

纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金电弧熔丝增材成形 工艺及组织和性能

田瑞^{1,3}, 江哲², 刘俊^{1,3}, 刘伟清¹, 池元清², 张永康²

(1. 广东省科学院中乌焊接研究所, 广东省材料连接与先进制造重点实验室, 广州, 510650; 2. 广东工业大学, 机电工程学院, 广州, 510006; 3. 重庆科技大学, 冶金与材料工程学院, 重庆, 401331)

摘要: 采用电弧熔丝增材制造技术 (WAAM) 对纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行成形试验, 分析了焊接电流、焊接速度、沉积路径、层间等待时间对成形性能的影响。结果表明, 在焊接电流 190 A、焊接速度 350 mm/min、往复沉积、层间等待时间为 90 s 时合金具有良好的成形性能。对制备的直壁墙体进行了沉积后热处理, 对不同状态合金的组织和性能进行了研究。沉积态及热处理态合金显微组织均具有优异的各向同性, 由细小的、无明显取向的等轴晶组成。T6 处理显著提高了沉积态合金的硬度及力学性能, T6 处理后平均硬度为 178.3 HV, 较沉积态提升 61%, 沿横向抗拉强度 (R_m)、屈服强度 (R_{eL}) 与断后伸长率 (A) 分别为 469.7(± 5.1) MPa, 366.3(± 1.4) MPa 与 6.4(± 0.4)%, 沿纵向抗拉强度 (R_m)、屈服强度 (R_{eL}) 与断后伸长率 (A) 分别为 454.3(± 18.8) MPa, 364.7(± 16.7) MPa 与 5.9(± 0.5)%, 具有良好的力学性能各向同性。

创新点: (1) 采用 WAAM 技术对纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行成形, 系统分析了工艺参数对其成形性能的影响。

(2) 成功制备了无裂纹 Al-Zn-Mg-Cu 增材样品, 具有优异的组织和性能各向同性及强塑性。

关键词: 电弧熔丝增材制造; 纳米改性; Al-Zn-Mg-Cu 合金; 成形性能; 组织和性能

中图分类号: TG 444; TG 166.3 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20231216001

Formability, microstructure and mechanical properties of nano-treated Al-Zn-Mg-Cu alloy fabricated by wire arc additive manufacturing

TIAN Rui^{1,3}, JIANG Zhe², LIU Jun^{1,3}, LIU Weiqing¹, CHI Yuanqing², ZHANG Yongkang²

(1. China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Material Joining and Advanced Manufacturing, Guangzhou, 510650, China; 2. School of Electromechanical Engineering, Guangdong University of Technology, Guangzhou, 510006, China; 3. School of Metallurgy and Materials Engineering, Chongqing University of Science and Technology, Chongqing 401331, China)

Abstract: Wire arc additive manufacturing(WAAM) was utilized to fabricate the nano-treated Al-Zn-Mg-Cu alloy. Effects of fabrication parameters on WAAM formability are systematically investigated. The results show that the nano-treated Al-Zn-Mg-Cu alloy is well formed by alternative path under the following parameters: welding current 190 A, welding speed 350 mm/min, dwell time 90 s. Post-deposition heat treatment is employed to further modify the microstructure and the mechanical performance. The WAAMed Al-Zn-Mg-Cu alloys at both as-deposited and heat-treated states exhibit homogeneous microstructure composed of fine equiaxed grains without preferred orientation. T6 heat treatment significantly improves the microhardness and mechanical properties of the as-deposited alloy. The microhardness of the T6 treated alloy reaches 178.3 HV, which is 61% higher than that of the as-deposited sample. The ultimate tensile strength, yield strength, elongation of the T6 treated alloy along horizontal and vertical directions are 469.7(± 5.1) MPa, 366.3(± 1.4) MPa, 6.4 (± 0.4) % and 454.3(± 18.8) MPa, 364.7(± 16.7) MPa, 5.9 (± 0.5)% respectively, demonstrating that the WAAMed nano-treated Al-Zn-Mg-Cu alloy has excellent mechanical isotropy.

Highlights: (1) Nano-treated Al-Zn-Mg-Cu alloy was successfully fabricated by WAAM, and the effects of parameters on formability were investigated systematically.

(2) The WAAMed Al-Zn-Mg-Cu alloy free of hot cracks has isotropic microstructure and mechanical performance and excellent strength-ductility synergy.

Key words: wire arc additive manufacturing; nano-treating; Al-Zn-Mg-Cu alloy; formability; microstructure and mechanical properties

0 序言

Al-Zn-Mg-Cu 铝合金是一种具有高比强度、高比刚度和良好耐腐蚀性能的轻质合金材料,广泛应用于航空航天、高速机车等领域^[1]。然而其大型和复杂结构件的制备仍然采用减材制造的方式,导致加工周期慢,材料利用率低,并且对加工件尺寸与加工工具有着严苛的要求^[2-3]。增材制造技术革命性改变金属构件的开发和生产方式,并广泛应用在航空航天、汽车、医疗和消费品等行业^[4],在一定程度上已成为铸造、锻造等成形工艺与机械加工等减材技术的替代方案^[5]。金属增材制造技术优势在于降低产品成本,提高生产效率,并且能够生产高精度的不同结构、不同材料、不同尺寸的金属构件^[6]。电弧增材制造(wire and arc additive manufacturing, WAAM)已成为铝合金增材的主流技术,该技术以较低的运营成本与高效率的制造过程应对大型且相对复杂的构件,其实质是通过电弧将焊丝熔化,将熔滴不断过渡形成单层结构,并不断堆叠结构,从而达到增材的目的^[7]。

铝合金具有较高的导热系数、热膨胀系数、电导率与生成难熔 Al_2O_3 倾向^[8],所以在铝合金电弧增材过程中易产生气孔、热裂纹、组织不均匀与熔池塌陷等缺陷^[9-12],导致 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金电弧增材力学性能较差,不能满足使用需求。Morais 等人^[13]采用冷金属过渡焊接技术(cold metal transfer, CMT)制备了 Al-Zn-Mg-Cu 增材试样,结果发现增材试样性能虽然有所提升,但仍存在缺陷。

基于以上问题,一种新的纳米颗粒改性技术引起研究者的广泛关注,该技术通过在熔池中引入纳米颗粒改善其凝固过程,细化晶粒与第二相尺寸,抑制熔池凝固过程中热裂纹的产生,从而改善 Al-Zn-Mg-Cu 合金的显微组织及性能^[14]。Martin 等人^[15]在激光增材过程中向 Al-Zn-Mg-Cu 合金中添

