



AZ91 镁合金 TIG 电弧增材微观组织与力学性能

倪程¹, 朱科宇¹, 范霖康^{1,2}, 彭勇¹, 杨东青¹, 王克鸿¹

- (1. 南京理工大学 受控电弧智能增材技术工业和信息化部重点实验室, 南京 210094;
2. 昆山华恒焊接股份有限公司, 昆山 215300)

摘要: 为了探索 AZ91 镁合金在航空航天产品壳体和轻量化结构件等领域的应用, 基于 TIG 增材制造工艺进行了镁合金增材试验, 成功制备了一个单道多层薄壁样件, 并对其微观组织和力学性能进行了分析。结果表明: 镁合金增材样件的底部、中部和顶部区域的显微组织基本上都是等轴状细晶组织, 晶内和晶界处有第二相 β -Mg₁₇Al₁₂ 析出。样件各区域的硬度值接近, 硬度平均值为 62 HV; 相比于传统压铸方法, 增材样件整体力学性能得到了提高, 样件中部区域的抗拉强度为 276 MPa, 提升了 20%; 断后试样的伸长率为 13.1%, 提升了 87%。

关键词: AZ91 镁合金; 电弧增材; 微观组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-03-0692-08

中图分类号: TG455

文献标志码: A

引文格式: 倪程, 朱科宇, 范霖康, 等. AZ91 镁合金 TIG 电弧增材微观组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(3): 692-699. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42446

NI Cheng, ZHU Ke-yu, FAN Ji-kang, et al. Microstructure and mechanical properties of TIG arc additive manufacturing of AZ91 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(3): 692-699. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42446

镁合金是最轻的金属结构材料之一, 具有高比强度、高比刚度以及优良的阻尼性能和生物相容性, 在结构轻量化领域有着广泛的应用前景^[1-3]。AZ91 镁合金是一种典型的铸造镁合金, 比强度高且耐腐蚀性强, 常用于航空航天产品壳体、小尺寸薄型或异型支架等领域^[4]。电弧增材制造技术是一种以丝材为填充材料、以电弧为热源的增材制造技术, 具有设备简单、成本低、效率高、材料适用性广且几乎不受成形零件尺寸限制的优点^[5-6], 特别适合于制造轻量化设计的复杂结构件, 目前, 已经应用于不锈钢、铝合金和镍基合金的增材制造^[7-9]。若电弧增材技术用于镁合金的制造, 将打破加工工

艺对产品结构的限制, 进一步减少镁合金结构件的轻量化设计约束, 具有重要的工程应用价值。

近年来, 国内外已有学者对镁合金的电弧增材制造技术进行了研究。HISATAKA 等^[10]采用熔化极工艺对 AZ31 镁合金进行了电弧增材试验, 发现电弧增材镁合金块体的气孔率要远低于激光增材和铸造制备的试样。GUO 等^[11]采用定制的 AZ80M 焊丝进行了电弧增材试验, 发现晶粒结构的不均匀性和层间过渡区微裂纹的聚集导致增材样件在水平和垂直方向的力学性能表现出明显的不对称性。GUO 等^[12]研究了 TIG 电弧增材脉冲频率对 AZ31 镁合金组织性能的影响, 发现脉冲频率对增材样件的宏观

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51805265, 51805266); 江苏省自然科学基金资助项目(BK20180472)

收稿日期: 2021-09-29; **修订日期:** 2021-11-09

通信作者: 范霖康, 副研究员, 博士; 电话: 17705192919; E-mail: fanjk@njust.edu.cn

组织、微观组织及力学性能有显著影响。ZHANG 等^[13]研究了焊接速度对 CMT 熔敷 AZ31 镁合金显微组织的影响,发现随着增材速度的提高,组织中的 β 相分散成岛状,液化裂纹不再存在。SHEN 等^[14]研究 GMAW-GTAW 复合增材制造方法对 AZ31 镁合金性能的影响,发现在合适的工艺参数下,最终获得的镁合金增材件质量较好,证明 GMAW-GTAW 是一种适合镁合金增材制造的方法。综上可知,目前的对镁合金电弧增材的研究主要以 AZ31 镁合金为主,而有关 AZ91 镁合金电弧增材的研究还鲜有报道。

本文作者采用 TIG 电弧增材方法进行了 AZ91 镁合金的增材工艺试验,成功制备了一个 40 层、50 mm 高的 AZ91 镁合金薄壁样件,并对其显微组织和力学性能进行了分析,研究结果可为 AZ91 镁合金电弧增材技术的工程应用提供理论支撑。

