

# 双丝钨极氩弧增材制造高镁组分 Al-Mg 合金组织与性能研究

罗晓宇, 冯曰海, 鄂炫宇, 韩豪

(南京理工大学 材料科学与工程学院, 南京 210094)

**摘要:** 针对高强铝镁合金增材构件性能难以提升的问题, 对提高铝镁合金中的镁组分这一方法进行探索性研究。基于钨极氩弧增材制造工艺, 采用以 ER5356 为主要熔化丝材, 以少量 AZ31 为辅助熔化丝材的双丝同步熔化方式, 通过调整两种丝材的送丝速度比例, 增材制造了五组高镁组分的铝镁合金直壁体, 并对直壁体的显微组织特征、演化规律和力学性能进行研究。结果表明, 随着 AZ31 与 ER5356 送丝速度比例从 10% 提升到 33.33%,  $\alpha$ -Al 相由等轴晶转变为枝晶,  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相转变为晶间偏析型离异共晶; 试样的平均晶粒尺寸由 17.26  $\mu\text{m}$  先增大到 21.35  $\mu\text{m}$  再减小到 14.69  $\mu\text{m}$ ;  $\beta$  相和共晶组织的含量呈上升趋势。相较于单丝铝镁合金增材构件, 高镁组分增材构件的平均显微维氏硬度达到 114.93 HV, 提升了 64.2%; 抗拉强度达到 342 MPa, 提升了 24.8%。

**关键词:** 双丝增材制造; 高强铝镁合金; 显微组织; 力学性能

**中图分类号:** TG455

电弧增材制造技术(Wire Arc Additive Manufacture, WAAM)是一种基于逐层熔覆原理, 在数字模型的指导下以电弧为热源, 金属丝材熔化为添加材料逐层制造复杂零件的新型技术。该技术成形的零件化学成分均匀且致密度高, 具有高效率、低成本等优点, 在高强铝合金增材制造领域具有广阔的工业应用前景。尤其是高强铝镁合金, 具有强度高、耐腐蚀性好和密度低等优势, 利用电弧增材制造大型复杂高性能的铝镁合

金构件已经成为航空、铁路、汽车、船舶等各个行业应用的迫切需求。

目前高强铝镁合金电弧增材使用的主要丝材包含 Al-Cu-Mg 系、Al-Mg-Zn 系和 Al-Mg-Si 系等。研究主要集中在工艺规范参数<sup>[1-3]</sup>、工艺模式<sup>[4]</sup>、保护气体成分<sup>[5]</sup>、热输入<sup>[6-9]</sup>和后热处理工艺<sup>[10-11]</sup>等对组织和性能的影响规律方面, 力图从工艺角度提升材料的性能。近年来又发展了双送丝铝镁合金增材工艺方法, 力求

基金项目: 国防创新项目 (17-H863)

收稿日期: ; 修订日期:

通信作者: 冯曰海, 教授; 电话: 13404161225; E-mail: fyh@njust.edu.cn

提升增材的效率与性能。何杰等<sup>[12]</sup>研究了单、双填丝增材制造得到的铝合金构件在宏观尺寸、显微组织和力学性能上的差异, 结果发现双填丝增材制造工艺的熔敷速率、纵向抗拉强度和纵向断后伸长率都有较显著的提高。Gu 等<sup>[13]</sup>研究了成分对双丝串联增材得到的铝铜镁增材构件开裂的影响, 发现成分是决定增材构件裂纹敏感性的主要因素。张睿泽等<sup>[14]</sup>通过控制双丝的送丝速度获得不同 Mg/Si 比的铝镁硅增材构件, 研究 Mg/Si 比对增材构件组织及性能的影响。然而, 从公开报道来看, 目前进一步提升高强铝镁合金增材构件的性能比较困难, 本文试图通过增加铝镁合金增材构件中的镁组分这一方法对上述难题进行探索性研究。

基于同步双丝钨极氩弧增材制造工艺, 采用以 Al-Mg-Zn 系 ER5356 铝合金作为主要熔化丝材, 以少量 AZ31 镁合金作为辅助熔化丝材的双丝共熔池同步熔化方式, 通过调整镁、铝合金的送丝速度比例, 增材制造了五组直壁体构件。对不同送丝速度比例下获得的增材构件进行显微组织、镁组分变化和力学性能方面的深入分析, 力求获取送丝速度比例与显微组织和力学性能之间的变化规律, 探索异质双丝增材制造高镁组分增材构件方法的可行性。

## 1 实验

### 1.1 实验材料

实验采用的基板为 6061 铝合金, 尺寸为 450 mm×200 mm×6 mm。丝材选用直径为 1.2 mm 的 AZ31 镁合金和 ER5356 铝合金两种丝材, 其中 AZ31 丝材的密度为 1.78 g/cm<sup>3</sup>, ER5356 丝材的密度为 2.64 g/cm<sup>3</sup>。

基板和丝材的化学成分如表 1 所示。

表 1 丝材和基板的化学成分

Table 1 Chemical compositions of wires and substrate(mass fraction, %)

Element	Mg	Fe	Si	Ti	Mn	Cr	Cu	Zn	Al
AZ31	Bal	—	0.02	—	0.40	—	—	0.76	2.96
ER5356	5.00	0.40	0.25	0.15	0.10	0.10	0.10	0.10	Bal
6061	1.03	0.70	0.56	0.15	0.15	0.04	0.17	0.25	Bal

### 1.2 设备及工艺

双丝钨极氩弧增材制造系统的结构如图 1 所示, 该系统是由米加尼克 PI350 钨极氩弧焊接电源、安川 MH24 工业机器人、机器人控制柜、钨极氩弧焊枪和双送丝机构组成。

增材制造前, 先用砂轮机去除基板表面的氧化层, 并用丙酮去除有机物, 然后再进行双丝钨极氩弧增材试验。实验预设参数分别为堆覆电流 220 A, 交流频率 70 HZ, 堆覆速度 20 cm/min, 钨极直径 4.8 mm, 钨极内缩量 4 mm, 钨极尖角 20°, 喷嘴距工件高度 8 mm, 保护气(99.99%氩气)流量 15 L/min。通过调整 AZ31 和 ER5356 的送丝速度比例得到五组增材构件, 根据式(1)可以算出 Mg 元素的质量分数  $E^{[15]}$ , 式中  $WFS_i$  ( $i=AZ31, ER5356$ )为送丝速度,  $D_i$  ( $i=AZ31, ER5356$ )为丝材直径,  $\rho_i$  ( $i=AZ31, ER5356$ )为丝材密度,  $E_{Mg}$  为丝材中 Mg 元素的质量分数。设计的 AZ31 与 ER5356 送丝速度及送丝速度比例和增材构件中 Mg 名义含量如表 2 所示。五组增材构件横截面的宏观形貌如图 2 所示。

