

引文格式:牛方勇,孟超鑫,李子灏,等.锤锻辅助电弧定向能量沉积2319铝合金组织性能研究[J].航空制造技术,2026,69(17):26020188.

NIU Fangyong, MENG Chaoxin, LI Zihao, et al. Study on microstructure and properties of hammer forging assisted arc directed energy deposited 2319 aluminum alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(17): 26020188.

锤锻辅助电弧定向能量沉积 2319 铝合金组织性能研究

牛方勇^{1,2}, 孟超鑫^{1,2}, 李子灏^{1,2}, 李云飞^{1,2}

(1. 大连理工大学高性能精密制造全国重点实验室, 大连 116024;

2. 精密/特种加工及微制造技术教育部重点实验室, 大连 116024)

[摘要] 电弧定向能量沉积技术以高沉积效率、高材料利用率等优势,成为大型铝合金构件近净成形的重要技术方向。然而,2319 铝合金在沉积过程中存在气孔残留、层状组织非均匀和力学性能各向异性等问题,制约了其工程应用。本文提出了锤锻辅助电弧定向能量沉积方法,系统研究了层间锤锻与同步锤锻对 2319 铝合金成形质量、微观组织、气孔缺陷及力学性能的影响规律。研究表明,同步锤锻在高温沉积区引入 32.91% 塑性变形,样件孔隙率降低 77.48%,平均晶粒尺寸细化达 48.81%,析出相由粗大网状转变为弥散颗粒状,晶体织构显著弱化,实现组织细化与致密化协同提升。

关键词: 电弧定向能量沉积; 2319 铝合金; 锤锻辅助; 气孔抑制; 微观组织

中图分类号: V252; TB31

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.26020188



牛方勇

副教授,博士生导师,研究方向为增材制造形性控制原理与方法、难加工材料激光加工/激光辅助加工、高附加值金属构件激光再制造等。

电弧定向能量沉积(Arc directed energy deposition, Arc-DED)是一种以电弧为热源、金属丝材为原料的近净成形技术,具有沉积效率高、材料利用率高、成形尺寸不受限等显著优势,在大型复杂金属构件的高效低成本制造中展现出广阔应用前景^[1-3]。航空航天装备逐步向轻量化、高性能化方向发展,对复杂大型铝合金构件的短周期、低成本制造提出了更高要求^[4]。

2319 铝合金凭借良好的韧性、高比强度、低密度及可热处理强化等特性,在运载火箭贮箱、飞机机身、卫星框架等航空航天承力构件中占据重要地位^[5-7]。然而,2319 铝合金在 Arc-DED 过程中存在氢气孔残留、粗

大柱状晶与层状组织非均匀性、强晶体织构引起的力学性能各向异性等关键问题,制约了它在航空承力构件中的进一步应用^[8]。其中,孔隙缺陷作为影响构件疲劳性能和损伤容限的关键因素,已成为制约 Arc-DED 铝合金构件工程应用的主要瓶颈之一^[9]。研究表明,Al-Cu 合金中 Al-Cu 相为主要析出相,它对氢的结合能为负值,促进氢气孔的生成与长大,使孔隙问题较其他铝合金更为严重^[10]。

为改善 Arc-DED 铝合金组织性能,研究人员开发出激光-电弧复合^[11]、轧制辅助^[12]、锤锻辅助^[13]、超声辅助^[14]、磁场辅助^[15-16]等多种外场辅助技术。锤锻辅助通过引入冲击塑性变形,可破碎枝晶、细化晶粒、

收稿日期: 2026-05-20; 退修日期: 2026-06-08; 录用日期: 2026-06-29

基金项目: 辽宁省科技重大专项(2025JH1/11700009); 兵团科技计划项目(2025AB071, 2025YD004)

提高致密性并引入压应力,为调控组织性能提供了有效途径^[17]。其中,层间锤锻在已凝固沉积层引入塑性变形,同步锤锻在沉积过程中对高温沉积区施加冲击载荷,两种模式的作用机制与调控效果存在差异^[18]。针对 Arc-DED 铝合金气孔抑制与组织调控难题,本课题组自主设计了锤锻辅助装置并开展了工艺探索,但层间锤锻与同步锤锻两种模式对 2319 铝合金微观组织演变、气孔抑制机理及力学性能的系统性影响规律尚不明确。

在前期研究基础上,本文采用锤锻辅助电弧定向能量沉积方法,制备了无锤锻、层间锤锻和同步锤锻 3 种 2319 铝合金样件,系统研究了锤锻辅助对沉积态微观组织、气孔缺陷及力学性能的影响规律,明晰了同步锤锻气孔抑制与组织细化的协同作用机理。本文在同一种 Arc-DED 工艺体系下,首次比较了层间锤锻与同步锤锻对 2319 铝合金孔隙抑制、组织细化和力学性能提升的调控作用差异,为大型航空铝合金构件的高质量近净成形提供了工艺参考。

1 试验材料及方法

本文试验使用 2319 铝合金焊丝,直径为 1.2 mm,基板选用 15 mm 厚的 2219 铝合金板材,焊丝与基板主要成分如表 1 所示。试验前使用 SiC 砂纸对基板进行打磨,去除基板氧化层与杂质,并使用脱脂棉蘸取无水乙醇对基板进行擦拭,之后吹干。

试验装置为自主搭建的锤锻辅助电弧定向能量沉积系统(图 1),包含 Arc-DED 模块与同步锤锻辅助模块。Arc-DED 模块包括熔化极气体保护电弧焊焊接电源(型号 TDN 5000MB,北京时代科技股份有限公司)、自动送丝机(型号 TFN 6000F,北京时代科技股份有限公司)和六轴垂直多关节机械手(型号 MH12,日本安川电机株式会社)。焊枪连

接在机械手末端,送丝机与送丝通道通过专用夹具紧固在机械臂上,使用 DX200 型控制柜(日本安川电机株式会社)操作机械臂。

同步锤锻辅助模块包括锤锻机构与控制机构,锤锻机构由减振架与专业电镐(型号 GSH16-30, Bosch 公司,额定功率 1700 W,额定工作频率 21.6 Hz)构成,并使用交流电源控制器(型号 TDGC3-2KVA,浙江征西电气集团有限公司)来调整锤锻装置的锤锻频率与锤击力的大小;控制机构主体为多关节机械手(型号 GP180,日本安川电机株式会社),锤锻机构通过连接板固定在机械手末端。使用 YRC1000 型控制柜(日本安川电机株式会社)操作 GP180 型机械手,通过数据线连接 DX200 型

控制柜,实现双机械手协同工作。

采用单向沉积方式制备 2319 铝合金电弧定向能量沉积的沉积态样件与锤锻辅助样件,制备样件长 140 mm,高 40 mm。本文将沉积态样件记为 DED,将层间锤锻辅助样件记为 DED-IH,将同步锤锻辅助样件记为 DED-SH。电弧增材制造工艺参数见表 2。锤锻工艺参数见表 3,通过调节电压来控制锤击压力和深度。DED 样件在每层沉积后冷却 90 s,再进行下一层沉积;DED-IH 样件在每层沉积后冷却 90 s,之后进行层间锤锻;DED-SH 样件锤头与焊枪中心距离 40 mm,使用红外测温仪测定温度,本文选择锤锻介入温度为 480 ℃^[19],是根据 2319 铝合金再结晶约束与热加工约束两个方面

表 1 焊丝与基板成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of welding wire and substrate (mass fraction) %

