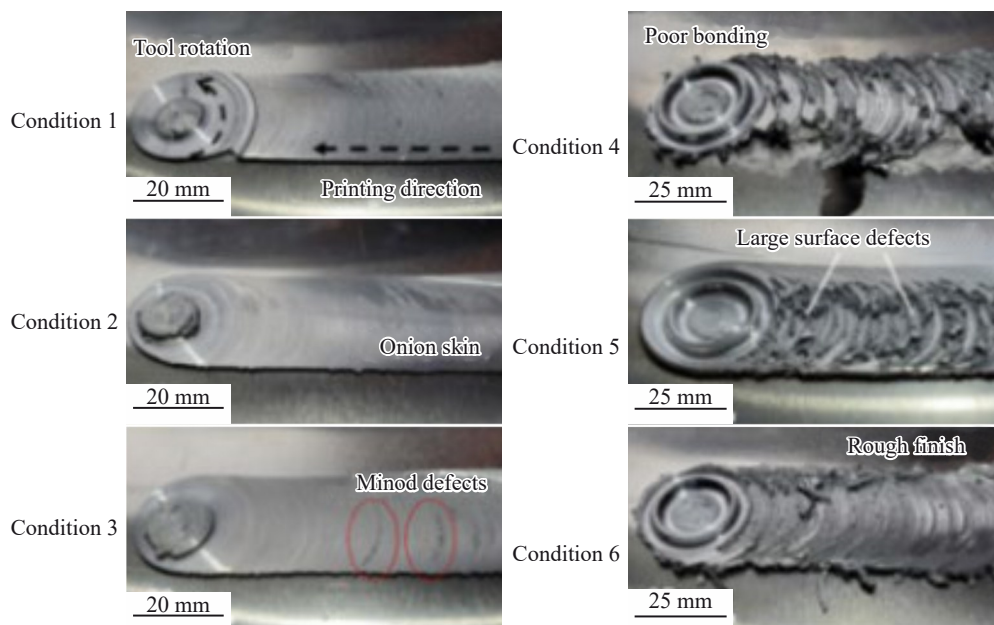


图 5 6 组试验熔覆层的表面图像

Fig.5 Surface images of six sets of experimental cladding layers^[19]

质量更高。

綜上可知,搅拌头在零件表面质量控制中起重要作用。它与基面摩擦产热软化基体和耗材,产生剪切力让耗材与基材充分混合,以及将材料从中心孔引导扩展至整个搅拌头底面,因此沉积零件的表面质量与搅拌头底部特征,转速和直径强相关。带凸起的搅拌头虽然造成表面质量的损失,但是能够充分搅拌混合材料,使得单层沉积厚度增加,提高了沉积速率,扎进材料中的凸起产生大量额外摩擦热,降低了对搅拌头转速和正压力的要求。随着转速增加,产热更加充足,材料得到充分软化,得到的表面质量更加光整。但是由于总体产热不能使材料温度过高而致屈服力急剧下降甚至熔化材料,并且随着转速的增加,材料因离心力增加而甩出,产生大量飞边,造成材料的浪费和表面质量的损失,所以应该将转速控制在一定范围内。搅拌头直径大小对沉积质量的影响主要体现在产热方面,直径小的搅拌头产热量不足,材料固结不良造成工件表面质量下降,沉积速率过低,但直径过大会导致沉积路径宽度跳动范围过大,所以针对不同特征的材料和沉积零件应该选择合适直径的搅拌头。同样表面质量也受沉积工艺的影响。

3.1.2 沉积工艺

对于 AFSD 沉积的工艺参数,学者们做了大量研究,Gopan 等人^[47]指出摩擦沉积的重要工艺参数是搅拌头的转速、搅拌头的横向速度、轴向压力和消耗杆的直径。虽然随着转速的增加可以获得较高的热输入,但是较低的旋转速度和较低的搅拌头横向速度的组合形式提高了粘合效率,增加了棒和沉积物之间的接触面积^[15]。Gandra 等人^[17]的一项工作报告称,通过对消耗性棒提供0°~3°的倾斜,可以实现更有效的对材料的限制,提高塑化效率。横向速度对沉积物的宽度和厚度的影响更大:横向速度越高,沉积物的宽度和厚度就越小^[15]。如果横向速度过高,则热暴露时间将较短,这限制了对基体材料的热影响^[48]。基体材料升温不足对晶粒的生长和材料力学性能产生不利的影响,这在对低碳钢和不同等级的不锈钢的研究中也有类似的观察结果^[17,49]。

轴向力也是影响工艺和沉积效率的重要因素。高轴向力会导致更薄和更宽的沉积层,而如果轴向力过大,可能导致沉积材料中间的凹陷和不均匀的沉积^[18]。而轴向力不足可能导致塑化材料固结不良^[15]。消耗棒的直径越

大,需要的轴向力就越大,并且消耗棒的直径影响沉积材料宽度和热暴露周期。更大直径的棒材,会得到更宽的沉积路径,意味着更多的接触面积和热暴露,所以需要能提供大轴向力的更高性能的设备进行沉积^[50]。

Chaudhary 等人^[19]研究了各种 AFSD 工艺参数对加工结果的影响。研究人员以 AZ31B 镁棒原料通过空心摩擦搅拌搅拌头,以 400 r/min 恒速旋转,平移速度从 4.2~6.3 mm/s 不等。在每个加工条件下,沉积了由 5 层组成的单壁,每层尺寸为 140 mm×40 mm×1 mm。具体采用的工艺参数见表 3。结果表明该原料具有较弱的基础晶体结构。与进料硬度(HV=53±2)相比,AFSD 样品的维氏硬度略高(HV=56±1.5, 58±1.7 和 57±3,对应于 82、98 和 116 J/mm²的能量密度)。根据齐纳-霍洛蒙参数相关计算,AFSD 在新沉积的材料中产生了具有细颗粒的再结晶微结构,然后由于在同一层内的再加热和随后添加的层而生长。

He 等人^[21]通过观察 AA6061 的 AFSD 工艺参数窗口,确定了较低的进给速度和搅拌头的转速能够使在整个沉积过程中材料硬度更加均匀。此外还观察到,相比原料,由于 AFSD 过程的温度升高,沉积样品的最大硬度降低了 20%。在类似的固态材料沉积过程如 FSW 中^[51],AA6061 也出现了硬度损失和抗拉强度降低的现象。此外,Rafi 等^[48]观察到较低的搅拌转速和较高的进给速率会产生较高的异常晶粒生长(AGG)概率。同时在 FSW 的焊后热处理(PWHT)中也观察到 AGG,AGG 会对金属件的机械性能产生损害^[52]。但是,Yoder 等人^[23]最近的研究表明,只要参数调节合理,用 AFSD 沉积的 AA7xxx,热处理(PDHT)后,AGG 明显减少,构件可以产生类似锻造的性能。

Dilip 等人^[25]使用 AISI304 奥氏体不锈钢棒作为耗材,在低碳钢基板上进行沉积,恒定转速为 800 r/min,固定轴向力为 9.8 kN,每次沉积的平均厚度为 1 mm,研究表明,堆积层的厚度与消耗性棒的轴向进给速度成正比。在此过程中,动态再结晶会形成等轴细晶组织(平均晶粒尺寸为 20 μm)。

除了沉积过程中的工艺参数外,原材料的形态对沉积质量也有影响,在 AFSD 过程中,棒材和粉末材料常被用作初始材料来实现增材制造。Calvert^[24]对比了粉末与棒材分别作为初始材料的 AFSD 性能,采用 2 种形态的

表 3 Joshi 团队试验工艺参数及结果

Table 3 Experimental process parameters and results of Joshi team^[20]

Total energy input/ J·mm ⁻²	Average surface temperature/°C	Total deposition time/s	Total strain rate, $\dot{\epsilon}_{\text{total}}/\text{s}^{-1}$	Zinna-Holomons parameter, $Z/\times 10^{13} \text{ s}^{-1}$	Grain size of recrystallization/μm
82	390.7	130	512.16	2.1	2.0
98	388.9	155	512.13	2.3	1.9
116	370.5	185	512.11	4.6	1.6

材料的 AFSD 获得的结构显微组织均呈现等轴晶结构。但是粉末材料有更多的结合面,这将增加材料连接点的数量,进而降低材料性能。棒材作为初始材料的 AFSD 抗拉强度、屈服强度和断后伸长率都较粉末的更高(图6)。

Jordon 等人^[53]以角磨机加工生产的 2~3 mm 长的 AA5083 的不连续小片作为沉积原料,利用 AFSD 工艺加工。经过测定所获得的拉伸结果显示,与锻造的 AA5083 结果相比,屈服强度降低了 170.4 ± 7.5 MPa,但是在持续的拉伸载荷下,观察到明显的应变硬化,导致沉积物的屈服强度达到 368.0 ± 13.7 MPa,与锻造的 AA5083 屈服强度(240~280 MPa)相比,这是一个显著的提升。研究者分析,这是由于 AFSD 过程发生了细晶强化作用,样品表现出与锻造材料相似的力学效果。对比基于激光的铝合金增材制造,AFSD 工艺下的应力-应变结果清楚地显示出韧性行为,避免了激光熔融增材制造产生氧化物导致的脆性机械响应。

Rivera 等人^[54]对 AA2219 采用高沉积速率($1000 \text{ cm}^3/\text{h}$)的 AFSD 工艺进行加工,根据对其样品的测定,结果显示的平均硬度值反映了材料顶部的硬度值略高的趋势,并向沉积物的底部逐渐下降。电子背向散射衍射(EBSD)结果显示从沉积的横截面的顶部到底部都发现了均匀的

晶粒尺寸,说明此高剪切和高温的过程,是一个强烈的晶粒细化过程。此外,实验结果(图7)表明顶部层的屈服强度(YS)和抗拉强度(TS)最高,其次是中间层和底部层,研究者将其归因于观察到沉积材料顶部与中间层和底部层相比有较强的织构(图8),从而导致力学行为的变化,即织构强化^[55-57]。

根据以上研究可作如下讨论,AFSD 工艺参数直接影响 AFSD 沉积件的性能,典型的工艺参数是搅拌头转速,正压力,搅拌头横向移动速度和耗材进给速度,这几个参数相互耦合,改变一个参数,其余参数均要做相应调整。例如,当转速增大,摩擦生热量增多,材料迅速软化,屈服力下降,要想维持原有正压力,需要增大送棒速度,相应的移动速度也需要增大。因此,在确定工艺参数时,往往先定两个工艺参数,根据定好的 2 个参数去匹配其余的工艺参数。

对于多数材料,低转速匹配大正压力得到的材料性能更优异,在大压力下,材料可以结合得更加致密,较小的转速使离心力不至于过大而导致材料大量甩出,但是如果轴向力太大,工件表面容易产生凹陷,并且这对增材装备的刚性要求大大提高。选择合适的正压力和转速后,可以确定材料进给速度,根据棒材横截面积进而可确定沉积速率,最后根据单层厚度,可确定横向进给速度。对于原材料形态,棒材材料本身具有结合力,沉积时可进行充分的塑性变形,而粉末材料由于缺少结合力,产生的塑性变形较小,所以粉末 AFSD 零件性能低于棒材 AFSD 性能。

