

引文格式: 黄蒙, 李家民, 何凌欢, 等. TIG 电弧增材制造 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金的微观组织及力学性能研究[J]. 有色金属材料与工程, 2025, 46(3): 53-62. DOI: 10.13258/j.cnki.nmme.20250120001. HUANG Meng, LI Jiamin, HE Linghuan, et al. Microstructures and mechanical properties of Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy manufactured by TIG wire-arc additive manufacturing[J]. Nonferrous Metal Materials and Engineering, 2025, 46(3): 53-62.

TIG 电弧增材制造 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金的 微观组织及力学性能研究

黄蒙¹, 李家民¹, 何凌欢¹, 侯娟¹, 唐伟能², 莫宁²,
时云^{3,4}, 杨义¹

(1. 上海理工大学材料与化学学院, 上海 200093; 2. 中国宝武钢铁集团宝钢金属有限公司, 上海 200940; 3. 上海航天设备制造总厂有限公司, 上海 201100; 4. 上海复杂金属构件增材制造工程技术研究中心, 上海 201100)

摘要: 通过电弧增材制造 (wire-arc additive manufacturing, WAAM) 制备的大型镁合金零件在航空航天、交通运输和电子通信领域具有广阔的应用前景。然而, 目前基于非熔化极钨惰性气体 (tungsten inert gas, TIG) WAAM 技术制备镁合金研究主要集中在 Mg-Al 系合金上, 对稀土镁合金的研究较少。通过 TIG-WAAM 制备了 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件, 研究了其显微组织特征和力学性能。结果表明: 薄壁件具有良好的成形表面, 显微组织主要由 α -Mg 基体、 $Mg_{24}(\text{Gd}, \text{Y})_5$ 相与 γ 相组成; 由于经历了不同次数的热循环, 晶粒尺寸和力学性能沿薄壁件高度方向分布不均匀; 薄壁件底部、中部、顶部平均晶粒尺寸分别为 44、101、80 μm ; 从底部到顶部的维氏硬度逐渐降低; 水平方向和高度方向的极限抗拉强度 (ultimate tensile strength, UTS) 分别为 (243 \pm 3) MPa 和 (219 \pm 10) MPa; 屈服强度 (yield strength, YS) 分别为 (159 \pm 1) MPa 和 (143 \pm 6) MPa; 伸长率 (elongation, EL) 分别为 (15.0 \pm 1.4) % 和 (17.2 \pm 0.9) %。不同方向的性能差异可归因于在冷却过程中由于温度梯度形成了柱状晶组织, 这种组织特征使得薄壁件在组织和性能上展现出各向异性。

关键词: 电弧增材制造; Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金; 组织演变; 力学性能

中图分类号: TG 146.22 文献标志码: A

Microstructures and mechanical properties of Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy manufactured by TIG wire-arc additive manufacturing

HUANG Meng¹, LI Jiamin¹, HE Linghuan¹, HOU Juan¹, TANG Weining²,
MO Ning², SHI Yun^{3,4}, YANG Yi¹

(1. School of Materials and Chemistry, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China;

收稿日期: 2025-01-20

基金项目: 上海市科技创新项目资助 (XTCX-KJ-2022-2-11)

第一作者: 黄蒙 (1998—), 男, 硕士研究生。研究方向: 镁合金增材制造。E-mail: h.meng0@foxmail.com

通信作者: 杨义 (1980—), 男, 副教授。研究方向: 金属材料及增材制造研究。E-mail: yiyang.imr@163.com

2. Baosteel Metal Co., Ltd., China Baowu Steel Group Corporation, Shanghai 200940, China; 3. Shanghai Aerospace Equipment Manufacturer Co., Ltd., Shanghai 201100, China; 4. Shanghai Research Center of Additive Manufacturing Engineering Technology for Complex Metal Components, Shanghai 201100, China)

Abstract: Large-scale magnesium alloy components fabricated via wire-arc additive manufacturing (WAAM) hold promising application prospects in aerospace, transportation, and electronic communication sectors. However, current research on WAAM magnesium alloys produced by tungsten inert gas (TIG)-based WAAM technology mainly focuses on Mg-Al series alloys, and there are relatively few studies on rare earth magnesium alloys. Thin-walled parts of Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy were fabricated by TIG-WAAM, and their microstructure characteristics and mechanical properties were studied. The results show that the thin-walled part has a well-formed surface, and its microstructure is mainly composed of α -Mg matrix, $Mg_{24}(Gd, Y)_5$ phase and γ' phase. Due to undergoing different numbers of thermal cycles, the grain size and mechanical properties are unevenly distributed along the height direction of the thin-walled part. The average grain sizes at the bottom, middle and top sections of the thin-walled part are 44, 101 and 80 μm respectively. The Vickers hardness decreases gradually from the bottom to the top. The ultimate tensile strengths (UTS) in the horizontal and height directions are (243 \pm 3) MPa and (219 \pm 10) MPa, respectively; the yield strengths (YS) are (159 \pm 1) MPa and (143 \pm 6) MPa respectively; the elongations (EL) are (15.0 \pm 1.4)% and (17.2 \pm 0.9)%, respectively. The performance differences between directions can be attributed to the formation of columnar grains structures due to the temperature gradient during the cooling, which leads to anisotropic microstructure and mechanical properties of the thin-walled part.