材料类型	Cu	Mn	Zr	V	Ti	Fe	Si	Al
2319 铝合金焊丝	5.80~6.80	0.20~0.40	0.10~0.25	0.07~0.10	0.10~0.20	≤0.30	≤0.20	余量
2219 铝合金基板	5.80~6.80	0.20~0.40	0.10~0.25	0.05~0.15	0.02~0.10	≤0.30	≤0.20	余量

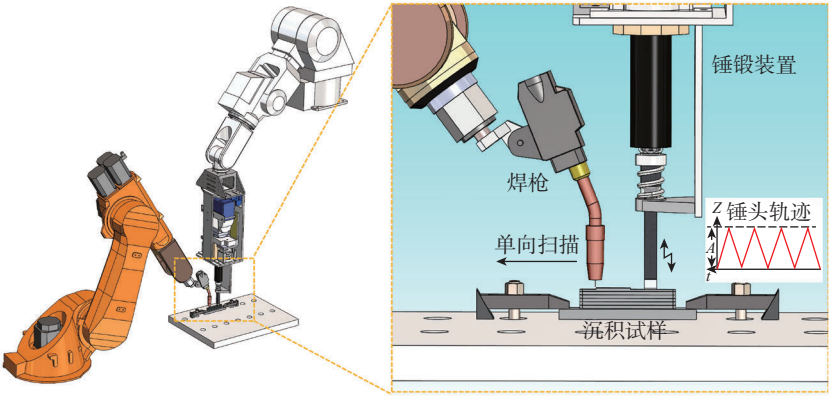


图 1 锤锻辅助电弧定向能量沉积系统

Fig.1 Hammer forging assisted arc directed energy deposition system

表 2 电弧增材制造工艺参数

Table 2 Process parameters of Arc-DED

电弧电流 /A	电弧电压 /V	送丝速度 / (m/min)	扫描速度 / (mm/min)	焊枪倾角 / (°)	喷嘴与工件距离 /mm	保护气体及流量 / (L/min)
120	18.8	7	600	90	15 mm	体积分数 99.999% 高纯氩气, 20

来确定的。Al-Cu 合金的再结晶温度通常在 250~350 ℃ 范围内,而在约 350~450 ℃ 以上时动态再结晶开始显著发生; Al-Cu 合金的热加工温度范围通常为 0.6~0.9 T_m (约 350~500 ℃),而当温度接近固相线时,可能出现初熔现象及组织不稳定^[20]。因此,本文将锤锻介入温度定为 480 ℃,既能保证足够的塑性变形能力和活跃的再结晶行为,又能维持良好的热稳定性。

采用电火花线切割技术取样(图 2),用于微观组织及力学性能分析。将微观组织观察的样件依次使用 240#、600#、1000#、1500#、2000#、2500#、3000# 的 SiC 砂纸在流水下打磨,之后分别使用平均粒径 2.5 μm 和 0.5 μm 的金刚石研磨膏抛光至镜面。使用 Keller 试剂(HF:HCl:HNO₃:H₂O=1:1.5:2.5:95,体积比)对样件表面进行化学腐蚀,腐蚀时间 10 s。使用光学显微镜(型号 Axio Scope 5, Zeiss)观察样件微观组织;使用场发射扫描电镜(型号 JSM-7900, JEOL)对样件截面孔隙缺陷进行观察;使用电子背散射衍射仪(型号 Symmetry, Oxford)采集样件晶粒尺寸、分布、取向织构及晶界特征等信息;使用空间高分辨 X 射线显微计算机断层扫描系统(型号 Xradia 610 Versa, Zeiss)对样件内部气孔尺寸与分布规律进行表征。

2 结果与讨论

2.1 锤锻辅助对宏观形貌的影响

图 3 (a)~(c)展示了 3 种工艺条件下所得样件的宏观表面形貌。DED 样件表面呈现出典型的鱼鳞状波纹特征,焊道轮廓清晰但起伏明显,层间过渡区域可见轻微凹陷。DED-IH 样件表面因室温锤击留下凹痕与拉伸条纹,表明层间锤锻对样件的作用局限于表面压痕,难以实现厚度方向的均匀化。DED-SH 样件表面波纹均匀致密、层间结合平滑过

渡、整体轮廓平整,这是因为同步锤锻作用于高温沉积区域,压应力作用范围扩大至沉积层内部,高应变率冲击原位破碎了熔池表面的氧化物双膜,有利于金属的扩散行为与局部冶金愈合。

图 3 (d)展示了不同工艺对成形样件的塑性变形量。可见,施加锤击辅助后,成形样件的变形程度提升。使用平均层高定义变形量 ε 来描述成形样件的形变程度,其公式为

$$\varepsilon = \frac{\Delta H - \Delta h}{\Delta H} \times 100\% \quad (1)$$

表 3 锤锻工艺参数

Table 3 Hammer forging process parameters

锤锻机构电压 /V	锤击力 /N	锤击频率 / Hz	单次冲击能量 /J	锤头形状	锤头端面尺寸 /mm	相邻锤击区域搭接率
90	800	10	41	方形	15 × 15	93%

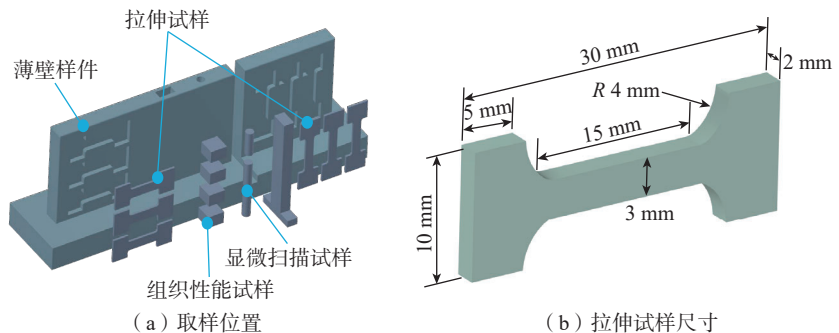


图 2 取样示意图
Fig.2 Schematic diagram of sampling

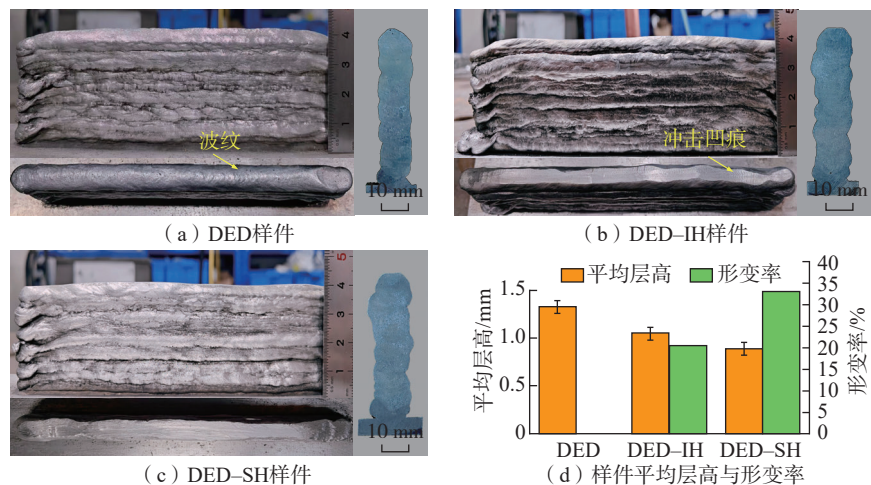


图 3 样件宏观形貌与形变特征
Fig.3 Macroscopic morphology and deformation characteristics of specimens