相比于传统的激光熔覆增材,AFSD 过程发生了细晶强化作用,产生了和锻造相似的机械性能,所以当各工艺参数匹配良好时,AFSD 可发挥出材料优异的机械性能。

3.1.3 沉积热处理对材料的性能优化

在 AFSD 过程中,对于沉淀硬化合金,沉淀物在高温作用下可能溶解,从而降低材料强度。同时,新的沉淀物可以形成和生长。对于冷加工的沉淀硬化合金,由于动态再结晶和动态回复,累积的位错可能会湮灭,从而降低

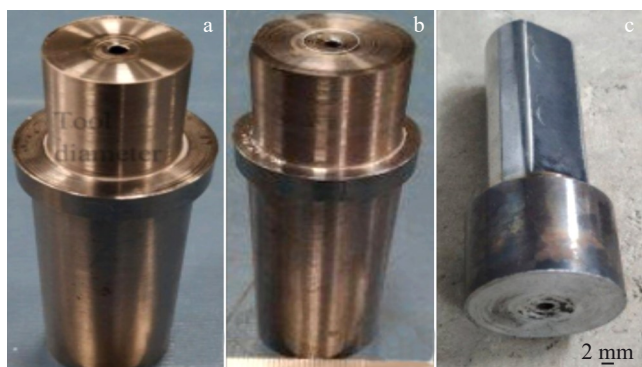


图6 直径分别为16、22和28 mm的3种搅拌头

Fig.6 Three types of mixing heads with diameters of 16 mm (a), 22 mm (b), and 28 mm (c)^[24]

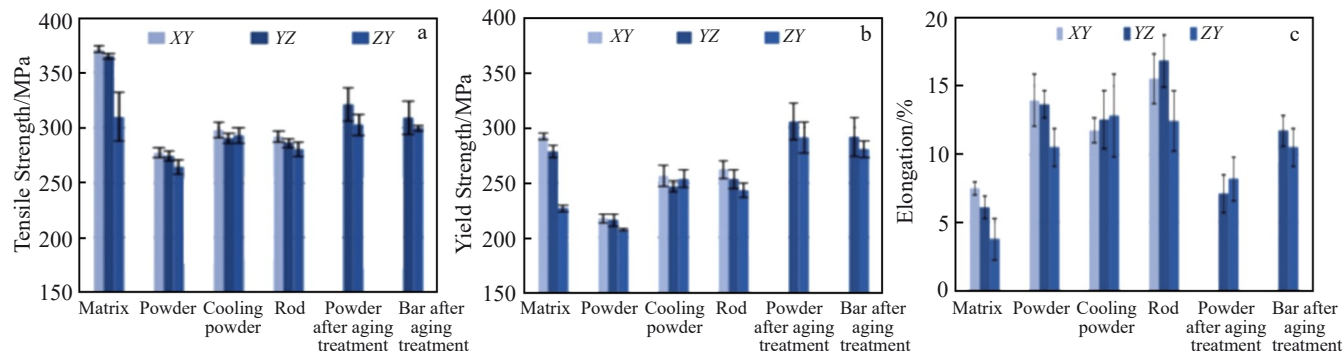


图7 棒材与粉末作为原材料沉积件的力学性能

Fig.7 Mechanical properties of rod and powder as raw materials for deposited parts^[55-57]: (a) tensile strength, (b) yield strength, and (c) elongation

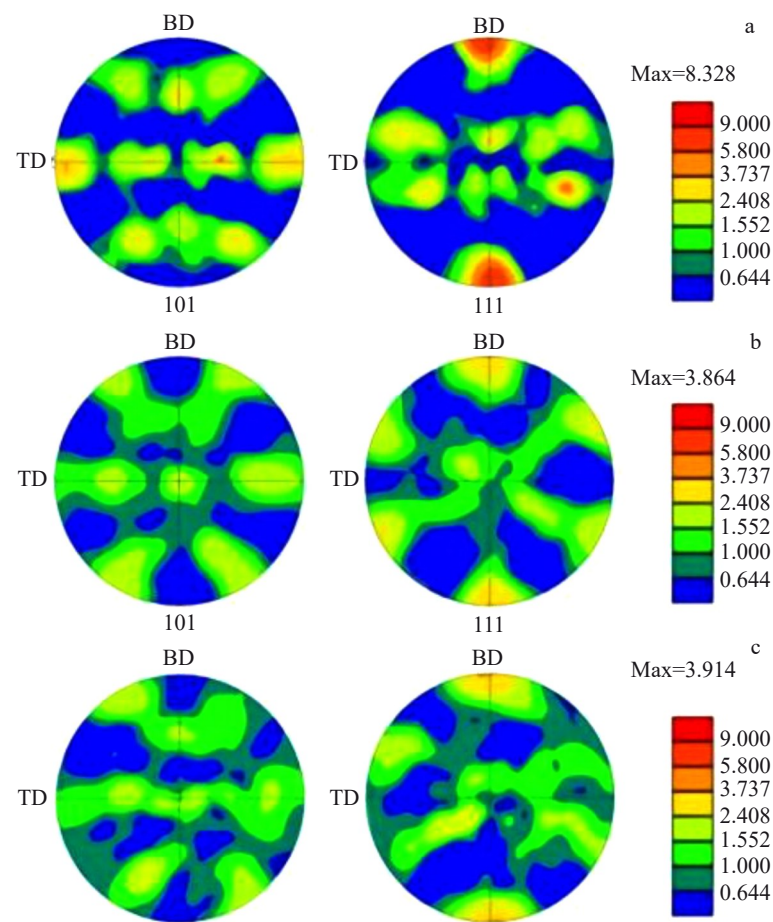


图8 构建方向的织构图

Fig.8 Texture maps of construction direction^[24]: (a) top, (b) middle, and (c) bottom

材料的强度。此外,由于不同的应变历史和热循环历史,沉积区存在微观结构梯度和力学性能梯度,影响了材料的使用性能。因此,需要进行沉积前,沉积过程中或沉积后的热处理,以提高材料强度,并使其各项性能能够趋于同步提高^[58]。

在沉积过程中会产生高温,进而导致沉积样品上出现残余应力,如何消除残余应力是AFSD热处理要解决的重要问题,Altıparmak等人^[59]研究了高强度铝合金AM加工缺陷与残余应力,并得出结论:通过优化工艺参数或修改合金成分和附加的工艺特性,如热处理、预热和真空环境等,可以最大化消除空隙,夹杂,裂纹等缺陷,进而实现近(95%~99%)无缺陷的高强度铝合金组件的生产,并改善增材制造部件的机械和冶金性能。通过一系列方式使得由残余应力造成的扭曲最小化^[60-61]。这一处理过程也可以作为AFSD工艺的参考。

Dilip和Janaki^[26]在AFSD前处理中引入热处理,研究了铝合金AA2014在多层摩擦沉积过程中的微观结构演化。该工艺采用T6条件下的AA2014合金消耗性棒,并以Al-Mg合金AA5083板作为基板。摩擦搅拌在800 r/min、1 mm/s的进给速度和25 MPa的轴向压力下进

行。通过对摩擦沉积过程的分析,该团队提出采用AFSD工艺时,通过适当改进热处理工艺,可以克服摩擦沉积过程中晶粒生长异常的问题。

Li等人^[27]利用AFSD工艺处理了铝镁硅合金并在之后按照STMB918-B91820-MAA6061标准^[62]进行沉积后热处理(PDHT)。具体处理方式:首先将拉伸试样在温度565℃下,在空气炉中固溶50 min,所有样品在固溶后进行冰水淬火,为了评估固溶后时效的影响,几个样品在177℃的温度下继续进行持续8 h的时效硬化过程。结果显示固溶淬火(SQ)后晶粒继续细化,但人工时效(SQA)后观察到异常的晶粒生长(AGG)。通过沉积后热处理,AFSD构建可以实现锻造件的微观结构和力学性能。拉伸试样显示AFSD的沉积态(AD)材料导致极限拉伸强度降低了47%,从而允许增加位错运动。与AD相比,SQ的延展性降低了10%,极限拉伸强度提高了58%。SQA导致了T6热处理的强度、硬度和延展性特征。研究结果表明,尽管有AGG,但是PDHT增加了AD的强度、硬度和延性,产生峰值时效力学行为。特别观察到与对照组相比,强化沉淀产率增加了8%,极限强度增加了6%。

此外还有研究者在 AFSD 加工过程中引入热处理, Calvert^[24]对比了不同环境下制备的 WE43 的 AFSD 零件性能。在液氮冷却、水冷和常温条件下,材料均发生动态再结晶,晶粒得到细化,细化尺寸为 2~2.4 μm ,远小于初始材料的 15 μm 。液氮冷却的晶粒比其它 2 种环境中冷却的晶粒更加细小。同时塑性、显微硬度等均较初始材料有所提高(图 9)^[63]。AFSD 晶粒结构取决于初始材料、热循环特性和冷却特性,通过合理的冷却方式可有效地提高材料硬度,并促使材料形成类似锻造的组织,性能超过母材。

上述研究表明,热处理对 AFSD 零件性能的调控有至关重要的作用,尤其是沉淀强化合金。这是因为在 AFSD 过程中,高温会使得强化项溶解或者粗化。对于铝合金和镁合金而言,晶粒尺寸对其强度,硬度的影响很小,但是对于镍和钛合金而言,晶粒尺寸的影响很大。所以对于铝镁合金而言,强化沉淀相,对其强度,硬度,疲劳的影响远大于改变晶粒尺寸的影响,经过 AFSD 后的材料无论是 Al 还是 Mg,析出强化合金都会引起明显的析出演变,包括溶解、再析出和粗化。这通常会导致沉淀尺寸、间距和体积分数偏离最佳参数,从而大大降低强度。

为了恢复 AFSD 的机械性能,可以采用后处理时效。文献[41]采用 T6 回火处理的办法来恢复其性能,具体是先做固溶处理和淬火,然后在 120 $^{\circ}\text{C}$ 下时效 24 h。本课题组提出的处理办法是将 AFSD 后的材料做固溶,淬火再加入人工时效处理,通过时效强化来恢复第二项强化。

另外还可直接做人工时效,但是处理结果劣于前者。但是在第 1 种方法的固溶过程中,它的温度会到 480 $^{\circ}\text{C}$,有可能会导致细化的晶粒成形成长大,因此需要综合考虑热处理工艺,探索出最佳的的处理方案。

3.1.4 微观机制

AFSD 制造的零件组织会发生细化,晶粒尺寸可缩小 1~2 个数量级并且各向同性好。但是由于不同材料的晶体结构、强化机制的不同,AFSD 过程中固有的微观结构演变也不一样。Perry 等人^[63]分别采用搅拌摩擦沉积了 AA2024 和 AA6061 2 种牌号的铝合金,发现 AA2024 的平均晶粒尺寸从原来的 57.2 μm 细化至 4.9 μm ,并且晶粒现状也从棒料方向高长径比的晶粒演化成等轴晶粒,图 10 为 AA2024 沉积前后的反极图(IPF)。而 AA6061 的平均晶粒尺寸则从原来的 34.67 μm 细化至 7.44 μm ,其 IPF 如图 11 所示。之后将 AA2024 材料沉积在 AA6061 的基板上,切开剖面如图 12 所示,浅蓝色为 AA2024,深蓝色为 AA6061。该研究选取了其中 4 个位于 AA2024 和 AA6061 沉积交界处的特征观察点,得到其 EDS 图和 IPF 图,如图 13 所示,EDS 图中紫色部分为 AA6061,红色部分为 AA2024,可以看出,2 种合金之间以层带的方式进行融合,对比 IPF 图可以看出,AA2024 的沉积区域为细小等轴晶,表明沉积材料具有相似热力学史,形成了再结晶组织。而 AA6061 的晶粒尺寸明显大于 AA2024,且普遍拉长,这是由界面处与物质流动相关的剪切变形决定的。

