6061铝合金厚层搅拌摩擦增材工具凸台的影响

王帅普[1] 赵 磊[1*] 王云龙[1] 陈 琦[2] 王俊红[3] 吴志林[1]
1.南京理工大学机械工程学院,南京,210094
2.南京理工大学材料科学与工程学院,南京,210094
3.中国兵器工业第208研究所瞬态冲击全国重点实验室,北京,102202

摘要:为提高搅拌摩擦增材制造效率,开发了一种高沉积层厚工艺,探究了工具凸台对沉积层内材料流动、组织演变与力学性能的影响。研究结果表明,沉积层稳定温度和均匀表面确保了高质量成形;工具凸台导致沉积层内形成凸台作用区与非作用区,凸台作用区材料呈碗口状涡旋流动,非作用区表现为稳定层流;沉积层晶粒相比原料均显著细化,凸台作用区因高应变率与短时高温,抑制晶粒再结晶过程,而非作用区在适中条件下实现了充分的动态再结晶;在性能方面,与原料棒相比,非凸台作用区抗拉强度下降了约40.8%,但断后伸长率显著提高了约115%,而凸台作用区旋转挤压的成形模式诱发高位错密度与晶格畸变导致拉伸中过早断裂,抗拉强度与断后伸长率仅为141.1 MPa与5.7%。

关键词:搅拌摩擦沉积增材;高层厚;工具凸台;组织演变;力学性能
中图分类号:TP453
DOI:10.3969/j.issn.1004-132X.2026.10.010 **开放科学(资源服务)标识码(OSID)**:

Effect of Tool Protrusion in Thick-layer Additive Friction Stir Deposition of 6061Aluminum Alloy

WANG Shuaipu[1] ZHAO Lei[1*] WANG Yunlong[1] CHEN Qi[2] WANG Junhong[3] WU Zhilin[1]
1.School of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing, 210094
2.School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing, 210094
3.National Key Laboratory of Transient Impact, No.208 Research Institute of China Ordnance Industries, Beijing, 102202

Abstract: To improve the efficiency of additive friction stir deposition, a thick-layer process was developed to investigate the effect of tool protrusions on the material flow, microstructure evolution, and mechanical properties of the deposited layer. The results show that the stabilized temperature and uniform surface of the deposited layer ensure high quality forming. The tool protrusions lead to the formation of a tool protrusion-effective zone (TPEZ) and a tool protrusion non-effective zone (TPNZ) within the deposition, materials in the TPEZ exhibit a vortex-like flow with a bowl-shaped profile, while those in the TPNZ show stable laminar flow. The grains in the deposited layer are significantly refined compared with the raw material, and the high strain rate and short-term high temperature in the TPEZ inhibit the grain recrystallization process, while the TPNZ achieve sufficient dynamic recrystallization under moderate conditions. In terms of mechanical properties, the TPNZ showed a 40.8% decrease in tensile strength but a 115% increase in elongation after fracture compared with the feedstock rod. In contrast, the TPEZ exhibited premature fracture due to high dislocation density and lattice distortion induced by rotational-extrusion-dominated deformation, with a tensile strength and elongation of only 141.1 MPa and 5.7%, respectively.

Key words: additive friction stir deposition; thick-layer; tool protrusion; microstructure evolution; mechanical properties

0 引言

增材制造(additive manufacturing,AM)技术的发展为复杂轻质铝部件的快速设计与成形开辟了新途径[1-2]。6061铝合金具备优异的热处理强化能力、高比强度以及良好的导电、导热与耐腐蚀性,是航空航天、船舶、汽车与石油化工等领域广泛应用的关键材料[3-4]。当前主流的金属增材制造技术,如激光粉末床熔融(laser powder bed fusion,LPBF)、定向能量沉积(directed energy deposition,DED)和电子束熔化(electron beam melting,EBM),虽均已得到广泛应用,但它们基于金

收稿日期:2025-11-05
基金项目:中央高校基本科研业务费专项资金(30925010703)

属完全熔化的成形原理与铝合金的高热敏感性存在固有矛盾，易诱发热裂纹、氧化及气孔等缺陷，严重制约了构件的完整性[5-7]。为此，MELD Manufacturing公司开发了搅拌摩擦沉积增材技术(additive friction stir deposition，AFSD)。该固相增材方法是基于搅拌摩擦焊与摩擦堆焊原理，通过在材料近熔点温度下诱发剪切变形与塑性流动来实现部件成形[8-10]，相比传统熔焊增材制造工艺，AFSD在绿色、低碳、凝固缺陷控制、构件完整性等方面具有显著优势[11]。

作为一种创新性固相增材制造工艺，AFSD以高沉积速率和晶粒细化受到了广大学者的关注[12]。目前，AFSD工艺研究多集中于揭示微观组织与力学性能的关联。例如，PHILLIPS等[13]研究发现，AFSD加工后晶粒尺寸由原料的200 μm细化至15 μm，细化率达92.5%，显著提高了材料延展性。BECK等[14]研究表明，6061铝合金经AFSD剧烈塑性变形与高温过程后，会因β强化相溶解导致抗拉强度较原料下降约47%，而后续的固溶-淬火-人工时效处理可使其性能恢复。ZENG等[15]与PARIYAR等[16]在AA6061沉积层中也观察到类似的晶粒细化与性能变化规律。上述研究中的AFSD工艺均采用带凸台工具，且沉积厚度普遍小于1.5 mm。