他新相生成,说明锤锻辅助并未改变沉积态的物相构成,其作用仅限于调控第二相的尺寸、形貌与空间分布。

不同锤锻辅助工艺下样件的第二相形貌与分布如图5所示,图中3个点的析出相能谱分析见表4,各形态析出相的Al、Cu元素原子比接近2:1,确定为 θ - Al_2Cu 相。DED样品中析出相以长条棒状为主,沿晶界呈网状或半网状分布,局部区域可见

相连成连续 θ 相。出现该现象是因为非平衡快速凝固条件下溶质截留效应弱、扩散不充分,导致Cu在固液界面前沿严重偏析,并最终在粗大金属间化合物形式析出。DED-IH样品中锤锻引入的塑性变形对网状析出相产生明显的破碎效应,连续结构转变为零散分布的短棒状或颗粒状析出相。DED-SH样品第二相破碎与均匀化效果优于DED-IH,析出相转变为

点状颗粒,均匀分布于基体中,无明显沿晶偏析特征。同步锤锻在高温沉积区域施加动态冲击,在破碎粗大析出相的同时,引入大量亚晶界、位错等晶体缺陷作为析出相的异质形核位点,促进第二相的弥散化析出^[21]。

图6所示为3种工艺下成形样件的纵截面光学显微组织。DED样品呈现典型的层状凝固特征,层内区域以沿沉积方向外延生长的粗大柱状晶为主,层间区域以粗大等轴晶为主,整体层间分界清晰可见。DED-IH样品的层内与层间组织差异被显著弱化,层间锤锻通过机械破碎作用打断柱状晶外延生长链并破碎层间网状 θ - Al_2Cu 相,增加非均质形核位点;但因作用于已完全凝固的冷态沉积层,组织均匀性改善存在固有局限。对比之下,DED-SH样品展现出最优的组织均匀性。

图7为不同工艺成形样件的IPF图、晶粒尺寸统计图及极图,使用等效圆直径表征晶粒尺寸,通过计算得到不同工艺下晶粒的平均尺寸。DED样品平均晶粒尺寸为33.66 μm ,大于20 μm 的晶粒占77.13%,尺寸分

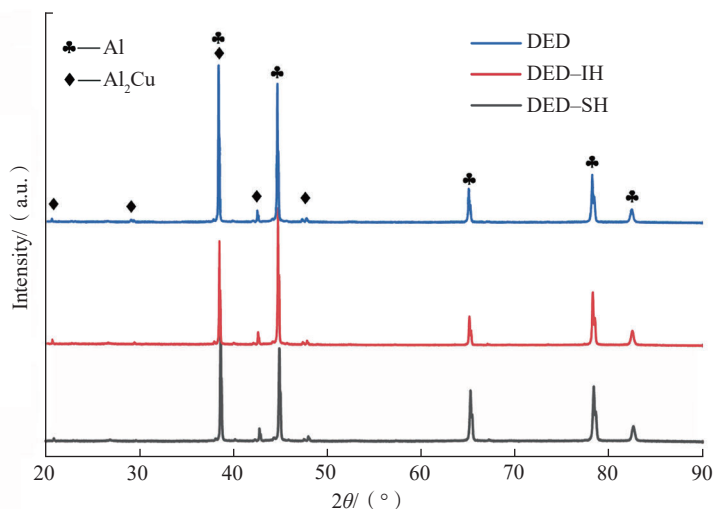


图4 成形样件XRD图谱

Fig.4 XRD pattern of formed specimens

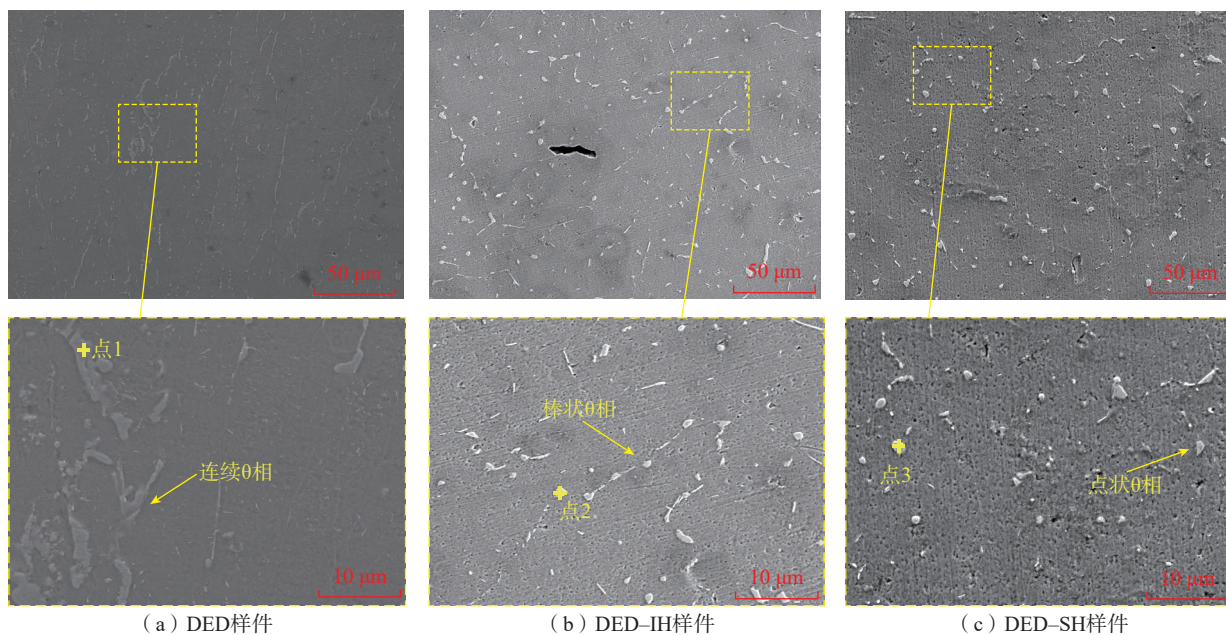


图5 样件析出相分布

Fig.5 Distribution of the precipitate phase in specimens

表 4 析出相 EDS 结果
Table 4 EDS results of precipitate phase

选点	Al 原子数 分数 /%	Cu 原子数 分数 /%
1	72.42	27.58
2	72.37	27.63
3	68.76	31.24

布呈显著多峰特征,直接反映了层状组织异质性。DED-IH 样件平均晶粒尺寸降至 $25.62\ \mu\text{m}$,降幅 23.89%,大于 $50\ \mu\text{m}$ 的晶粒占比从 15.96% 降至 9.54%,取向分散性提升,但部分未充分变形区域仍残留大尺寸晶粒,多峰特征有所弱化但未完全消除。DED-SH 样件 IPF 图呈现高度分散的取向

特征,几乎无明显强织构特征,平均晶粒尺寸进一步细化至 $17.23\ \mu\text{m}$,较 DED 降幅达 48.81%,尺寸分布趋于近似单峰的正态分布,表明组织均匀性得到改善。