1 实验

1.1 设备与材料

试验采用的机器人 TIG 电弧增材装备如图 1 所示,主要由机器人、焊接电源、焊枪、试验平台等组成。机器人及控制系统采用的是南京埃斯顿公司生产的 ER12-1510 小负载机器人系统,焊接电源为丹麦米加尼克 PI350-500-AC 型号 TIG 电源。

试验采用的焊丝为河南维可托镁合金科技有限公司生产的 AZ91 镁合金焊丝,直径为 d 1.2 mm,

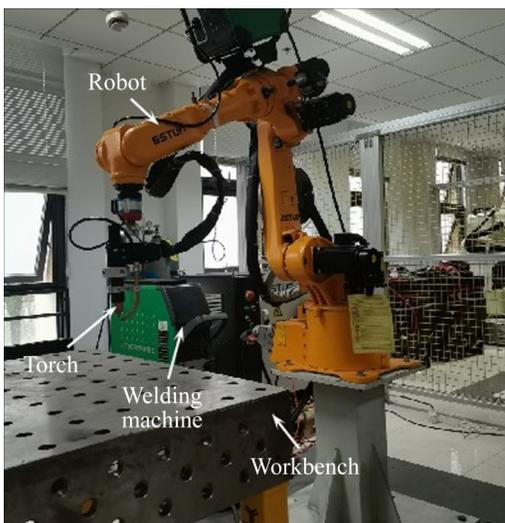


图1 电弧增材试验装备

Fig. 1 Wire arc additive manufacturing facility

AZ91 镁合金基板的尺寸为 450 mm×150 mm×10 mm,丝材和基板的化学成分如表 1 所示。试验前需要使用角磨机去除镁合金基板表面的氧化膜,然后用酒精进行清洗吹干。

表1 丝材和基板的化学成分

Table 1 Chemical composition of wire and substrate (mass fraction, %)

Al	Zn	Mn	Fe	Si
8.62	0.55	0.33	0.004	0.006
Ni	Cu	Be	Mg	
0.0002	0.0001	0.00006	90.48	

1.2 增材工艺

目前,不锈钢、铝合金和镍基合金大多采用固定工艺增材,增材样件成形良好^[7-9],但是在镁合金电弧增材过程中,由于丝材沉积会造成热量积累,且镁合金密度小、熔池流动性强,容易出现熔池流淌、塌陷等成形不良问题^[15]。为了解决镁合金的成形问题,本文在其他工艺参数固定的前提下,通过调整电流进行镁合金单道多层样件的制备,其固定的工艺参数如表 2 所示,优化后的每层成形电流如表 3 所示。为了减小热量积累,随着增材层数的增加电流逐渐减小,直到第 8 层以后,镁合金样件的热量积累和散热达到平衡,设定电流值不再改变。试验共进行了 40 层往复式增材,样件高度约为 50 mm,增材样件如图 2 所示。

1.3 分析方法

AZ91 镁合金增材样件制备完成后,从样件上、中、下区域各取一个金相试样,位置如图 2(b)所示。金相试样通过机械研磨抛光制备,在抛光过程中由于镁合金易氧化需加入一些乙醇,制备完成后立即采用由 3 g 苦味酸+50 mL 乙醇+2.5 mL 乙酸+5 mL 蒸馏水配制的腐蚀剂进行腐蚀,腐蚀的时间为 10 s。腐蚀结束后,用清水清洗,再用乙醇溶液洗涤,表面用吹风机烘干,然后通过 Olympus 光学显微镜和 FEI Quanta 250F 场发射环境扫描电镜进行显微组织的观察,同时使用 Bruker-AXD D8 Advance X 射线衍射仪进行物相分析。

在增材样件上按照水平方向和竖直方向分别取

表2 不同工艺条件下的固定工艺参数

Table 2 Fixed process parameters under different process conditions

Welding current type	Positive and negative electrode current ratio	Proportion of negative level current/%	Shielding gas	Shielding gas flow, $q/(L \cdot \text{min}^{-1})$	Arc length/ $(L \cdot \text{mm}^{-1})$
Alternating current	1.5	80	Pure argon	20	5
Tungsten electrode diameter/ $(d \cdot \text{mm}^{-1})$	Wire feeding angle/ $(^\circ)$	Interval time between passes, t/s	AC frequency/Hz	Wire feeding speed, $v_s/(m \cdot \text{min}^{-1})$	Additive speed, $v_f/(mm \cdot s^{-1})$
4.8	60	100	150	1.8	3