为充分发挥AFSD制备大型构件的效率，TANG等[17]利用无凸台工具实现了4 mm单层沉积，研究指出，在较高沉积速率下，材料塑性流动不充分，进而导致层间结合率降至62.5%，并产生界面弱结合与孔洞缺陷。另一方面，CHEN等[18]发现，在单层厚2.75 mm的6061铝合金AFSD沉积中，转速过高会因热输入过大导致材料过热软化，减弱了工具端面对材料塑性流动的驱动作用，从而在前进侧形成不规则的锯齿形态。QIAO等[19]在AA6061的AFSD原位研究中观察到，随着层厚的增大，动态再结晶促使晶粒细化，同时沉积层的显微硬度与抗拉强度因热循环减少而提高。尽管增加单层厚度是提高AFSD效率、缩短制造周期的关键，但现有AFSD工艺工具特征多为低层厚含凸台或高层厚无凸台，相同高度下，前者受限于热循环次数累积，而后者的驱动力仅来源于轴肩摩擦剪切，难以充分驱动大体积材料，易造成材料流动不充分。凸台的引入可有效增强材料迁移，并提供更强的剪切作用以驱动塑性变形，但它在高层厚沉积中对沉积层内部组织与性能的影响机制目前尚不明确。

鉴于阐明单层机制是理解多层热力耦合效应的必要前提，本文提出一种高层厚搅拌摩擦沉积增材制造工艺，并首次揭示工具凸台在高层厚单层沉积中的基础作用机制。该机制系统阐释了层内材料流动、组织演变与力学性能之间的内在关联。

1　材料与方法

1.1　试验材料与加工过程

试验材料为市售6061铝合金，其化学成分见表1。原料棒为热挤压成形的10 mm×10 mm×320 mm方棒，并经过完整的T6热处理以获得峰值时效状态。基板为相同材料且尺寸为400 mm×100 mm×10 mm。该状态原料棒横截面的初始显微组织(图1)呈现典型的完全再结晶粗大等轴晶形貌，平均晶粒尺寸约为137.1 μm，力学性能见表2。

表1　6061-T6铝合金成分

Tab.1　Composition of the 6061-T6 aluminum alloy　%

成分	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
质量分数	0.55	0.35	0.35	0.05	1.0	0.25	0.15	0.10	其余

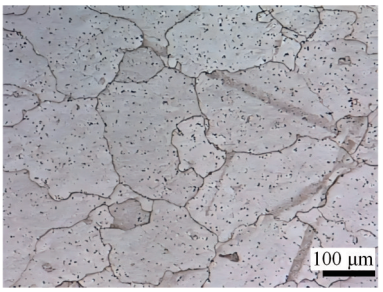


图1　6061-T6原料棒微观组织

Fig.1　Microstructure of the 6061-T6 feedstock

表2　6061-T6铝合金力学性能

Tab.2　Mechanical properties of 6061-T6 aluminum alloy

屈服强度	抗拉强度	断后伸长率	硬度
275 MPa	346 MPa	13.9%	113HV

如图2所示，AFSD沉积过程中，旋转的原料棒在轴向力作用下与基板摩擦生热，在热-力耦合作用下发生大剪切塑性变形；塑性材料在轴肩驱动下充满工具端面与基板之间的间隙(层厚)，并随工具移动沉积成形。试验所用工具材料为H13模具钢，其端面加工有一对半径为1.5 mm的半球形凸台。为明确工具凸台在高层厚下的作用机制，并区分高层厚下工具凸台作用区(tool protrusion effective zone，TPEZ)与非作用区(tool protrusion non-effective zone，TPNZ)的成形机制与性能差异，设定沉积层厚度(3 mm)为凸台高度的两倍。

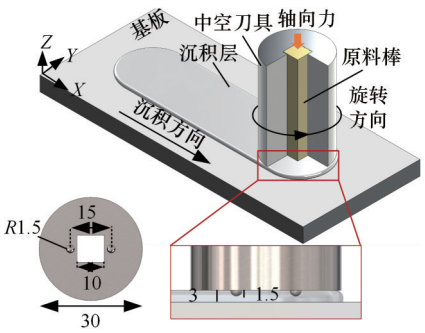
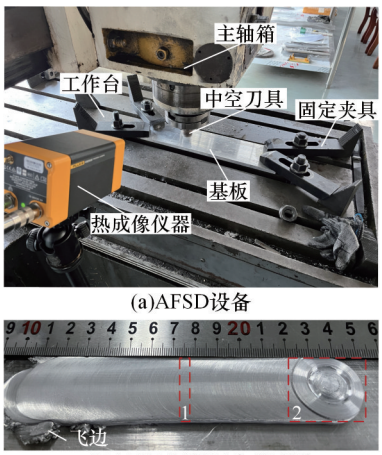


图2 AFSD工艺示意图

Fig.2 Schematic of the AFSD process

采用南京理工大学自主研发的AFSD设备(图3a)进行参数预试验与最终试验。该设备采用数控系统,具备力-位移模式的高精度控制能力。为探究AFSD沉积中的热效应,采用美国Fluke RSE600红外热像仪对沉积过程的表面温度进行监测,经校正,辐射率设为0.2。正式试验前,为确保高质量成形,通过预试验优化并确定了关键工艺参数:工具转速420 r/min、送料速度72 mm/min、沉积速度72 mm/min。经上述工艺参数制备,成功获得一条宽28 mm、长150 mm、厚约3.2 mm的单道单层6061-T6铝合金沉积层,如图3b所示。