为了进一步明确锤锻辅助对晶粒细化机制的影响,对 KAM 分布(图 8)、晶界角分布(图 9)、再结晶

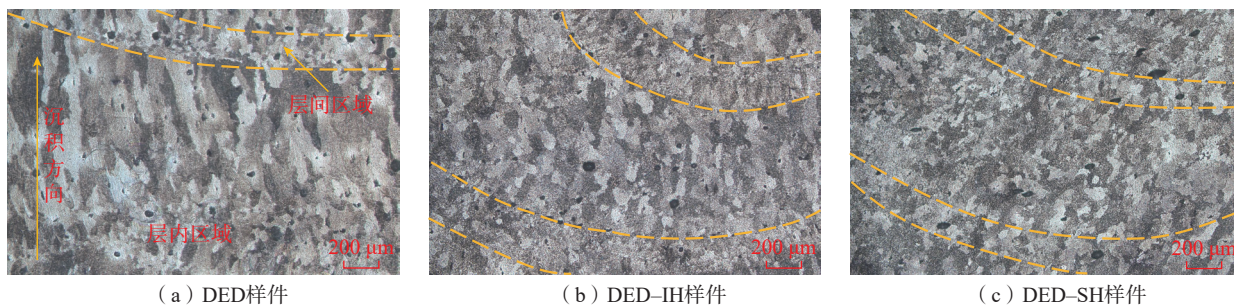


图 6 成形试样光镜图

Fig.6 Optical micrograph of specimens

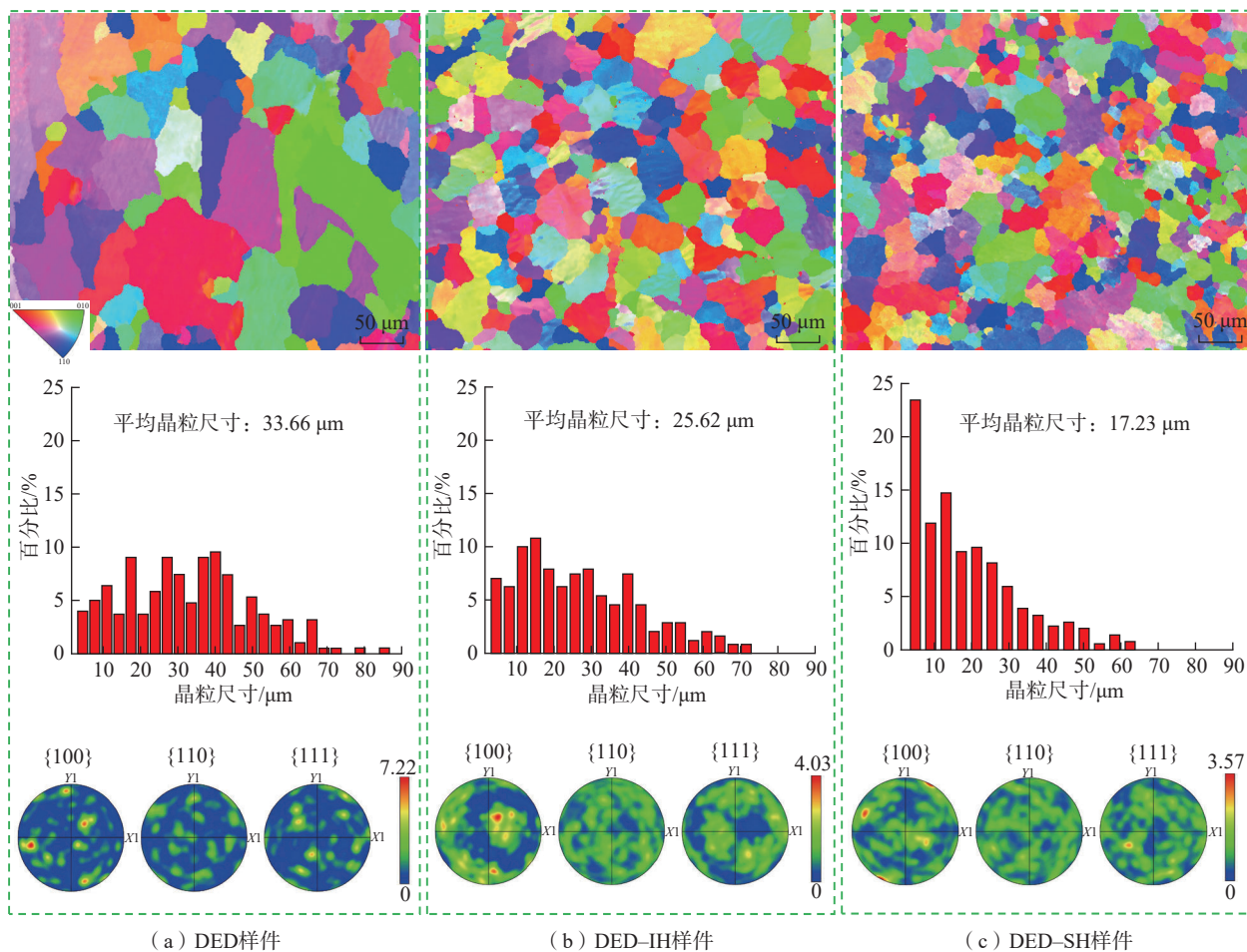
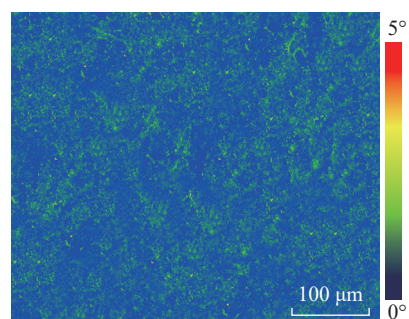
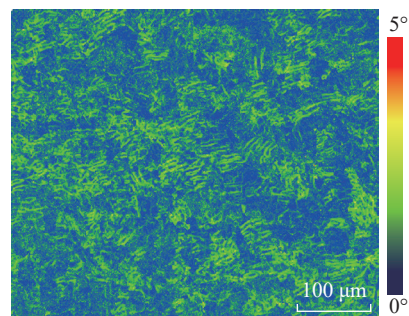


图 7 EBSD 检测结果

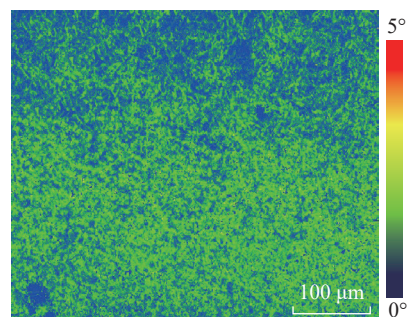
Fig.7 EBSD test results



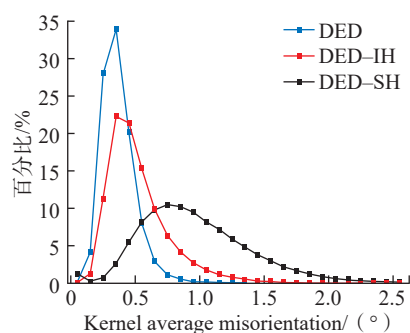
(a) DED样品



(b) DED-IH样品

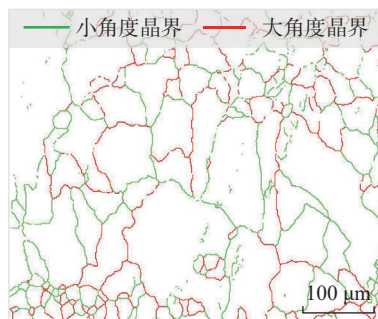


(c) DED-SH样品

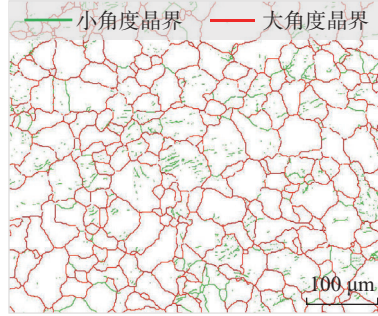


(d) KAM数值分布

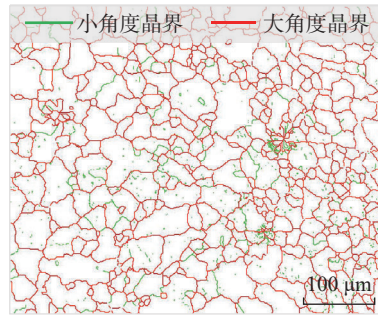
图8 试样 KAM 分布及数值统计
Fig.8 KAM distribution and numerical statistics in specimens