Keywords: wire-arc additive manufacturing; Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy; microstructure evolution; mechanical properties

镁的密度仅为 1.7 g/cm³, 是目前已知的最轻的金属材料之一。镁因其具有密度低、比强度高、电磁屏蔽性好和易于加工等优点, 被广泛应用于航空航天、汽车制造、生物医药和 3C 电子等领域^[1-3]。然而, 因镁合金属于密排六方(hexagonal close-packed, HCP)晶体结构, 在塑性变形过程中其滑移系难以全部开动, 塑性较差, 结构件的成形较困难^[4]。目前, 采用传统的变形加工方法难以制造出大型复杂结构的零部件, 而铸造镁合金中经常存在晶粒粗大、缩孔、夹杂等缺陷^[5-6]。因此, 迫切需要开发新的制造技术来生产高性能镁合金构件。

增材制造是一种基于逐层堆积原理的创新技术, 适用于直接制造复杂结构的零件, 与传统的制造工艺(如铸造、锻造等)相比, 表现出诸多优势^[7-8]。与以金属粉末为原料的粉末床熔融(powder bed fusion, PBF)技术相比, 使用金属丝为原料的电弧增材制造(wire-arc additive manufacturing, WAAM)技术具有更高的沉积效率和更低的制造成本, 更适合直接制造大尺寸金属部件^[9-11]。通过 WAAM 技术

制备多种铝合金零件的可行性已得到充分证明^[12-14]。相比于其他 WAAM 技术, 非熔化极钨惰性气体(tungsten inert gas, TIG)WAAM 技术具有精度高、电弧稳定性高等优点, 可应用于多种金属材料, 如铝合金、钢、镍基合金^[15]、钛合金^[16-17]等。同时, TIG-WAAM 技术在制备过程中施加交流电或变极性电流时对气孔和氧化物夹杂不敏感的铝合金^[13]和镁合金具有独特的优势。Guo 等^[18]验证了钨极气体保护电弧(gas tungsten arc, GTA)WAAM 技术制备镁合金的可行性, 研究结果表明, 通过增加 GTA-WAAM 的脉冲频率和减少热输入, 能细化镁合金的晶粒, 脉冲频率为 10 Hz 时制备的镁合金具有最佳力学性能, 极限抗拉强度(ultimate tensile strength, UTS)可达 260 MPa, 伸长率(elongation, EL)可达 23%。Yang 等^[19]分析了冷金属转移(cold metal transfer, CMT)WAAM 技术制备 AZ31 合金的显微组织, 发现主要为 α -Mg 基体相、 β -Mg₁₇Al₁₂ 相和 η -Al₈Mn₅ 相组成的柱状晶。Cai 等^[20]采用 GTA-WAAM 技术制备了 AZ91D 合金薄壁件, 结果表明,

等轴晶粒在样品中占主导地位,样品的整体硬度分布比较均匀,垂直和水平方向的力学性能相近,表现出比铸件更高的综合力学性能。

尽管采用 WAAM 技术在制备 AZ 系列镁合金领域发展迅速,但制备的合金的强度很难满足工业领域日益增长的需求。以稀土 (rare earth, RE) 元素 Gd 和 Y 为主要添加元素的 Mg-RE 系列合金,被认为能通过沉淀强化显著提高其强度,这种强化效果通常通过在相对较高温度下进行固溶处理后,再在相对较低温度下进行时效处理来实现的^[21]。Zr 通常添加到 Mg-RE 合金中作为晶粒细化剂,以改善晶界强化效果^[22]。近年来,WAAM 制备 Mg-RE-Zr 合金的微观结构调控和力学性能优化已成为研究热点^[23-25]。Wang 等^[23]探索了 TIG-WAAM 技术制备 Mg-Y-RE-Zr 合金的可行性,结果表明,合金的微观结构沿构建方向的不均匀性,可归因于多次热循环导致合金中不同高度热历史的差异。研究 [26] 进一步表明, TIG-WAAM 技术制备的 Mg-Gd-RE-Zr 合金件的第 8 层(位于合金件整高度的 1/3 处)表现出最好的力学性能,UTS 为 347 MPa,EL 为 7.1%。这归功于沉积过程中的热循环和细晶强化。Li 等^[25]采用 WAAM 技术制备出一种新型 Mg-4.4Gd-2.2Y-1.0Zn-0.5Zr 合金,通过控制热处理产生的沉淀物实现了较好的强塑性匹配。Li 等^[27]采用 TIG 技术制备出 ME21 合金,并得出其断裂多发生在柱状晶体和热影响区的交界处。Wang 等^[28]利用

TIG-WAAM 技术制备出 Mg-3.2Gd-0.6Y-0.5Zr 合金,其晶粒尺寸为 $(12.3\pm 7.4)\mu\text{m}$,强塑性匹配良好。尽管利用 TIG-WAAM 技术制备 Mg-RE 系列合金已经有了一些基础研究^[29-30],但对 TIG-WAAM 技术制备 Mg-Gd-Y-Zr 合金微观结构演变的研究有待深入。

本研究使用 TIG-WAAM 技术制备了 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件,系统研究了沿构建方向微观结构的演变和力学性能的变化,旨在为 TIG-WAAM 技术制备高性能 Mg-RE 镁合金构件的研究提供指导。