(a)AFSD设备

(b)AFSD沉积层宏观形貌

图3 AFSD设备及沉积层宏观形貌

Fig.3 AFSD setup and macroscopic view of the deposit

1.2 微观表征与性能测试

采用线切割对AFSD沉积层进行分割,分割示意图见图4。为分析工具凸台在X、Y方向的材料流动行为,按标准金相制备流程分别对沉积层X、Y方向截面进行制样,具体流程如下:首先使用800~2000目砂纸对试样进行逐级打磨,随后在美国Buehler EcoMet 30半自动磨抛机上依次采用3 μm金刚石悬浮液及0.02~0.06 μm硅溶胶进行精细抛光。经抛光后的试样采用Keller试剂(2 mL HF+3 mL HCl+5 mL HNO_3+190 mL H_2O)腐蚀35 s以清晰显示组织特征。利用日本Keyence VHX-5000超景深三维显微镜宏观观察沉积层表面形貌与材料流动行为。对沉积层特定位置取样后进行氩离子束截面抛光,并采用配备电子背散射衍射(EBSD)探测器的双束聚焦离子束-扫描电子显微镜系统对抛光区域进行扫描,以表征其晶粒结构演变与动态再结晶行为。

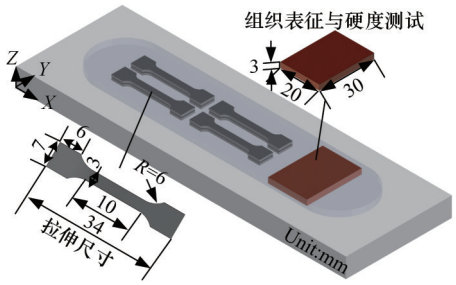


图4 沉积层样品分割示意图

Fig.4 Schematic of the sample sectioning for the deposited layer

采用日本Future-Tech FM700型全自动显微硬度计进行显微硬度测试,载荷为0.98 N,保荷时间为10 s。对沉积层进行上(TPEZ)、下(TPNZ)分区制样,试验数据为4次重复测量的平均值,室温准静态拉伸试验在美特斯工业系统(中国)有限公司的CMT5105型万能试验机上进行,应变速率为10^{-3}/s,微小拉伸试样尺寸见图4。最后,利用荷兰Semplor公司NANOS扫描电子显微镜(SEM)对拉伸断口形貌进行观察,以分析其断裂机制。

2 结果与讨论

2.1 AFSD成形过程

AFSD工艺过程中的热演变行为对理解其成形过程与质量至关重要。如图5所示,在初始沉积阶段(5 s),沉积温度仅为74.9 ℃,不足以使金属发生充分塑性变形,导致原料棒在剪切作用下于起始位置形成飞边(图5a)。至10 s时,随着轴向压力的持续作用,热量进一步积累,温度上升至162.5 ℃。当热塑性材料充分填充层厚区域时,温度已达到308.5 ℃,此时材料在轴肩剪切驱动下发生明显塑性流动并在工具移动下热塑性材料实现稳定沉积。稳定沉积阶段,沉积层温度高达412.6 ℃,约为6061铝合金熔点的60%~70%。根据CHEN等[20]的研究,AFSD沉积温度介于材料熔点的60%~90%之间,该温度区间有效保障了热塑性材料的流动与成形。

图6所示为稳定沉积阶段的表面形貌(图3b区域1)。从图6中可以看出,稳定沉积阶段弧形

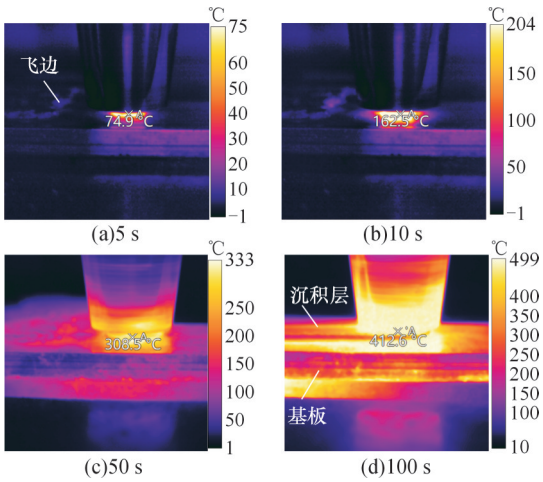


图5　AFSD沉积层温度演变

Fig.5　Temperature evolution of the deposited during AFSD

刀纹分布规则、间距一致，沟壑深度约为84.14 μm，弧形刀纹的间距由进料速度和沉积速度的比值决定[21]。综合图3b与图6可知，沉积层表面无缺陷，表明沉积过程稳定、质量良好。

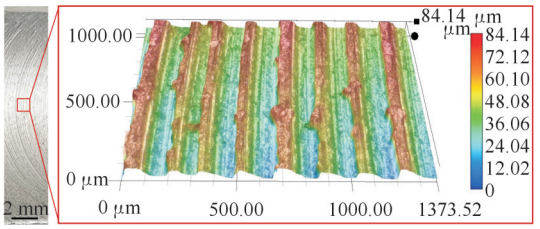


图6　AFSD稳定沉积3D形貌

Fig.6　3D morphology of the AFSD deposit

2.2　层内材料流动行为

图7为沉积层横/纵向金相组织图及沉积层末端匙孔宏观图。由图7a可知，沉积层内出现显著的材料流动差异。沿Z方向凸台作用区呈现出明显凹形，且通过材料流动可知，塑性材料从中间往两侧未受约束区域流动（图7a白色虚线）。这一流动现象可通过图7b打印末端所遗留的环形凹坑来解释，这也是区分有无凸台沉积最显著的特征。如图7b所示，AFSD沉积过程源于两个核心区域，即原料棒塑性变形区与工具轴肩摩擦区。原料棒热塑性材料首先发生初步流动，随后在工具凸台的强剪切作用下发生二次变形，形成碗口状涡旋流动（图7a）。随着工具的移动，工具凸台和轴肩通过旋转挤压使材料沿X方向呈现堆积，而TPNZ未受凸台强相互作用而在X方向保持稳定层流流动（图7c）。TPEZ与TPNZ二者存在显著的材料成形差异，将诱发沉积层内微观组织与力学性能的显著变化。