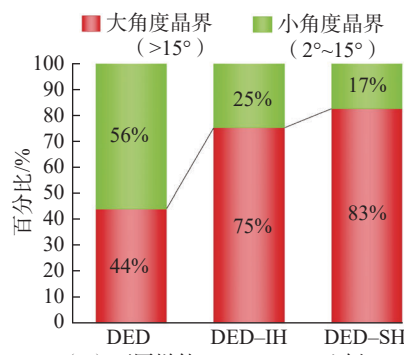
(a) DED样品



(b) DED-IH样品

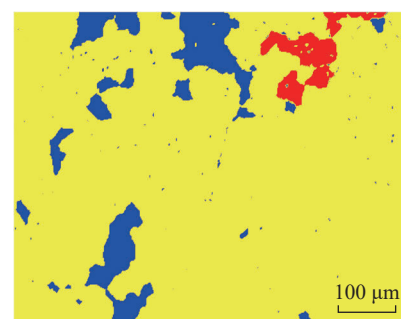


(c) DED-SH样品

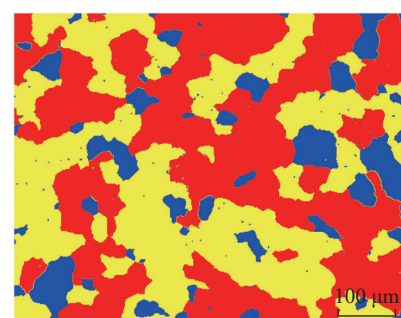


(d) 不同样品LAGB/HAGB比例

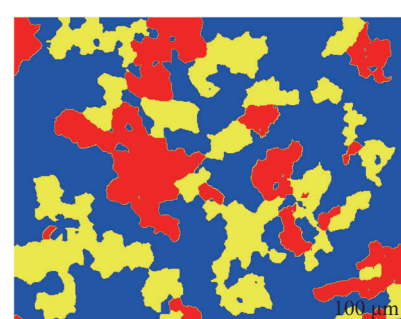
图9 试样大小晶界分布及比例
Fig.9 Distribution and proportion of low-angle and high-angle grain boundaries in specimens



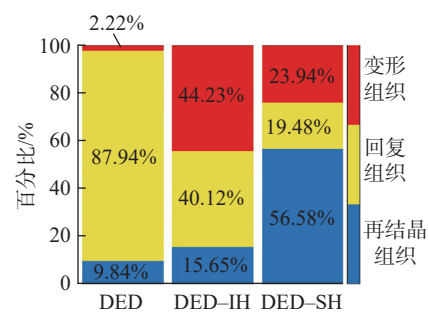
(a) DED样品



(b) DED-IH样品



(c) DED-SH样品



(d) 再结晶分数

图10 试样再结晶组织分布及比例
Fig.10 Distribution and proportion of recrystallization microstructure in specimens

分数(图 10)和组织强度进行分析。KAM 值反映相邻 EBSD 测点之间的局部取向差,可用于表征晶格曲率和局部塑性应变梯度。经计算得到,DED、DED-IH 和 DED-SH 样件的平

均 KAM 值分别为 0.37°、0.53° 和 0.97°。锤锻辅助后 KAM 值升高,说明外加冲击载荷引入了更强的局部塑性变形和晶格畸变。其中,DED-SH 样品平均 KAM 值最高,表明同步锤锻在

高温沉积区产生了更强的应变累积和位错储存,为后续亚晶演化和再结晶晶粒形成提供了较高的变形储能。晶界角统计结果显示,DED、DED-IH 和 DED-SH 样品的大角度晶界比

例分别为 44%、75% 和 83%。锤锻辅助后大角度晶界比例明显提高,说明塑性变形和热作用促进了位错重排、亚晶形成,以及小角度晶界向大角度晶界转变。再结晶组织比例分别为 9.84%、15.65% 和 56.58%,其中 DED-SH 样件中再结晶行为最为显著。同时,极图结果显示最大织构强度,DED 为 7.22,DED-IH 为 4.03,DED-SH 为 3.57,说明锤锻辅助削弱了沉积过程中形成的强织构,而同步锤锻的组织弱化效果更明显。

由此可知,DED-IH 样件的晶粒细化主要来源于层间锤锻引入的变形储能,以及后续沉积热循环诱导的静态回复和静态再结晶;但其再结晶组织比例仅为 15.65%,变形组织比例 44.23%,说明层间锤锻诱导的再结晶并不充分。相比之下,DED-SH 样件在约 480 °C 高温沉积区受到同步冲击载荷,塑性变形与热激活过程同时发生。较高的平均 KAM 值说明同步锤锻提供了充足的变形储能,83% 的大角度晶界比例和 56.58% 的再结晶组织比例表明小角度晶界向大角度晶界转变并且再结晶更加充分^[22]。因此,DED-SH 样件的晶粒细化主要与动态回复辅助的连续动态再结晶有关,并伴随柱状晶破碎和第二相弥散、晶核增殖和组织弱化,最终获得更细小、均匀且取向分散的等轴晶组织。

2.3 锤锻辅助对孔隙缺陷的影响

本文对不同工艺样件内部孔隙采用一致的 XCT 检测和数据处理流程进行表征。重构图像以 1 μm 体素为最小空间单元,孔隙体积由孔隙体素数与单体素体积计算得到。DED、DED-IH 和 DED-SH 样件均选取相同位置和相近尺寸的检测区域,并采用相同扫描参数和三维重构条件。对重构数据使用 Avizo 软件进行灰度校正、去噪、统一阈值分割和连通域识别,然后统计孔隙^[23]。为了降低部分体积效应、噪声和分割误差影

响,剔除等效直径小于 10 μm 的微小区域。图 11 为锤锻辅助样件孔隙分布图,每个气孔形态及数值均代表一个真实典型的气孔。孔隙等效直径 EqD 定义为等体积下理想球体的直径,用于表征孔隙尺寸,其公式为

$$\text{EqD} = \sqrt[3]{6V_{\text{pore}} / \pi} \quad (2)$$

其中, V_{pore} 为气孔体积,在分析软件中可通过测量得到。

气孔球形度 Ψ 定义为气孔实际表面积与等体积下理想球体表面积的比值,其计算公式为

$$\Psi = \frac{\pi^{1/3} (6V_{\text{pore}})^{2/3}}{A_{\text{pore}}} \quad (3)$$

其中, A_{pore} 为测量得到的气孔表面积。由定义可知, Ψ 越接近 1,气孔的形貌越接近理想球体。

样件孔隙平均特征统计结果显示,DED 样件孔隙率为 1.11%,孔隙等效直径 EqD 为 44.45 μm,气孔球形度 Ψ 为 0.96;DED-IH 样件孔隙率降至 0.79%,EqD 降至 41.98 μm, Ψ 降至 0.91,较 DED 样件分别下降 28.83%、5.56%、5.21%;DED-SH 样件孔隙率进一步降至 0.25%,EqD 降至 36.81 μm, Ψ 降至 0.61,分别较 DED 样件下降 77.48%、17.19%、36.46%。