在 AFSD 过程中,由于基体材料的表面积大,散热更

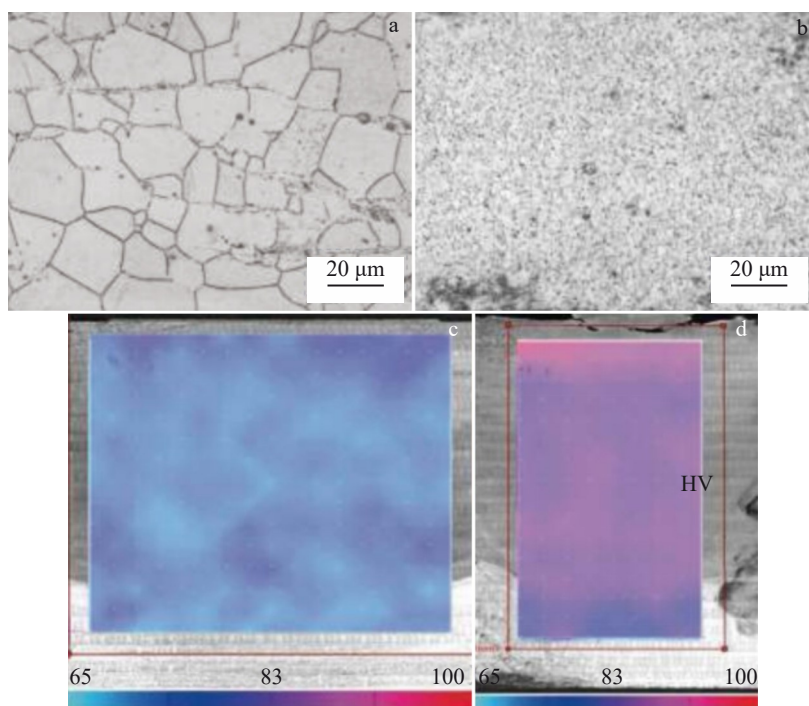


图9 AFSD前后晶粒尺寸与硬度变化

Fig.9 Grain size (a-b) and hardness cloud maps (c-d) of materials before (a, c) and after (b, d) AFSD^[63]

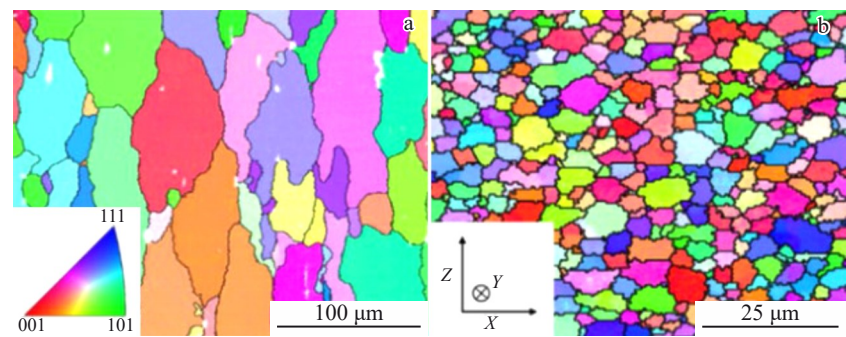


图 10 AA2024 搅拌摩擦沉积前后晶粒变化对比

Fig.10 IPF diagrams of grain changes of AA2024 alloy before (a) and after (b) friction stir deposition^[63]

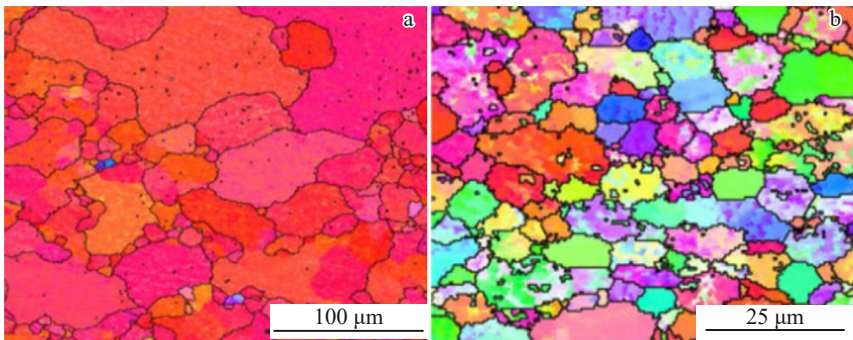


图 11 AA6061 搅拌摩擦沉积前后晶粒变化对比

Fig.11 IPF diagrams of grain changes of AA6061 alloy before (a) and after (b) friction stir deposition^[63]

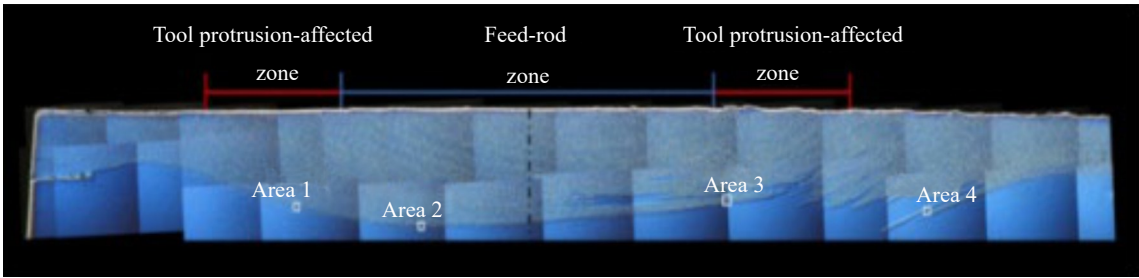


图 12 AA2024 在 AA6061 的基板上沉积

Fig.12 Deposition of AA2024 on AA6061 substrate^[63]

好,所以在搅拌过程中,耗材的温度往往高于基材,加之棒材形状的完全改变,因此耗材的塑性变形程度远高于基板材料,所以耗材沉积材料的晶粒减小趋势更加显著,晶粒形状也更加趋近于等轴晶。但是在实际生产中,基板最终会被去除,而逐层堆积的材料均经历了大塑性变形过程,所以沉积零件整体微观组织和机械性能相对均匀。但是上下层组织的差异仍然值得研究。

在沉积当前层时,已完成沉积的材料层会受到当前沉积层的影响,所以各层外观结构变化会出现差异,例如由于最上层只经历了 1 次搅拌效应和热循环,而中下层,经历了 2 次或多次的搅拌效应和热效应。Wlodarski 等人^[64]研究了镁合金 AZ31 不同层的微观结构,由于每一层增材的条件不一样,所以不同层的组织演变情况和晶粒

尺寸也会有所不同,如图 14 所示,为 AZ31 完成 7 层沉积后,从每层搅拌区底部观察显微结构。图 14c~14g 表示搅拌 2 次的层的图像,图 14b 和 14h 表示只搅拌 1 次的层的图像。图 15 为不同层的晶粒尺寸。从图中可以清楚地看到,颗粒尺寸随着打印层数的增加而减小。1~6 层的晶粒尺寸在 4.5~7.8 μm 之间,小于底板的晶粒尺寸(8.5 μm)。这主要是由于高温下搅拌和大塑性变形引起的动态再结晶现象。此外,即使在同一层中,界面和非界面位置获得的组织也不同。

从该研究可以看出,层数越高,经历的热效应和搅拌效应越少,晶粒就越细小,这是因为材料在反复加热的过程中,晶粒会逐渐长大,但又没有达到材料的再结晶温度,所以晶粒没有发生再结晶现象,这就使得上层的晶粒

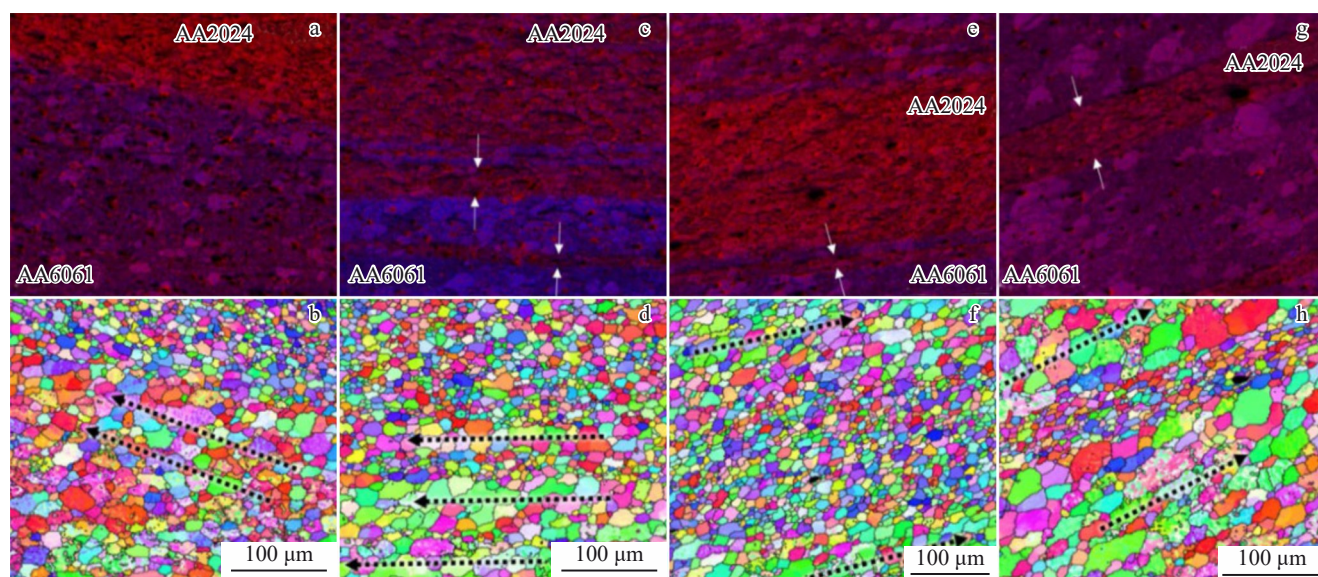


图 13 图 12 中 AA2024 和 AA6061 混合沉积 4 块区域的 EDS 图与 IPF 图

Fig. 13 EDS maps and IPFs of four areas of mixed deposition of AA2024 and AA6061 alloys marked in Fig. 12^[64]: (a–b) Area 1, (c–d) Area 2, (e–f) Area 3, and (g–h) Area 4