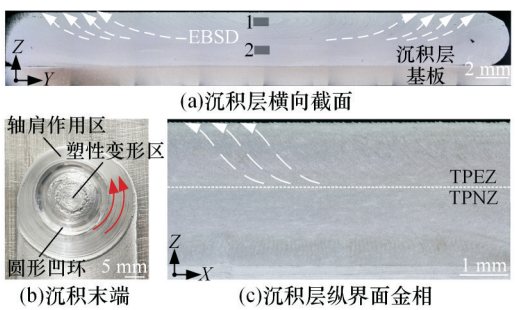


图7　沉积层内材料流动观察

Fig.7　Observation of material flow within the deposited layer

2.3　层内微观组织演变

图8展示了图7a中区域1与区域2的EBSD对比分析结果，揭示了沉积层内不同区域的晶粒形貌及其尺寸分布差异。图8a、图8b表明，原料棒粗大晶粒被细小等轴晶粒所取代，晶粒组织显著细化，TPEZ和TPNZ的平均晶粒尺寸分别细化至7.21 μm和5.70 μm，细化率达94.7%与95.8%。显著的晶粒细化源于AFSD热机械过程诱发的剧烈剪切变形，通过驱动回复与动态再结晶[22]，形成了完全等轴的再结晶晶粒组织，该机制与搅拌摩擦焊报道一致[23]。此外，沉积层EBSD分析未观察到任何凝固特征，其整体由动态再结晶的细小等轴晶组成，该组织特征与图5所示的全程亚固态温度场记录相符，共同确证了本工艺为

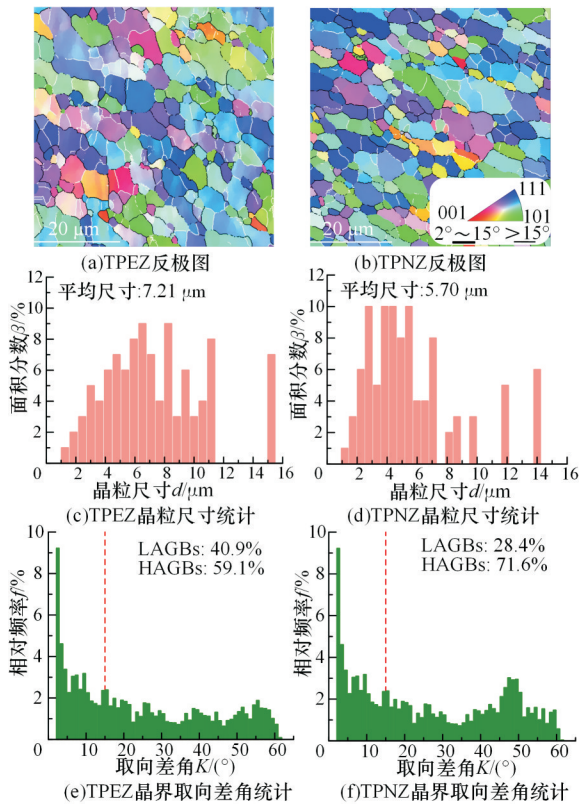
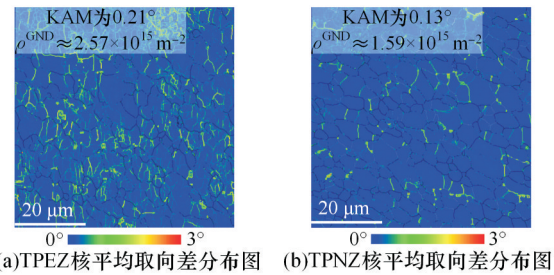


图8　沉积层晶粒反极图、尺寸分布及取向差角统计

Fig.8　Inverse pole figure, grain size distribution, and misorientation angle statistics of grains in the deposited layer

固相沉积过程。通过统计晶界取向差角占比对层内各区域再结晶程度进行评估，定义晶界取向差角K>15°为高角度晶界(HAGB)，K为2°～15°时为低角度晶界(LAGB)[13,18]。TPNZ区域的高角度晶界比例(71.6%)显著高于TPEZ区域(59.1%)，相对提高21.1%，表明TPNZ动态再结晶程度更高，这也是它相比TPEZ晶粒更小的主要原因。

低角度晶界向高角度晶界转变是通过吸收位错实现的。为探究沉积层内不同区域显著差异的动态再结晶过程，使用晶粒的核平均取向差(KAM)来表征材料的位错密度，如图9所示。TPEZ的KAM值高达0.21°，且高值区多集中于晶粒内部(图9a)，这证实了TPEZ经历了工具凸台所造成的剧烈塑性变形，导致局部晶格严重畸变，造成晶内储存较高的畸变能。相比之下，TPNZ的KAM值更低(0.13°)并且多分布于小角度晶界附近，表明其晶粒内部的畸变能得到充分释放，回复较为彻底。