加 ZrH_2 颗粒,纳米颗粒促进了增材制造过程中柱状晶向等轴晶转变,从而减少了热裂纹等内部缺陷的形成,并提高了断后伸长率,同时获得了较高的力学性能;Yuan 等人^[16]采用 WAAM 技术引入乙二醇混合非均匀相 TiN 纳米颗粒(20 nm, 2%(质量分数))对 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行增材试验,结果发现, TiN 的加入促使晶粒完全转变为等轴晶,且晶粒尺寸减少 92.9%,拉伸强度、断后伸长率、显微硬度均有大幅度提升;Xiao 等人^[17]采用选择性激光熔化(selective laser melting, SLM)技术对 Nb 纳米颗粒(50 nm, 1.5%)与 Al-Zn-Mg-Cu 混合粉末进行增材,结果发现,纳米颗粒的引入使柱状晶转变为平均晶粒尺寸为 1.9 μm 的等轴晶,消除了裂纹与气孔等缺陷,经 T6 处理后,增材试样抗拉强度为 505(± 12) MPa,较热处理前提升 19.6%,断后伸长率为 12.3(± 1.3)%,较热处理前降低 28.1%。以上研究结果表明,纳米颗粒的加入对 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金增材显微组织与力学性能均有显著改善,但更多研究采用的是 SLM 成形方式,对于纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 电弧增材的研究较少,鲜少涉及其 WAAM 成形性能。

基于此,文中采用 WAAM 技术对纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行增材成形试验,系统分析工艺参数对其成形性能的影响,并结合沉积层组织、元素分布、显微硬度与拉伸性能探讨微观组织与力学性能的内在联系,为 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金大型、复杂增材结构件制造提供工艺及理论支撑。

1 试验方法

试验材料为添加 1.0%(体积分数)TiC 纳米颗粒的纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金焊丝(ϕ 1.2 mm),焊丝成分见表 1。基板为 7075 铝合金,尺寸为 200 mm $\times$ 200 mm $\times$ 15 mm,基板成分见表 2。采用自主设计编程控制四轴平台,可实现平台路径规划与运

动速度的控制. MIG 弧焊机 (MRF-350) 采用一元化焊接程序, 通过电流大小自动匹配送丝速度. 增材过程使用 99.99% 氩气保护, 气体流量为 15 L/min, 增材过程示意图及拉伸试样尺寸如图 1 所示.

表 1 焊丝化学成分 (质量分数, %)				
Table 1 Chemical composition of welding wire				
Zn	Mg	Ti	Cu	Al
8.6	3.2	1.8	1.8	余量

表 2 7075 铝合金基板化学成分 (质量分数, %)								
Table 2 Chemical composition of 7075 aluminum alloy substrate								
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Zn	Al
0.06	0.16	1.5	0.06	2.62	0.22	0.05	5.59	余量

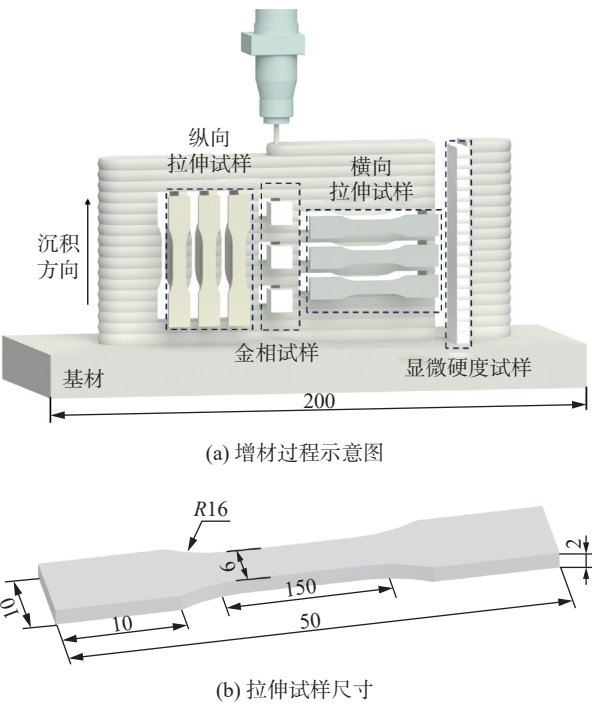


图 1 增材过程示意图及试样尺寸 (mm)
Fig. 1 Schematic of printing process and sample cutting. (a) printing process and samples position; (b) dimensional drawing of tensile specimen

增材结束后, 对制备的直壁墙体进行沉积后热处理, 热处理工艺为: 固溶 (475 °C/1 h) + 人工时效 (120 °C/24 h). 对不同状态的增材件进行显微组织观察及力学性能测试, 采用线切割对试件上、中、下 3 个部分分别截取 (10 mm × 10 mm × 5 mm) 金相试样, 沿墙体横向、纵向截取拉伸试样, 取样位置示意图如图 1(a) 所示. 用于微观结构分析的金相试样首先用 400 号、1000 号、2000 号、3000 号和 5000 号的砂纸研磨, 再使用 0.5 μm 金刚石抛光剂抛光待测表面. 使用 Keller's 试剂 (95% H_2O + 2.5% HNO_3 + 1.5% HCl + 1.0% HF) 对试样表面晶界进行蚀刻, 并使用 ZEISS Imager.M2m 光学显微镜 (optical microscope, OM) 观察试样晶粒形状与尺寸. 使用

HClO_4 电解液 (10% HClO_4 + 90% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) 对试样电解抛光, 使用 Zeiss sigma 500 扫描电镜 (scanning electron microscope, SEM)、能量散射光谱仪 (energy dispersive spectrometer, EDS) 观察微观组织与元素分布, 在 NordlysMax2 背向散射电子衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 下观察试样晶粒尺寸与晶粒取向, 设置步长尺寸为 0.5 μm, 使用 Aztec 软件对 EBSD 数据进行处理分析.

使用 Wilson VH1202 硬度计对试样沉积方向进行维氏硬度测量, 设定加载力为 0.2 N, 加载时间 10 s. 使用万能试验机进行拉伸试验, 拉伸试样尺寸如图 1(b) 所示, 拉伸速率为 0.5 mm/min, 使用 SEM 对断口形貌进行观察.

2 试验结果与讨论

2.1 成形性能

采用电弧焊机在 7075 铝合金基板上对纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 焊丝进行增材试验, 分析焊接电流、焊接速度对单道单层增材试样成形性能的影响, 在此基础上进一步研究沉积路径与层间等待时间对单道多层增材试样成形性能的影响. 为了更加直观说明焊接参数对增材试样成形性能的影响, 引入余高系数 γ 作为焊接成形性能评定标准, 即

$$\gamma = H/W \tag{1}$$

式中: γ 为余高系数; H 为余高; W 为熔宽. γ 较小时, 焊道熔深小且熔宽大, 此时焊道出现未熔透且咬边, 不能完全铺展的情况, 不利于增材试验的开展; γ 较大时, 焊道熔深大且熔宽小, 有利于增材试验的开展; 当 γ 系数基本保持不变时, 应当选取焊接电流更小、焊接速度更快的焊接参数作为单道多层增材试验工艺参数.