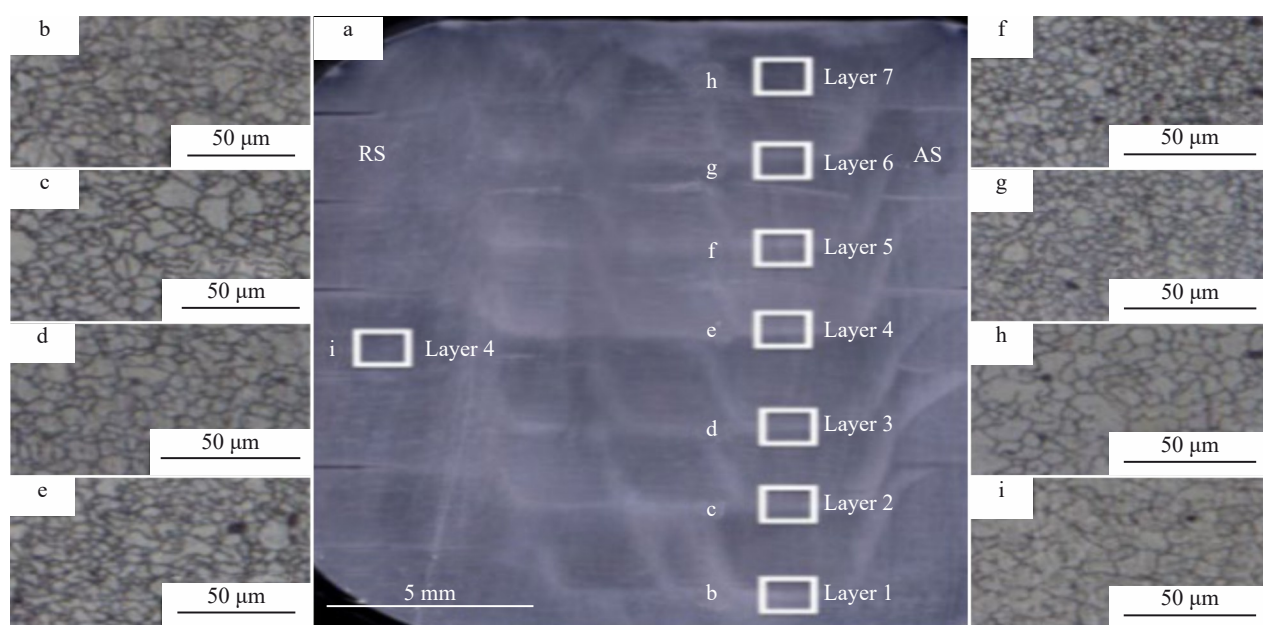


图 14 AFSD 不同层的显微图像

Fig. 14 Microscopic images of different layers in AFSD sample^[64]

尺寸相比于中下层更加细小。但是如果层数足够多,这种差异只会在表面的几层体现出来,因为两层的高度差足够远时,上层的搅拌对下层基本没有影响。

Griffiths 等人^[65]研究了铜经过搅拌摩擦沉积后的微观变化机制,发现铜会发生不连续的动态再结晶和后动静态再结晶的现象。图 16 为 Cu 经过 AFSD 后的反极图和边界偏移图,在反极图右下方的箭头为搅拌头剪切方向,旋转中心位于与剪切方向垂直的法线方向,当晶界最小取向角度为 $2^{\circ}\sim 15^{\circ}$ 时称为小角度晶界 (LAGB), 大于 15° 时称为大角度晶界 (HAGB)。图中为 Cu 的微观结构

表征。其中图 16a 和 16e 为基板处的铜,图 16b 和 16f 为低层的 Cu,图 16c 和 16g 为混合层的 Cu,图 16d 和 16h 为高层的 Cu。剪切方向标记在每个沉积样品的 IPF 图中。可以看出,Cu 没有形成细长或扁平的晶粒,在所有特征区域,Cu 都表现出大致等轴的晶粒,如图 16 所示。低层 Cu 和混合层 Cu 的晶粒尺寸均较基板 Cu 有所减小,但晶粒结构不均匀,大晶粒和小晶粒混合在一起。基体 Cu、低层 Cu、混合层 Cu 和高层 Cu 的面积加权平均晶粒尺寸分别为 18、14、10、27 μm 。与低层 Cu 和混合层 Cu 相比较,后者的峰值晶粒尺寸比前者小,且表现为局部定向位

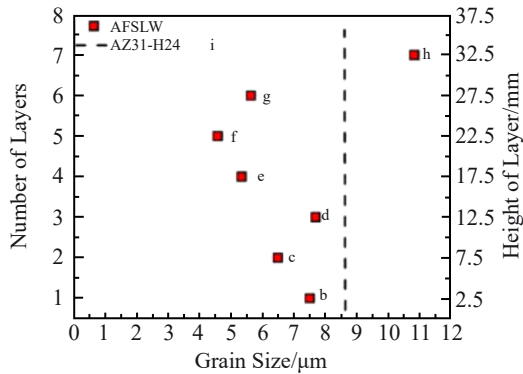


图 15 AFSD 不同层数的晶粒尺寸

Fig.15 Grain sizes of AFSD sample with different layers marked in Fig.14^[64]

错。由此可知,对于Cu的搅拌摩擦沉积而言,晶粒呈现等轴状,晶粒尺寸变化不明显,低层和混合层尺寸有所减小。

在Cu原料中,几乎所有的晶粒都含有局部偏斜,这进一步突出了Cu基体因其冷加工状态而储存的能量具有较大的影响。经过AFSD处理后,Cu的位错整体含量较原始状态有所下降。Cu中局部取向错误的空间分布不均匀,某些区域含有累积的局部取向错误,而其他区域几乎完全没有。这在顶层Cu中尤其明显,它主要由“干净”晶粒组成,晶粒内偏斜或亚结构最小的晶粒。KAM和IPF图的特征表明,Cu特殊的微观结构主要是由间断性再结晶过程造成的,该过程通过HAB迁移消除了局部的取向错误。

多晶合金的微观结构演化通常是由晶界迁移进行的,而晶界迁移可能是由晶粒曲率或存储能量驱动的。根据材料的固有特性和温度和应变率定义的热力学条件,热变形可能导致不连续或连续类型的动态再结晶。对于Al-Cu合金(AA2024),Al-Mg-Si合金(AA6061)等,沿流动路径的微观结构表征显示了其在AFSD之后发生连续的动态再结晶,而对于纯铜,不连续的动态再结晶是其主要机理。在沉淀强化合金的预热、高温严重塑性变形和冷却过程中,会发生复杂的相演化。这种相位演化可以与静态和动态再结晶相互作用,从而产生新的微观结构。这一现象在今后可以通过原位表征或时间分辨实验来探索。

3.2 仿真

计算机模拟仿真可以为研究提供思路,降低实验成本,指导工艺调控,是重要的研究方法。

考虑到动态粘度、应变硬化和流动应力等材料本构特性与温度有关,故材料的流动变形会受到沉积材料内部温度分布的影响。因此在沉积过程的仿真模拟中,热和变形要求完全耦合。沉积材料内部的传热机制包括热传导、热对流以及热辐射,所以在建立的仿真模型中要设置热边界条件。由于沉积材料与空气直接接触,材料与

空气之间的热对流和热辐射是不可忽略的。如图17所示,热量主要在搅拌头和沉积材料、基底和沉积材料以及沉积材料之间的界面处产生^[66]。

基于这些特点,许多研究者都开展了仿真模拟。苏宇等人^[67]基于欧拉-拉格朗日(CEL)算法针对叠层搅拌摩擦增材制造技术(FSAM)建立了2195铝合金的有限元热力耦合计算模型。如图18所示,结果发现搅拌头前进侧(材料流动与搅拌头横向移动方向一致的一侧)温度总是高于后退侧(材料流动与搅拌头横向移动方向相反的一侧)温度,这会导致两侧的材料流动不对称。而在搅拌头进给阶段的初始位置,如果摩擦产热不够导致材料没有充分热塑化,容易出现孔洞缺陷。在垂直增材层的方向,越远离搅拌头区域的材料流动性越差,同时因为热量仅通过热传导方式进行传递,所以该区域的材料热塑性较差,容易出现缺陷。

李如琦^[68]采用计算流体力学方法(CFD)对AZ31镁合金在Fluent软件中建立了仿真模型,以探究搅拌头转速、行进速度对增材板件温度、变形速率和层间流速的影响。结果发现:搅拌头转速的增加能提高板件热积累,同时加剧材料的流动,材料变形速率增大,导致层间流速增加,层间材料混合更充分。而提高搅拌头横向移动速度会减少热积累时间,从而降低板件升温效果,但对于增材区域材料的变形速率没有影响,层间材料的流动变差,层间流速下降。

Lauvray等人^[69]使用GMSH软件构建四面体网格,并使用MORFEO求解器探究在沉积阶段前不同参数(如搅拌头形状,转速,轴向力等)对旋转摩擦加热的影响。研究发现,搅拌头的形状、轴向力及转速的输入对温度升高或达到目标温度所需的时间有很大的影响。

而不同于有限元网格法,部分学者针对工艺存在大塑性变形的特点,使用无网格的方法进行模拟,获得了非常理想的结果。Stubblefield等人^[70]基于光滑粒子流体力学方法(SPH)建立了一个热-力耦合的无网格模型来捕捉AFSD过程。该算法使用CUDA Fortran语言开发,在图形处理单元上运行,以减少模拟AFSD过程固有的大塑性变形所需的计算时间。该算法能模拟出整个沉积过程的温度和应变速率,同时能对单个粒子流动进行追踪^[71],如图19~图21,这有利于阐释AFSD工艺过程中材料流动现象,预测沉积材料的分布情况,从而评估沉积质量。

搅拌摩擦沉积增材制造工艺属于完全热力耦合、高度非线性过程,涉及到大塑性应变、摩擦产热和塑性产热以及热耗散等过程的相互作用。利用大多数计算机模拟的有限元方法可能会导致计算崩溃,这是由于搅拌摩擦增材制造工艺固有的大变形所导致的。解决这个问题之一是在计算一定步长后重新划分网格,但这会使得整个过程的计算成本很高。而SPH法作为一种无网格方法,其节点单元不受到元素几何约束,对于该工艺