$$E = \frac{\sum WFS_i D_i^2 \rho_i E_{Mg}}{\sum WFS_i D_i^2 \rho_i} \quad (1)$$

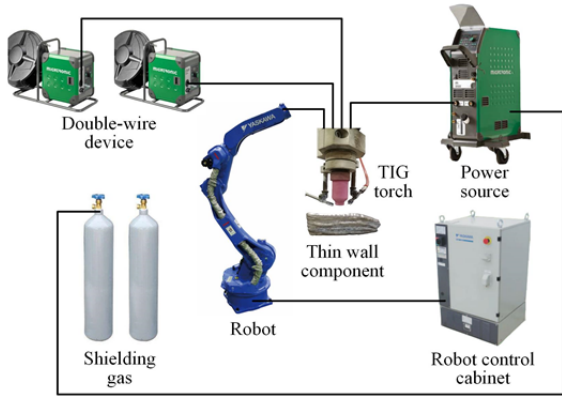


图1 双丝钨极氩弧增材制造系统

Fig. 1 Double wires gas tungsten arc additive manufacturing system

表2 设计 AZ31 与 ER5356 送丝速度比例和 Mg 含量

Table 2 Designed wire feed speed ratio of AZ31 to ER5356 and Mg content

$WFS_{AZ31}$ /m·min <sup>-1</sup>	$WFS_{ER5356}$ /m·min <sup>-1</sup>	$WFS_{AZ31}/WFS_{ER5356}$	$E$
0.3	3.0	10%	10.74%
0.5	3.0	16.67%	14.18%
0.6	3.0	20%	15.80%
0.75	3.0	25%	18.11%
1.0	3.0	33.33%	21.67%

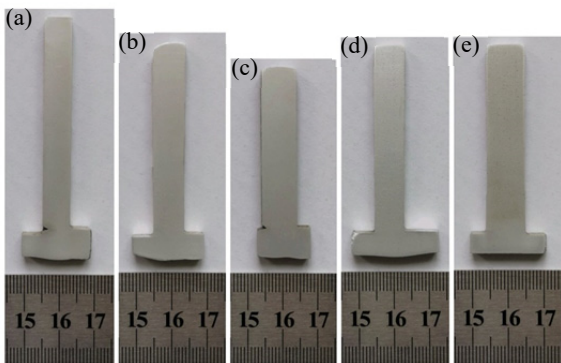


图2 不同送丝速度比例增材构件截面图: (a) 10%; (b)

16.67%; (c) 20%; (d) 25%; (e) 33.33%

Fig. 2 Cross sections of the components with different ratio of the wire feed speed: (a) 10%; (b) 16.67%; (c)20%; (d) 25%; (e) 33.33%

### 1.3 检测方法

金相试样和力学性能测试试样均采用线切割从增材构件中切取。金相试样通过砂纸打磨、抛光处理后,使用科勒试剂腐蚀。完成试样处理后,首先用光学显微镜(GX71)观察试样的显微组织,然后使用 X 射线衍射仪(Bruker D8)对其进行了物相分析,最后用场发射环境扫描电镜(FEI Quanta 250F)和能谱仪(EDS)进行成分分析,同时进行了电子背散射衍射(EDAX-TSL)分析。

力学性能检测包括显微硬度测试和拉伸性能测试。显微硬度计(HVS-1000Z),测定载荷 0.5 kg,保荷时间 10 秒,测量间距 0.5 mm。万能试验机(CSS-44100),在室温下以 0.8 mm/min 的拉伸速率进行试验,测试试样的抗拉强度,每个试样切取三个垂直方向的试样。图3为拉伸试样尺寸示意图。

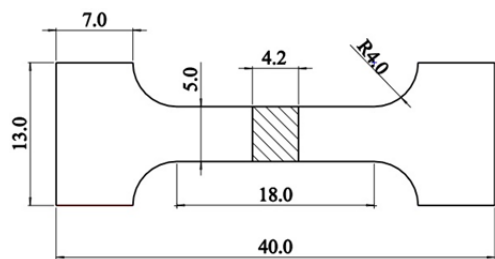


图3 拉伸试样尺寸

Fig. 3 Dimensions of tensile specimens

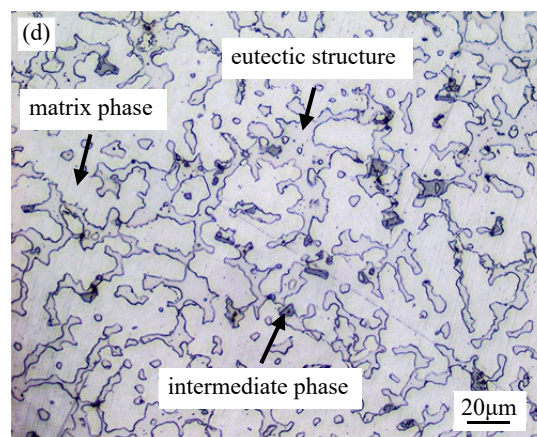
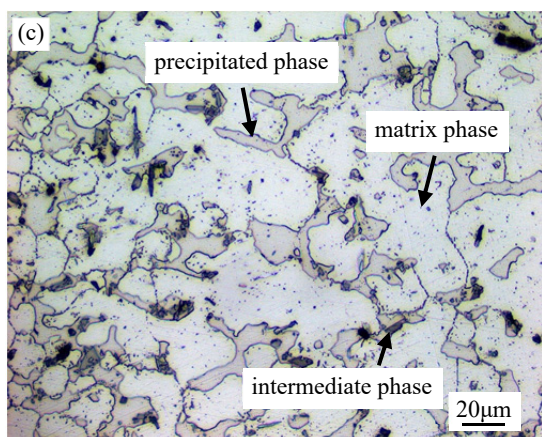
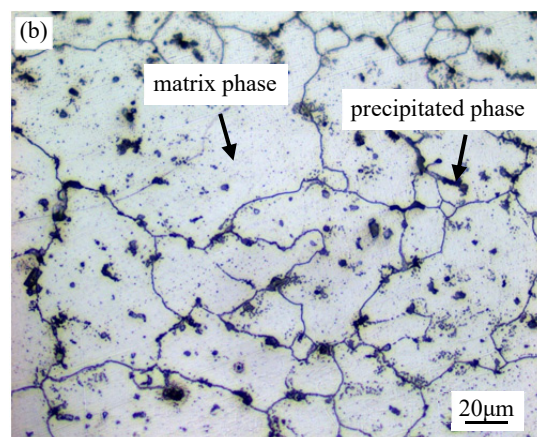
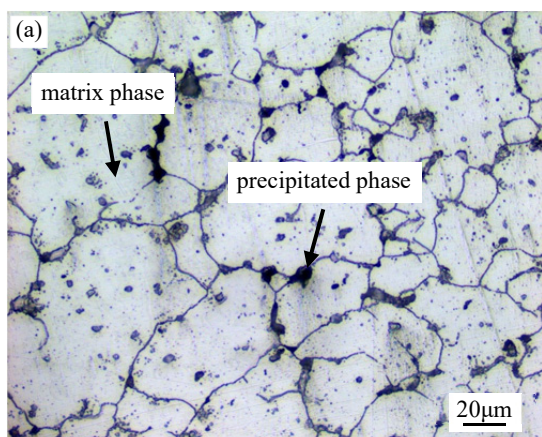
## 2 结果与分析