2.1.1 焊接电流对单道单层增材试样成形性能影响

焊接电流为 170 ~ 210 A, 单道增材试样宏观形貌与截面形貌见表 3。结果发现, 在 150 A 焊接电流下, 焊道细小且不稳定, 并存在咬边情况, 焊道并未完全铺展在基板上; 随着焊接电流的提高, 焊道

熔宽逐渐增大且表面更为平整光滑, 并未发生未熔透与咬边的情况, 截面熔深较深, 这样更有利于开展单道多层增材试验^[18]; 当焊接电流为 170 ~ 190 A 时, γ 变化幅度较大; 当焊接电流大于 190 A 时, γ 基本保持不变, 为了减少热输入, 保持较好的成形效果, 选择焊接电流为 190 A。

表 3 不同焊接电流单道单层焊接试样宏观形貌和截面形貌
Table 3 Macromorphology and cross-sectional morphology of single pass single-layer welding specimens with different welding currents

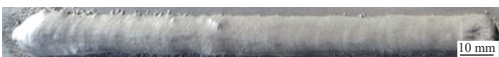
电流 <i>I</i> /A	宏观形貌	截面形貌	熔宽 <i>W</i> /mm	余高 <i>H</i> /mm	余高系数 γ
150			7.60	4.44	0.58
170			9.98	3.52	0.35
190			12.42	3.50	0.28
210			12.7	3.74	0.29

2.1.2 焊接速度对单道单层增材试样成形性能影响

焊接速度为 250 ~ 550 mm/min, 单道增材试样宏观形貌与截面形貌见表 4。随着焊接速度的增加, 焊道熔宽呈先增大后减小的趋势, 余高不断减小; 焊接速度为 250 ~ 350 mm/min, 熔宽基本保持一致, 但熔深减小, 焊道宏观成形良好, 焊道表面光滑平整, 未有咬边与未熔合情况发生; 焊接速度

为 450 ~ 550 mm/min, 焊道宏观成形在靠近收弧端发生明显颈缩且表面粗糙; 当焊接速度为 550 mm/min 时, 焊道过窄, 并不适合开展单道多层增材试验; 焊接速度为 350 ~ 450 mm/min, γ 基本相同, 但是焊接速度在 450 mm/min 时, 焊道宏观成形在靠近收弧端发生明显颈缩, 最终选择焊接速度为 350 mm/min。

表 4 不同焊接速度单道单层焊接试样宏观形貌和截面形貌
Table 4 Macromorphology and cross-sectional morphology of single pass single-layer welding specimens with different welding speeds

焊接速度 <i>v</i> /(mm·min ⁻¹)	宏观形貌	截面形貌	熔宽 <i>W</i> /mm	余高 <i>H</i> /mm	余高系数 γ
250			11.26	4.54	0.40
350			11.90	3.54	0.30
450			9.72	3.10	0.31
550			7.85	2.92	0.37

2.1.3 沉积路径对单道多层增材试样成形性能影响

在单道多层增材试验中, 沉积路径对成形性能有重要影响, 保持焊接速度为 350 mm/min、焊接电流 190 A 工艺下对 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行单道多层成形试验, 如图 2 所示。图 2(a) 为单一方向单道多层增材试样, 沿着焊接方向, 试验件宏观形貌呈左低右高不对称分布, 这是由于起弧与收弧位置电流参数不同, 使收弧处由于热量累积, 从而导致熔

池塌陷^[19]。扫描至 15 层时, 由于收弧处高度过低, 导致焊机无法正常进行单道多层增材试验, 采用往复沉积路径进行单道多层增材试验, 从而达到较好的成形效果。

图 2(b) 为往复沉积路径下 35 层单道多层增材试样宏观形貌, 测量得到试样高度为 62.7 mm, 平均层高为 1.8 mm, 试样整体在起弧处与收弧处呈对称分布, 且表面光滑平整, 成形性能较单一方向

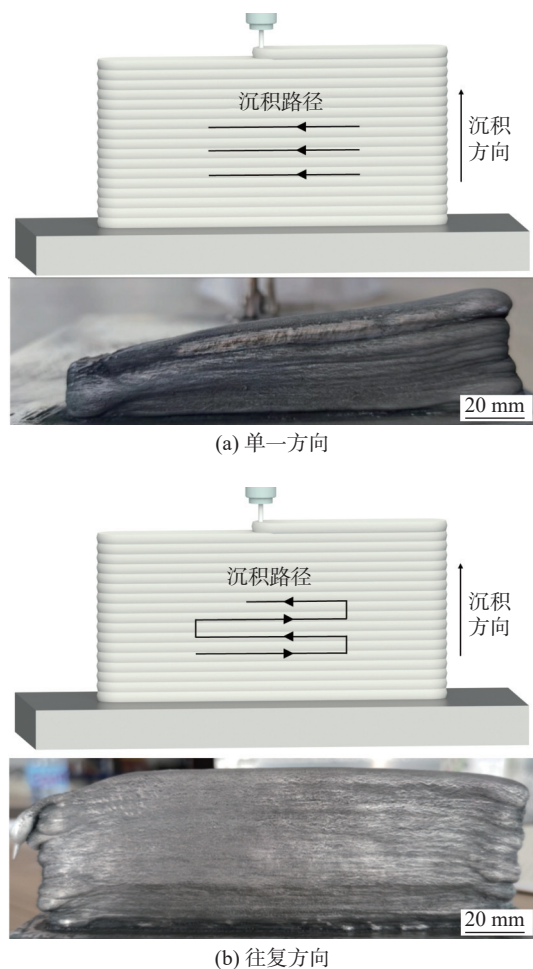


图 2 不同焊接方向单道多层增材试样宏观形貌

Fig. 2 Macro forming morphology of single pass multi-layer additive samples under different welding directions. (a) single direction; (b) reciprocating direction

增材更好,但是发现增材试样分界并不明显,且试样中部有略微塌陷,分析认为由于热累积的作用导致金属熔池表面张力降低,从而导致熔池略微塌陷^[18].

层间等待时间是影响增材过程中基板与增材试样热传递的重要因素.增材的实质是通过熔滴过渡不断沉积焊道的过程,而热量由焊道逐层传递至基板,再由基板传递至工装夹具达到散热的效果.层间等待时间过短,热量散失不充分,增强下一道熔池流动性,容易造成熔池塌陷,对后续沉积过程造成影响.层间等待时间增加可以促进熔池快速冷却和凝固,促进晶粒生长与定向,也可以减少热应力引起的裂纹与变形,但是过长的等待时间并不利于工业化应用.

2.1.4 层间等待时间对单道多层增材试样成形性能影响

设定焊接电流 190 A,焊接速度 350 mm/min,

层间等待时间 30 ~ 120 s,单道多层增材试样宏观形貌如图 3 所示,由图 3 可以得到最佳层间等待时间为 90 s.在 0 ~ 90 s 等待时间内随着层间等待时间的增加,试验件两端塌陷程度不断减小,且分层也越为明显,分析认为,较长的层间等待时间有利于减少热累积,使试验件各部分散热均匀,从而达到成形较好的增材试样.但当层间等待时间为 120 s 时,增材件两端有熔池塌陷,且焊道中部有熔池下沉流动,分析认为,过长的等待时间会导致凝固过程过快开始,熔池失衡导致塌陷^[18].