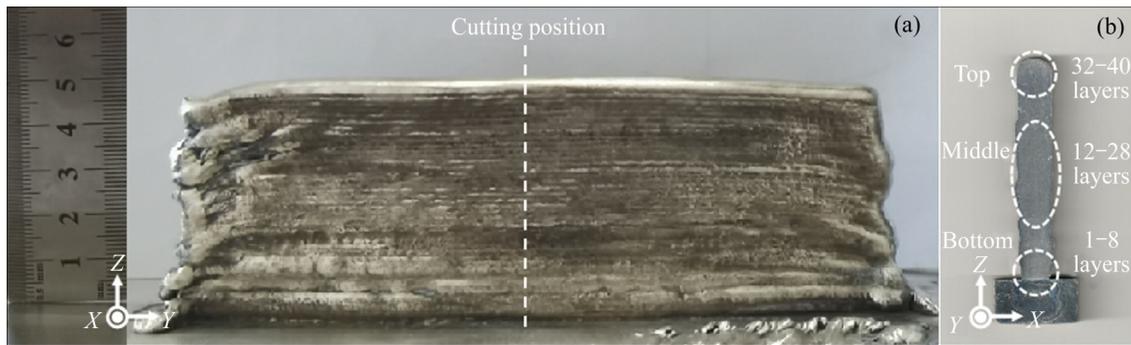


图2 AZ91 镁合金增材样品照片

Fig. 2 Photos of AZ91 magnesium alloy additive sample: (a) Cutting position of metallographic sample; (b) Metallographic observation area

表3 增材电流设定值

Table 3 Additive current setting value

Layer No.	Current, I/A
1	135
2	132
3	126
4	114
5	104
6	95
7	92
8	90
≥ 9	90

拉伸试样，取样位置和尺寸如图3所示。采用WDW-300微机控制电子万能试验机进行室温拉伸试验，并通过FEI Quanta 250F场发射环境扫描电镜观察拉伸断口的形貌特征。采用HVS-1000Z型维氏硬度计分别对镁合金样品的底部、中部和顶部区域进行显微维氏硬度测量，测量沿增材方向(Z方向)，测试点间距为0.5 mm，载荷为0.5 N，保持时间为10 s。

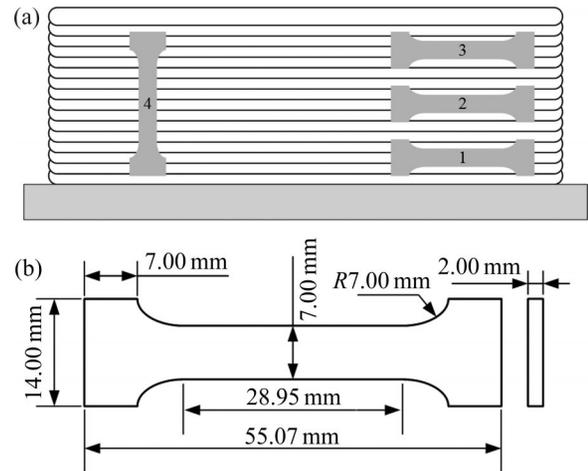


图3 拉伸试样取样位置及尺寸示意图

Fig. 3 Schematic diagrams of sampling position and size of tensile sample: (a) Sampling position of tensile specimen; (b) Tensile specimen size

2 试验结果与讨论

2.1 微观组织

镁合金样品的微观组织如图4所示，无论是样品的底部、中部还是顶部，晶粒组织基本上都呈等

轴状, 并且在晶粒交界处和晶粒内均发现有第二相析出。镁合金散热速度较快, 在较大的过冷度下, 激冷作用和异质形核都有利于形成细小等轴晶^[16]。如图 4(a)所示, 样件靠近基板处的晶粒相比其他区域更加细小, 由于刚开始增材时熔敷层可以通过基板迅速向四周散热, 所以形成晶粒较为细小。如图 4(b)所示, 可以清晰看到底部区域第一层与第二层之间的熔合线, 这是由于第二层在第一层的基础上增材时, 电弧热量导致第一层发生重熔, 形成层间重熔区。层间重熔区因为经历了两次热循环, 其微观组织与层内组织略有区别, 其中熔合线以下的区域温度梯度大, 成分过冷度低, 结晶速度慢, 容易从细小晶粒外延生长出柱状晶或者大的等轴晶, 而层内晶粒则较为细小。如图 4(c)所示, 样件中部区域的晶粒比底部区域更大, 因为随着沉积层热量的积累, 熔池冷却的过冷度减小, 中部区域散热速度慢于底部区域散热速度, 晶粒长大时间更长。如图 4(d)所示, 样件顶部区域第二相数量较多, 在晶界