1 试验

1.1 沉积件制备

选用宝钢金属有限公司生产的直径为 1.6 mm 的 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金丝作丝材,尺寸为 300 mm×180 mm×25 mm 的 AZ31 镁合金挤压板作基板。在进行 TIG-WAAM 沉积前,使用 800#砂纸打磨基板表面并用无水乙醇清洗,以改善 TIG-WAAM 技术制备的薄壁件与基体之间的良好结合。TIG-WAAM 系统主要包括配备有送丝机构的焊接设备、带焊枪的六轴工业机器人、氩气输送装置和机器人控制器, TIG-WAAM 工艺参数如表 1 所示。Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件尺寸为 150 mm×120 mm×20 mm (见图 1)。丝材和薄壁件的化学成分使用电感耦合等离子体原子发射光谱仪测定,结果见表 2。

表 1 TIG-WAAM 工艺参数

Tab.1 Process parameters of TIG-WAAM

峰时电流/A	基值电流/A	脉冲频率/Hz	弧长/mm	沉积速率/(cm·min ⁻¹)	送丝速率/(cm·min ⁻¹)	层间停留时间/s
170	110	3 000	5	250	260	60

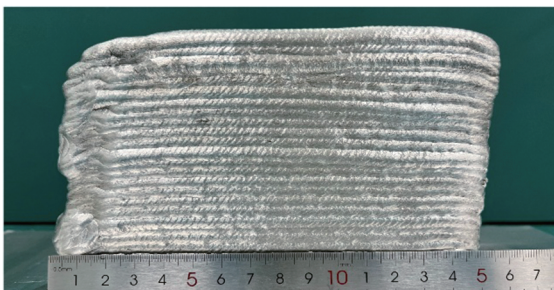


图 1 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件

Fig.1 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy thin-walled part

1.2 表征方法

观察用的样品,是先使用电火花线切割机从薄壁件上不同位置切下,然后进行机械研磨和 0.05 μm

金刚石悬浮液抛光处理,再使用 4 mL 硝酸+96 mL 乙醇的混合溶液蚀刻 10 s。使用光学显微镜(optical microscope, OM)观察金相组织,使用配备电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)系统以及能量色散谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)系统的扫描电子显微镜(scanning electron

表 2 丝材和薄壁件的化学成分(质量分数/%)

Tab.2 Compositions of the wire and thin-walled part (mass fraction/%)

材料类型	Gd	Y	Zr	Mg
丝材	5.77	0.92	0.25	余量
薄壁件	5.65	0.90	0.20	余量

microscope, SEM)表征微观结构、晶粒尺寸、晶粒取向和化学元素分布。采用X射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)进行物相分析,扫描步长为 $2(^{\circ})/\text{min}$ 。采用透射电子显微镜(transmission electron microscope, TEM)对第二相颗粒和纳米级析出物进行了表征。在显微硬度测试仪上进行维氏硬度测试。室温拉伸试验在万能试验机上进行。采用SEM观察样品断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 物相

Mg-6Gd-1Y-0.2Zr合金薄壁件不同区域的XRD分析结果如图2所示,3个区域均有 $\alpha\text{-Mg}$ 基体相和 $\text{Mg}_{24}(\text{Gd}, \text{Y})_5$ 相的特征峰。总体而言,3个区域的XRD结果没有明显差异,这表明通过TIG-WAAM技术制备的Mg-6Gd-1Y-0.2Zr合金薄壁件在沉积高度方向上成分均匀。

2.2 显微组织

图3为Mg-6Gd-1Y-0.2Zr合金薄壁件不同区域的OM图。由图3可知,未发现裂纹、夹杂物等缺陷,仅存在少量孔洞。这些孔洞可能成为拉伸变形时的裂纹萌生点,从而降低薄壁件力学性能。在3个区域取样进行高倍观察可见,随着沉积高度的

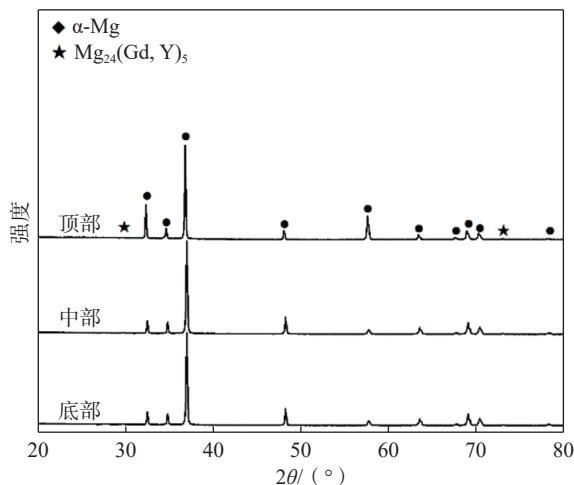
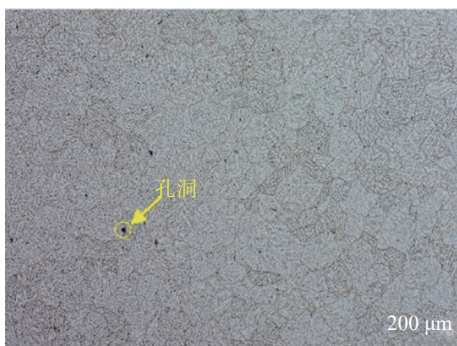