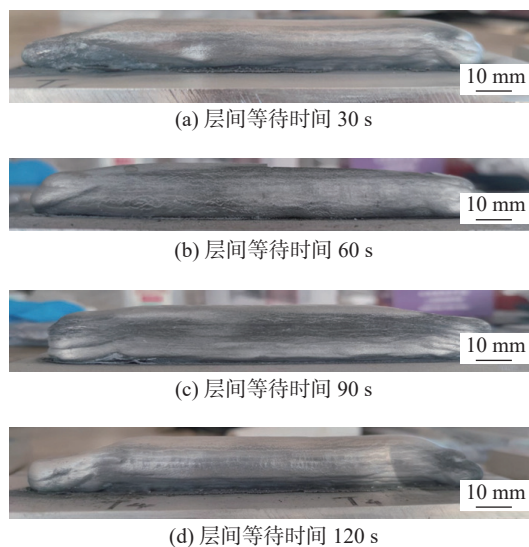


图 3 不同层间等待时间单道多层增材试样宏观形貌

Fig. 3 Macro forming diagram of single pass multi-layer additive samples with different dwell time. (a) dwell time 30 s; (b) dwell time 60 s; (c) dwell time 90 s; (d) dwell time 120 s

2.2 微观组织观察

对焊丝与沉积态增材试样使用 ICP-OES 电感耦合等离子体发射光谱仪 (inductively coupled plasma optical emission spectrometer) 检测元素含量占比,计算增材过程中元素烧损率,增材试样化学成分见表 5.计算得到 Zn 元素烧损率为 39.3%,Mg 元素烧损率为 40.3%,分析认为,电弧增材过程中由于电弧熔化焊丝产生高温导致 Zn 和 Mg 等元素蒸发损耗.

表 5 增材试样化学成分 (质量分数, %)

Table 5 Chemical composition of additive samples

Zn	Mg	Ti	Cu	Al
5.22	1.91	1.26	1.98	余量

图 4 为纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金单道多层增材试样沉积态顶部、中部和底部的微观组织形

貌. 由图可知, 沉积态增材试样的顶部、中部和底部的金相组织均为等轴晶, 通过 ImageJ 软件对沉积态顶部、中部及底部 3 个区域晶粒尺寸进行计算, 得到上、中、下 3 个区域晶粒尺寸分别为 $12.43 (\pm 2.27) \mu\text{m}$, $11.47 (\pm 1.25) \mu\text{m}$ 和 $12.78 (\pm 1.72) \mu\text{m}$, 结果发现不同区域晶粒尺寸并无明显差别.

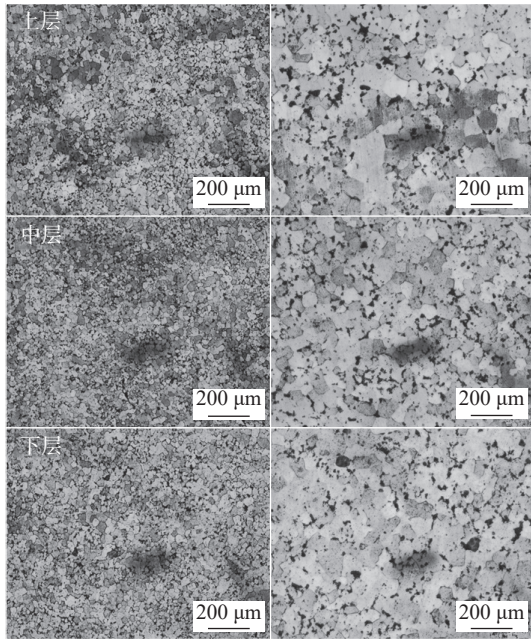
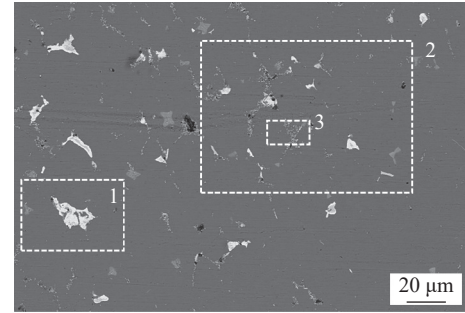


图 4 试样上部、中部和下部区域的微观组织

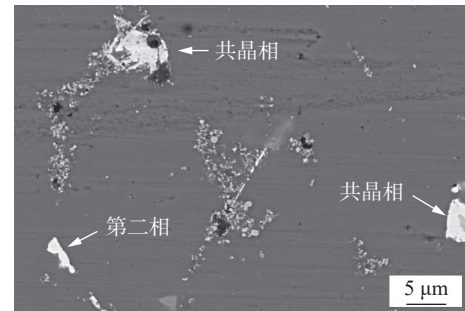
Fig. 4 Optical microstructure of the top, middle and bottom regions

图 5 为沉积态试样中部 SEM 形貌, 分别对图 5(a) 中 1~3 特征区域进行放大, 发现晶界上存在呈不连续网络状分布的第二相及纳米颗粒, 在第二相周围及内部也存在纳米颗粒 (图 5(c)). 如图 5(d) 所示, 纳米颗粒分散良好, 未发生明显的团聚. 此外, 组织中还存在一些长条状的相, 这些相为 Al_3Ti , 由 TiC 纳米颗粒与 Al 基体反应形成.

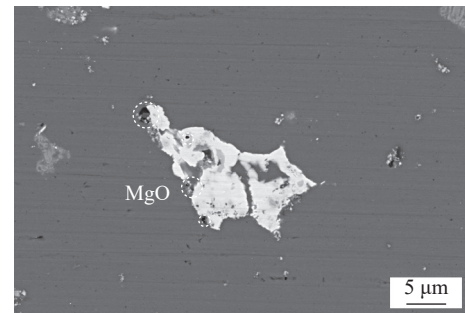
为了明确相成分, 使用 EDS 能谱仪在面扫描模式下对试样进行分析, 结果如图 6 所示. 图 6(a) 为图 5(a) 特征区 2 EDS 能谱, 结果发现 Cu 与 Mg 元素在晶界上第二相的位置发生了富集, Zn 元素并未产生明显的富集, 因此推测第二相为 Al_2Cu 或者 Al_2CuMg , 同时 Ti 元素在晶界上富集明显, 表明纳米颗粒主要分布在晶界上. 图 6(b) 为特征共晶相附近区域的 EDS 面扫描结果, 结果表明共晶相由 Mg, Zn, Cu 和 Al 4 种元素组成, 推测为固溶了部分 Cu 与 Al 元素的 MgZn_2 相- $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$, 同时发现在共晶相的内部与周围存在有纳米颗粒, 表明纳米颗粒对共晶相有一定的细化作用.