处连续网状析出, 这是由于顶层熔敷金属没有经历重熔过程, 溶质没有发生进一步扩散。

由图 4 可知, 样件各区域可以明显观察到晶界处和晶内有第二相析出, 为了分析物相组成, 采用 XRD 对样件进行了物相测定, 结果如图 5 所示, 基板的物相为 α -Mg 固溶体相, AZ91 镁合金增材样件的物相由 α -Mg 和 β -Mg₁₇Al₁₂ 组成。为了分析第二相在晶粒内与晶界处的分布情况, 采用 EDS 在晶界处对元素组成进行了线扫描测试, 扫描路径如图 6(a)所示, 其中暗区为初生 α -Mg, 灰色区为共晶 α -Mg, 亮灰色区为 β -Mg₁₇Al₁₂。元素测试结果如图 6(b)所示, Mg 含量从共晶 α -Mg、初生 α -Mg 到 β -Mg₁₇Al₁₂ 相呈下降趋势, Al 含量从共晶 α -Mg、初生 α -Mg 到 β -Mg₁₇Al₁₂ 相呈上升趋势。由于在增材过程中金属凝固是一个非平衡过程, AZ91 镁合金中的 Al 含量较高, 在凝固过程中随着 α -Mg 固溶体的析出, Al 原子在 α -Mg 固溶体中处于过饱和状态, 会形成 β -Mg₁₇Al₁₂^[17]。除此之外, Mg 元素在

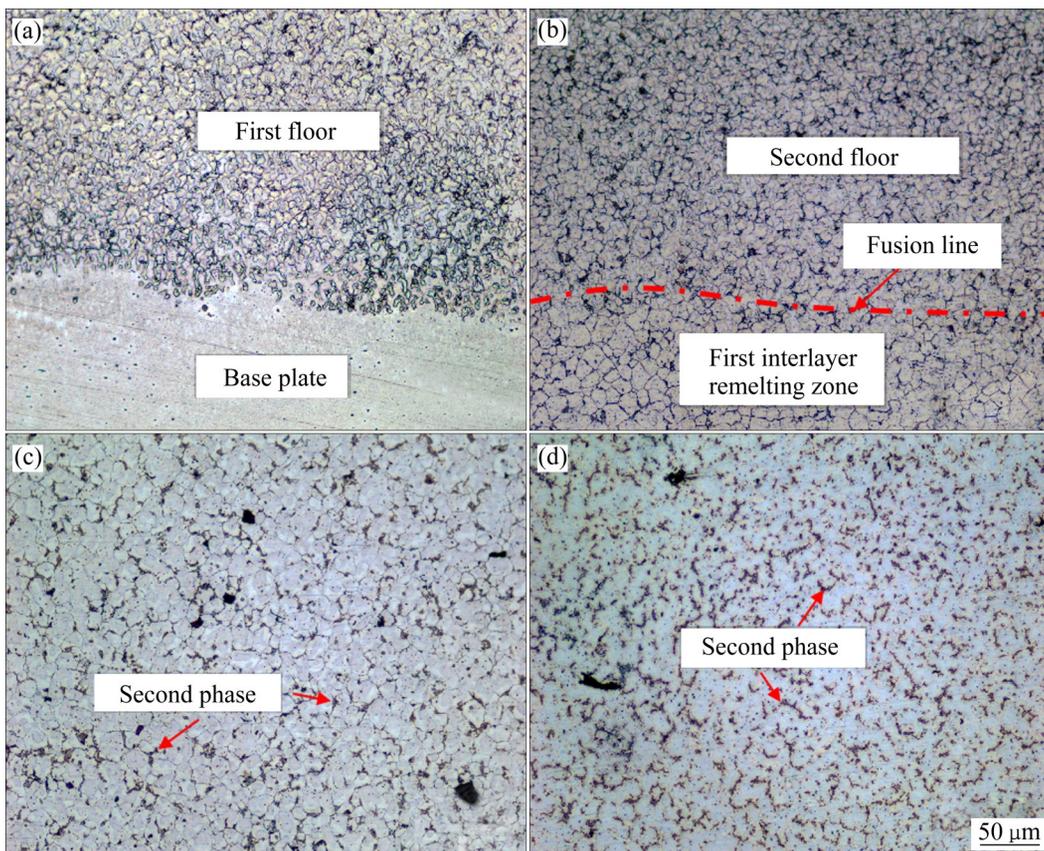


图 4 镁合金不同区域金相组织

Fig. 4 Metallographic structures of different areas of magnesium alloy: (a) Substrate junction area; (b) Bottom area; (c) Intermediate area; (d) Top area