图2 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr合金薄壁件不同区域的XRD谱图

Fig.2 XRD patterns of different regions in the Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy thin-walled part

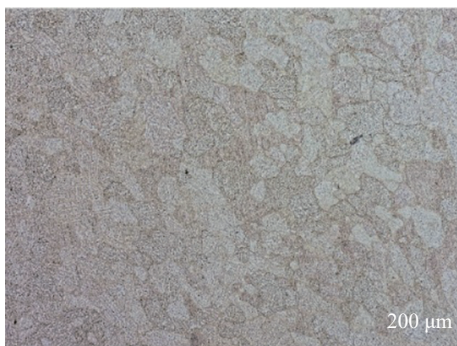
增加,晶粒尺寸逐渐增大。这种现象主要是由于沉积高度不同引起熔池内凝固速率和温度梯度发生变化所导致的。合金丝熔化形成熔滴落入熔池,随后凝固。在底部区域,由于基板和工作台温度较低,熔池热量迅速被传导至基板和工作台,因此,具有较高的凝固速率和较大的温度梯度。相比之下,经过多层沉积后,熔池热量需要通过已沉积层传导至基板和工作台,导致凝固速率降低和温度梯度减小,从而促使晶粒长大。这有利于形成尺寸较大的



(a) 顶部区域



(b) 顶部区域高倍



(c) 中部区域



(d) 中部区域高倍

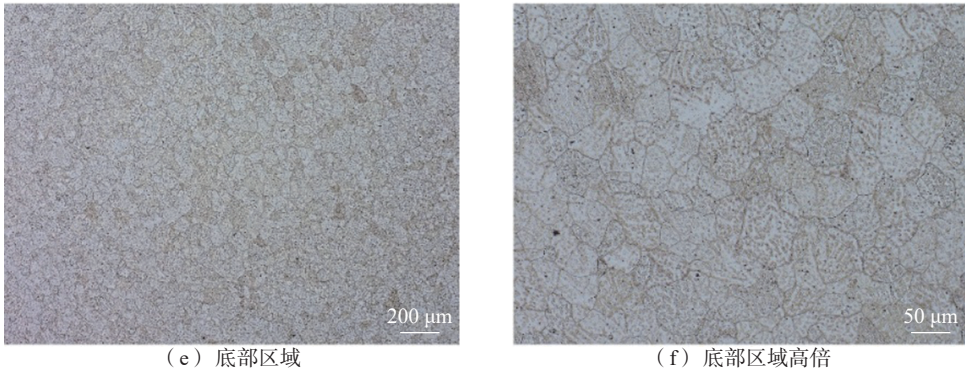


图3 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件不同区域的 OM 图

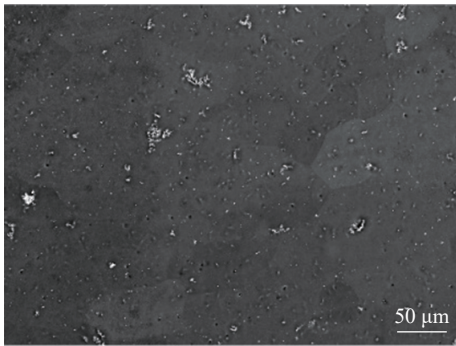
Fig.3 OM images of different regions in the Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy thin-walled part

柱状晶。因此,底部区域为较细小的等轴晶,顶部区域为较粗的等轴晶,而中部区域柱状晶较多,且平均晶粒尺寸明显大于底部区域和顶部区域的晶粒尺寸。薄壁件底部、中部、顶部区域的平均晶粒尺寸分别为 44、101、80 μm 。

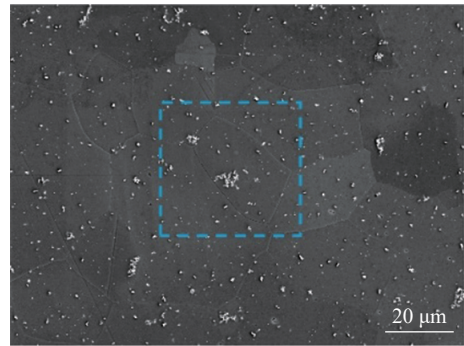
图 4 为了 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件不同位置 SEM 图以及中部区域 EDS 元素分布图。从图 4 可知,不同区域中均存在大量弥散分布的白色第二相颗粒。图 4(d)、(e)和(f)显示这些第二相颗粒主要含 Gd、Y、Zr。有研究^[22, 31]表明,Gd 和 Y 倾向于富集在 Zr 颗粒表面,并在此处形核,因此,EDS 分析中出现 Gd、Y 和 Zr 重叠富集的现象。结合 XRD 谱