(a)TPEZ核平均取向差分布图　(b)TPNZ核平均取向差分布图

图9　TPEZ和TPNZ核平均取向差与几何必须位错密度

Fig.9　KAM and GND density in the TPEZ and TPNZ

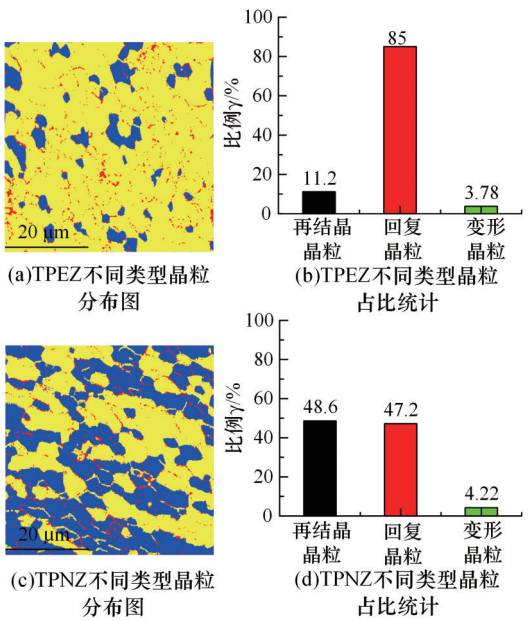
较高的畸变能是位错密度的体现。几何必须位错密度(GND)可用以下公式来量化[24]：

$$\rho^{GND}=\frac{2K_{ave}}{ub} \tag{1}$$

式中：ρ^{GND}为某处的几何必须位错密度；K_{ave}为核平均取向差角；b为铝合金的伯格斯矢量(约为0.286[25])；u为EBSD扫描步长，为0.01 μm。

计算可知，TPEZ的$\rho^{GND}\approx2.57\times10^{15}$ m^{-2}，而TPNZ则为$\rho^{GND}\approx1.59\times10^{15}$ m^{-2}。TPEZ更高的几何必须位错密度(约为TPNZ的1.6倍)是其经历更强剪切塑性变形的直接体现。这一微观位错结构的定量差异与图7中观察到的工具凸台所造成层内显著的材料流动差异现象相吻合。

基于晶粒取向扩展度(GOS)的再结晶分析结果(图10)清晰揭示了TPEZ与TPNZ在再结晶行为上的显著差异。GOS<2°判定为再结晶晶粒，2°≤GOS≤5°为回复晶粒，GOS>5°为变形晶粒[17,20]。TPEZ区域的再结晶程度较低，再结晶晶粒比例仅为11.2%，而回复晶粒占比高达85%，表明该区域以动态回复为主导；相比之下，TPNZ区域的再结晶晶粒比例达48.6%，显示出典型的动态再结晶特征，这种差异源于两区域不同的热-力作用条件。



(a)TPEZ不同类型晶粒分布图　(b)TPEZ不同类型晶粒占比统计

(c)TPNZ不同类型晶粒分布图　(d)TPNZ不同类型晶粒占比统计

图10　TPEZ和TPNZ晶粒类型分布及占比统计

Fig.10　Distribution and proportion statistics of grain types in the TPEZ and TPNZ

综上所述，TPEZ与TPNZ区域的微观组织演变机制存在显著差异。如图11所示，在TPEZ区域，工具凸台引发了高应变率的二次搅拌，导致极高的位错密度，同时，该区域较大的比表面积促进了快速散热，致使高温停留时间短。这两种效应共同作用，使得动态回复过程中大量位错无法被小角度晶界完全吸收，最终形成高畸变能与高比例回复晶粒的组织状态。而TPNZ区域主要受单一剪切力作用流动成形，避免了二次搅拌带来的高位错密度，且在适时的持续高温条件下，动态再结晶进行得更为充分。

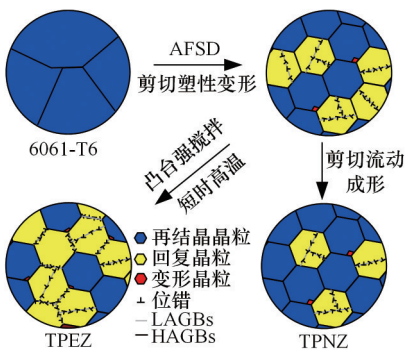


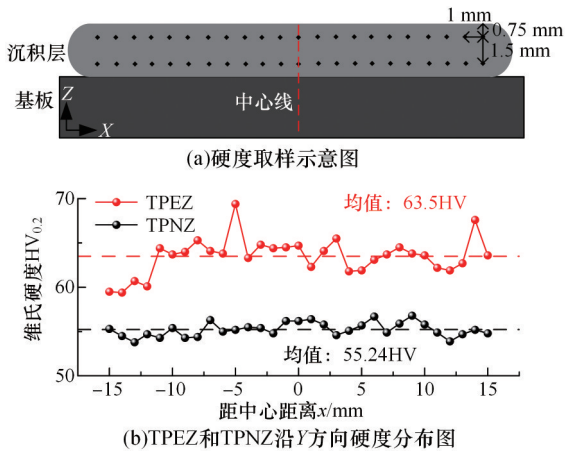
图11　层内不同区域晶粒演变过程机制

Fig.11　Schematic of the grain evolution mechanism in different intra-layer regions

2.4　层内力学性能对比分析

图12展示了TPEZ与TPNZ的硬度分布(取

点位置如图12a所示）。图12b横向对比显示，TPEZ的平均硬度（63.5HV）显著高于TPNZ的平均硬度（55.2HV），二者差值约为8.3HV，且均沿X方向分布均匀。TPEZ区较高的硬度可归因于凸台二次搅拌所引入的高几何必须位错密度（图9a），它通过位错强化机制提高了材料的抗塑性变形能力。相比原料棒，两者硬度均显著降低，降幅达43.8%与51.2%。