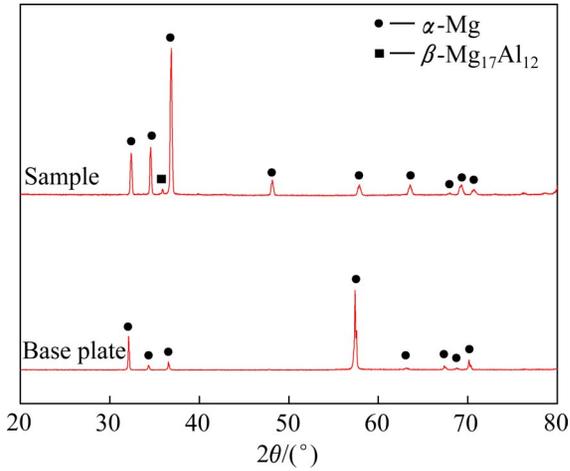


图5 镁合金的XRD谱
Fig. 5 XRD patterns of magnesium alloy

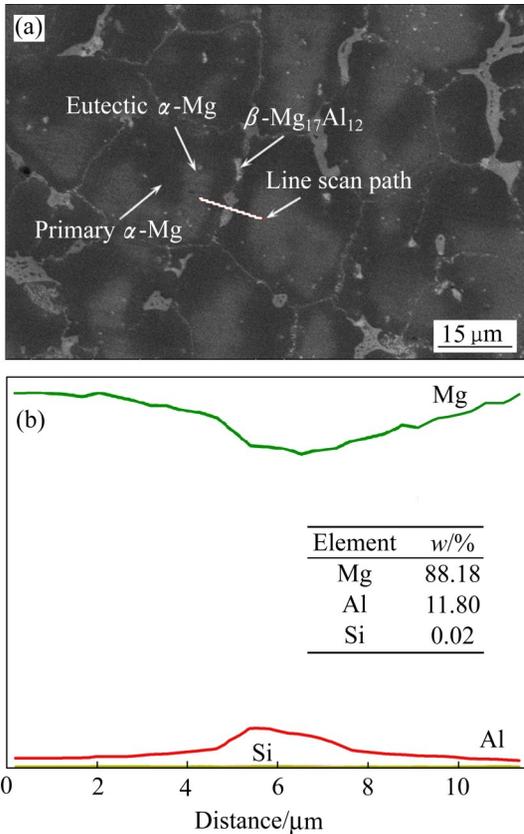


图6 镁合金样品线扫描分析结果
Fig. 6 Line scanning analysis results of magnesium alloy sample: (a) SEM image showing EDS line scan path; (b) EDS line scan analysis results

焊丝中的含量为90.5%，而在增材样品中Mg元素在晶内的含量下降为88%，这是由于Mg元素的沸点较低，导致部分Mg元素在增材过程中发生烧损^[18]。

2.2 力学性能

2.2.1 显微硬度

对镁合金增材样件的底部、中部和顶部区域进行了显微硬度测试，得到结果如图7所示，底部、中部、顶部的平均硬度分别为63.06 HV、63.18 HV、59.78 HV，3个区域的平均硬度值接近，没有明显区别。各区域沿增材方向的硬度存在一定大小的波动，这和晶粒大小、第二相的数量和分布息息相关，如图8所示，熔合线左侧层内区域晶粒较小，而第二相 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 主要分布在晶界上，故第二相数量较多且分布密集，对应的压痕较小，硬度较大。相反地，层间重熔区由于晶粒较大，第二相数量较少且相对分散，硬度较小。

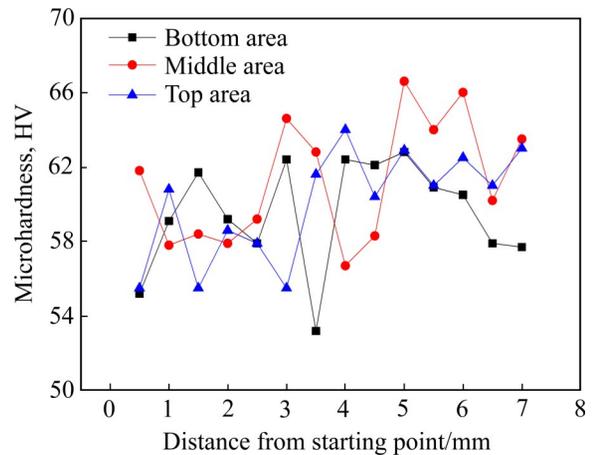


图7 镁合金增材直壁样品各区域的维氏显微硬度
Fig. 7 Micro vickers hardness of each area of magnesium alloy additive straight wall sample