DED 样件中孔隙大多呈现出球形或近似球形的特征,电弧定向能量

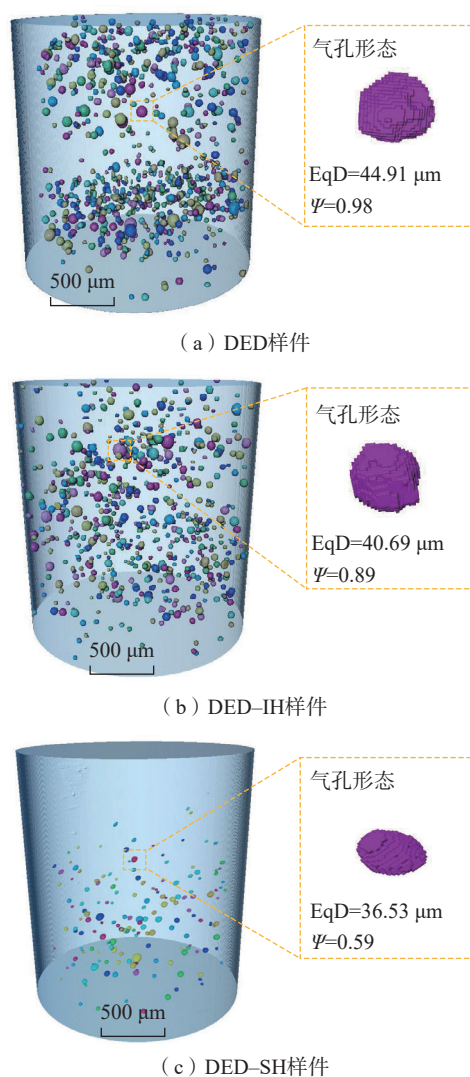


图 11 XCT 表征的样件孔隙特征

Fig.11 Pore characteristics of samples characterized by XCT

沉积 2319 铝合金中的孔隙可认为大多是氢气孔。产生氢气孔的主要原因是氢元素在固态与液态铝合金中的溶解度差异较大,液态铝合金中氢的溶解度可达 0.69 mL/100 g,而固态中仅为 0.036 mL/100 g,前者为后者的近 20 倍^[24]。熔池快速凝固过程中,当局部元素浓度超过固相饱和溶解度时,氢从液相中析出形成气泡。在熔池中气泡的上浮速度与气泡半径的平方成正比,由此可知,孔隙的形成是气泡上浮与熔池凝固竞争的结果。

Arc-DED 熔池存在时间短,气泡上浮距离有限。当固液界面推进速率超过气泡上浮速率时,可能导致部分气泡被固液界面捕获并残留于沉积层内部。气泡被捕获后在表面张力作用下自发收缩为球形以降低表面能,故 DED 样件中孔隙呈现高球形度特征。在 DED-IH 样件中,气孔空间分布趋于弥散。层间锤锻对已经成形的孔隙进行机械压缩,当外加压应力超过气孔内压与表面张力之和时,气孔壁发生塑性屈服。小尺寸气孔内壁在压应力作用下发生物理接触,有利于孔隙压缩与界面接触。大尺寸气孔由于体积大、内压高,外部压应力难以使之完全闭合,仅驱动气孔由近球形向椭圆形转变,故孔隙球形度下降。而 DED-SH 样件中孔隙缺陷的抑制主要源于同步锤锻在高温沉积区引入的塑性变形和氢扩散效应。同步锤锻作用于刚沉积后的高温区域,此时材料变形抗力较低、塑性变形能力较强,锤击压应力更易传递至沉积层内部,使孔隙周围金属发生局部塑性流动,促进孔隙收缩。同时,孔隙压缩后内部气体压力升高,增强孔内外氢分压差,高温条件下氢在铝基体中的扩散能力提高,有利于孔内氢向周围基体扩散,进一步促进孔隙收缩^[9]。此外,同步锤锻产生的周期性冲击可能扰动邻近高温沉积区和未稳定熔池流动,促进气泡迁移与上浮,降低气泡被凝固前沿

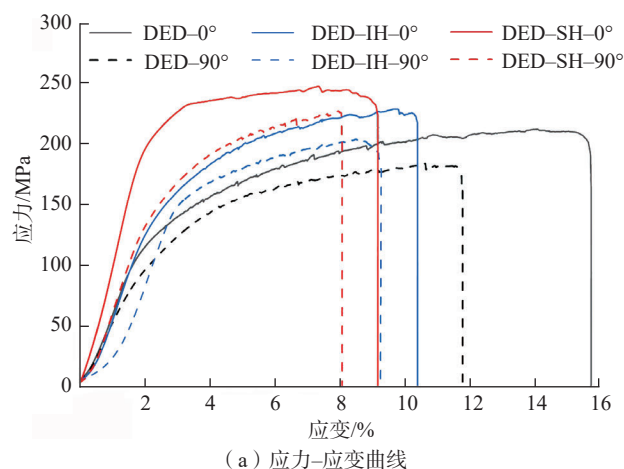
捕获的概率,减少气孔的初始生成数量^[3]。

2.4 锤锻辅助对力学性能的影响

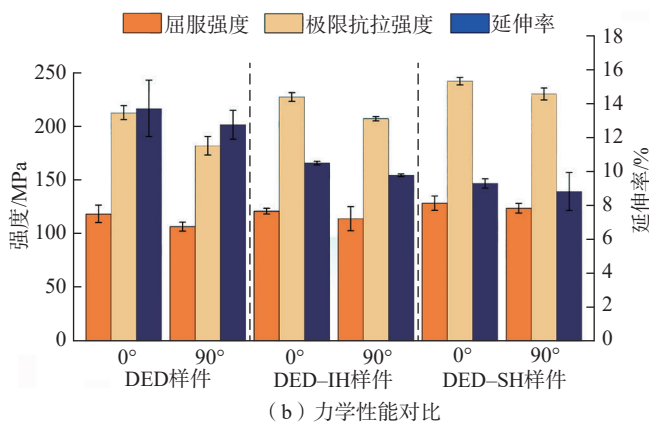
图 12 为不同锤锻辅助下样件的力学性能,包含横向(平行于基板方向)和纵向(垂直于基板方向)拉伸试样。DED 试样横向与纵向极限抗拉强度为 212.63 MPa 与 181.67 MPa,屈服强度为 118.34 MPa 与 106.25 MPa,断后延伸率为 13.71% 与 12.75%。DED-IH 试样横向与纵向极限抗拉强度分别提升至 227.35 MPa 与 206.71 MPa,增幅 6.92% 与 13.78%,屈服强度分别提升至 121.01 MPa 与 113.93 MPa,断后延伸率降至 10.48% 与 9.77%。DED-SH 试样横向与纵向极限抗拉强度分别达到 242.00 MPa 与 230.08 MPa,较 DED 分别提升 13.81% 与 26.65%,屈服强度分别提升至 128.44 MPa 与 123.79 MPa,

较 DED 提升幅度为 8.53% 和 16.51%,断后延伸率降至 9.30% 与 8.82%。

样件横向与纵向拉伸性能差异源于沉积态粗大柱状晶沿构建方向定向生长所导致的组织方向性。柱状晶使纵向拉伸时晶界强化效应弱化,位错沿柱状晶长轴方向滑移路径较长而晶界阻碍较少,故纵向强度显著低于横向。同步锤锻对纵向强度的提升幅度显著高于横向,表明它对原本性能薄弱的纵向产生了更为明显的强化效果。然而,锤锻引入的高密度位错和局部应变集中会降低材料在拉伸中的均匀塑性变形能力。同时,部分孔隙在锤击作用下由近球形转变为椭圆形、扁平状或带尖角形貌,这类残余孔隙在拉伸过程中可能诱发局部应力集中并促进裂纹萌生。因此,锤锻样件虽然表现出更高的抗