### 2.1 AZ31 送丝速度比例增加对显微组织演化的影响

图 4 为 AZ31 送丝速度比例从 10%提升到 33.33% 时增材试样的显微组织照片。从图 4(a)和(b)中可以看出, 送丝比例为 10%和 16.67%时, 基体相均呈等轴晶形貌。送丝比例增加到 20%时, 基体相转变为等轴晶和枝晶(见图 4(c))。送丝比例进一步增加到 25%和 33.33% 时, 基体相全部转变为枝晶(见图 4(d)和(e))。基体相晶形貌变化的主要原因是, 随着 AZ31 送丝比例逐渐增加, 试样中的 Mg 含量逐渐增多, 基体相成分过冷现象愈发显著, 使得晶粒从等轴晶生长转变为枝晶生长。

从图 4(a)-(c)中可知, 析出相在基体相的内部和晶界处析出。AZ31 送丝比例为 10%和 16.67%时, 析出

相呈不规则的片状分散分布(见图 4(a)和(b))。送丝比例达到 20%时, 图 4(c)中的析出相转变为枝晶沿着基体相的晶界生长。送丝比例增加到 25%和 33.33%时, 共晶组织呈粗大的枝晶形貌, 枝晶连接形成网状将基体相分割成独立的枝晶(见图 4(d)和(e))。析出相转变为共晶组织主要是因为试样中 Mg 含量超过 17.4%时, 冷却过程将由固态相变转变为亚共晶反应, 得到的组织也会由析出相转变为共晶组织。除析出相和共晶组织之外, 图 4(c)-(e)的显微组织中还存在边沿平直, 棱角分明的小方片状组织, 根据下文 XRD 和 EDS 试验结果可知, 此为 Al-Mg-Cr 和 Al-Mn-Fe 三元中间相。



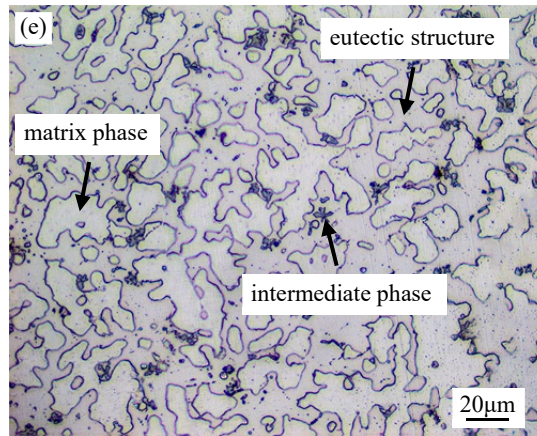


图 4 不同送丝速度比例增材试样显微组织: (a) 10%; (b) 16.67%; (c) 20%; (d) 25%; (e) 33.33%

Fig. 4 Microstructure of the specimens with different ratio of the wire feed speed: (a) 10%; (b) 16.67%; (c)20%; (d) 25%; (e) 33.33%

图 5(a)为五组增材试样的 XRD 衍射图谱, XRD 试验结果表明, 五组增材试样主要由  $\alpha$ -Al 相和  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  相组成, 结合增材试样显微组织和 XRD 匹配结果可知, 图 4(d)和(e)中的共晶组织为 $(\alpha+\beta)$ 。由于试样中还存在其他合金元素, XRD 还匹配出  $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$ 、 $\text{Al}_{0.7}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.3}$ 、 $(\text{Cr}, \text{Mn})\text{Al}_{12}$  和  $\text{AlMg}_4\text{Zn}_{11}$  等相。从图 5(a)中可见, AZ31 送丝比例为 25%和 33.33%时,  $\beta$  相衍射峰的数量明显增加, 这可能是由于发生亚共晶反应使得产生衍射的晶面数量增多所致。

图 5(b)给出了图 5(a)中框选区域的详细信息, 主要反应了图 5(a)中最强峰和次强峰的图谱。从图 5(b)中可以看出, 当 AZ31 送丝速度比例从 10%提升到 33.33%时,  $\alpha$ -Al 相第一强峰的  $2\theta$  角从  $38.411^\circ$  逐渐偏移到了  $37.944^\circ$ , 第二强峰的  $2\theta$  角从  $44.572^\circ$  偏移到了  $44.144^\circ$ 。这是因为 Mg 作为置换原子固溶于  $\alpha$ -Al 中, Al 原子半径(0.1199 nm)小于 Mg 原子半径(0.1333 nm), 随着试样中 Mg 含量增加, Al 晶格参数增大, 使得  $\alpha$ -Al 相衍射峰向小角度偏移。