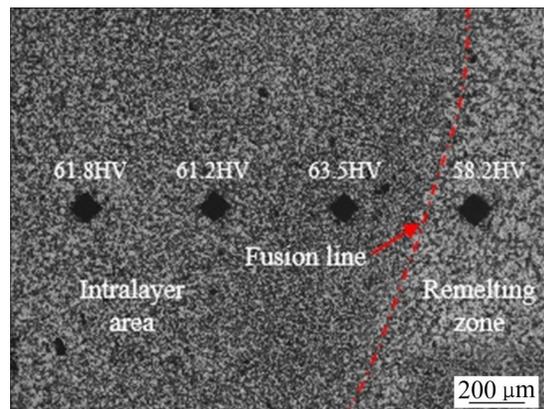


图8 镁合金增材样品压痕显微图
Fig. 8 Indentation micrograph of magnesium alloy additive sample

2.2.2 拉伸性能

对镁合金增材样件不同取向、不同位置进行了拉伸测试, 得到抗拉强度和断后伸长率如图 9 所示。由图 9 可看出, 镁合金样件底部、中部、顶部的抗拉强度分别为 230 MPa、276 MPa、247 MPa, 断后伸长率分别为 6.8%、13.1%、8.1%, 竖直方向的抗拉强度为 260 MPa, 断后伸长率为 9.8%。传统压铸 AZ91D 镁合金的抗拉强度为 230 MPa, 断后伸长率为 7%^[19], 增材样件整体力学性能得到了提高, 样件中部区域的抗拉强度提升了 20%, 断后伸长率提升了 87%。

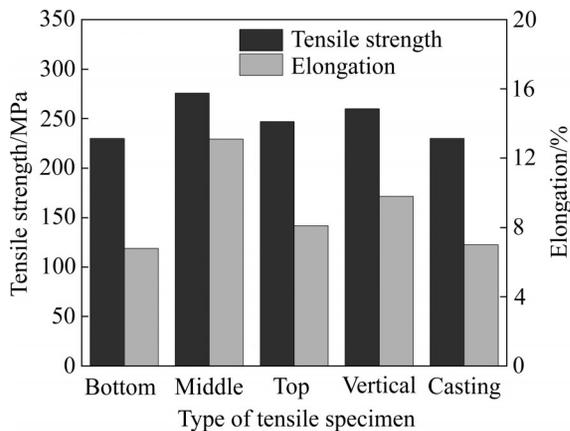


图 9 镁合金增材样件拉伸结果

Fig. 9 Tensile results of magnesium alloy additive sample

为了分析拉伸试样的断裂方式, 对断口形貌进行了观察, 如图 10 所示。由图 10 可以发现, 4 个试样的断口形貌相似, 呈凸凹不平细颗粒状, 且具有沿晶断裂特征, 这是由于在镁合金晶界处生成的脆硬 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相粒子弱化了晶界强度, 使晶界强度低于晶内。样件底部区域的抗拉强度和断后伸长率最低, 与底部的残余应力较大有关, 在增材样件中, 靠近基板的位置处残余应力最大, 沿着堆积方向, 残余应力逐渐减小^[20]。如图 10(a) 所示, 底部区域拉伸样的断口上可以观察到很多二次裂纹, 二次裂纹是在断口处暴露出的次生裂纹, 沿与主应力垂直方向的断面分离, 说明局部应力集中较为明显。此外, 增材样件顶部区域的抗拉强度也较低, 虽然顶部区域的残余应力较小, 但第二相数量明显多余其他区域, 且在晶界处呈网状连续析出, 成为拉伸受力时的薄弱区域, 导致强度降低。竖直方向的抗拉强度与中部区域相比有所下降, 由于竖直方向拉伸试样各位置的残余应力不均匀, 且涉及到更多的层间熔合区, 而层间熔合区因为重熔, 相比层内晶粒更粗大, 造成拉伸强度下降。此外, 层间熔合区也是气孔和未熔合等缺陷集中的位置, 这也是抗拉强度和伸长率降低的主要因素。