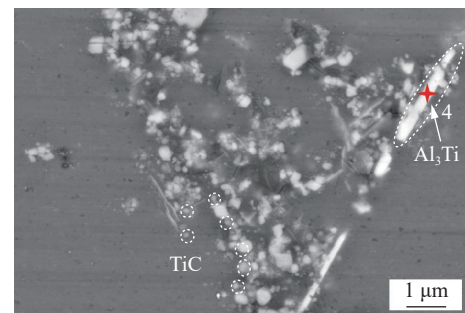
(a) 低倍 SEM 形貌



(b) 特征区 2 SEM 形貌



(c) 特征区 1 SEM 形貌



(d) 特征区 3 SEM 形貌

图 5 沉积态试样中部 SEM 形貌

Fig. 5 SEM image of the middle part of the as-deposited sample. (a) SEM image at low magnification; (b) SEM image of area 2; (c) SEM image of area 1; (d) SEM image of area 3

图 7 为试件 EBSD 测试结果, 对试件中间部分连续扫描. 由图 7(a) 与图 7(b) 可以看出, 基于 TiC 纳米颗粒的改性效果, 与其他传统铝合金电弧增材所形成的层内柱状晶与层间等轴晶所组成的“带状”不均匀组织不同^[20], 纳米改性 Al-Zn-Mg-

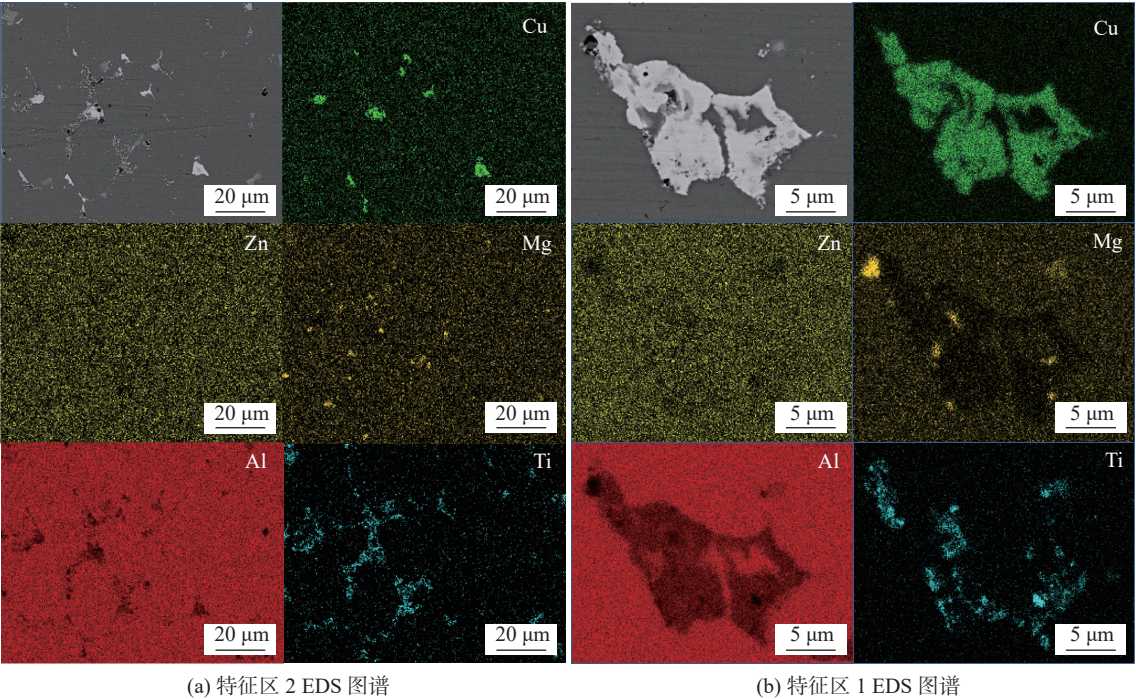


图 6 沉积态 EDS 能谱图

Fig. 6 EDS energy spectrum of as-deposited sample. (a) EDS map of area 2 in Fig.5; (b) EDS map of area 1 in Fig.5

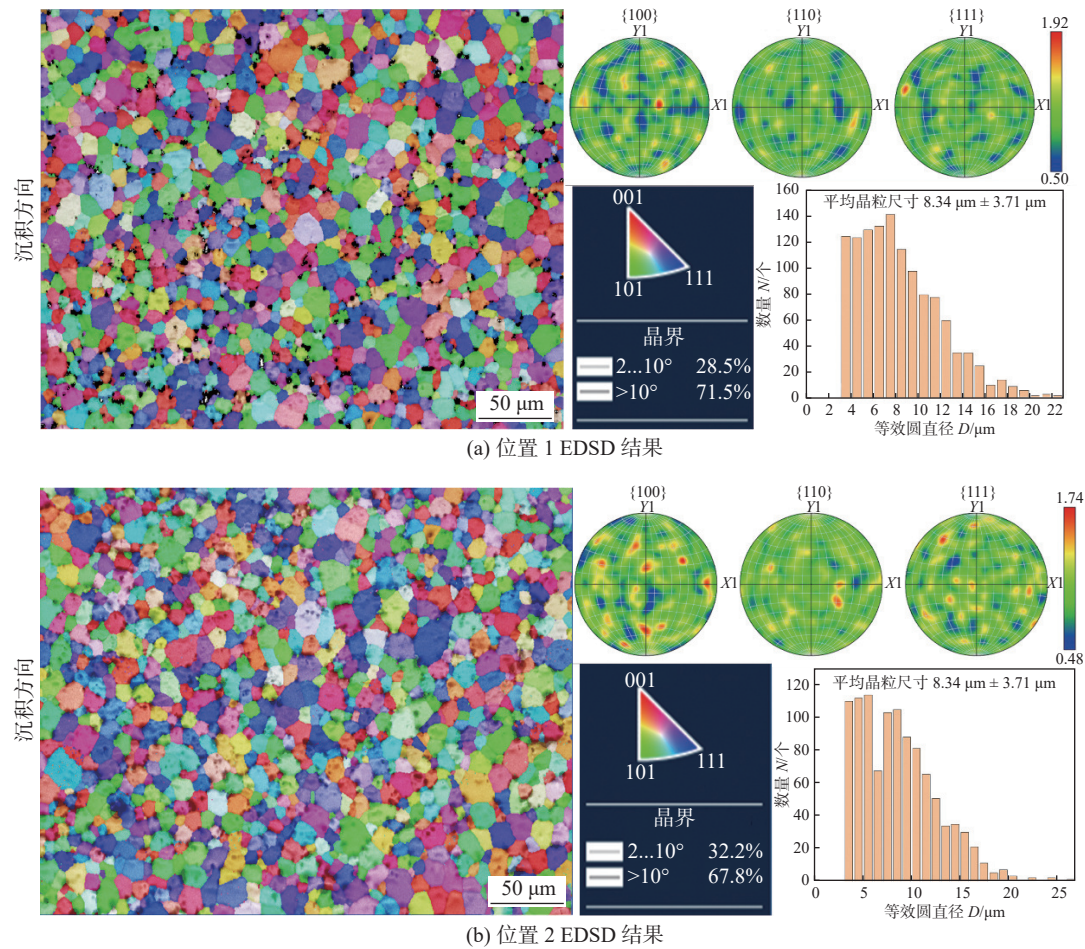


图 7 试样中部 EBSD 结果

Fig. 7 EBSD characterization of the Middle part of the as-deposited sample. (a) EDSD results of position 1; (b) EDSD results of position 2

Cu 合金增材后组织由均匀细小的等轴晶组成, 晶粒尺寸大多数分布在 $3 \sim 10 \mu\text{m}$, 平均晶粒尺寸分别为 $8.34(\pm 3.71) \mu\text{m}$ 和 $8.55(\pm 3.90) \mu\text{m}$, 由 EBSD 极图看出, 织构强度最大值分别为 1.92 和 1.74, 表明增材试样中不存在明显织构. 纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金 WAAM 后呈现了良好的组织各向同性.