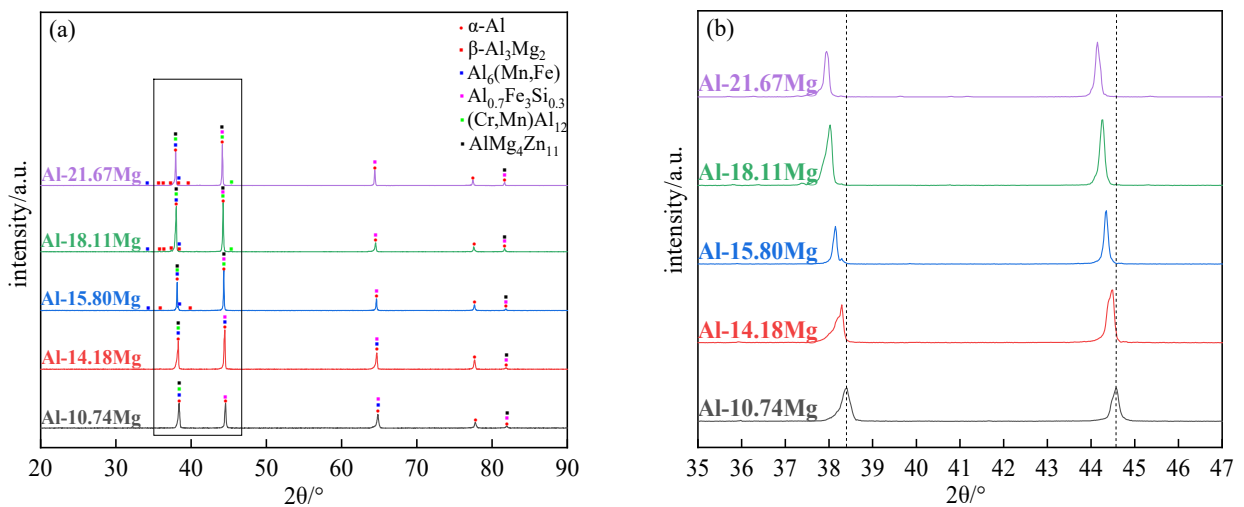


图 5 XRD 结果: (a) 增材试样 XRD 谱图; (b) 图 5(a)中框选部分的详细内容

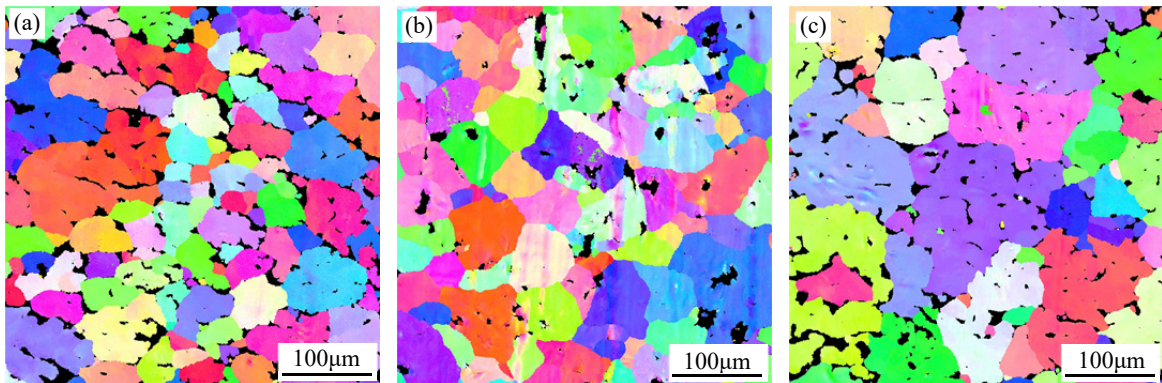
Fig. 5 XRD analysis results: (a) XRD patterns of the specimens; (b) details of the box selection area in Fig. 5 (a)

## 2.2 AZ31 送丝速度比例增加对显微组织特征的影响

在五组增材试样的横截面上进行 EBSD 试验，图 6 为试验得到的反极图(IPF)。从图中可知，晶粒生长无明显择优取向，但对比图 6(a)-(e)的颜色可以看出，随着 AZ31 送丝比例的增加，晶粒的主要颜色由紫和红转变为紫和蓝，说明  $\alpha$ -Al 相晶粒的 $\langle 111 \rangle$ 方向逐渐取代 $\langle 001 \rangle$ 方向与试样横截面法向接近平行。

对图 6 显微组织分析统计后，得到图 7 所示的结果。从图 7(a)中可知，随着送丝比例从 10%上升到 33.33%， $\alpha$ -Al 相晶粒的平均尺寸由  $17.26 \mu\text{m}$  先增大到  $21.35 \mu\text{m}$ ，再减小到  $14.69 \mu\text{m}$ 。主要原因是，当送丝比例为 20%时，由铝镁二元相图可知，其对应的液相线和固相线间距最大，此时  $\alpha$ -Al 相晶粒形核长大的时间最长，因此晶粒尺寸最大<sup>[16]</sup>。从图 7(b)中可以看出，

$\beta$  相和共晶组织占总面积百分比呈上升趋势。主要原因分为两种情况：当送丝比例小于等于 20%时，送丝比例的提高会使  $\alpha$ -Al 相中 Mg 的过饱和度增大，促进  $\beta$  相的析出；当送丝比例大于 20%后，将发生亚共晶反应，送丝比例的增大使得  $\alpha$ -Al 相晶粒尺寸减小的同时也会使剩余液相增多，剩余液相冷却至  $450^\circ\text{C}$ (共晶反应温度)时将生成共晶组织，故而送丝比例越高，得到的共晶组织越多<sup>[17]</sup>。Wang<sup>[18]</sup>等人的文章中指出，施密德因子大于 0.4 的晶粒更容易发生滑移。图 7(c)给出了五组增材试样中，施密德因子大于 0.4 的晶粒数目占比。从图中可以看出，晶粒数目占比均大于 83.41%，说明五组增材试样都具有较好的延展性。但是，随着送丝比例的增加，晶粒数目占比的变化幅度较小，这说明送丝比例的增加对施密德因子的影响不显著。



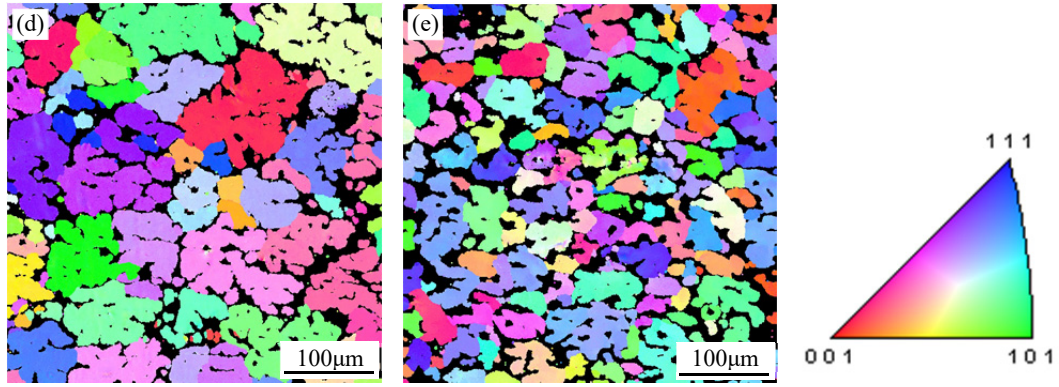


图 6 不同送丝速度比例增材试样 IPF 图像: (a) 10%; (b) 16.67%; (c) 20%; (d) 25%; (e) 33.33%

Fig. 6 IPF of the specimens with different ratio of the wire feed speed: (a) 10%; (b) 16.67%; (c)20%; (d) 25%; (e) 33.33%