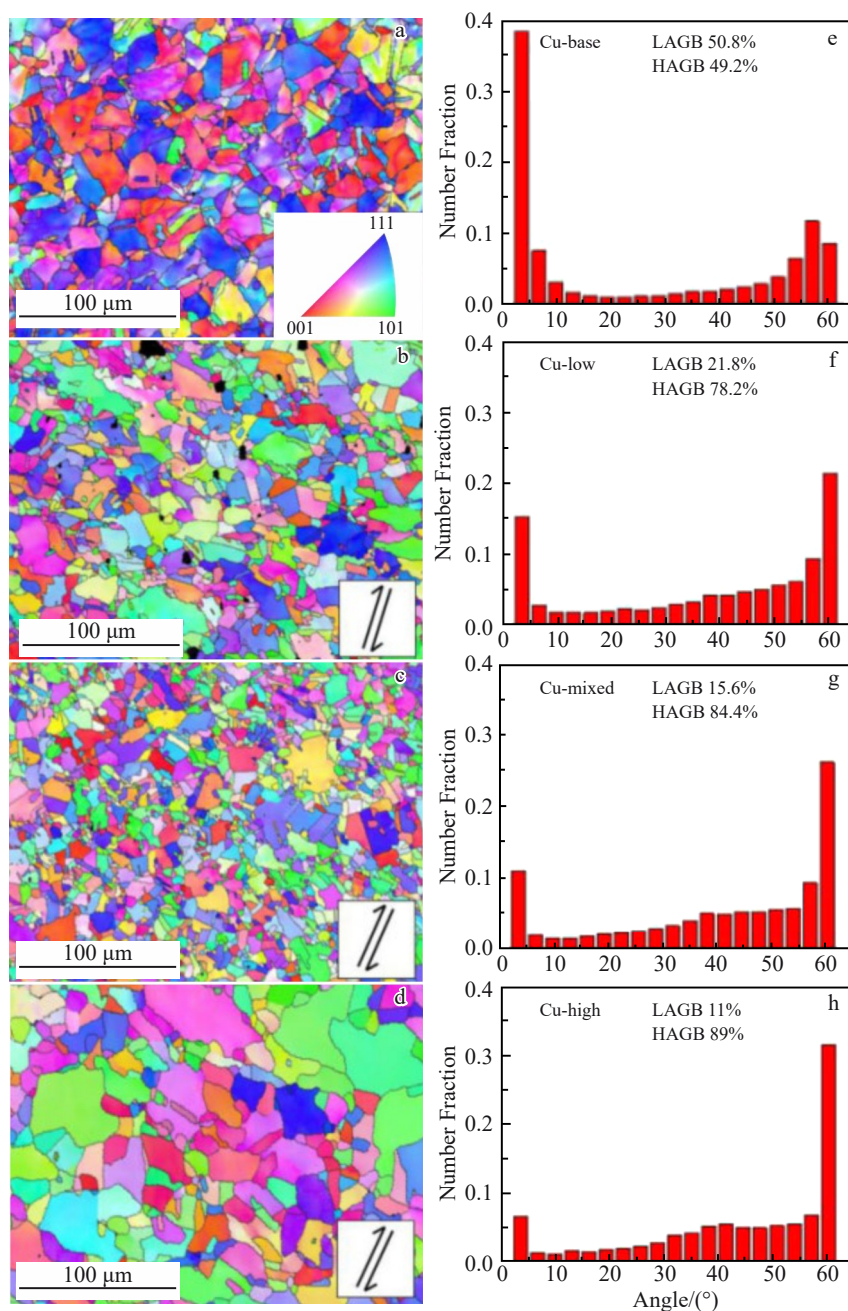


图 16 Cu 经过 AFSD 后的反极图和边界偏移图

Fig.16 Reverse pole figure (a–d) and boundary offset diagrams (e–h) of Cu after AFSD^[65]: (a, e) Cu-base; (b, f) Cu-low; (c, g) Cu-mixed; (d, h) Cu-high

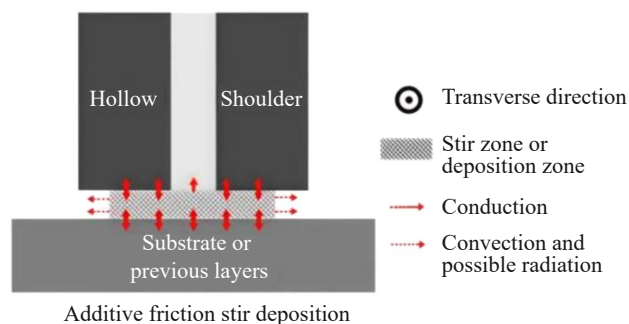


图 17 AFSD 过程的热流传递

Fig.17 Heat transfer in AFSD process^[66]

的模拟仿真而言具有巨大的优势和潜力。目前的商业仿真软件中,LS-Dyna能够支持SPH仿真计算,但是针对搅拌摩擦增材工艺搭建仿真模型还存在一定的困难。而Fraser等人^[72]开发了一个SPHfriction-3D算法对搅拌摩擦焊接进行仿真,该算法框架的搭建思路对搅拌摩擦增材工艺模型的建立有许多参考价值。

3.3 工艺研究现状与总结

当前搅拌摩擦沉积工艺已经在钢,铜,铝合金,镁合金,钛合金,还有复合材料中得到应用,但是应用于实际生产的材料还是以铝合金为多。铝合金在航空航天领域

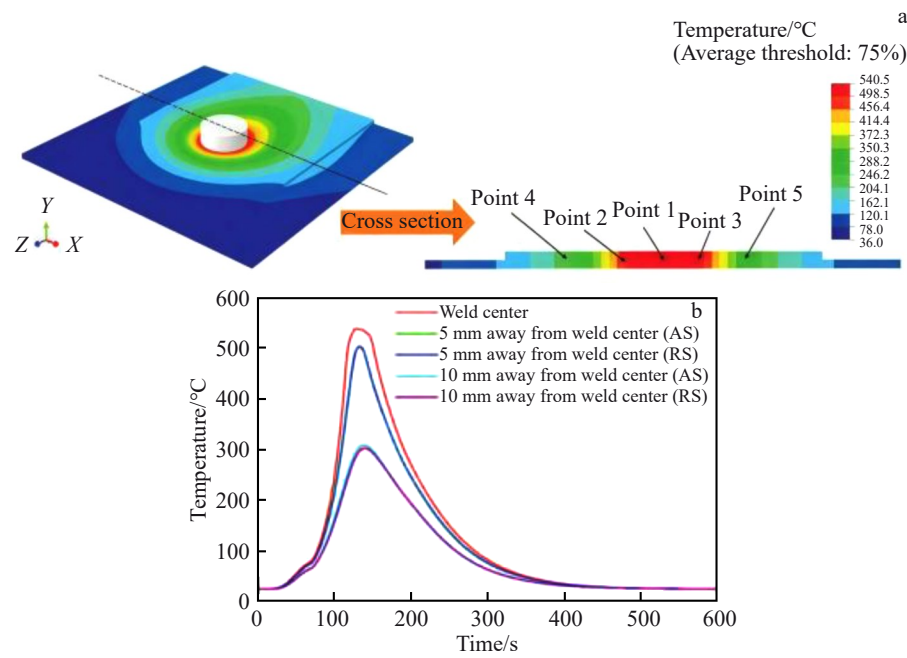


图 18 CEL 法仿真温度结果

Fig.18 CEL simulation temperature results^[67]: (a) temperature field distribution and sampling point location; (b) temperature variation curves of sampling points

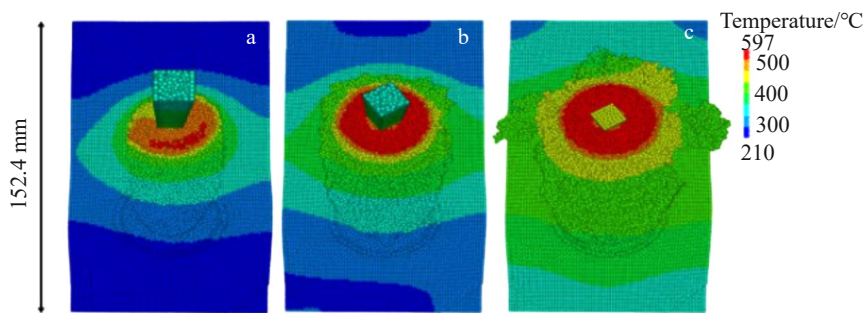


图 19 AFSD 模拟温度图

Fig.19 AFSD simulated temperature chart^[71]

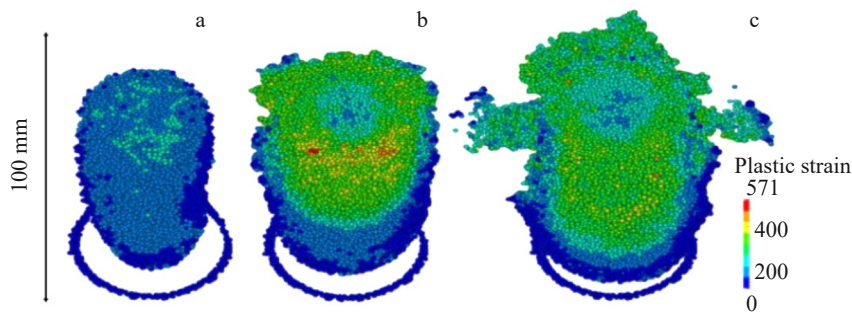


图 20 AFSD 等效塑性应变图

Fig.20 AFSD equivalent plastic strain diagram^[71]

应用广泛,但由于铝合金具有高导热性,散热极快,导致铝合金在基于熔融原理的增材制造中容易产生高局部热梯度,并且大部分铝合金(如 AA2XXX 和 AA7XXX)是难以焊接的,产生的缺陷以热裂纹为主,而 AFSD 不涉及熔融过程,解决了铝合金会在传统增材制造过程中产生

的缺陷,所以铝合金最先在搅拌摩擦沉积中得到应用^[66]。搅拌摩擦沉积制备的材料晶粒尺寸可缩小 1~2 个数量级,对于不同的材料,经过合适的热处理后可以达到性能也不一样。图 22 显示了通过搅拌摩擦沉积打印的 Mg 合金 WE43 的拉伸结果。可以看出经过 AFSD 工艺后,

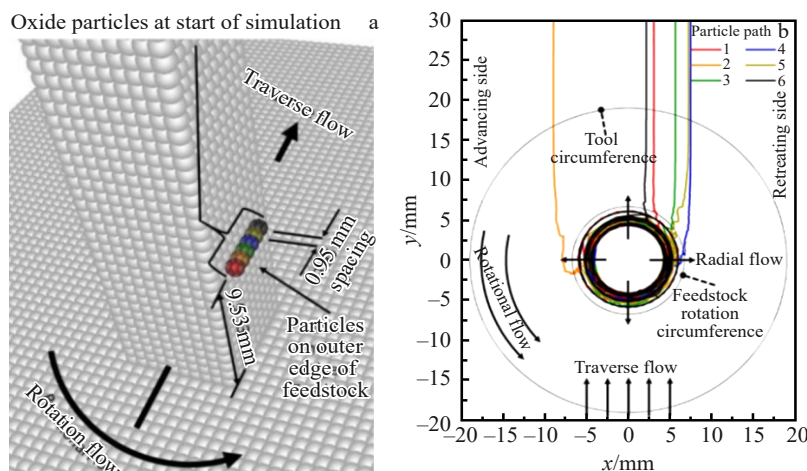


图 21 AFSD 单个粒子运动追踪

Fig.21 AFSD single particle motion tracking^[71]: (a) track particle distribution position and (b) particle motion trajectory

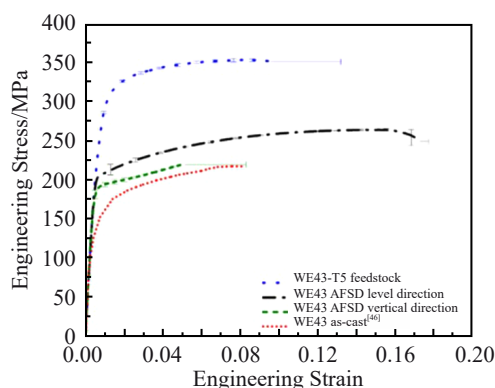


图 22 已沉积的 WE43 在水平和垂直方向上的张力测试及 WE43-T5 原料和铸造 WE43 的工程应力-工程应变曲线

Fig.22 Tension tests of the deposited WE43 in both horizontal and vertical directions, as well as the engineering stress-engineering strain curves of WE43-T5 raw materials and casting WE43^[42]