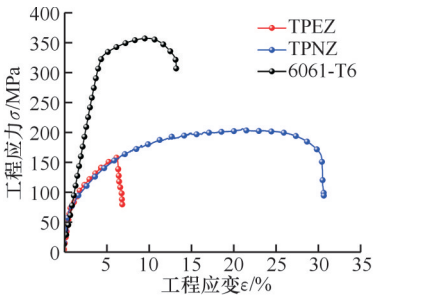
(a)硬度取样示意图

(b)TPEZ和TPNZ沿Y方向硬度分布图

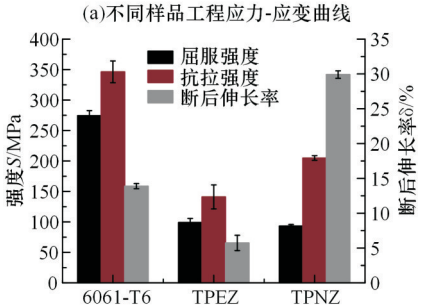
图12　沉积层层内不同区域维氏硬度分布

Fig.12　Distribution of Vickers hardness in different regions of the deposited layer

图13a是原料棒、TPEZ及TPNZ的工程应力-应变曲线，图13b所示为相应拉伸性能的统计结果。TPEZ的抗拉强度、屈服强度与断后伸长率分别为141.1 MPa、99.1 MPa与5.7%，而TPNZ分别为204.9 MPa、93.4 MPa与29.9%，与



(a)不同样品工程应力-应变曲线



(b)不同样品拉伸性能统计

图13　原料棒及沉积层不同区域拉伸性能统计

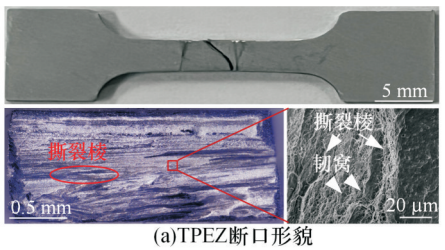
Fig.13　Tensile properties of the feedstock and different regions of the deposited layer

原料棒相比，TPEZ与TPNZ的抗拉强度分别下降了59.3%与40.8%。这主要归因于沉积过程的高温（峰值达412 ℃，图5）致使原料棒发生过时效，导致关键的纳米强化相溶解，从而造成强度损失；这与TANG等[17]关于AFSD热效应导致性能下降的结论一致。塑性方面，TPNZ因晶粒显著细化，断后伸长率较原料棒提高了约115%，而经历强搅拌作用的TPEZ断后伸长率仅为原料棒的41%。

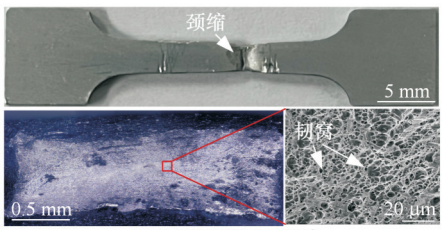
对比TPEZ与TPNZ的力学性能可知，TPEZ的屈服强度较TPNZ略高约6%，该趋势与图12中TPEZ较高的维氏硬度结果相一致。两者之间的显著差异体现在塑性方面，这与两者不同的成形模式与微观组织密切相关。TPEZ由于凸台的旋转挤压作用造成该区域存在严重的晶格畸变与微观应力集中（图9）。这种应力集中源于高位错密度下的位错缠结与塞积，易成为微裂纹形核的起源[26]，从而导致其塑性显著降低。而TPNZ区域微观应力已通过充分的动态再结晶得到有效释放，表现出更优异的塑性变形能力。

2.5　层内不同区域断裂机制分析

图14所示为TPEZ和TPNZ拉伸试样及断口形貌。断口形貌分析进一步证实力学性能的显著差异。如图14a所示，TPEZ是以撕裂棱和韧窝为主的断口形貌，无明显颈缩现象，呈现出典型的准解理断裂特征。这表明该区域的塑性变形能力在宏观尺度和微观尺度上严重受限，与前述其沿X方向旋转挤压的成形模式及高位错密度、高比例小角度晶界及不完全再结晶的微观结构密切相关。这些内部缺陷促进了裂纹的形核与快速扩展。相比之下，TPNZ断口呈现明显颈缩与均匀



(a)TPEZ断口形貌



(b)TPNZ断口形貌

图14　不同区域拉伸断口形貌观察

Fig.14　Morphology observation of tensile fracture from different regions

分布的高密度韧窝，为典型的韧性断裂。这归因于其稳定的塑性流动成形行为和充分再结晶形成的等轴细晶组织，促进了位错的均匀滑移与能量耗散。

3 结论

1)热成像证实沉积温度稳定于412 ℃左右。工具凸台的引入诱导材料流动显著分层：TPEZ为碗口状涡旋流动成形，而TPNZ保持稳定层流成形。

2)沉积层晶粒由原料棒的137.1 μm细化至5.7～7.21 μm。TPEZ因高应变速率与短时高温，其几何必须位错密度高达2.57×10^{15} m^{-2}，约为TPNZ的1.6倍，严重限制了动态再结晶过程，致使其再结晶晶粒比例仅为11.2%。

3)TPEZ区的高位错密度实现了位错强化(硬度63.5HV，屈服强度99.1 MPa)，但伴随的严重晶格畸变导致塑性恶化(断后伸长率为5.7%)；TPNZ区则因稳定的层流与充分再结晶，具有优异的塑性(断后伸长率为29.9%)。

4)本研究阐明了工具凸台在高层厚沉积中诱导组织性能分区效应的机理，为AFSD工艺选择与单层性能梯度设计提供了直接依据。基于此，未来工作将系统探究凸台关键几何参数对材料流动与梯度特征的定量影响，并进一步揭示多层构件中热循环效应对该梯度的影响机制。

参考文献：

[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 Bingheng，LI Dichen. Development of the Additive Manufacturing (3D Printing) Technology [J]. Machine Building & Automation，2013，42(4)：1-4.