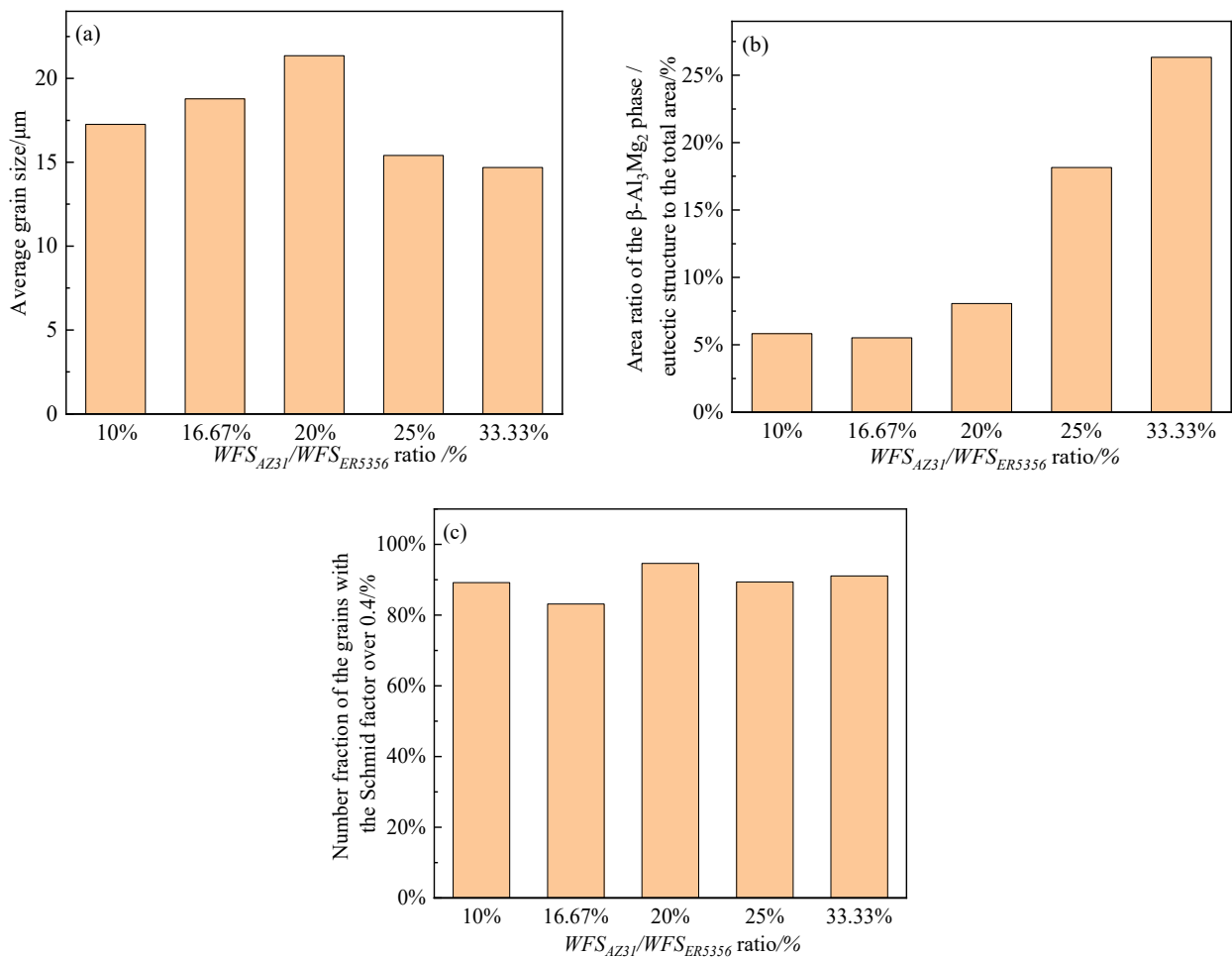


图 7 增材试样显微组织分析结果: (a) 平均晶粒尺寸; (b)  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相/共晶组织占总面积比; (c) 施密德因子大于 0.4 的晶粒数目占比

Fig. 7 Microstructure analysis results of the specimens: (a) average grain size; (b) area ratio of the  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> phase / eutectic structure to the total area; (c) number fraction of the grains with the Schmid factor over 0.4

### 2.3 AZ31 送丝速度比例对增材构件镁组分含量的影响

图 8 给出了五组增材试样中 Mg 名义含量以及  $\alpha$ -Al 相和  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相/共晶组织中的 Mg 含量。从图中可得, 随着 AZ31 送丝比例增加,  $\alpha$ -Al 相中的 Mg 含量从 7.60% 提高到 12.42%,  $\beta$  相/共晶组织中的 Mg 含量从 20.51% 提高到 33.36%。结果说明, 采用以少量 AZ31 镁合金作为辅助熔化丝材的双丝材共熔池的增材方式, 能够增加  $\alpha$ -Al 相中的 Mg 含量, 促进 Mg 在 Al 中的固溶。

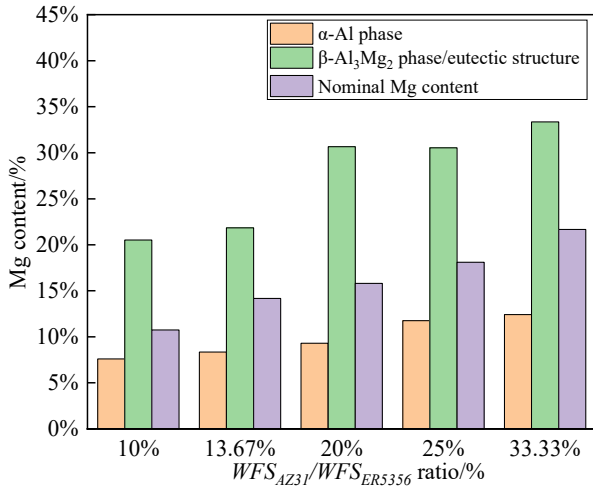


图 8 Mg 名义含量和增材构件中  $\alpha$ -Al 相和  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相/共晶组织的 Mg 含量

Fig. 8 The nominal Mg content and the Mg content in the  $\alpha$ -Al phase and  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> phase / eutectic structure in the components

图 9 是 AZ31 送丝速度比例为 20% 时, 所得试样的 SEM 图像和 EDS 试验结果。图 9(a) 为试样的 SEM 图像, 图中 A 点的 EDS 结果如图 9(b) 所示。A 点处的 Al 含量达到 90.36%, Mg 含量为 9.30%, 其它元素含量都较少, 可以判断 A 点指向为  $\alpha$ -Al 相。从图 9(a) 中

可见,  $\alpha$ -Al 相呈灰色平面状。图 9(c) 为 B 点的 EDS 结果, 其中 Al 含量为 68.93%, Mg 含量增加到 30.66%, 判断 B 点处应为  $\beta$  相。从图 9(a) 中可知,  $\beta$  相呈黑色凸起的圆形小颗粒状。图 9(d) 是 C 点的结果, 此处 Al 含量为 78.40%, Mg 含量为 11.72%, Mn 和 Cr 元素的含量有所增加, 分别为 5.07% 和 1.94%, 结合 XRD 试验结果可知, C 点指向的应为 (Cr, Mn)Al<sub>12</sub> 相。从 SEM 图像中可见, (Cr, Mn)Al<sub>12</sub> 相呈亮白色方片状分布在  $\beta$  相内部。

图 10 是送丝比例为 33.33% 时, 所得试样的 SEM 图像和 EDS 试验结果。图 10(a) 为试样的 SEM 图像, 图 10(b) 为图 10(a) 中 A 点的 EDS 结果。A 点结果显示, Al 和 Mg 含量分别为 87.12% 和 12.42%, 其余元素的含量均较低, 确定为  $\alpha$ -Al 相。从图 10(a) 中可以看出, A 点处的  $\alpha$ -Al 相呈相互分离的粗大枝晶形貌, 判断此处是先共晶  $\alpha$ -Al 相。先共晶  $\alpha$ -Al 相晶粒的间隙处存在不规则块状组织(见 B 点)和团絮状组织(见 C 点), 成分分析结果分别如图 10(c) 和 (d) 所示。图 10(c) 中 Al 和 Mg 的含量均接近  $\alpha$ -Al 相水平; 图 10(d) 中, Al 含量为 65.38%, Mg 含量为 33.36%, 与  $\beta$  相相近。因为点 B 和 C 处的组织分布在先共晶  $\alpha$ -Al 相晶粒之间且相互独立, 所以这两处应为晶间偏析型离异共晶( $\alpha$ + $\beta$ )。在先共晶  $\alpha$ -Al 相较多的情况下发生共晶反应, 共晶组织中的共晶  $\alpha$  相与先共晶  $\alpha$ -Al 相相同, 会依附于先共晶相生长, 把共晶  $\beta$  相推向最后凝固的晶界处。除上述组织外, 在图 10(a) 中还出现棒状组织(见 D 点), EDS 结果如图 10(e) 所示, 其中 Al 含量为 76.57%, Fe 和 Mn 含量分别达到 9.45% 和 5.38%, 故 D 点指向为 Al<sub>6</sub>(Mn, Fe) 相。