以上结果表明, 纳米颗粒的加入促进了电弧增材 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织中粗大柱状晶向细小等轴晶的转变, 这主要是由于以下两方面原因: ①TiC 颗粒促进了熔池金属凝固过程中的异质形核, TiC 与 Al 具有相同的晶体结构, 并且两者之间的晶格错配度仅为 6.9%^[21], 因此 TiC 纳米颗粒可以成为 $\alpha\text{-Al}$ 的有效异质形核点; ②部分纳米颗粒在凝固过程中被推移至晶界, 位于晶界上的纳米颗粒对晶粒的长大有强烈的抑制作用. 以上两种因素共同作用, 导致电弧增材纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金中细小等轴晶的形成.

考虑到增材试样的成分接近 7075 铝合金的成分, 文中采用的 T6 热处理工艺为固溶 ($475^\circ\text{C}/1 \text{ h}$) + 人工时效 ($120^\circ\text{C}/24 \text{ h}$). 图 8 为 T6 状态下的 OM 图, 通过 ImageJ 软件对 T6 状态下晶粒尺寸进行计

算得到 T6 态晶粒尺寸为 $12.79(\pm 1.45) \mu\text{m}$. 对比发现, 经过 T6 处理后, 晶粒尺寸与沉积态相比并无明显变化, 且均为等轴晶, 这主要是由于 TiC 纳米颗粒的加入抑制了高温固溶过程中晶界的移动, 抑制了晶粒的长大, 所以经过热处理后, 晶粒尺寸并无明显变化.

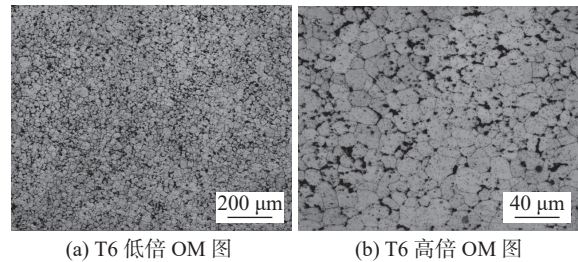


图 8 增材试样 T6 态金相组织

Fig. 8 Metallographic structure of additive samples after T6 heat treatment. (a) low magnification; (b) high magnification

图 9 为 T6 态 SEM 形貌, T6 之后晶界上仍分布有未在固溶过程中溶解的残留相, 图 10 为图 9(c) EDS 能谱扫描结果, EDS 扫描结果表明这些相为 Al_2Cu 或 Al_2CuMg , Al-Zn-Mg-Cu 合金中 Al_2CuMg 相固溶后残留较为常见, Al_2CuMg 具有较高的高温稳定性, 需要更高的温度或更长的固溶时间才能全部溶解^[22].

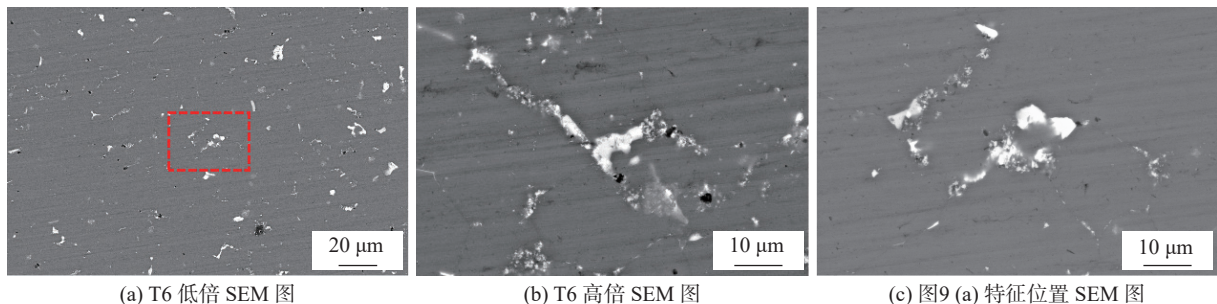


图 9 T6 试样中部 SEM 形貌

Fig. 9 SEM image of the middle part of T6 sample. (a) low magnification SEM image of T6 state sample; (b) high magnification SEM image of T6 state sample; (c) SEM image of the dashed rectangular zone in Fig.9(a)

Al_2Cu 需要更高的固溶温度, 通常为 525°C ^[23-24], 经过 T6 处理之后, 组织中仍存在未溶解的 Al_2Cu 与 Al_2CuMg 相. 图 11 为 T6 态点扫描与元素占比, 结果发现 T6 之后晶界上形成呈链条状分布的析出相, 该析出相尺寸约为 30 nm , 这些相为固溶了部分 Cu 及 Al 元素的 η 相 (MgZn_2).

2.3 力学性能分析

2.3.1 显微硬度

图 12 为热处理前后增材试样的硬度对比, 由

图可知, T6 处理显著提高了沉积态试样的硬度. 沉积态平均硬度为 110.6 HV , 经过 T6 热处理后, 平均硬度为 178.3 HV , 与沉积态相比, T6 态硬度得到了明显的提升, 提升幅度可达 61%. 硬度的提升主要是由于 T6 处理后大量与 $\alpha\text{-Al}$ 基体保持共格关系的 η' 相的析出^[25], 大量纳米相的析出将大幅提高铝合金的强度及硬度, 而塑性会有略微下降.