图可以推断晶内的第二相颗粒为 $\text{Mg}_{24}(\text{Gd}, \text{Y})_5$ 相。

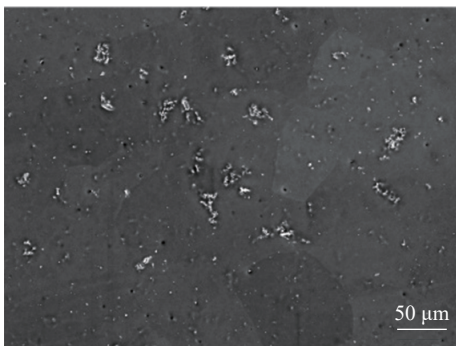
TEM-EDS 结果显示,第二相颗粒主要含有 Mg、Gd、Y,这与 SEM-EDS 的分析结果相同。晶界处第二相对应的选区电子衍射见图 5(b),显示该相具有体心立方(body-centered cubic, BBC)结构,与之前报道的 Mg_{24}Y_5 相的结构一致^[26]。结合 EDS 分析,可以判断晶内的第二相颗粒为 $\text{Mg}_{24}(\text{Gd}, \text{Y})_5$ 相。此外,从图 5(c)可知,晶内存在大量 γ' 相,长度在几百纳米至几个微米之间,平行于 $\{0001\}$ α -Mg 晶面。图 5(d)的 TEM-EDS 结果显示,这些 γ' 相主要含有 Gd 和 Y。 γ' 相通常是在 250 $^{\circ}\text{C}$ 下长时间时效过程中形成的^[32-34]。本研究中,的形成是由于 TIG-



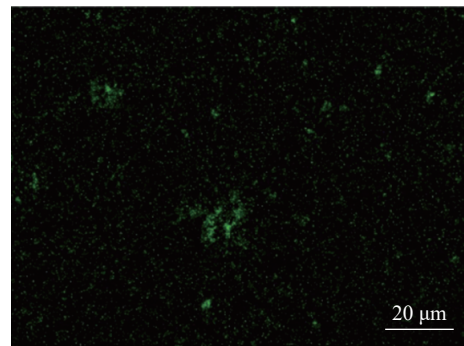
(a) 顶部区域SEM图



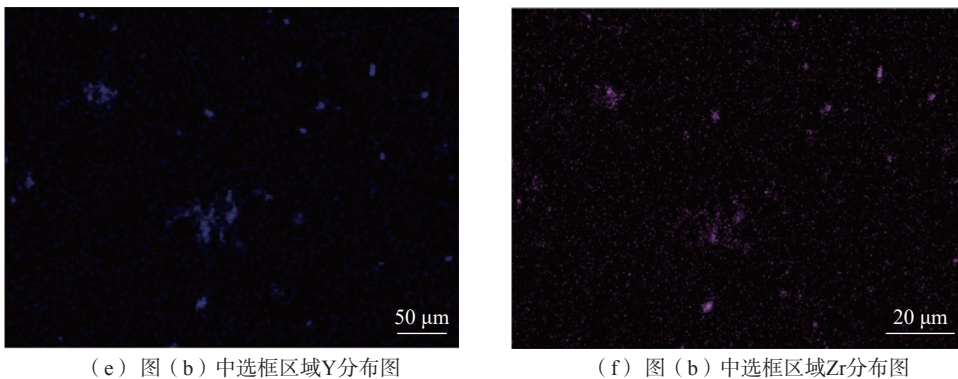
(b) 中部区域SEM图



(c) 底部区域SEM图



(d) 图(b)中选框区域Gd分布图

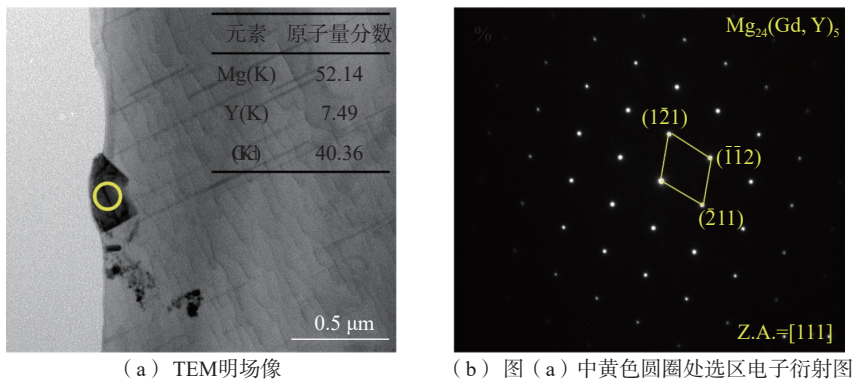


(e) 图 (b) 中选框区域Y分布图

(f) 图 (b) 中选框区域Zr分布图

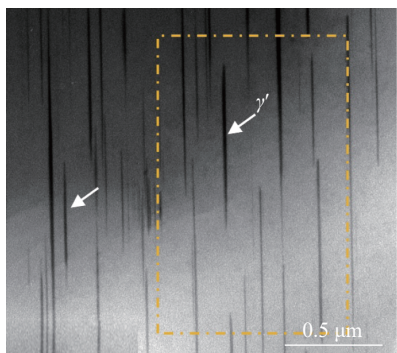
图 4 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件不同区域的 SEM 和 EDS 图

Fig.4 SEM and EDS images of different regions in the Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy thin-walled part