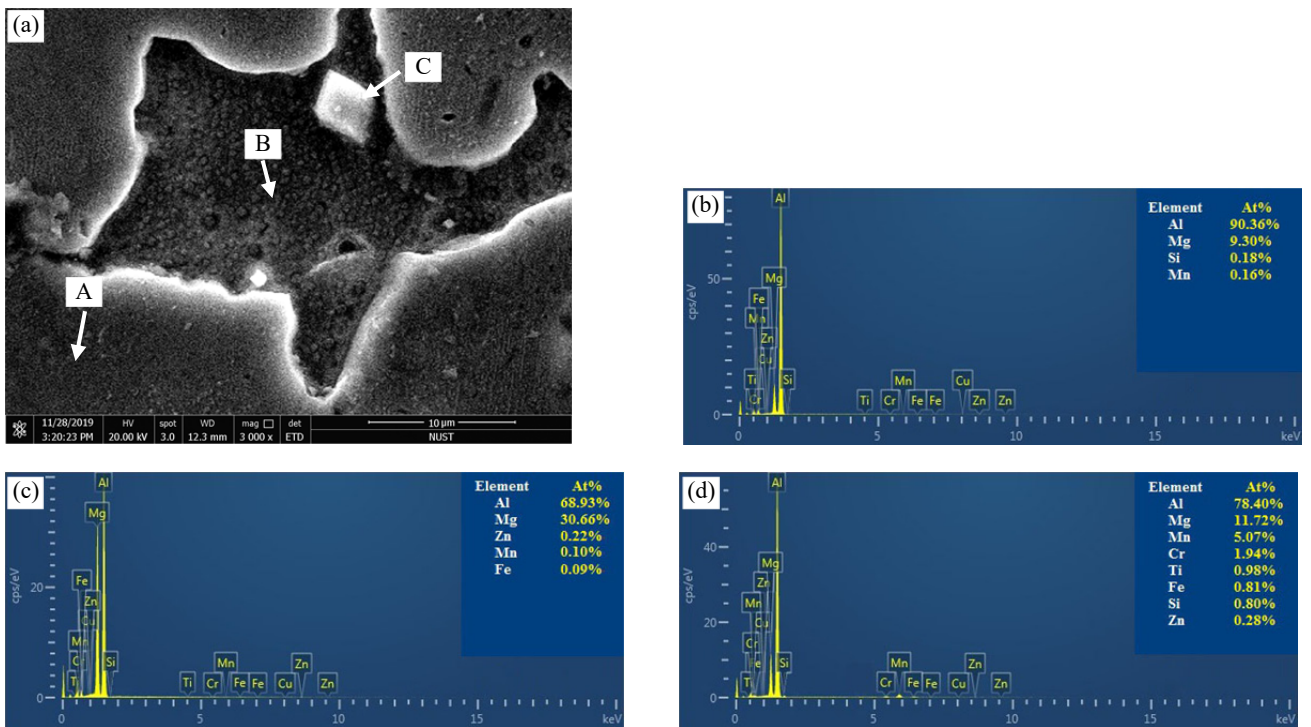
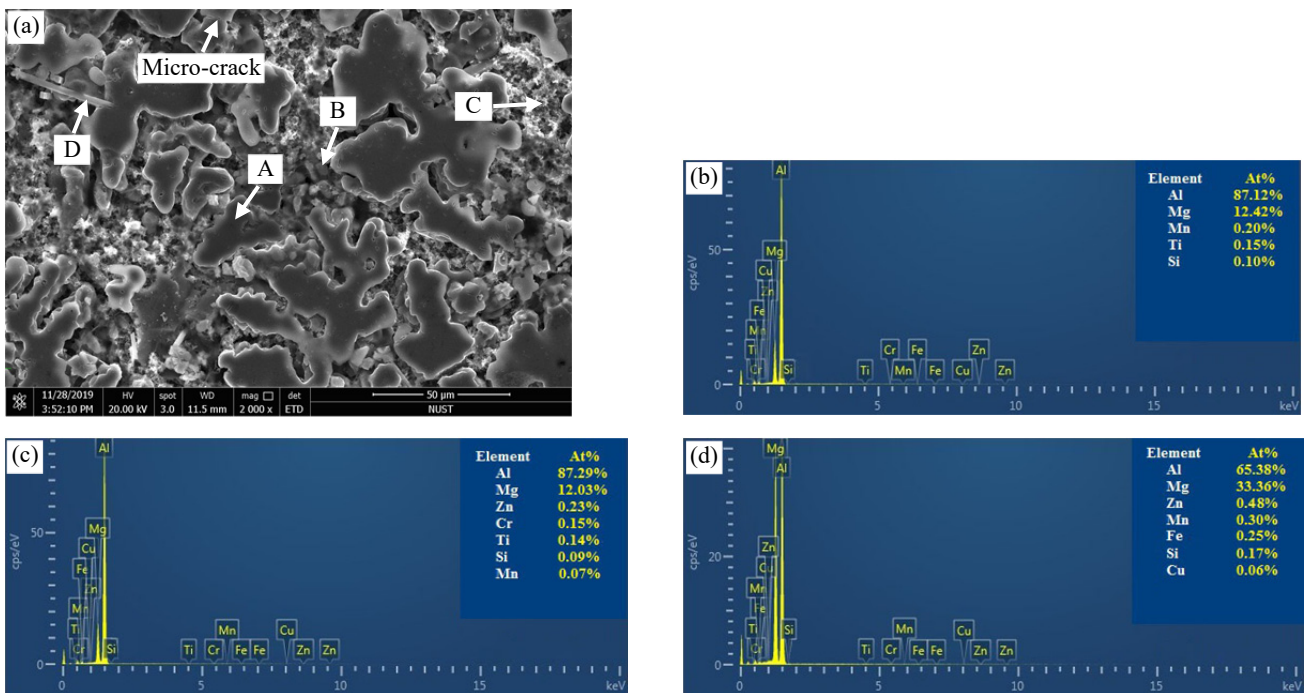


图9 送丝速度比例 20%增材试样 SEM 图像和 EDS 结果: (a) SEM 图像; (b) α-Al 相(A 点); (c) β 相(B 点); (d) (Cr, Mn)Al<sub>12</sub> 相(C 点)

Fig. 9 SEM image and EDS result of the specimen with 20% ratio of the wire feed speed: (a) SEM image; (b) α-Al phase (point A); (c) β phase (point B); (d) (Cr, Mn)Al<sub>12</sub> phase (point C)