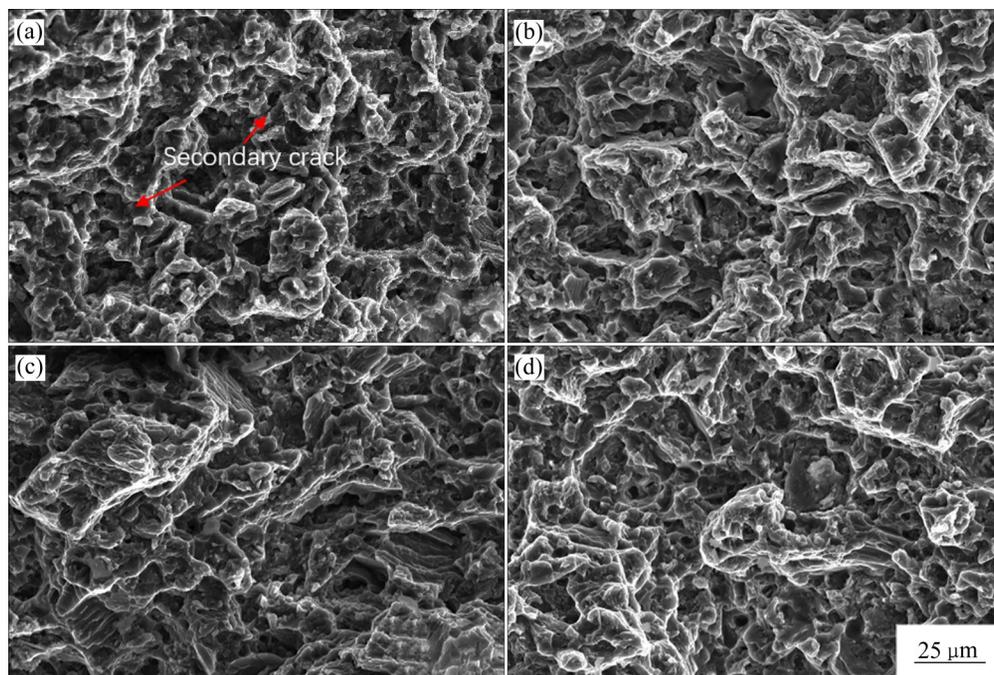


图 10 拉伸样断口形貌

Fig. 10 Fracture morphologies of tensile sample: (a) Fracture of Bottom tensile specimen; (b) Fracture of middle tensile specimen; (c) Fracture of top tensile specimen; (d) Fracture of vertical tensile specimen

3 结论

1) AZ91 镁合金增材样品显微组织基本上都是等轴状细晶组织, 底部区域晶粒组织相比其他区域更加细小, 中部和顶部区域的晶粒组织相比底部区域更大。

2) AZ91 镁合金增材样品主要由 α -Mg 固溶体和 β -Mg₁₇Al₁₂ 组成, 样品的底部、中部和顶部区域都可以看到在晶界处和晶内有第二相 β -Mg₁₇Al₁₂ 析出。

3) 镁合金样品底部、中部、顶部硬度值接近, 没有明显区别, 硬度平均值为 62 HV; 底部、中部、顶部抗拉强度分别为 230 MPa、276 MPa、247 MPa, 断后伸长率分别为 6.8%、13.1%、8.1%, 竖直方向的抗拉强度为 260 MPa, 断后伸长率为 9.8%。

REFERENCES

- [1] 程仁山, 潘虎成, 谢东升, 等. 新型高强度低合金化镁合金研究进展[J]. 中国材料进展, 2020, 39(1): 31-38.
CHENG Ren-shan, PAN Hu-cheng, XIE Dong-sheng, et al. Research progress of newly developed high-strength and low-alloyed magnesium alloys[J]. Progress of Materials in China, 2020, 39(1): 31-38.
- [2] 许楠, 冯若男, 宋元宁, 等. 微观组织对镁合金FSW焊缝应变硬化行为的影响[J]. 焊接学报, 2020, 41(11): 7-12, 97.
XU Nan, FENG Ruo-nan, SONG Qi-ning, et al. Effects of microstructure on strain hardening behavior of friction stir welded of magnesium alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(11): 7-12, 97.
- [3] 丁文江, 曾小勤. 中国Mg材料研发与应用[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1450-1457.
DING Wen-jiang, ZENG Xiao-qin. Research and applications of magnesium in China[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(11): 1450-1457.
- [4] PADMANABAN G, BALASUBRAMANIAN V. Optimization of pulsed current gas tungsten arc welding process parameters to attain maximum tensile strength in AZ31B magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(3): 467-476.
- [5] BI Ji, SHEN Jun-qi, HU Sheng-su, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ91 Mg alloy fabricated by cold metal transfer additive manufacturing[J]. Materials Letters, 2020, 276: 128185.
- [6] CZERWINSKI F. Controlling the ignition and flammability of magnesium for aerospace applications[J]. Corrosion Science, 2014, 86: 1-16.
- [7] 朱兵钺, 林健, 雷永平, 等. 410马氏体不锈钢块体材料的冷金属过渡电弧增材制造与性能表征[J]. 材料导报, 2021, 35(14): 14150-14155.
ZHU Bing-yue, LIN Jian, LEI Yong-ping, et al. Cold metal transition welding arc additive manufacturing and performance characterization of 410 martensitic stainless steel bulk material [J]. Material Guide, 2021, 35(14): 14150-14155.
- [8] 孙佳孝, 杨可, 王秋雨, 等. 5356铝合金TIG电弧增材制造组织与力学性能[J]. 金属学报, 2021, 57(5): 665-674.
SUN Jia-xiao, YANG Ke, WANG Qiu-yu, et al. Microstructure and mechanical properties of 5356 aluminum alloy TIG arc additive[J]. Journal of Metals, 2021, 57(5): 665-674.
- [9] VEEMAN D, AJITH J, FAHMIDHA A F Y, et al. Wire arc additive manufacturing process of nickel based superalloys—A review[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 21: 920-925.
- [10] HISATAKA T, HIROYUKI S, TAKEYUKI A, et al. Material-property evaluation of magnesium alloys fabricated using wire-and-arc-based additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2018, 24: 498-507.
- [11] GUO Y, PAN H, REN L, et al. Microstructure and mechanical properties of wire arc additively manufactured AZ80M magnesium alloy[J]. Materials Letters, 2019, 247: 4-6.
- [12] GUO J, ZHOU Y, LIU C M, et al. Wire arc additive manufacturing of AZ31 magnesium alloy: Grain refinement by adjusting pulse frequency[J]. Materials, 2016, 9(10): 823.
- [13] ZHANG H, HU S, WANG Z, et al. The effect of welding speed on microstructures of cold metal transfer deposited AZ31 magnesium alloy clad[J]. Materials & Design, 2015, 86: 894-901.
- [14] SHEN X, MA G H, CHEN P. Effect of welding process parameters on hybrid GMAW-GTAW welding process of AZ31B magnesium alloy[J]. Springer London, 2018, 94: 2811-2819.
- [15] 王哲, 付彬国, 王玉凤, 等. 增材制造镁合金的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3093-3105.
WANG Zhe, FU Bin-guo, WANG Yu-feng, et al. Research progress in additive manufacturing of magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(11): 3093-3105.
- [16] ZHU T P, CHEN Z W, GAO W. Microstructural formation in