(a) TEM明场像

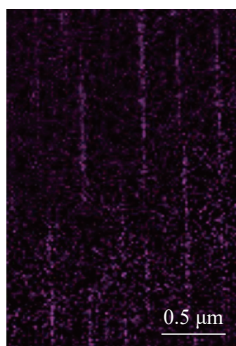
(b) 图 (a) 中黄色圆圈处选区电子衍射图



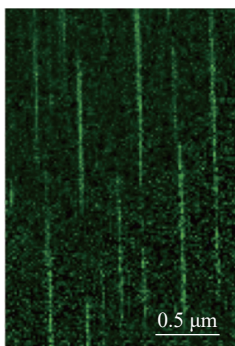
(c) 晶内TEM明场像



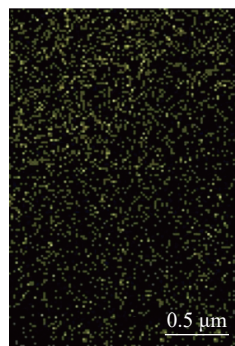
(d) 图 (c) 中选框区域Mg分布图



(e) 图 (c) 中选框区域Y分布图



(f) 图 (c) 中选框区域Gd分布图



(g) 图 (c) 中选框区域Zr分布图

图 5 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件中部区域 TEM 和 EDS 图

Fig.5 TEM and EDS images of the middle region in the Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy thin-walled part

WAAM 过程中的热积累引起了原位时效效应^[35]。

2.3 力学性能

是 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金中的主要强化相之一。

对 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件每间隔 1 mm

取点、进行维氏硬度测试,结果如图 6 所示。由图 6 可知,维氏硬度从底部至顶部逐渐减小。维氏硬度的分布与 WAAM 技术制备的其他镁合金的相似^[19, 36-37],原因是在 TIG-WAAM 过程中底部经历更多次热循环和热积累,引起了原位时效效应,析出了更多的 γ' 相。

TIG-WAAM 过程中,最下层经历热循环的次数最多,这显著影响最终的微观结构和力学性能,特

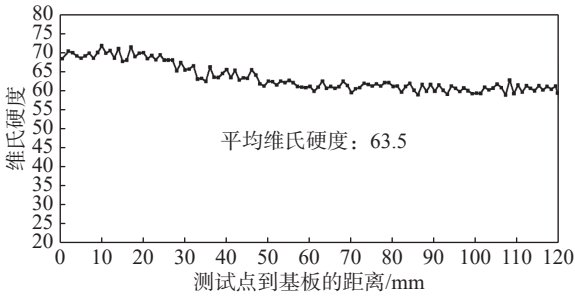
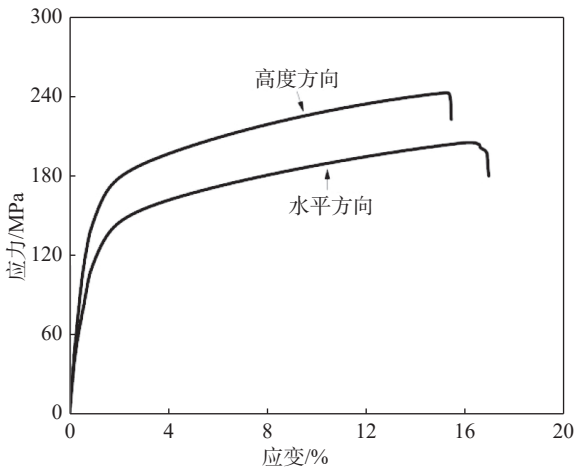


图 6 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件维氏硬度

Fig.6 Vickers hardness values of the Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy thin-walled part

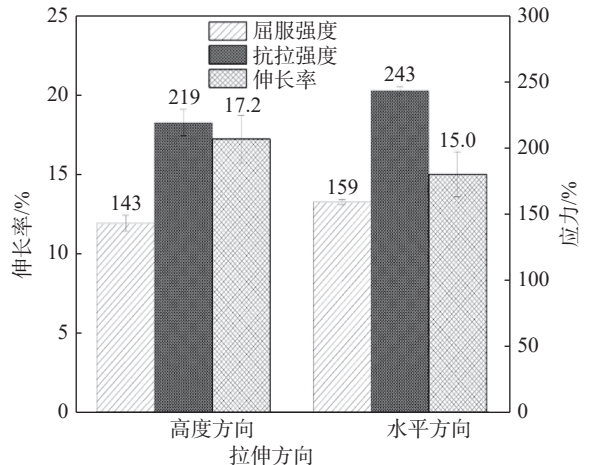


(a) 应力-应变曲线

别是对于具有复杂物相的 Mg-RE 合金^[38-39]。对 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件进行室温拉伸性能测试,沿薄壁件高度方向和水平方向的应力-变曲线如图 7(a)所示,不同方向的力学性能如图 7(b)所示。由图 7 可知,薄壁件具有比较好的强塑性。

对室温拉伸试样的断口形貌进行观察,如图 8 所示。由图 8 可知,薄壁件高度方向和水平方向的拉伸断口形貌相似,均存在明显的韧窝(黄色箭头所示)和解离面(蓝色箭头所示),这表明 TIG-WAAM 技术制备的 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件为韧性和脆性混合的断裂模式。