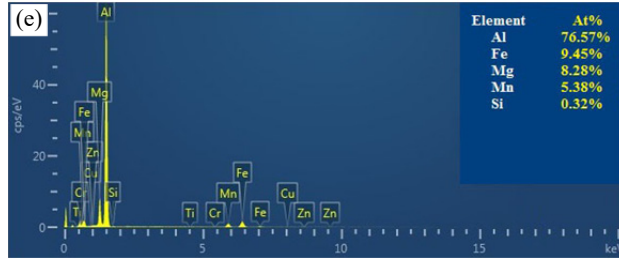


图 10 送丝速度比例 33.33%增材试样 SEM 图像和 EDS 结果: (a) SEM 图像; (b) 先共晶  $\alpha$ -Al 相(A 点); (c) 共晶  $\alpha$  相(B 点); (d) 共晶  $\beta$  相(C 点); (e)  $Al_6(Mn, Fe)$  (D 点)

Fig. 10 SEM image and EDS result of the specimen with 33.33% ratio of the wire feed speed: (a) SEM image; (b) proeutectic  $\alpha$ -Al phase (point A); (c) eutectic  $\alpha$  phase (point B); (d) eutectic  $\beta$  phase (point C); (e)  $Al_6(Mn, Fe)$  (point D)

#### 2.4 AZ31 送丝速度比例增加对增材构件力学性能的影响

五组增材构件的显微维氏硬度和平均硬度值如图 11 所示, 图中折线为测量值, 虚线为平均值。AZ31 送丝速度比例为 10%、16.67%、20%、25%和 33.33% 时, 试样的平均硬度分别是 90.79 HV、102.02 HV、114.93 HV、129.76 HV 和 137.39 HV。随着送丝比例增加, 平均硬度值增大, 硬度分布不均匀的现象逐渐显著, 波动幅度从 10HV 增大到 30HV。相比于 ER5356

钨极氩弧增材构件的平均硬度 70 HV<sup>[19]</sup>, 送丝比例为 20%时, 增材试样的平均硬度提高了 64.2%, 这主要是因为 Mg 元素在 Al 基体中溶解后形成固溶体, 而两种原子半径的差异会促使晶格的改变, 增强了固溶强化的效果, 从而提高增材试样的增材试样的抗拉强度。

五组增材构件的抗拉强度如图 12 所示。从图中可知, AZ31 送丝速度比例为 16.67%时, 试样的抗拉强度最高, 达到 342 MPa, 与 ER5356 钨极氩弧增材构件的平均抗拉强度 274 MPa<sup>[19]</sup>相比提高了 24.8%。而当送丝比例为 20%、25%和 33.33%时, 试样的抗拉强度均较低, 分别为 142 MPa、110 MPa 和 78 MPa。这是由于 AZ31 送丝速度比例超过 20%, Mg 名义含量超过 15.80%时, 增材构件室温自然时效 6 h 后, 内部开始出现少量裂纹。说明当 Mg 名义含量超过 15.80%后, 送丝比例的增加将使得产生微裂纹的概率增大, 导致抗拉强度降低。

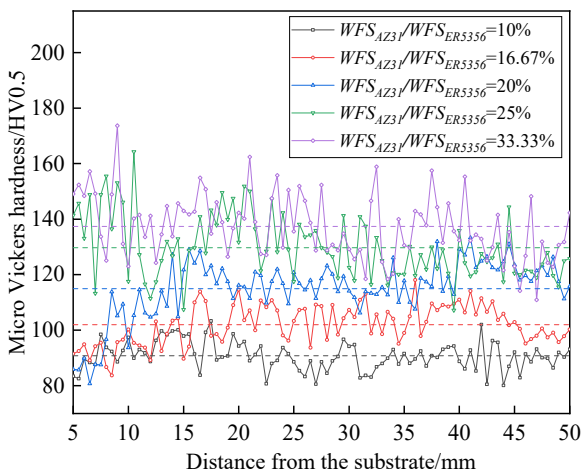


图 11 增材试样显微维氏硬度

Fig. 11 Micro Vickers hardness of the specimens

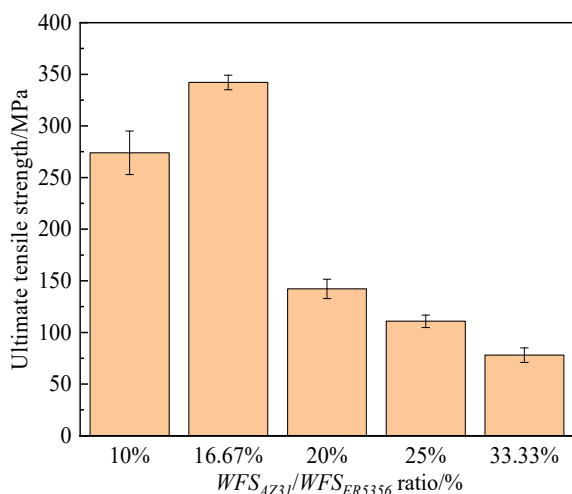


图 12 增材试样抗拉强度

Fig. 12 Ultimate tensile strength of the specimens

### 3 结论

基于机器人同步双丝钨极氩弧增材制造工艺，同步熔化 ER5356 铝合金和 AZ31 镁合金丝材，成功增材制造了高镁组分比例的 Al-Mg 合金增材构件并详细研究了 AZ31 镁合金丝材送丝速度比例的变化对增材构件显微组织和力学性能的影响规律，得到以下结论：

1) 双丝钨极氩弧增材制造得到的高镁组分比例 Al-Mg 合金增材构件中，显微组织主要由  $\alpha$ -Al 相和  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相组成。随着 AZ31 送丝速度比例从 10% 提高到 33.33%，显微组织逐渐发生演化， $\alpha$ -Al 相由等轴晶转变为枝晶， $\beta$  相由不规则片状转变为枝晶状。当送丝比例大于 25% 时， $\alpha$ -Al 相与  $\beta$  相共同形成晶间偏析型离异共晶 ( $\alpha+\beta$ )。

2) 高镁组分比例 Al-Mg 合金增材构件中，显微组织的特征随着 AZ31 送丝速度比例的增加而变化。 $\alpha$ -Al 相晶粒的平均尺寸呈先增大后减小的趋势，晶粒取向随机，无明显织构； $\beta$  相和共晶组织占总面积比例呈上

升趋势。

3) 调整 AZ31 的送丝速度比例可以实现 Al-Mg 增材构件中 Mg 组分含量的提高。随着送丝比例的增加， $\alpha$ -Al 相中的 Mg 含量最高提升到 8.35%；但送丝比例超过 20% 时， $\alpha$ -Al 相中的 Mg 含量虽然可以提升到 9.30%，但自然时效后产生微裂纹概率增加。

4) 相比于 ER5356 钨极氩弧增材构件，高镁组分 Al-Mg 合金增材构件的平均硬度达到 114.93 HV，提高了 64.2%；抗拉强度最高达到 342 MPa，提高了 24.8%。

### REFERENCES

- [1] LI Y J, YU S F, CHEN Y, et al. Wire and arc additive manufacturing of aluminum alloy lattice structure[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020(50): 510-519.
- [2] 陈树君, 王 宣, 徐 旻, 等. 基于 TIG 三丝电弧增材制造 Al-Zn-Mg-Cu 合金成形规律探究[J]. 热加工工艺, 2021, 50(1): 147-150.  
CHEN Shu-jun, WANG Xuan, XU Min, et al. Research on forming of Al-Zn-Mg-Cu alloy by TIG triple-wire arc additive manufacturing[J]. Hot Working Technology, 2021, 50(1): 147-150.
- [3] ZHOU Y H, LIN X, KANG N, et al. Influence of travel speed on microstructure and mechanical properties of wire + arc additively manufactured 2219 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 37: 143-153.
- [4] 姚云飞, 王缪乾, 方学伟, 等. 冷金属过渡(CMT)增材制造 2219 铝合金性能[J]. 焊接, 2019, 6: 53-60.  
YAO Yun-fei, WANG Miao-qian, FANG Xue-wei, et al. Cold metal transition (CMT) additive for 2219 aluminum alloy[J].