2.3.2 拉伸性能

对 T6 态试样进行了拉伸性能测试, 取样位置

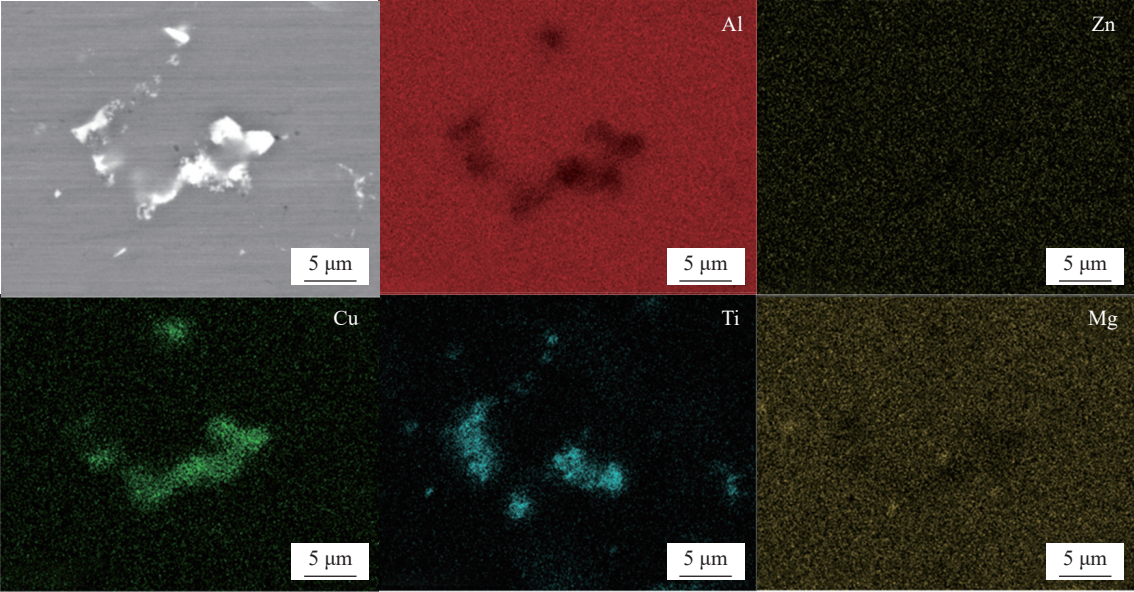


图 10 T6 试样 EDS 能谱
Fig. 10 EDS spectrum of T6 sample

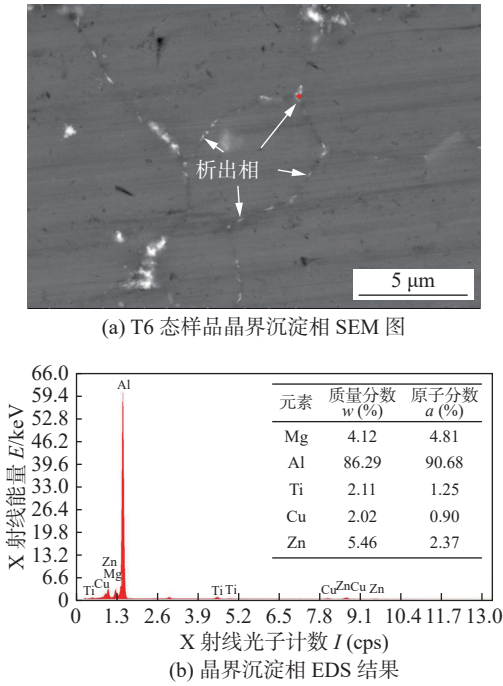


图 11 T6 试样析出相点扫描结果
Fig. 11 Spot Scanning Results of precipitation along grain boundaries in T6 Sample. (a) SEM images of grain boundaries precipitates in T6 state sample; (b) EDS results of grain boundaries precipitates

及尺寸如图 1 所示, 拉伸结果如图 13 所示, 拉伸结果平均值见表 6. T6 态试样具有优异的强塑性, 其力学性能与变形态 7075 铝合金 T6 处理后力学性能相当. 对比可知横向、纵向拉伸件性能并无明显差异, 说明纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金增材试样具有良好的性能各向同性, 这源于显微组织的各向同性.

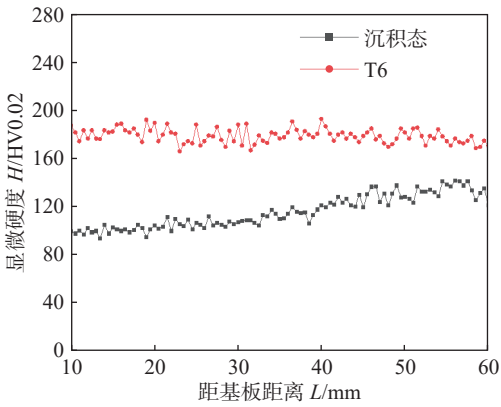


图 12 显微硬度对比
Fig. 12 Microhardness contrast

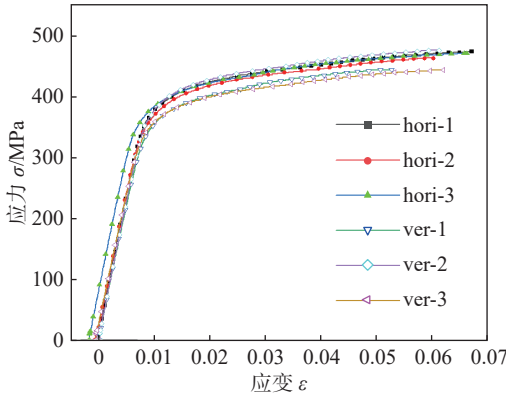


图 13 T6 态拉伸结果
Fig. 13 Stress-strain curves of T6 treated samples

T6 态试样中优异的强度主要来源于以下几方面原因. 首先为细晶强化, 由前面组织表征结果可知, T6 态合金由细小的等轴晶组成, 由 Hall-Petch

表 6 T6 态拉伸结果
Table 6 Tensile strength of T6 state samples

方向	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 R_{eL} /MPa	断后伸长率 $A(\%)$
横向	469.7 $\pm$ 5.1	366.3 $\pm$ 1.4	6.4 $\pm$ 0.4
纵向	454.3 $\pm$ 18.8	364.7 $\pm$ 16.7	5.9 $\pm$ 0.5

公式可知,晶粒越小,材料的强度越高;其次为析出相强化,T6 处理后,Al-Zn-Mg-Cu 合金中将形成高密度的 η' 相,这是 Al-Zn-Mg-Cu 合金中主要的强化相。此外,载荷强化也为强度提升做出了贡献,TiC 颗粒与 Al 基体的润湿性较好,两者之间具有良好的界面结合^[21],这使得载荷可以有效的从基体转

移到增强体颗粒上,从而提高强度。

2.3.3 拉伸断口形貌

图 14 为热处理后增材试样的拉伸断口形貌,可以看到很多尺寸较小的等轴形韧窝,并且韧窝的深度较浅,说明试样的断裂方式为韧性断裂。细小等轴状韧窝的形成是因为增材过程中形成了细小的等轴晶,而韧窝较浅说明试样的韧性较低。断裂面上存在少量气孔,气孔为铝合金在凝固过程中不可避免的缺陷,主要是由于溶解在铝熔体中的氢在凝固过程中来不及逸出而形成的氢气孔^[26]。气孔的形成会成为裂纹源,降低材料的韧性。其次,如前所述,热处理后组织中还存在一些微米大小的未溶解相,这些相也对韧性有不利影响。

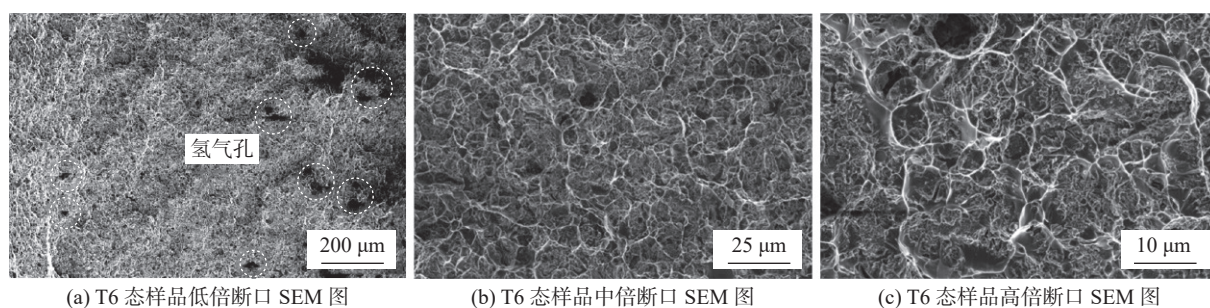


图 14 T6 态拉伸断口 SEM 图

Fig. 14 SEM image of T6 state tensile fracture surface. (a) fracture surface SEM images of T6 state sample at low magnification; (b) fracture surface SEM images of T6 state sample at medium magnification; (c) fracture surface SEM images of T6 state sample at high magnification