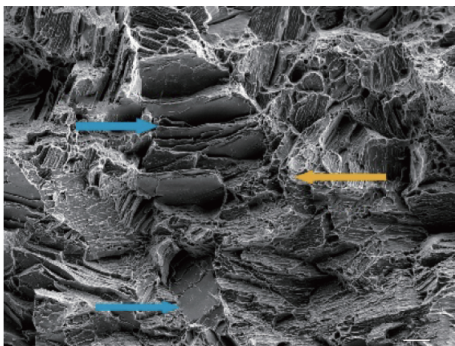
力学性能上体现出各向异性特征,在 WAAM 技术制备的试样中普遍存在^[19, 25, 37]。这是由于:在 WAAM 过程中沉积层间的堆积特性,导致熔池内温度场分布极不均匀;同时,剧烈的熔体流动使熔融金属难以达到自发形核所需的成分过冷度。随沉积层数的增加,大部分热量难以快速沿基板传递,此时沉积层内温度梯度最大的方向为薄壁件高度



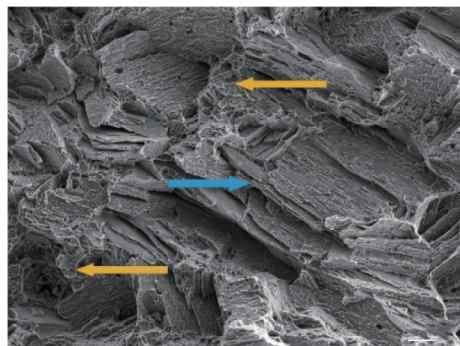
(b) 不同方向的力学性能比较

图 7 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件的拉伸性能

Fig.7 Tensile properties of the Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy thin-walled part



(a) 高度方向



(b) 水平方向

图 8 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件断口形貌图

Fig.8 Fracture morphologies images of the Mg-6Gd-1Y-0.2Zr alloy thin-walled part

方向,因此液相熔体有沿高度方向外延生长、凝固的趋势,从而形成了沿高度方向的柱状晶和在力学性能上带来了较明显的各向异性。另外,在沉积过程中复杂的热历史作用也在许多研究^[17, 19-20, 23-24, 39]中指出。随着薄壁件沉积高度的增加,在电弧沉积和冷却过程中,部分热量的传递对底部有多次循环的原位热处理作用,这种间断但持续的原位热处理对 Mg-RE 合金中的细小沉淀相析出起到一定的促进作用。在 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件中大量 γ' 相在晶内析出,对薄壁件起到了一定的强化作用。

3 结 论

本研究中,使用 TIG-WAAM 技术成功制备了 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件。对其显微组织演变和力学性能进行了分析和讨论,得出的主要结论如下:

(1) TIG-WAAM 技术制备的 Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件由 α -Mg 基体相、 $\text{Mg}_{24}(\text{Gd}, \text{Y})_5$ 相和 γ' 相组成,其中 γ' 相的形成归因于制造过程中的原位热处理作用,其对提高薄壁件底部区域的维氏硬度有贡献。

(2) 随着薄壁件高度的增加,沉积过程中的热量难以向基板传递,因此熔池内凝固速率降低和温度梯度减小,导致薄壁件中部出现柱状晶。Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件底部、中部、顶部的平均晶粒尺寸分别为 44、101、80 μm 。

(3) Mg-6Gd-1Y-0.2Zr 合金薄壁件沿高度方向和水平方向的 UTS 分别为(243 \pm 3) MPa 和(219 \pm 10) MPa, YS 分别为(159 \pm 1) MPa 和(143 \pm 6) MPa, EL 分别为(15.0 \pm 1.4)% 和(17.2 \pm 0.9)%,由于复杂的热历史和柱状晶特征,薄壁件性能呈现出一定的各向异性。

参考文献:

- [1] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium: properties-applications-potential[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 302(1): 37–45.
- [2] WU G H, WANG C L, SUN M, et al. Recent developments and applications on high-performance cast magnesium rare-earth alloys[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2021, 9(1): 1–20.
- [3] 吴志鹏, 徐继张, 肖建如. 可吸收镁合金在生物医学中的应用现状与展望 [J]. *有色金属材料与工程*, 2024, 45(6): 24–31.
- [4] GEHRMANN R, FROMMERT M M, GOTTSTEIN G. Texture effects on plastic deformation of magnesium[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 395(1/2): 338–349.
- [5] 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: A*, 2014, 611: 212–222.
- [6] WEI K W, WANG Z M, ZENG X Y. Influence of element vaporization on formability, composition, microstructure, and mechanical performance of the selective laser melted Mg-Zn-Zr components[J]. *Materials Letters*, 2015, 156: 187–190.
- [7] 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.
- [8] GU D D, SHI X Y, POPRAWA R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. *Science*, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [9] FANG X W, YANG J N, WANG S P, et al. Additive manufacturing of high performance AZ31 magnesium alloy with full equiaxed grains: microstructure, mechanical property, and electromechanical corrosion performance[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 300: 117430.
- [10] LI S, LI J Y, JIANG Z W, et al. Controlling the columnar-to-equiaxed transition during directed energy deposition of inconel 625[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 57: 102958.
- [11] MARQUES D A, OLIVEIRA J P, BAPTISTA A C. A short review on the corrosion behaviour of wire and arc additive manufactured materials[J]. *Metals*, 2023, 13(4): 641.
- [12] CHEN C, SUN G R, DU W B, et al. Effect of equivalent heat input on WAAM Al-Si alloy[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2023, 238: 107831.
- [13] 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.
- [14] CHANG T X, FANG X W, LIU G, et al. Wire and arc additive manufacturing of dissimilar 2319 and 5B06 aluminum alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 124: 65–75.