- Welding & Joining, 2019, 6: 53-60.
- [5] LI S, ZHANG L J, NING J, et al. Comparative study on the microstructures and properties of wire + arc additively manufactured 5356 aluminum alloy with argon and nitrogen as the shielding gas[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34(101206): 1-18.
- [6] LIU G C, XIONG J, TANG L. Microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy fabricated by double-electrode gas metal arc additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2020, 35(101375): 1-12.
- [7] 高炼玲, 余圣甫, 禹润缜, 等. 5356 铝合金过渡端框电弧增材制造及组织与性能[J]. 机械工程学报, 2020, 56(8): 29-36.
- GAO Lian-lin, YU Sheng-fu, YU Run-zhen, et al. Study on arc additive manufacturing process and properties of 5356 aluminum alloy rocket booster module transition end frame[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(8):29-36.
- [8] MIAO Q Y, WU D J, CHAI D S, et al. Comparative study of microstructure evaluation and mechanical properties of 4043 aluminum alloy fabricated by wire-based additive manufacturing[J]. Materials and Design, 2020,186(108205): 1-12.
- [9] LI S, ZHANG L J, NING J, et al. Microstructures and mechanical properties of Al-Zn-Mg aluminum alloy samples produced by wire + arc additive manufacturing[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 13770-13780.
- [10] 杨光, 彭晖杰, 李长富, 等. 电弧增材制造 5356 铝合金的组织与性能研究[J]. 稀有金属, 2020, 4(3): 250-255.
- YANG Guang, PENG Hui-jie, LI Chang-fu, et al. Microstructure and mechanical property research on wire + arc additive manufactured 5356-Aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2020,44(3): 250-255.
- [11] 郑涛, 施瀚超, 乔燕琦, 等. ZL114A 电弧熔丝增材制造、热处理工艺及组织与性能研究[J]. 电焊机, 2020, 50(9): 245-250.
- ZHENG Tao, SHI Han-chao, QIAO Yan-qi, et al. Wire arc additive manufacturing, heat treatment, microstructures and mechanical property of ZL114A alloy[J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(9): 245-250.
- [12] 何杰, 冯曰海, 张林, 等. 高强 Al-Mg 合金钨极氩弧双丝增材制造工艺与组织性能[J]. 焊接学报, 2019, 40(7): 109-113.
- HE Jie, FENG Yue-hai, ZHANG Lin, et al. Research on microstructure and mechanical properties of high strength Al-Mg alloy fabricated by double-wire and gas tungsten arc additive manufacturing process[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(7): 109-113.
- [13] GU J L, QI B J, BAI J, et al. Design and cracking susceptibility of additively manufactured Al-Cu-Mg alloys with tandem wires and pulsed arc[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 262: 210-220.
- [14] 张睿泽, 从保强, 齐铂金, 等. Al-Mg-Si 合金电弧熔丝增材构件组织与性能[J]. 航空制造技术, 2019, 6(25): 80~87.
- ZHANG Rui-ze, CONG Bao-qiang, QI Bo-jin, et al. Microstructure and tensile properties of double-wire + arc additive manufactured Al-Mg-Si alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 6(25): 80-87.
- [15] QI Z W, QI B J, CONG B Q, et al. Microstructure and mechanical properties of wire + arc additively manufactured

- 2024 aluminum alloy components: As-deposited and post heat-treated[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 40: 27-36.
- [16] 何杰. 双填丝 GTA 电弧增材制造 Al-Mg 合金工艺及性能研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2017: 36-37.
- He Jie. Research on process and properties of Al-Mg alloy by gas tungsten arc additive manufacturing[D]. Nanjing: Nanjing University of Science & Technology, 2017: 36-37.
- [17] 张永琴. 铝合金与镁、铜焊接工艺及接头组织和性能研究[D]. 西安: 西安科技大学, 2017: 27-29.
- Zhang Yong-qin. Study on welding technology of aluminum alloy to magnesium and copper and microstructure properties of the joint[D]. Xi'an: Xi'an University of Science and Technology, 2017: 27-29.
- [18] 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): 1-12.
- [19] 赵鹏康, 唐 成, 蒲尊严, 等. TIG 电弧增材制造 5356 铝合金微观组织与拉伸性能[J]. *焊接学报*, 2020, 41(5): 65-70、77.
- ZHAO Peng-kang, TANG Cheng, PU Zun-yan, et al. Microstructure and tensile properties of 5356 aluminum alloy by TIG wire arc additive manufacturing[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2020, 41(5): 65-70、77.

# Research on Microstructure and Mechanical Properties of High Mg Content Al-Mg Alloys by Double Wires Gas Tungsten Arc Additive Manufacturing Process

Luo Xiao-yu, Feng Yue-hai, E Xuan-yu, Han Hao

(School of Material Science and Engineering, Nanjing University of Science & Technology, Nanjing 210094, China)

**Abstract:** As the properties of the high strength Al-Mg alloy component is difficult to be improved, a new gas tungsten arc additive manufacturing process was proposed to increase the Mg content in Al-Mg alloy component. Two heterogeneous wires were synchronously fed into the same molten pool, using ER5356 as the main melting wire, and a small amount of AZ31 as the auxiliary melting wire. Five groups of thin wall components with high Mg content were deposited by adjusting the ratio of the feed speed of the two wires. The microstructural characteristics, evolution and mechanical properties of the components were investigated. The results show that with the wire feed speed ratio between AZ31 and ER5356 increasing from 10% to 33.33%, the  $\alpha$ -Al phase transforms from equiaxed grains to dendrites, and the  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> phase transforms into divorced eutectics. The average grain size increases from 17.26  $\mu\text{m}$  to 21.35  $\mu\text{m}$  and then decreases to 14.69  $\mu\text{m}$ , meanwhile, the content of the  $\beta$  phase and the eutectic structure increases. Compared with the Al-Mg alloy component deposited by traditional single wire feed gas tungsten arc additive manufacturing process, the micro Vickers hardness of the high Mg content components reaches 114.93 HV on an average, increased by 64.2% and the ultimate tensile strength reaches 342 MPa, increased by 24.8%.

**Key words:** double wires additive manufacturing; high strength Al-Mg alloy; microstructure; mechanical properties

---

**Foundation item:** Project(17-H863) supported by the National Defense Innovation Project Foundation of China

**Received date:** ; **Accepted date:**

**Corresponding author:** FENG Yue-hai; Tel: 13404161225; E-mail: fyh@njust.edu.cn