[2] DEBROY T，WEI H L，ZUBACK J S，et al. Additive Manufacturing of Metallic Components-process，Structure and Properties[J]. Progress in Materials Science，2018，92：112-224.

[3] 李权，王福德，王国庆，等. 航空航天轻质金属材料电弧熔丝增材制造技术[J]. 航空制造技术，2018，61(3)：74-82.
LI Quan，WANG Fude，WANG Guoqing，et al. Wire and Arc Additive Manufacturing of Lightweight Metal Components in Aeronautics and Astronautics[J]. Aeronautical Manufacturing Technology，2018，61(3)：74-82.

[4] ZHANG H，DONG Y，LI N，et al. Microstructure and Mechanical Properties of 6061 Aluminum Alloy/Galvanized Steel Laser-arc Hybrid Fusion-brazed Welded Joint：Experiment and First-principles Calculation[J]. China Welding，2025，34(3)：192-206.

[5] YI H，YANG L，JIA L，et al. Porosity in Wire-arc Directed Energy Deposition of Aluminum Alloys：Formation Mechanisms，Influencing Factors and Inhibition Strategies [J]. Additive Manufacturing，2024，84：104108.

[6] CHU Y，ZHAO X，SUN W，et al. Laser Directed Energy Deposition Additive Manufacturing Using Friction Stir Channelling Extruded Wire[J]. Journal of Manufacturing Processes，2025，154：122-133.

[7] YAP C Y，CHUA C K，DONG Z L，et al. Review of Selective Laser Melting：Materials and Applications[J]. Applied Physics Reviews，2015，2(4)：041101.

[8] ABDOLLAHZADEH A，BAGHERI B，ABBASI M，et al. A Modified Version of Friction Stir Welding Process of Aluminum Alloys：Analyzing the Thermal Treatment and Wear Behavior[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers，Part L：Journal of Materials：Design and Applications，2021，235(10)：2291-2309.

[9] LI X，LI X，HU S，et al. Additive Friction Stir Deposition：a Review on Processes，Parameters，Characteristics，and Applications [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology，2024，133(3)：1111-1128.

[10] YU H Z，JONES M E，BRADY G W，et al. Non-beam-based Metal Additive Manufacturing Enabled by Additive Friction Stir Deposition [J]. Scripta Materialia，2018，153：122-130.

[11] 赵磊，王帅普，武明建，等. 6061铝合金非连续搅拌摩擦增材制造与性能研究[J]. 精密成形工程，2024，16(12)：124-132.
ZHAO Lei，WANG Shuaipu，WU Mingjian，et al. Synthesis and Performance of 6061 Aluminum Alloy via Non-continuous Friction Stir Additive Manufacturing[J]. Journal of Netshape Forming Engineering，2024，16 (12)：124-132.

[12] 石磊，李阳，肖亦辰，等. 基于搅拌摩擦的金属固相增材制造研究进展[J]. 材料工程，2022，50(1)：1-14.
SHI Lei，LI Yang，XIAO Yichen，et al. Research Progress of Metal Solid Phase Additive Manufacturing Based on Friction Stir[J]. Journal of Materials Engineering，2022，50(1)：1-14.

[13] PHILLIPS B J，AVERY D Z，LIU T，et al. Microstructure-deformation Relationship of Additive Friction Stir-deposition Al-Mg-Si[J]. Materialia，2019，7：100387.

[14] BECK S C，RUTHERFORD B A，AVERY D Z，et al. The Effect of Solutionizing and Artificial Aging on the Microstructure and Mechanical Properties in Solid-state Additive Manufacturing of Precipitation Hardened Al-Mg-Si Alloy[J]. Materials Science and Engineering：A，2021，819：141351.

[15] ZENG C，GHADIMI H，DING H，et al. Microstructure Evolution of Al6061 Alloy Made by Additive Friction Stir Deposition[J]. Materials，2022，15(10)：3676.

[16] PARIYAR A，YASA E，SHARMAN A，et al. Understanding Process Parameter-induced Variability for Tailoring Precipitation Behavior，Grain Structure，and Mechanical Properties of Al-Mg-Si-Mn Alloy during Solid-state Additive Manufacturing [J]. Materials & Design，2024，245：113238.

[17] TANG W，YANG X，TIAN C. Influence of Rotation Speed on Interfacial Bonding Mechanism and Mechanical Performance of Aluminum 6061 Fabricated by Multilayer Friction-based Additive Manufacturing [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology，2023，126(9)：4119-4133.

[18] CHEN G，WU K，WANG Y，et al. Effect of Rotational Speed and Feed Rate on Microstructure and Mechanical Properties of 6061 Aluminum Alloy Manufactured by Addi-

