DOI: 10.3901/JME.2020.08.028

5356 铝合金过渡端框电弧增材制造及组织与性能*

高炼玲 余圣甫 禹润臻 何天英 史玉升
(华中科技大学材料科学与工程学院 武汉 430074)

摘要: 研究电弧熔丝增材制造 5356 铝合金运载火箭过渡端框工艺, 探讨不同热输入与热处理温度对堆积金属组织与性能的影响, 增材制造了过渡端框模拟件。结果表明, 5356 铝合金的显微组织主要为 $\alpha(\text{Al})$ 相基体与 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 增强相。增材制造过程中的热输入从 113.4 J/mm 增加至 356.4 J/mm 时, 5356 铝合金中 $\alpha(\text{Al})$ 相晶界处的粗大 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相增多, 导致金属抗拉强度、延伸率均显著降低。固溶处理有利于提高 5356 铝合金的力学性能。固溶处理温度由 350 °C 提高至 450 °C 时, 5356 铝合金中的 $\alpha(\text{Al})$ 相晶粒细化, 其晶内的细粒状 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相增多并呈弥散分布, 且 $\alpha(\text{Al})$ 相晶界处的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相减少, 使得细晶强化与沉淀强化效果逐渐显著, 5356 铝合金强度及韧性提高。根据 5356 铝合金过渡端框的结构特点, 将其划分为底部支撑圆环、环-扇形组、环-加强筋组 3 个区域依次增材制造。为了减少成形件的变形, 改变底部支撑圆环增材制造的起弧位置, 环-扇形组采用对称分块成形。对成形的 5356 铝合金过渡端框模拟件进行三维尺寸测量, 结构误差在 3.58 mm 之内, 具有较高的成形精度。

关键词: 5356 铝合金; 电弧增材制造; 过渡端框; 组织与性能; 热输入; 固溶处理

中图分类号: TG47

Study on Arc Additive Manufacturing Process and Properties of 5356 Aluminum Alloy Rocket Booster Module Transition End Frame

GAO Lianling YU Shengfu YU Runzhen HE Tianying SHI Yusheng
(School of Materials Science and Engineering,
Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074)

Abstract: The arc additive manufacturing process of 5356 aluminum alloy used on rocket booster module transition end frame is investigated. The effects of various heat-input and heat treatment temperature on microstructures and properties of deposited metal are discussed, respectively. Then a solid simulating part of transition end frame is additively manufactured. The experimental results show that the microstructures of 5356 aluminum alloy are mainly: $\alpha(\text{Al})$ matrix and reinforcing-phase $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$. As the heat-input lifts from 113.4 J/mm to 356.4 J/mm during the manufacturing, the coarse $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ in 5356 aluminum distributed at the grain boundary of $\alpha(\text{Al})$ increase, which leads to a decrease in tensile strength and elongation. The solution treatment for deposited metal is beneficial to the improvement of its mechanical properties. With solution treatment temperature raising from 350 °C to 450 °C, the $\alpha(\text{Al})$ grains in 5356 aluminum alloy get refined and their intracrystalline fine $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ show more precipitation, simultaneously, the coarse $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ distributed at $\alpha(\text{Al})$ grain boundary are reduced, which effectively facilitates the fine-grain strengthening and precipitation strengthening responsible for the strength and toughness lifting of 5356 aluminum alloy. The 5356 aluminum alloy transitional end frame is divided into three parts, namely, bottom supporting ring, ring-fan group and ring-rib group, to additively manufacture in order according to its structural characteristics. In order to reduce the deformation of the formed part, the arc-starting position of additive manufacturing of the bottom supporting ring is changed, and the symmetrical piecemeal forming is carried out on ring-fan group. Three-dimensional measurement of the formed 5356 aluminum alloy transition end frame simulation part shows that the structural error is within 3.58 mm, indicating a high forming precision.