水平方向上材料性能和 T5 条件下的母材相比,韧性增加,强度减弱,垂直方向强度和塑性均低于母材的性能,但是高于 WE43 铸件的性能^[42]。

由上可知,沉淀增强合金的摩擦搅拌沉积,无论是铝还是镁,都会导致显著的沉淀演化,包括溶解、再沉淀和粗化。这通常会导致沉淀物的尺寸、间距和体积分数偏离最佳属性,从而降低强度。为了恢复像锻造一样的机械性能,可以采用后处理时效。

图 23 为锻造+T6, AFSD+T6 和 SLM+T6 3 种工艺的 AA7075 拉伸性能曲线。可以看出经过 AFSD 和 T6 热处理后的 AA7075 的拉伸性能高于 SLM 的 T6 处理力学性能,并已经接近于 AA7075 锻造的力学性能^[42]。

图 24 为通过摩擦搅拌沉积、固溶处理和时效的 AA6061 的拉伸性能,以及由锻造的 A6061-T651 原料得到的结果(Beck et al. 2021)。为了进行比较,也绘制了打

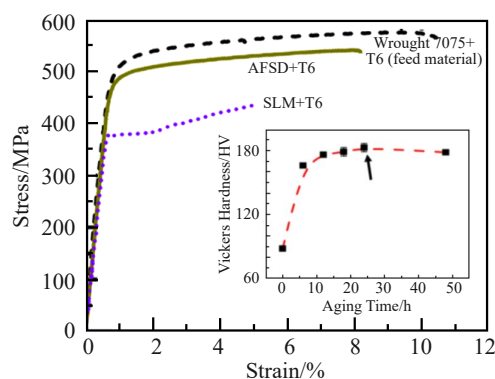


图 23 锻造+T6, AFSD+T6 和 SLM+T6 3 种工艺的 AA7075 拉伸性能曲线对比

Fig.23 Comparisons of tensile performance curves of AA7075 after forging+T6, AFSD+T6, and SLM+T6 processes^[42]

印的 AA6061 仅做固溶处理(在 565 °C)和不做处理的拉伸曲线。与之前的结果一致,打印的 AA6061 比 AA6061-T651 原料的强度低得多,但是延展性更高。仅做固溶处理的强度相对于不做处理强度更高,但是延展性大大降低。做了固溶和时效的处理的材料强度显著提升,甚至高于锻造的抗拉强度。由此可见,热处理对 AFSD 沉积构件的性能有显著提升。

4 应用

搅拌摩擦沉积增材构件具有均匀的再结晶等轴组织,AFSD 工艺是迄今为止唯一可以经济地产生与锻造件具有等效机械性能的金属增材工艺,因此适用于对机械性能要求高,后期热处理要求少的构件生产中。在材料方面,搅拌摩擦沉积在打印 2 系和 7 系高强度铝合金方面具有优势,因为它避免了这 2 种合金在熔融增材制造中容易出现的热裂现象。而 AFSD 的主要限制在于打印件几何精度低,由于搅拌头尺寸大和金属飞边形成,搅拌

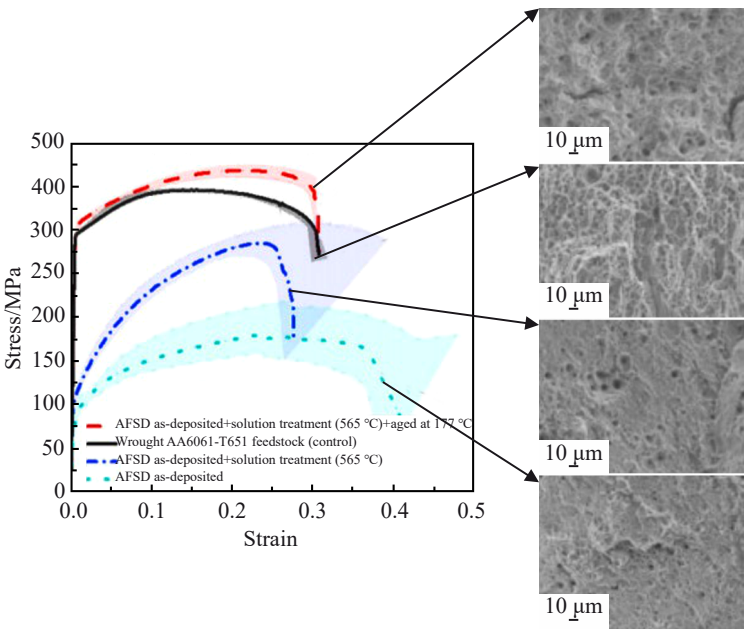


图 24 搅拌摩擦沉积不同后处理方式对 AA6061 的拉伸性能影响

Fig.24 Effects of different post treatment methods of friction stir deposition on the tensile properties of AA6061 alloy^[42]

摩擦沉积增材不适合制造具有复杂的几何形状或小的特征尺寸的构件。相反,由于搅拌头沉积速率大,搅拌摩擦沉积在大规模增材制造领域具有很大的竞争优势。受益于搅拌摩擦沉积的主要行业包括航空航天、汽车、国防,还有回收和可持续发展部门。

搅拌摩擦沉积增材技术有 5 个方面的应用,分别是增材制造(以高沉积率生产高质量的近净成形件)、修复(修复损伤构件甚至是不可焊接的金属-如铸造缺陷、现场设备等)、涂层(使用不会分层的耐磨涂层保护部件)、二次加工(通过添加其他材料增添特性打开基础制造选项)和连接(连接相同或者不同材料),如图 25 所示。

AFSD 可用于增材制造构件,由于搅拌摩擦沉积增材制造是一种自由空间制造工艺,因此零件尺寸不受真空室或粉末床的限制^[67],这允许制造大规模(尺寸大于 1.5 m)的零件。例如,图 26a 显示了利用 AFSD 技术生产的 1 个大窗框,它具有优良的机械性能,图 26b 显示了在不到 2 h 内打印并加工至最终表面光洁度的铝制压力容器,沉积效率远高于熔融式增材装备。美国英格索兰机床公司开发的超大型机床,MasterPrintMetal,是为美国陆军制造的两台增材制造机器中较大的一台。该机器的

3D 打印和铣削的工作范围最大为 36 ft×23 ft×13 ft(约 10 m×7 m×4 m)。它使用的摩擦搅拌焊接金属沉积系统,是由 Meld Manufacturing 公司开发的,其工作尺度达到 25 m×11 m×6.2 m,如果在主轴配置搅拌摩擦沉积模块,则可以实现巨轮,空间站,航天飞机,火箭上的超大零部件的一体化成型,达到大程度减重的效果。

AFSD 的第 2 个重要的应用是修复。从航空航天和汽车到基础设施和国防设施,结构部件不断承受静态和循环载荷,在使用过程中,它们容易受到各种类型的损坏,如磨损、疲劳、侵蚀和腐蚀。一个部件一旦损坏,无论是从经济角度还是从环境角度来说,更换一个新的代价都是非常高昂的。而通过修复来解决可以极大节约成本。修复可以进一步分为外观修复和结构修复。传统的外观修复侧重于形状恢复,而结构修复旨在同时恢复原始几何形状和机械性能^[42]。与更换相比,结构修复是一种更具成本效益的解决方案。使用固态增材制造修复过程包括去除腐蚀材料,应用固态增材制造进行沉积,加工去除掉多余的材料以恢复原始组件的几何形状,将后修复组件投入使用,并重复维修周期等。图 27 为使用 AFSD 进行结构修复的过程示意图。



图 25 AFSD 的 5 个典型方面的应用

Fig.25 Five typical applications of AFSD^[42]

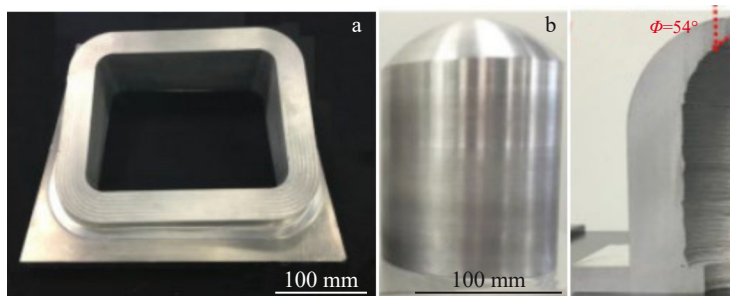


图 26 AFSD 制造零件示例

Fig.26 Example of AFSD manufacturing parts^[67]: (a) large window frame made of AA6061; (b) a large AA6061 pressure vessel; (c) internal structure of pressure vessel

AFSD 可以处理多种类型的几何形状的修复。图 28 总结了几种常见的损伤几何形状,包括浅凹、体积损失、特征损伤和表面裂纹。如图 28a 所示,清除被腐蚀或侵蚀的材料后,在受损表面沉积薄层即可修复浅层凹痕。这种类型的修复不需要大量的填充材料。对于图 28b 所示的深沟、孔或凹槽的体积填充,需要沉积大量材料至损伤几何形状的底部,其挑战在于待修复构件的深层部分与沉积材料的混合和粘合。在图 28c 中,特征重建需要添加具有位置尺寸精度的材料,因此需要进行沉积后处理。在图 28d 中,表面裂纹可以通过使用填充材料对裂纹区域进行摩擦搅拌来修复,填充材料可以以较低的进给量提供^[42]。

Hang 等人^[42]使用 AA7075 铝合金沉积填充大凹槽如图 29a 所示,AA7075 填充材料被沉积到凹槽中,直到它扩散到侧壁。当槽的一截被填满后,搅拌头沿着槽的纵向以 0.42 mm/s 的速度缓慢移动,进料速度为 0.06 mm/s。通过来回几次,在槽内沉积了多层,每层厚度为 0.76 mm。总沉积导致充填面略微升高,如图 29b 所示。在凹槽的上半部分可见明显的混合,显示填充材料和基材之间模糊的边界线。这表明原材料与沉积耗材之间充分的混合

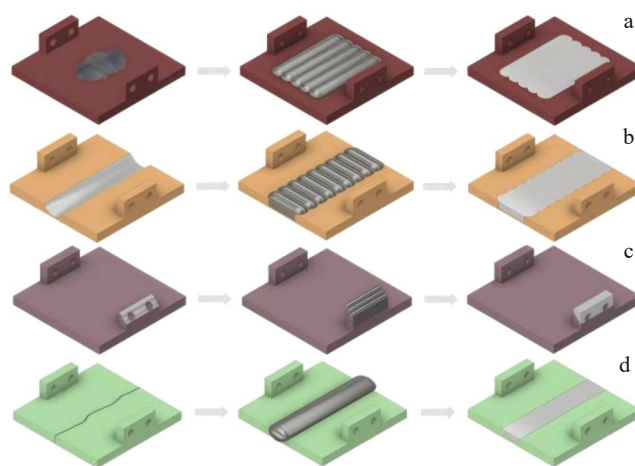


图 28 搅拌摩擦沉积实现的修复几何形状

Fig.28 Geometry repair achieved by stirring friction deposition^[42]: (a) surface delamination or epidermal repair; (b) volume filling; (c) feature reconstruction; (d) crack repair