tive Friction Stir Deposition[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023, 127(3): 1165-1176.
[19] QIAO Q, ZHOU M, GONG X, et al. In-situ Monitoring of Additive Friction Stir Deposition of AA6061: Effect of Layer Thickness on the Microstructure and Mechanical Properties[J]. Additive Manufacturing, 2024, 84: 104141.
[20] CHEN G, WU K, WANG Y, et al. Quantitative Study on the Correlation between Microstructure and Mechanical Properties of Additive Friction Stir Deposited 6061-T6 Al-Mg-Si Alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 6725-6736.
[21] TANG W, YANG X, LUO T, et al. Precipitation Behavior and Strengthening-toughening Mechanism of Additive Friction Stir-deposited Al-Mg-Si-Cu Alloy[J]. Additive Manufacturing, 2023, 76: 103785.
[22] CHEN L, JIANG T, LI J, et al. Microstructure and Mechanical Properties of 2195 Al-li Alloy via Friction Stir Additive Manufacturing with Different Stirring Paths[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1008: 176666.
[23] LI Y, HE C, WEI J, et al. Correlation of Local Microstructures and Mechanical Properties of Al-Zn-Mg-Cu Alloy Build Fabricated via Underwater Friction Stir Additive Manufacturing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 805: 140590.
[24] MA K, WEN H, HU T, et al. Mechanical Behavior and Strengthening Mechanisms in Ultrafine Grain Precipitation-strengthened Aluminum Alloy[J]. Acta Materialia, 2014, 62: 141-155.
[25] HANSEN N, HUANG X. Microstructure and Flow Stress of Polycrystals and Single Crystals[J]. Acta Materialia, 1998, 46(5): 1827-1836.
[26] LEI Z, HE L, LIU R, et al. Pore-induced Crack Initiation Mechanism and Life Prediction in Additively Manufactured High-strength Aluminum Alloy during High Cycle Fatigue [J]. Engineering Failure Analysis, 2026, 184: 110285.

（编辑　袁兴玲）

作者简介：王帅普，男，1994年生，博士研究生。研究方向为轻质合金固相沉积增材制造技术。E-mail：wang_sp2023@163.com；**赵　磊***（通信作者），男，1982年生，副教授。研究方向为固相沉积增材制造技术，兵器材料科学与工程。E-mail：zhlei@njust.edu.cn。

本文引用格式：

王帅普，赵磊，王云龙，等. 6061铝合金厚层搅拌摩擦增材工具凸台的影响[J]. 中国机械工程，2026，37(10)：2476-2483.

WANG Shuaipu, ZHAO Lei, WANG Yunlong, et al. Effect of Tool Protrusion in Thick-layer Additive Friction Stir Deposition of 6061Aluminum Alloy[J]. China Mechanical Engineering, 2026, 37(10): 2476-2483.

（上接第2475页）

[13] YUSUF S M, GAO N. Influence of Energy Density on Metallurgy and Properties in Metal Additive Manufacturing [J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(11): 1269-1289.
[14] ZHU Y, PENG T, JIA G, et al. Electrical Energy Consumption and Mechanical Properties of Selective-laser-melting-produced 316L Stainless Steel Samples Using Various Processing Parameters[J]. Journal of Cleaner Production, 2019, 208: 77-85.
[15] PENG T, LV J, MAJEED A, et al. An Experimental Investigation on Energy-effective Additive Manufacturing of Aluminum Parts via Process Parameter Selection[J]. Journal of Cleaner Production, 2021, 279: 123609.
[16] LIU W, WEI H, LIU A, et al. Multi-index Co-evaluation of Metal Laser Direct Deposition: an Investigation of Energy Input Effect on Energy Efficiency and Mechanical Properties of 316l Parts[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 76: 277-290.
[17] LU Q, JIN J, ZHANG P, et al. Performance of Vibration-assisted Laser Welded Joints Based on Orthogonal Experiment Design[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31(3): 2147-2158.
[18] VINOD A R, SRINIVASA C K, KESHAVAMURTHY R, et al. A Novel Technique for Reducing Lead-time and Energy Consumption in Fabrication of Inconel-625 Parts by Laser-based Metal Deposition Process[J]. Rapid Prototyping Journal, 2016, 22(2): 269-280.
[19] SHAO D, BI X, HONG M, et al. Optimization of Process Parameters for Laser-directed Energy Deposition Coatings of FeCoNi + 1%Y_2O_3 High-entropy Alloy Based on Response Surface Methodology[J]. Materials, 2025, 18(4): 883.
[20] MENGHINI A, MAFFIA S, DEMIR A G, et al. Performance of Laser Metal Deposition on Hot-rolled Stainless Steel for Hybrid Steel Structures [J]. Construction and Building Materials, 2024, 443: 137744.
[21] LIU Y, WANG F, XU D, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Laser Metal Deposited Ti_6Al_4V Alloy with near Equiaxed β Grain Structure[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 22: 1935-1947.
[22] DE FORMANOIR C, BRULARD A, VIVÈS S, et al. A Strategy to Improve the Work-hardening Behavior of Ti-6Al-4V Parts Produced by Additive Manufacturing [J]. Materials Research Letters, 2017, 5(3): 201-208.
[23] EL-HADAD S, NADY M, KHALIFA W, et al. Influence of Heat Treatment Conditions on the Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Alloy [J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 2018, 57(2): 186-193.

（编辑　袁兴玲）

作者简介：费　凡，男，2002年生，硕士研究生。研究方向为激光直接能量沉积。E-mail：202411802008@jmu.edu.cn。**吴剑钊***（通信作者），男，1992年生，副教授。研究方向为激光低碳制造的建模与优化、基于智能算法的制造系统能效优化等。E-mail：wujz@jmu.edu.cn。

本文引用格式：

费凡，吴剑钊，仲刘洋，等. 考虑比能耗、能量利用率和高宽比的激光定向能量沉积工艺参数优化及性能分析[J]. 中国机械工程，2026，37(10)：2466-2475.

FEI Fan, WU Jianzhao, ZHONG Liuyang, et al. Optimization of Process Parameters and Performance Analysis of Laser Directed Energy Deposition Considering Specific Energy Consumption, Energy Utilization Rate, and Height-to-width Ratio[J]. China Mechanical Engineering, 2026, 37(10): 2466-2475.