Key words: 5356 aluminum alloy; arc additive manufacturing; transition end frame; microstructures and properties; heat-input; solution treatment

* 国家重点研发计划资助项目(2017YFB1103200)。20190814 收到初稿,
20191008 收到修改稿

0 前言

过渡端框是运载火箭的关键结构件, 用于运载火箭助推模块中级与级之间的过渡, 实现两级之间的连接, 在运载火箭的发射中起着十分重要的作用。过渡端框的结构尺寸大, 均匀分布多组加强筋, 且形状复杂, 属于典型的大型复杂金属构件^[1]。目前, 运载火箭过渡端框架的制造主要采用 5356 铝合金锻造生产一定尺寸的圆环, 将圆环机械加工至所需尺寸, 该方法需要加工去除大量铝材后才能获得具有多加强筋的过渡端框, 工艺繁琐, 材料浪费严重, 制造成本高^[2]。

电弧熔丝增材制造技术以电弧为热源, 在规划路径上熔化金属丝材, 层层堆积成形, 再通过少量机械加工得到满足使用要求的金属构件^[3]。该技术无需模具, 为小熔池冶金, 成形构件的组织均匀, 生产效率高, 制造的金属结构尺寸不受限制, 可实现大型复杂金属构件的高性能、低成本的快速制造^[4-5]。

GU 等^[6-7]研究了热处理和层间轧制对 CMT 增材制造 Al-6.3Cu 合金显微组织及力学性能的影响。认为轧制提高了金属中的位错密度; 层间轧制后热处理能细化晶粒, 得到细小弥散第二相, 使 Al-6.3Cu 铝合金的力学性能得到极大提高。左为^[8]研究了固溶热处理温度对 TIG-MIG 复合增材制造 5356 铝合金组织与力学性能的影响, 在 350~550 °C 下热处理, 随着热处理温度的升高, 抗拉强度由 226 MPa 提高至 270 MPa, 而延伸率由 33% 降低至 6.5%。蒋海涛等^[9]研究了退火温度对电弧堆积成形 5B06 铝合金组织及性能的影响, 认为退火处理对组织影响不大, 不同堆积层间的结合面处为柱状晶, 层内为等轴晶。250 °C 以下的退火处理对 5B06 铝合金材料的强度影响不大, 但能提高塑性, 280 °C 以上较高的退火温度促进了晶粒长大, 第二相质点发生聚集与球化现象, 强度和塑性降低。

ZHANG 等^[10]研究了 GMAW 堆积金属的分层切片对成形精度的影响, 认为电弧增材制造的外观成形质量与堆积过程的路径规划密切相关。赵孝祥等^[11]研究了 MIG 堆积铝镁合金成形, 分析了工艺参数对堆积层几何尺寸的影响, 认为电弧增材制造成形构件的精度很大程度上取决于成形路径。曹嘉明^[12]研究了 CMT 电弧熔丝增材制造高强钢构件, 在三种不同路径下堆积成形十字型接头及实心圆柱结构, 结果表明, 减少规划路径中起熄弧点的数量可

减少夹杂缺陷的产生。VENTURINI 等^[13]研究成形路径对碳钢成形 T 字型接头的影响, 建立了 6 种不同的堆积策略用于 T 字型接头的成形, 并进行了比较分析, 优化出成形过程中电弧稳定、堆积效率高, 成形后表面质量良好的工艺。

根据国内外电弧熔丝增材制造铝合金构件的现状, 热处理是改善组织、提高性能的有效途径; 合理的增材制造工艺, 可确保铝合金构件的成形精度。目前, 5356 铝合金电弧熔丝增材制造的组织、性能及成形工艺研究不多见。本论文研究堆积热输入、热处理温度对 5356 铝合金电弧熔丝增材制造运载火箭过渡端框模拟件组织与性能的影响, 优化增材制造工艺, 采用三维尺寸测量分析过渡端框的成形精度, 为电弧熔丝增材制造高性能、高精度 5356 铝合金运载火箭过渡端框积累数据, 提供思路。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验采用 1060 铝合金作为基板, 丝材为 5356 铝合金, 直径为 1.2 mm, 1060 基板和 5356 丝材的化学成分见表 1。