(a) 应力-应变曲线



(b) 力学性能对比

图 12 样件拉伸曲线和力学性能对比

Fig.12 Comparison of tensile curve and mechanical properties of samples

拉强度,但断后延伸率有所下降。

由上述试验得出,锤锻辅助工艺可有效提升 2319 铝合金的性能,主要的性能强化机制包括细晶强化(σ_{gb})、固溶强化(σ_{ss})与位错强化(σ_{ds})。细晶强化增量服从 Hall-Petch 理论,其表达式^[25-26]为

$$\Delta\sigma_{gb} = kd^{-1/2} \quad (4)$$

其中, k 为 Hall-Petch 系数^[27],取值为 $170 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$; d 为平均晶粒直径。经计算可以得到 DED 的强度增量为 29.30 MPa , DED-IH 的强度增量为 33.59 MPa , DED-SH 的强度增量为 40.95 MPa 。

Al 元素基体与固溶强化的主要溶质 Cu 元素,两者原子尺寸与剪切模量不同,因此会产生局部应力场,阻碍位错运动。固溶强化的表达式^[28]为

$$\Delta\sigma_{ss} = HC^n \quad (5)$$

其中, H 为常数,表示每 1% 质量分数的 Cu 元素所增加的强度,取值 7 MPa ; C 为 Cu 元素的质量分数; n 为常数,取值为 $1^{[29]}$ 。通过 EDS 可获得 DED、DED-IH、DED-SH 试样中 Cu 质量分数分别为 2.63% 、 3.15% 、 3.71% ,固溶强化的强度增量分别为 18.41 MPa 、 22.05 MPa 和 25.97 MPa 。

位错强化与基体内位错密度相关。本文采用 KAM 对不同工艺样件的局部晶格畸变程度进行表征。KAM 值在本质上与晶格曲率和局部塑性应变梯度有关。在相同 EBSD 扫描步长和数据处理条件下, KAM 值越高,通常表明样件中几何必要位错密度越高。通过应变梯度理论可以简化计算几何位错密度^[30],公式为

$$\rho^{\text{GND}} = \frac{2\text{KAM}_{\text{ave}}}{\mu b} \quad (6)$$

其中, μ 为 EBSD 的扫描步长; b 为 Burgers 矢量, Al 合金取 0.286 nm 。已知 DED、DED-IH 和 DED-SH 的平均 KAM 值分别为 0.37° 、 0.53° 和 0.97° , EBSD 扫描步长为 $2 \mu\text{m}$ 。经计算得到 DED、DED-IH 和 DED-SH 样件

的几何必要位错密度分别为 2.26×10^{13} 、 3.23×10^{13} 和 $5.92 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 。需要指出的是, KAM 主要反映由晶格曲率引起的几何必要位错,不能完全代表材料中的总位错密度。因此,本文基于 KAM 计算得到的位错密度,主要用于比较不同工艺样件之间的相对位错储存水平。

不同锤锻辅助样件的位错强化贡献可由 Taylor 公式计算^[31],即

$$\Delta\sigma_{ds} = \alpha M G b \rho^{\frac{1}{2}} \quad (7)$$

其中, α 为常数,取 0.24 ; M 为 Taylor 因子,取值 3 ; G 为材料剪切模量,取值 25.4 GPa ; ρ 为位错密度。计算可得 DED、DED-IH、DED-SH 试样中位错强化的贡献分别为 24.86 MPa 、 29.73 MPa 和 40.24 MPa 。细晶强化、固溶强化、位错强化对 3 类试样性能提升总量分别为 72.57 MPa 、 85.37 MPa 与 107.16 MPa ,与实际增长相近。

最后,对于锤锻引起的孔隙形貌变化及其对疲劳性能可能产生的不利影响,研究认为单一成形过程难以完全消除残余缺陷,须结合后处理协同优化。热等静压或固溶时效处理可有效改善尖角孔隙形貌,从而降低应力集中。因此,可通过锤锻与后处理工艺的协同设计,实现孔隙率降低与孔隙形貌优化的综合控制,从而提升材料的疲劳性能。

3 结论

(1) 使用锤锻辅助电弧定向能量沉积技术能够制备形貌稳定、组织性能较好的 2319 铝合金薄壁试样。层间锤锻、同步锤锻试样的平均塑性变形量分别为 20.41% 和 32.91% ,同步锤锻因作用于高温沉积区而获得更大的变形量。

(2) 锤锻辅助电弧定向能量沉积 2319 铝合金未发现新的物相,试样均由 $\alpha\text{-Al}$ 相与 $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ 相组成。锤锻工艺对晶粒与析出相的尺寸和分布产生显著调控作用,层间锤锻和

同步锤锻破碎粗大共晶相,使第二相弥散析出,改善了组织均匀性,晶粒尺寸分别降低 23.89% 和 48.81% ,晶粒细化效果显著。

(3) 锤锻辅助工艺对气孔缺陷具有显著的抑制效果。DED 试样孔隙率为 1.11% ,气孔平均等效直径为 $44.45 \mu\text{m}$,呈现典型的氢气孔分层分布特征。DED-IH 试样孔隙率降至 0.79% ,气孔等效直径降至 $41.98 \mu\text{m}$ 。DED-SH 试样在高温沉积区施加冲击,孔隙率降至 0.25% ,较 DED 下降 77.48% ,气孔等效直径降至 $36.81 \mu\text{m}$,较 DED 减小 17.19% 。

(4) 锤锻辅助工艺对于极限抗拉强度和屈服强度均有提升,断后伸长率有所下降。DED-SH 在横向与纵向的极限抗拉强度提升 13.81% 和 26.65% ,屈服强度提升 8.53% 和 16.51% 。锤锻辅助工艺存在细晶强化、固溶强化和位错强化的协同作用,计算结果与试验趋势吻合。

参考文献

- [1] PANT H, ARORA A, GOPAKUMAR G S, et al. Applications of wire arc additive manufacturing (WAAM) for aerospace component manufacturing[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023, 127(11): 4995-5011.
- [2] 余圣甫, 禹润缜, 何天英, 等. 电弧增材制造技术及其应用的研究进展[J]. 中国材料进展, 2021, 40(3): 198-209.
- [3] YU Shengfu, YU Runzhen, HE Tianying, et al. Wire arc additive manufacturing and its application: Research progress[J]. Materials China, 2021, 40(3): 198-209.
- [4] NIU F Y, WANG Q Y, SHAN B Y, et al. Synchronous-hammer-forging-assisted wire arc additive manufacturing Al-Mg alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 965: 171345.
- [5] 袁宇成, 宋军, 罗加杰, 等. 激光熔丝定向能量沉积增材制造技术研究现状与发展趋势[J]. 材料工程, 2025, 53(5): 1-16.
- [6] YUAN Yucheng, SONG Jun, LUO Jiajie, et al. Research advances and development trends of wire-based laser directed energy deposition

additive manufacturing technology[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(5): 1–16.

[5] 吴世凯, 潘朋, 黄文琪, 等. 面向航空航天金属增材制造构件的焊接技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2026, 69(7): 50–64.

WU Shikai, PAN Peng, HUANG Wenqi, et al. Review on welding technology of metal additive manufacturing components for aerospace[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(7): 50–64.

[6] WU Y. Application of aluminum alloy in aircraft[J]. Journal of Physics: Conference Series, 2022, 2228(1): 012024.