和共塑性变形。由于重复沉积挤压,迫使材料进入凹槽的下半部分,形成完全致密、紧凑的填充。

AFSD 的第 3 个应用是涂层,其应用场景在基础设施和交通维护应用中很常见,例如结构桥梁、海军舰艇和建筑物(Bayliss, 2002)。虽然喷砂清洁通常是在修复前进行的,但它既耗时又昂贵。图 30a 为 18 in×6 in 的 A572 级 50 钢板提供了几个实际的表面修复方案。3 种类型的表面改性是由铣削、腐蚀或油漆产生的。后者需要应用工业三涂层桥漆,其中包括一层锌底漆,中间一层环氧树脂,顶部一层聚氨酯。

在这里,搅拌摩擦沉积直接应用于这些损坏的表面,而不进行表面处理。每个表面进行 2 次 AISI 1018 钢沉积试验,如图 30b 所示。在修复过程中,粗糙和污染的表面被旋转的打印头软化和翘曲。这通常导致衬底和沉积材料之间的强烈混合,没有明显的界面线。虽然通过试验工艺参数获得了良好的沉积,但沉积在腐蚀和油漆表面似乎更困难,导致多余的飞边和氧化。对于油漆表面,

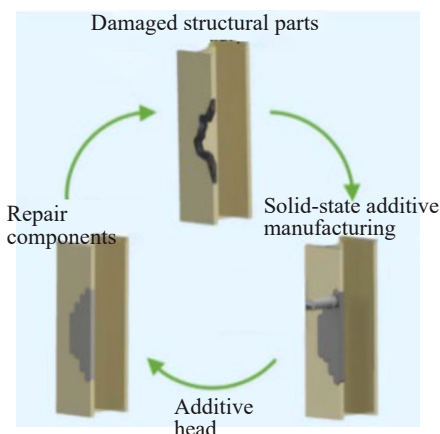


图 27 AFSD 的一种修复示意图

Fig.27 Schematic diagram of repair process using AFSD^[42]

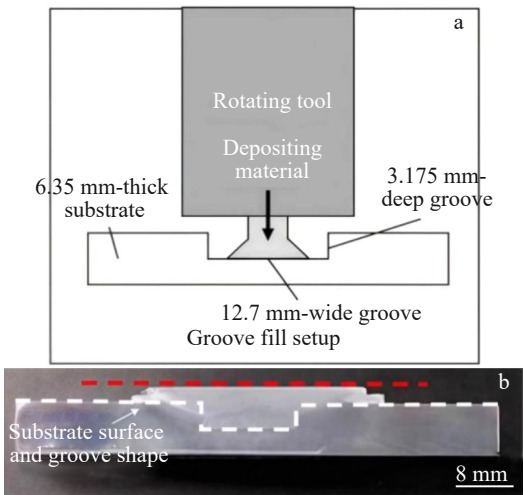


图 29 使用搅拌摩擦沉积填充大凹槽填充应力及填充效果
Fig.29 Filling stress (a) and filling effect (b)^[42] of large grooves using stirring friction deposition

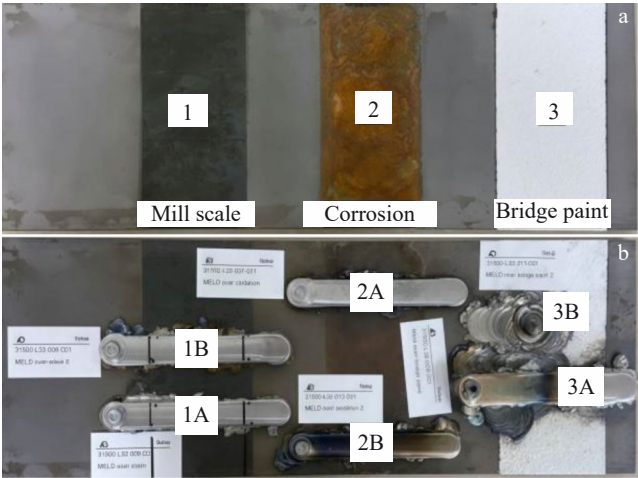


图 30 AISI 1018 钢在 A572 50 级钢上的搅拌摩擦沉积前后表面损伤
Fig.30 Types of surface damage of AISI 1018 steel on A572 50 grade steel before (a) and after (b) stirring friction deposition^[42]

发现在高温下修复时,油漆材料大部分被烧毁,而剩余的颗粒则混入沉积材料中。

二次工序在一种材料上通过 AFSD 引入另一种材料,从而形成新的力学特性,此方法打开了一种制备新材料的途径,基于 AFSD 制备出的复合材料可能拥有意想不到的特性。AFSD 在连接上的应用与搅拌摩擦焊类似,但是由于 AFSD 有新材料的填充,使得其可以连接两块接触面不平整,间隙大的构件,并且由于没有熔凝缺陷,连接处不易产生裂纹,气孔等,焊接强度高。

除上述 5 个方面的应用之外,通过对 AFSD 装备的改进,可以让其成为金属薄片或其他金属废渣的固态回收的先进而方便的途径。在打印金属基复合材料的背景

下,粉末或机器碎屑可以通过送料棒压实或通过螺杆送料机构给料。Hang 等^[42]从 AA5083 板上生产了不连续的机器薄片,然后利用螺杆机构将其用于搅拌摩擦沉积增材(图 31a)。当高度达到 6 mm 时,打印完成。由细小的等轴晶粒组成的沉积材料具有延展性,伸长率为 18%。屈服强度低于变形合金 AA5083,但由于广泛的应变硬化,其极限抗拉强度更高(图 31b)。观察到的力学性能是显著的,因为在沉积状态中存在的缺陷少,所以没有采用后处理热处理。该方法为金属薄片的固态回收提供了一种先进而方便的途径。实现协同沉积。

5 未来研究建议

5.1 送粉式 AFSD 技术

以棒材或丝材作为沉积原料的 AFSD 工艺已广泛应用于工业生产中,但是以粉材为沉积耗材的 AFSD 的相关研究非常稀少。由于棒材自身材料之间的结合力在搅拌过程中起到了一定的约束作用,这使得搅拌棒材比搅拌粉末更加容易实现,且沉积效率更高。但是以粉末为原料的 AFSD 装备具有以下优势:

- (1)可以实现薄壁构件的搅拌摩擦增材;
- (2)可以调控粉末特性,基于粉末变形和焊合机制,通过合金化设计弱化变形组织与各向异性;
- (3)可以制备高合金化的材料,通过粉末制备过程中快速凝固获得细晶组织,减少了偏析,更容易实现高强合金的制备;
- (4)对于镁合金这类金属,其棒材制备较困难,送粉式存在一定的优势。

通过粉末晶粒控制激活晶界和非基面滑移,与搅拌头设计、搅拌旋转速度、进给速度、沉积路径等参数协同调控,以及温度监测与实时补偿,控制动态再结晶、织构演变,建立工艺-性能关联关系,实现合金细晶、弱织构调控是送粉式 AFSD 未来的研究方向。

5.2 多工艺协同

运用搅拌摩擦沉积增材和其他工艺结合可实现优势互补的作用,如搅拌摩擦沉积增材工艺可与喷涂工艺结合实现复合增材,喷涂增材的沉积速度高,搅拌摩擦增材可增加零件的致密度,两者协同作用实现零件沉积具有高效率,高密度的优点。如图 32 所示,通过双龙门机床,实现协同沉积。另外搅拌摩擦沉积还可和多轴铣床协同,实现增减材制造,减少后处理工艺。

AFSD 只能被视为一种近净成形过程。此过程的面内分辨率约为 10 mm,小于此分辨率的特征可以通过执行额外的铣削操作来实现。使用这种技术可以实现复杂和弯曲的表面,但表面光洁度会很差。为了获得更好的表面纹理,需要执行额外的铣削和磨削操作。另一个重要的未来研究方向是开发结合 AFSD 和 CNC 铣削功能的混合工艺。这可以提高 AFSD 工艺的面内分辨率,而

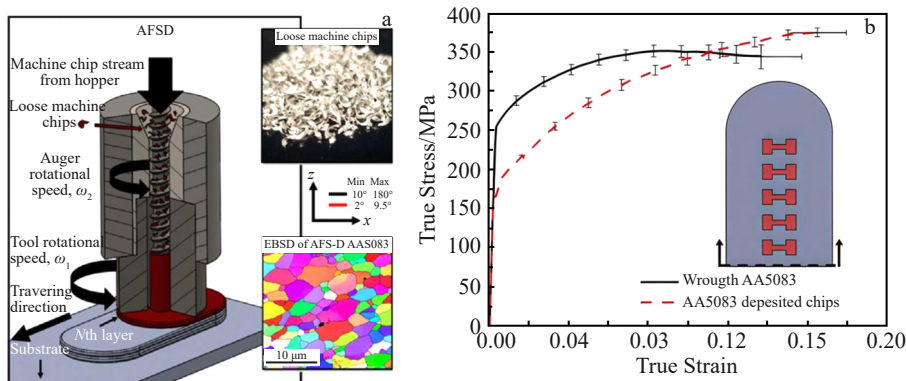


图 31 搅拌摩擦沉积法回收 AA5083 薄片示意图及沉积薄片与典型变形 AA5083 拉伸行为的比较

Fig.31 Schematic diagram of AA5083 chip recovery by stirring friction deposition method (a); comparison of tensile behavior between deposited thin films and typical deformed AA5083 (b)^[42]

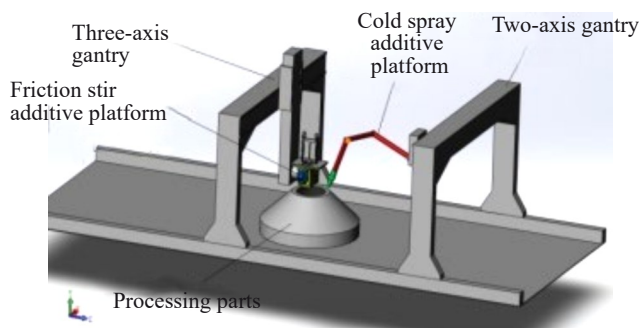


图 32 搅拌摩擦与冷喷涂增材协同沉积

Fig.32 Collaborative deposition of friction stir and cold spray additive processes

不会牺牲构建率,同时可以大大降低 CNC 铣削或其他减材工艺中涉及的材料浪费。

5.3 其它研究点

目前 AFSD 的许多研究仅停留在理论阶段,应用途径有待开发。对工艺的研究大都为单一变量的探索,没有综合考虑各个条件的耦合效果。宏观上尚未制定完整的制造标准,微观上只初步研究了沉积前后组织的变化,但未更深入研究更深层次的原子行为,也没有通过其他方式对组织进行调控。AFSD 的成型精度问题没能得到很好的解决,需要高成本的后处理。基于以上的不足提出几点展望:

- (1) 实用的设备种类较少,未来应加强对设备的开发;
- (2) 探究各工艺参数和各种材料之间的耦合作用对成型的影响,研究其影响的本质;
- (3) 制定 AFSD 完整的工艺流程标准;
- (4) 利用搅拌摩擦沉积工艺开发新的复合材料;
- (5) 研究提高 AFSD 成型精度的技术,对打印路径进行优化,降低后处理的成本。