- [15] CHEEPU M, LEE C I, CHO S M. Microstructural characteristics of wire arc additive manufacturing with inconel 625 by super-TIG welding[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2020, 73(6): 1475–1479.
- [16] DAVIS A E, BREHENY C I, FELLOWES J, et al. Mechanical performance and microstructural characterisation of titanium alloy-alloy composites built by wire-arc additive manufacture[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 765: 138289.
- [17] HUANG Y Q, HUANG J K, YU X Q, et al. Microstructure characterization and texture evolution of Ti-6Al-4V cladding layer fabricated by alternative current assisted TIG[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 431: 128014.
- [18] 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.
- [19] YANG X, LIU J R, WANG Z N, et al. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured AZ31 magnesium alloy using cold metal transfer process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 774: 138942.
- [20] CAI X Y, CHEN F K, DONG B L, et al. Microstructure and mechanical properties of GTA-based wire arc additive manufactured AZ91D magnesium alloy[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2024, 12(8): 3180–3192.
- [21] 唐伟能, 刘世杰. GWZ721 镁合金型材挤压过程组织演变机制 [J]. 有色金属材料与工程, 2022, 43(5): 13–21.
- [22] SUN M, YANG D P, ZHANG Y, et al. Recent advances in the grain refinement effects of Zr on Mg alloys: a review[J]. Metals, 2022, 12(8): 1388.
- [23] WANG Q M, WU G H, TONG X. An investigation into wire arc additive manufacturing of Mg-Y-RE-Zr alloy[J]. Materials Letters, 2022, 326: 132922.
- [24] TONG X, WU G H, EASTON M A, et al. Microstructural evolution and strengthening mechanism of Mg-Y-RE-Zr alloy fabricated by quasi-directed energy deposition[J]. Additive Manufacturing, 2023, 67: 103487.
- [25] LI X Z, FANG X W, FANG D Q, et al. On the excellent strength-ductility synergy of wire-arc directed energy deposited Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy via manipulating precipitates[J]. Additive Manufacturing, 2023, 77: 103794.
- [26] MA D, XU C J, SUI S, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of wire arc additively manufactured Mg-Gd-Y-Zr alloy by post heat treatments[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2023, 18(1): e2225492.
- [27] LI T T, SONG G, ZHANG Z D, et al. Mechanical properties and microstructures of laser-TIG welded ME21 rare earth Mg alloy[J]. Materials, 2019, 12(13): 2188.
- [28] WANG Z H, WANG J F, LIN X, et al. Microstructure and mechanical properties of a dilute Mg-Gd-Y-Zr alloy fabricated using wire-arc directed energy deposition additive manufacturing[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 29: 4881–4894.
- [29] 武千业, 吴玉娟, 邓庆琛, 等. 镁合金及其镁基材料增材制造技术研究现状与展望 [J]. 有色金属工程, 2024, 14(12): 63–82.
- [30] 黄科, 李新志, 方学伟, 等. 镁合金电弧熔丝增材制造技术研究现状与展望 [J]. 金属学报, 2025, 61(3): 397–419.
- [31] 孙明, 程广奎, 李喜阔, 等. Mg-Zn-Y 系镁合金的研究现状与展望 [J]. 有色金属材料与工程, 2024, 45(1): 66–77.
- [32] LIU Z Y, CHEN B, ZHAO P Y, et al. Atomic-scale characterization of the precipitates in a Mg-Gd-Y-Zn-Mn alloy using scanning transmission electron microscope[J]. Vacuum, 2023, 207: 111668.
- [33] KIM J K, KO W S, SANDLÖBES S, et al. The role of metastable LPSO building block clusters in phase transformations of an Mg-Y-Zn alloy[J]. Acta Materialia, 2016, 112: 171–183.
- [34] NIE J F, OH-ISHI K, GAO X, et al. Solute segregation and precipitation in a creep-resistant Mg-Gd-Zn alloy[J]. Acta Materialia, 2008, 56(20): 6061–6076.
- [35] MA D, XU C J, SUI S, et al. Enhanced strength-ductility synergy in a wire and arc additively manufactured Mg alloy via tuning interlayer dwell time[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(12): 4696–4709.
- [36] YANG Y H, GUAN Z P, MA P K, et al. Wire arc additive manufacturing of a novel ATZM31 Mg alloy: microstructure evolution and mechanical properties[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2024, 12(12): 5024–5037.
- [37] WANG P, ZHANG H Z, ZHU H, et al. Wire-arc additive

- manufacturing of AZ31 magnesium alloy fabricated by cold metal transfer heat source: processing, microstructure, and mechanical behavior[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 288: 116895.
- [38] MUKHERJEE T, ELMER J W, WEI H L, et al. Control of grain structure, phases, and defects in additive manufacturing of high-performance metallic components[J]. *Progress in Materials Science*, 2023, 138: 101153.
- [39] MANJHI S K, SEKAR P, BONTHA S, et al. Effect of CMT-WAAM process parameters on bead geometry, microstructure and mechanical properties of AZ31 Mg alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, 33(16): 8567–8581.

(编辑:何代华)