[7] SAMAL S K, VISHWANATHA H M, SAXENA K K, et al. 3D-printed satellite brackets: Materials, manufacturing and applications[J]. Crystals, 2022, 12(8): 1148.

[8] PAN Y X, YU M, XU C, et al. High-performance 2319 aluminum alloy via CMT-WAAM: Microstructure, porosity, and mechanical properties[J]. Metals, 2024, 14(7): 797.

[9] 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.

[10] XU Y T, TODA H, SHIMIZU K, et al. Suppressed hydrogen embrittlement of high-strength Al alloys by Mn-rich intermetallic compound particles[J]. Acta Materialia, 2022, 236: 118110.

[11] LIANG X X, JIANG F, MA Y J, et al. Process-structure coupling in laser wire additive manufacturing of 5356 aluminum alloy via pendulum wire oscillation under a laser-resistance hybrid heat source[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2026, 168: 644–656.

[12] GU J L, DING J L, WILLIAMS S W, et al. The effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on porosity in additively manufactured aluminum alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 230: 26–34.

[13] FANG X W, ZHANG L J, CHEN G P, et al. Microstructure evolution of wire-arc additively manufactured 2319 aluminum alloy with interlayer hammering[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 800: 140168.

[14] 李洪亮, 崔展祥, 刘世雄, 等. 6061 铝合金超声电弧 MIG 焊声电特性和工艺[J]. 航空学报, 2022, 43(2): 624969.

LI Hongliang, CUI Zhanxiang, LIU Shixiong, et al. Acoustic-electric characteristics and process of ultrasonic-arc MIG welding of 6061 aluminum alloy[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2022, 43(2): 624969.

[15] HU Y N, CHEN F R, GAO X, et al. Enhancing the geometry accuracy and mechanical properties of wire arc additive manufacturing of an Al–5%Mg alloy through longitudinal magnetic field influence[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 118: 407–418.

[16] 王颖铭, 方春娇, 赖道贵, 等. 磁场辅助电弧熔丝增材修复 ZL114A 薄壁件性能调控研究[J]. 航空制造技术, 2026, 69(8): 124–134.

WANG Haoming, FANG Chunjiao, LAI Daogui, et al. Research on properties regulation of thin-walled ZL114A parts repaired by magnetic field-assisted wire arc additive[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(8): 124–134.

[17] JI J S, WANG L L, WANG J F, et al. Enhanced strength-ductility of deposited Al–Mg–Sc alloy through interlayer hammering and in-situ heating[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2025, 338: 118791.

[18] NIU F Y, LI C X, LI L, et al. Microstructure and mechanical properties of hammer-forging assisted wire-arc directed energy deposition AZ91 alloy[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2024, 19(1): e2373378.

[19] 莫春立, 刘春宇, 赵磊, 等. 固溶处理对 CMT 电弧增材制造 2319 铝合金组织与性能的影响[J]. 热加工工艺, 2022, 51(16): 153–156.

MO Chunli, LIU Chunyu, ZHAO Lei, et al. Effects of solution treatment on microstructure and properties of 2319 aluminum alloy fabricated by CMT arc addition[J]. Hot Working Technology, 2022, 51(16): 153–156.

[20] WANG J, XIAO G Q, ZHANG J S. A new, precise constitutive model and thermal processing map based on the hot deformation behavior of 2219 aluminum alloy[J]. Crystals, 2023, 13(5): 732.

[21] LI Y F, BI W M, HAO Y B, et al. Homogeneous equiaxed high-strength GH4169 components fabricated by synchronous-hot-forging-assisted laser-directed energy deposition[J]. Additive Manufacturing Frontiers, 2025, 4(4): 200251.

[22] WU D J, YU C S, WANG Q Y,

et al. Synchronous-hammer-forging-assisted laser directed energy deposition additive manufacturing of high-performance 316L samples[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 307: 117695.

[23] 于学鑫, 李城昕, 孟超鑫, 等. 整体高温辅助激光定向能量沉积 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶陶瓷组织性能研究[J]. 航空制造技术, 2025, 68(8): 57–64, 84.

YU Xuexin, LI Chengxin, MENG Chaoxin, et al. Effect of integral high-temperature assist on microstructure and mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ eutectic ceramics prepared by laser directed energy deposition[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(8): 57–64, 84.

[24] 张华伟, 李言祥, 刘源. 氢在 Gasar 工艺常用纯金属中的溶解度[J]. 金属学报, 2007, 43(2): 113–118.

ZHANG Huawei, LI Yanxiang, LIU Yuan. Hydrogen solubility in pure metals for gasar process[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 43(2): 113–118.

[25] 刘圣心, 王磊磊, 吕飞阅, 等. 电弧增材制造 2319 铝合金析出相分布及强化机理[J]. 材料工程, 2025, 53(9): 82–90.

LIU Shengxin, WANG Leilei, LÜ Feiyue, et al. Precipitated phase distribution and strengthening mechanism of 2319 aluminum alloy deposited by wire arc additive manufacturing[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(9): 82–90.

[26] WANG X K, XIAO Y, ZHENG Y P, et al. Preparation and properties of high strength Al–Mg–Fe–Mn–Sc–Zr alloy by laser powder bed fusion with quasicrystal enhancement[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 946: 149106.

[27] HANSEN N. Hall–Petch relation and boundary strengthening[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(8): 801–806.

[28] LIU Z B, SUN J N, YAN Z G, et al. Enhanced ductility and strength in a cast Al–Mg alloy with high Mg content[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 806: 140806.

[29] LIU D H, WU D J, MA G Y, et al. Effect of post-deposition heat treatment on laser-TIG hybrid additive manufactured Al–Cu alloy[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2020, 15(4): 445–459.

[30] FANG X W, YANG J N, JIANG X, et al. Wire-arc directed energy deposited high-

performance AZ31 magnesium alloy via a novel interlayer hammering treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 889: 145864.

[31] ZHA M, TIAN T, JIA H L, et al. Sc/Zr ratio-dependent mechanisms of strength evolution and microstructural thermal stability

of multi-scale hetero-structured Al-Mg-Sc-Zr alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 140: 67–78.

Study on Microstructure and Properties of Hammer Forging Assisted Arc Directed Energy Deposited 2319 Aluminum Alloy

NIU Fangyong^{1,2}, MENG Chaoxin^{1,2}, LI Zihao^{1,2}, LI Yunfei^{1,2}

(1. State Key Laboratory of High-Performance Precision Manufacturing, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China;

2. Key Laboratory for Precision/Non-Traditional Machining Technology and Microfabrication Technology of Ministry of Education, Dalian 116024, China)

[ABSTRACT] Arc directed energy deposition technology has become an important technical direction for near-net forming of large aluminum alloy components due to its advantages of high deposition efficiency and high material utilization. However, there are some problems in the deposition process of 2319 aluminum alloy, such as residual pores, non-uniformity of layered structure and anisotropy of mechanical properties, which restrict its engineering application. In this paper, a hammer forging assisted arc directed energy deposition method was proposed. The effects of interlayer hammer forging and synchronous hammer forging on the forming quality, microstructure, porosity defects and mechanical properties of 2319 aluminum alloy were systematically studied. The results show that the synchronous hammer forging introduces 32.91% plastic deformation in the high temperature deposition zone, the porosity of the sample decreases by 77.48%, the average grain size is refined by 48.81%, the precipitated phase changes from coarse network to dispersed particle, the crystal texture is significantly weakened, and the synergistic improvement of microstructure refinement and densification is realized.

Keywords: Arc directed energy deposition; 2319 aluminum alloy; Hammer forging assistance; Porosity suppression; Microstructure

(责编 逸飞)