6 结束语

搅拌摩擦沉积增材制造 (AFSD) 作为一种固态增材工艺,避免了熔融工艺存在的气孔、裂纹等缺陷,可产生接近锻件的优良性能,为高强韧零件的制造开辟了新途径。AFSD 的形式多样,应用领域广泛,本文主要内容概述如下:

1) 介绍了 AFSD 增材方式的基本原理,论述了其优缺点。总结了国内外相关设备开发进展情况。

2) 从多个角度阐述了国内外学者对 AFSD 不同工艺参数的研究,重点从表面质量、加工工艺、力学性能、微观机制进行了说明,得出结论:AFSD 成型过程中,力与热的精确合理控制是实现高质量沉积的关键,力和热可通过沉积设备的相关工艺参数和材料种类与形式来控制,后期处理可提升沉积件性能。AFSD 工艺通过在高温环境下产生大塑性变形造成原晶粒的再结晶,形成更小,更均匀的晶粒。采用无网格的光滑粒子流体力学方法 (SPH) 可避免基于网格的有限元方法的复杂的数值计算,可用于模拟沉积工艺过程,预测沉积结果,以便更好的调节工艺参数。

3) 叙述了 AFSD 的广泛应用前景,对于许多材料而言,AFSD 提供了一个新成型方法,可能打破原有成型工艺的局限。对于成型零件而言,AFSD 能实现超大构件的一体化成型,并且可对受损的大型构件进行修补。提出研制使用粉末的 AFSD 制备镁合金构件高强韧构件等的未来研究课题。

尽管 AFSD 具有显著的优势,包括全致密的沉积、打印的材料进行热处理后具有类似锻造的机械性能,以及其包括结构修复、加固和回收等良好的应用场景,但的搅拌摩擦沉积的潜力远未完全释放。从工艺基础的角度来看,整个打印过程的热和变形历史需要被量化,这可能涉及对现场进行准原位实验以及过程建模。除此之外,AFSD 也存在许多创造新材料机会;通过对进料进行工程设计,功能分级材料、分层材料和异质结构材料的固态

增材制造将成为可能。通过将人工智能引入附加搅拌摩擦沉积,结合基于物理和数据驱动的策略,可以有效地实现质量控制和过程优化。

参考文献 References

- [1] Ren Qingguo(任庆国), Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(10): 3617
- [2] Yang Junwei(杨俊伟), Yang Haibo(汤海波), Tian Xiangjun(田象军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3316
- [3] Xiao Bang, Jia Wenpeng, Wang Jian *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(9): 3056
- [4] Zhang Zelong(张泽龙), Liu Qiang(刘 强), Sun Chenyang(孙晨阳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2525
- [5] Garcia D, Jones M E, Zhu Y *et al. Journal of Materials Research*[J], 2018, 33(1): 58
- [6] Sato Y S, Urata M, Kokawa H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 354(1): 298
- [7] Humphreys J F. *Materials Science and Technology*[M]. London: Taylor & Francis Group, 2006: 373
- [8] Sakai T, Belyakov A, Kaibyshev R *et al. Progress in Materials Science*[J], 2014, 60: 130
- [9] Zhao Zijun, Yang Xinqi, Li Shengli *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 38: 396
- [10] Qiao Q, Liu Q, Pu J *et al. MGE Advances*[J], 2024(1): 134
- [11] Garcia D, Hartley W D, Rauch H A *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 34: 1013863
- [12] Griffiths R J, Perry M E J, Sietins J M *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(2): 648
- [13] Yu H Z, Cross S R, Schuh C A. *Journal of Materials Science*[J], 2017, 52(8): 4288
- [14] Mishta R S, Haridas R S, Agrawal P. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2022, 27(3): 141
- [15] Kramer D M M L, Pinheiro G A, Santos J F *et al. Welding International*[J], 2010, 24(6): 422
- [16] Rafi H K, Ram G D J, Phanikumar G *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2010, 205(1): 232
- [17] Gandra J, Miranda R M, Vilaca P. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2012, 212(8): 1676
- [18] Sakihama H, Tokisue H, Katoh K. *Materials Transactions*[J], 2003, 44(12): 2688
- [19] Chaudhary B, Jain N K, Murugesan J C. *Journal of Manufacturing Science and Technology*[J], 2022, 38: 252
- [20] Joshi S S, Pati S M, Mazumder S *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2022, 10(9): 2404
- [21] He C S, Li Y, Wei J X *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2022, 108: 26
- [22] Phillips B J, Avery D Z, Liu T *et al. Materialia*[J], 2019, 16(7): 100387
- [23] Yoder J K, Griffiths R J, Yu H Z. *Materials & Design*[J], 2021, 198: 109288
- [24] Calvert J R. *Microstructure and Mechanical Properties of WE43 Alloy Produced via Additive Friction Stir Technology*[D]. Virginia: Virginia Polytechnic Institute and State University, 2015
- [25] Dilip J J S, Kalid R H, Janaki R G D. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2011, 64(1–2): 27
- [26] Dilip J J S, Janaki R G D. *Materials Characterization*[J], 2013, 86: 146
- [27] Li Y, He C S, Wei J X *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2021, 805: 140590
- [28] Beck S C, Rutherford B A, Avery D Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 819: 141351
- [29] Perry M E J, Rauch H A, Griffiths R J *et al. Materialia*[J], 2021, 18(12): 101159
- [30] Agrawal P, Haridas R S, Yadav S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 47: 102259
- [31] Perry M E J, Griffith R J, Garcia D *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101293
- [32] Griffiths R J, Garcia D, Song J *et al. Materialia*[J], 2021, 15: 100967
- [33] Phillips B J, Mason C J T, Beck S C *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 295: 117169
- [34] Mason C J T, Rodriguez R I, Avery D Z *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 40: 101879
- [35] Anderson-Wed G K, Avery D Z, Daniewicz S R *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2021, 142: 105951
- [36] Avery D Z, Phillips B J, Mason C J T *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(4): 1
- [37] Martin L P, Luccitti A, Walluk M. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2022, 118 (3): 759
- [38] Gotawala N, Mishra N K, Shrivastava A. *Materials Letters*[J], 2022, 314: 131881
- [39] Chou K, Eff M, Cox C D *et al. Data in Brief*[J], 2022, 41: 107862
- [40] Beladi H, Farabi E, Hodgson P D *et al. Philosophical Magazine*[J], 2022, 102(7): 618
- [41] Williams M B, Robinson T W, Williamson C J *et al. Metals*[J], 2021, 11(11): 1739
- [42] Hang Z Y. *Additive Friction Stir Deposition*[M]. Cambridge: Elsevier, 2022: 127
- [43] Wen Qi(温 琦), Liu Jinglin(刘景麟), Meng Xiangchen(孟祥晨) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2022, 43(6): 10
- [44] Liu S, Bor T C, Van der Stelt A A *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 229: 769
- [45] Derazkola H A, Khodabakhshi F, Gerlich A P. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 58: 724
- [46] Hartley W D, Garcia D, Yoder J K *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 291: 117045
- [47] Gopan V, Leo D W K, Surendran A C. *Journal of Manufacturing Science and Technology*[J], 2021, 32: 228

- [48] Rafi H K, Ram G D J, Phanikumar G *et al. Materials & Design*[J], 2011, 32(1): 82
- [49] Vitanov V I, Voutchkov I I, Bedford G M. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2000, 107(1): 236
- [50] Bedford G M, Vitanov V I, Voutchkou I I. *Surface and Coatings Technology*[J], 2001, 141(1): 34
- [51] Trueba L, Heredia G, Rybicki D *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 219: 271
- [52] Attallah M M, Salem H G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 391(1–2): 51
- [53] Jordon J B, Allison P G, Phillips B J *et al. Materials & Design*[J], 2020, 193: 108850
- [54] Rivera O G, Allison G, Brewer L N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 724: 547
- [55] Hosford W F. *Mechanical Behavior of Materials*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2010: 78
- [56] Kocks U F, Tomè C N, Wenk H R. *Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Materials Properties*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2000: 45
- [57] Meyers M A, Chawla K K. *Mechanical Behavior of Materials*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2008: 256
- [58] Dong H R, Li X Q, Xu K *et al. Aerospace*[J], 2022, 9(10): 565
- [59] Altiparmak S C. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*[J], 2021, 4(2): 246
- [60] Prashanth K G, Shahabi H S, Srivastava V C *et al. Additive Manufacturing*[J], 2015, 6: 1
- [61] Buchbinder D, Meiners W, Pirch N *et al. Journal of Laser Applications*[J], 2014(1): 26
- [62] ASTM Committee B07[S]. 2020
- [63] Perry M E J, Griffiths R J, Garcia D *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101293
- [64] Wlodarski J B, Avery S, White D Z *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30(2): 964
- [65] Griffiths R J, Garcia D, Song J *et al. Materialia*[J], 2021, 15: 100967
- [66] Yu H Z, Jones M E, Brady G W *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 153: 122
- [67] Su Yu(苏宇), Li Wenya(李文亚), Yang Xiawei(杨夏炜) *et al. Foundry Technology(铸造技术)*[J], 2022, 43(12): 1042
- [68] Li Ruqi(李如琦). *Numerical and Experimental Study on Solid State Additive Manufacture of AZ31 Magnesium Alloy(AZ31 镁合金固态增材制造宏观数值模拟与实验研究)*[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2020
- [69] Lauvray A, Poulhaon F, Michaud P *et al. Innovative Manufacturing Systems and Processes*[C]. Prague: Charles University, 2021
- [70] Stubblefield G G, Fraser K, Phillips B J *et al. Materials & Design*[J], 2021, 202: 109514
- [71] Stubblefield G. *Smoothed Particle Hydrodynamic Modeling of Solid State Additively Manufactured Aluminum Alloys*[D]. Tuscaloosa: University of Alabama Libraries, 2021
- [72] Fraser K A. *Robust and Efficient Meshfree Solid Thermo-Mechanics Simulation of Friction Stir Welding*[D]. Chicoutimi: Université du Québec à Chicoutimi, 2017

Research Progress on Additive Friction Stir Deposition Technology of High-Performance Metal

Liu Xin¹, Li Xiaoqiang¹, Hao Jiakang¹, Wu Yutong¹, Dong Hongrui², Su Jinjia¹, Wang Le¹

(1. Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: In the additive manufacturing process, there are melt-solidification defects in the processed components using electron beam or laser powder melting technology. The additive friction stir deposition (AFSD) based on solid-phase additive technology overcomes such defects and has been applied. During the additive process of AFSD, material melting and solidification are not involved. The deposited components with high material density and small grains have a uniform, equiaxed, and fine microstructures. Consequently, they possess good toughness and mechanical properties that can reach the forging level. Although there have been some studies on AFSD for materials such as aluminum alloy, magnesium alloy, and titanium alloy, this process is still in the early stage. Therefore, the research and application of AFSD in the recent 20 years were reviewed, which was elaborated from aspects such as principles, equipment, processes, properties, applications, and development trends, providing a reference for the research of AFSD.

Key words: solid phase additive; friction manufacturing; microevolution; performance correlation; engineering application

Corresponding author: Li Xiaoqiang, Ph. D., Professor, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, Tel: 0086-10-82316584, E-mail: lixiaoqiang@buaa.edu.cn