3 结论

(1) 使用电弧增材成形技术对纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行了成形,在焊接电流 190 A、焊接速度 350 mm/min、往复沉积路径、层间等待时间为 90 s 时具有良好的成形性能。

(2) 纳米颗粒的加入促进了 Al-Zn-Mg-Cu 合金增材过程中柱状晶向细小的等轴晶的转变,显微组织呈现良好的各向同性。

(3) 电弧增材纳米改性 Al-Zn-Mg-Cu 合金具有良好的力学性能各向同性,并且 T6 热处理可显著提高沉积态试样的硬度及强度,T6 热处理后试样横向抗拉强度 (R_m)、屈服强度 (R_{eL}) 与断后伸长率 (A) 分别为 469.7($\pm$ 5.1) MPa, 366.3($\pm$ 1.4) MPa 和 6.4 ($\pm$ 0.4)%, 纵向分别为 454.3($\pm$ 18.8) MPa, 364.7 ($\pm$ 16.7) MPa 和 5.9($\pm$ 0.5)%, 其强化机制主要为析出强化、细晶强化与载荷强化。

参考文献

- [1] 张铭洋, 蒋熠鸣, 王春明, 等. 后热处理对激光焊接 7075 铝合金显微组织与力学性能影响[J]. 焊接学报, 2022, 43(8): 13–18.
Zhang Mingyang, Jiang Yiming, Wang Chunming, *et al.* Effect of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser welded 7075Al alloy[J]. Transactions of the China Weiding Institution, 2022, 43(8): 13–18.
- [2] Georgantzia E, Gkantou M, Kamaris G S, *et al.* Aluminium alloys as structural material: A review of research[J]. *Engineering Structures*, 2021, 227: 111372
- [3] 林三宝, 夏云浩, 董博伦, 等. 双丝电弧增材制备 Al-Mg-Zn-Cu-Sc 铝合金工艺与组织性能[J]. 焊接学报, 2022, 43(11): 36–42.
Lin Sanbao, Xia Yunhao, Dong Bolun, *et al.* Microstructure and properties of dual-wire arc additive manufacturing of Al-Mg-Zn-Cu-Sc alloy[J]. Transactions of the China Weiding Institution, 2022, 43(11): 36–42.
- [4] Kanishka K, Acherjee B. Revolutionizing manufacturing: A comprehensive overview of additive manufacturing processes, materials, developments, and challenges[J]. *Journal of Manufacturing*

- Processes*, 2023, 107: 574 – 619.
- [5] Norrish J, Polden J, Richardson I, *et al.* A review of wire arc additive manufacturing: development, principles, process physics, implementation and current status[J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2021, 54(47): 473001.
- [6] Ramazani H, Kami A, Metal FDM, *et al.* A new extrusion-based additive manufacturing technology for manufacturing of metallic parts: a review[J]. *Progress in Additive Manufacturing*, 2022, 7(4): 609 – 626.
- [7] Langelandsvik G, Akselsen O M, Furu T, *et al.* Review of aluminum alloy development for wire arc additive manufacturing[J]. *Materials*, 2021, 14(18): 5370.
- [8] Weman K. *Welding processes handbook* [M]. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2011.
- [9] Dong B, Cai X, Lin S, *et al.* Wire arc additive manufacturing of Al-Zn-Mg-Cu alloy: microstructures and mechanical properties [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 36: 101447.
- [10] Doumenc G, Couturier L, Courant B, *et al.* Investigation of microstructure, hardness and residual stresses of wire and arc additive manufactured 6061 aluminium alloy[J]. *Materialia*, 2022, 25: 101520.
- [11] Hauser T, Reisch R T, Breese P P, *et al.* Porosity in wire arc additive manufacturing of aluminium alloys[J]. *Additive manufacturing*, 2021, 41: 101993.
- [12] Ryan E, Sabin T, Watts J, *et al.* The influence of build parameters and wire batch on porosity of wire and arc additive manufactured aluminium alloy 2319[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 262: 577 – 584.
- [13] Morais P J, Gomes B, Santos P, *et al.* Characterisation of a high-performance Al-Zn-Mg-Cu alloy designed for wire arc additive manufacturing[J]. *Materials*, 2020, 13(7): 1610.
- [14] Ma C, Chen L, Cao C, *et al.* Nanoparticle-induced unusual melting and solidification behaviours of metals[J]. *Nature Communications*, 2017, 8(1): 14178.
- [15] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M, *et al.* 3D printing of high-strength aluminium alloys[J]. *Nature*, 2017, 549(7672): 365 – 369.
- [16] Yuan T, Ren X, Chen S, *et al.* Al-Zn-Mg-Cu alloy with both high strength and high plasticity fabricated with wire arc additive manufacturing[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2023, 28(1): 81 – 88.
- [17] Xiao F, Wang S, Wang Y, *et al.* Niobium nanoparticle-enabled grain refinement of a crack-free high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy manufactured by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 900: 163427.
- [18] Yuan L, Pan Z, Ding D, *et al.* Fabrication of metallic parts with overhanging structures using the robotic wire arc additive manufacturing[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 63: 24 – 34.
- [19] Wu B, Pan Z, Ding D, *et al.* Effects of heat accumulation on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy deposited by wire arc additive manufacturing[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 23: 151 – 160.
- [20] Gupta R, Chaudhari G, Daniel B, *et al.* Strengthening mechanisms in ultrasonically processed aluminium matrix composite with in-situ Al₃Ti by salt addition[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 140: 27 – 34.
- [21] Zhao Kai, T Gao ong, Yang Huabing, *et al.* Enhanced grain refinement and mechanical properties of a high strength Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy induced by TiC nano-particles[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021(806): 140852.
- [22] 李彩琼, 夏琳, 王明刚, 等. 固溶工艺对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织与性能的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2023, 44(11): 52 – 61.
- Li Caiqiong, Xia Lin, Wang Minggang, *et al.* Effect of solution process on microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Transactions of the China Weiding Institution*, 2023, 44(11): 52 – 61.
- [23] Chen S, Xu M, Yuan T, *et al.* Thermal-microstructural analysis of the mechanism of liquation cracks in wire-arc additive manufacturing of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 16: 1260 – 1271.
- [24] Tillová E, PanuŠková M. Effect of solution treatment on intermetallic phases morphology in AlSi9Cu3 cast alloy[J]. *Metallurgija*, 2008, 47(3): 207 – 210.
- [25] Ren X, Jiang X, Yuan T, *et al.* Microstructure and properties research of Al-Zn-Mg-Cu alloy with high strength and high elongation fabricated by wire arc additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 307: 117665.
- [26] Gu J, Ding J, 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.

第一作者: 田瑞, 硕士研究生; 主要研究方向为轻质合金激光-MIG 复合高效连接与电弧增材; Email: tianrui0208@163.com.

通信作者: 刘伟清, 博士; Email: weiqingliuhit@163.com.

(编辑: 郑红)