- partially melted zone during gas tungsten arc welding of AZ91 Mg cast alloy[J]. *Materials Characterization*, 2008, 59(11): 1550–1558.
- [17] 张敏,汪强,李继红,等. 焊接熔池快速凝固过程的微观组织演化数值模拟[J]. *焊接学报*, 2013, 34(7): 1–4.
ZHANG Min, WANG Qiang, LI Ji-hong, et al. Numerical simulation of microstructure evolution during rapid solidification of weld pool[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2013, 34(7): 1–4.
- [18] WEI K W, GAO M, WANG Z M, et al. Effect of energy input on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted AZ91D magnesium alloy [J]. *Materials Science and Engineering*, 2014, 611: 212–222.
- [19] 游国强,张均成,王向杰,等. 压铸态AZ91D镁合金搅拌摩擦焊接接头微观组织研究[J]. *材料工程*, 2012(5): 54–58.
YOU Guo-qiang, ZHANG Jun-cheng, WANG Xiang-jie, et al. Study on Microstructure of friction stir welded joint of die cast AZ91D magnesium alloy[J]. *Materials Engineering*, 2012(5): 54–58.
- [20] DING J, COLEGROVE P, MEHEN J, et al. Thermo-mechanical analysis of wire and arc additive layer manufacturing process on large multi-layer parts[J]. *Computational Materials Science*, 2011, 50(12): 3315–3322.

Microstructure and mechanical properties of TIG arc additive manufacturing of AZ91 magnesium alloy

NI Cheng¹, ZHU Ke-yu¹, FAN Ji-kang^{1,2}, PENG Yong¹, YANG Dong-qing¹, WANG Ke-hong¹

(1. Key Laboratory of Controlled Arc Intelligent Additive Technology, Ministry of Industry and Information Technology, Nanjing University of Technology, Nanjing 210094, China;
2. Kunshan Huaheng Welding Co., Ltd., Kunshan 215300, China)

Abstract: In order to explore the application of AZ91 magnesium alloy arc additive in aerospace shell products and structural lightweighting, a single-channel multilayer thin-walled sample was successfully manufactured based on the TIG arc additive manufacturing process, and its microstructure and mechanical properties were analyzed. The results show that the microstructure at the bottom, middle and top of the additive manufactured magnesium alloy is basically equiaxed fine grain structure, and the second phase β -Mg₁₇Al₁₂ is precipitated both in the grains and at the grain boundaries. The hardness value of each area of the sample is close, and the average hardness value is 62 HV. Compared with the traditional die-casting method, the overall mechanical properties of the additive manufactured sample are improved. The tensile strength in the middle area of the sample is 276 MPa, which is increased by 20%, and the elongation after fracture is 13.1%, which is increased by 87%.

Key words: AZ91 magnesium alloy; arc additive manufacturing; microstructure; mechanical property

Foundation item: Projects(51805265, 51805266) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(BK20180472) supported by the Natural Science Foundation of Jiangsu Province, China

Received date: 2021-09-29; **Accepted date:** 2021-11-09

Corresponding author: FAN Ji-kang; Tel: +86-17705192919; E-mail: fanjk@njust.edu.cn

(编辑 李艳红)