1.2 试验方法

采用 KUKA KR-30 型机器人操作平台搭配 Fronius VR7000-CMT 型焊接电源实现 5356 铝合金过渡端框及金属力学性能测试试块的增材制造。增材制造前需要对基板进行机械打磨, 再用丙酮擦拭表面以去除氧化膜及油污。增材制造工艺参数如表 2 所示, 送丝速度受焊接设备调节自动与堆积电流匹配, 焊丝干伸长设定为 12.5 mm, 保护气类型为 99.99% 的高纯氩气, 通过调整电流及焊枪移动速度改变堆积过程的热输入。

分别在三个热输入条件下进行过渡端框模拟件以及 200 mm × 200 mm × 40 mm 金属试块的堆积, 研究热输入对金属组织与性能的影响, 并选出较合适的热输入条件。

过渡端框模拟件的三维模型如图 1a 所示, 根据其结构特点, 将其划分为 3 个区域, 即①底部支撑圆环区域(图 1b, 内、外径分别为 395 mm、510 mm, 厚度 32 mm); ②环-扇形组区域(图 1c, 厚度 9 mm); ③环-加强筋组区域(图 1d)。其中, 环-扇形组区域包括内部薄壁圆环(外径 420 mm)与圆环外 12 个均匀分布的扇形(外弧长 90 mm); 环-加强筋组区域包括内部薄壁圆环(外径 420 mm, 高度 66 mm)与圆环外的加强筋(厚度 20 mm)。电弧增材制造过

渡端框模拟件时,按①②③的顺序自下而上进行堆积。

在堆积态过渡端框模拟件的内壁处距离底部 37 mm 处切取 10 mm × 10 mm × 10 mm 金相试样,且保证金相试样可同时具有①、②、③3 个区域的部分。对金相试样打磨、抛光后,使用凯勒试剂(1.5 mL HCl + 2.5 mL HNO₃ + 1 mL HF + 95 mL H₂O)腐蚀处理 4 min,并在型号为 AE2000MET 的光学显微镜下观察显微组织。

此外,在堆积态的 200 mm × 200 mm × 40 mm 金属力学性能测试试块中切取平行于堆积方向的拉伸试样,根据 GB/T 3880-2012 加工后在 W300B 型万能试验机上进行拉伸试验。

利用优化的热输入条件电弧增材制造过渡端框模拟件以及 200 mm × 200 mm × 40 mm 金属力学性能测试试块,再进行固溶处理:将试块分别加热至 350 °C、400 °C、450 °C、500 °C、550 °C,保温 7 h 后取出,再放入 100 °C 的水中冷却至室温,以研究热处理温度对金属组织与性能的影响,并选出较优的热处理温度。在热处理态过渡端框模拟件的内壁处距离底部 37 mm 处切取 10 mm × 10 mm × 10 mm 的金相试样,且保证金相试样可同时具有①、②、③3 个区域的部分。此外,在热处理态的 200 mm × 200 mm × 40 mm 金属力学性能测试试块中沿平行和垂直于堆积方向切取拉伸试样,测量抗拉强度、屈服强度和延伸率。

表 1 1060 铝合金和 5356 丝材的质量分数

%

牌号	Mn	Mg	Cr	Ti	Si	Fe	Zn	Al
1060	0.005 1	0.005	0.002	0.027	0.043	0.229	0.002	余量
5356	0.068	4.99	0.071	0.077	0.10	0.11	—	余量

表 2 电弧增材制造的工艺参数

工艺参数	热输入/ (J/mm)	堆积电流/A	堆积电压/V	焊枪移动速度/ (m/min)	保护气体流量/ (L/min)	层间提升量/mm	层间温度/ °C
A	113.35	87	20.3	0.70	25	2	50
B	186.60	108	20.3	0.55	25	2	50
C	356.35	128	20.3	0.35	25	2	50

采用优化的电弧增材制造及热处理工艺进行过渡端框模拟件实体的成形与加工,并使用 PowerScan 面扫描三维测量仪拍摄过渡端框模拟件形貌。拍摄前需要在基板周围及过渡端框模拟件的表面粘贴一定数量的圆形标志点,以便多次拍摄后实现数据拼接。将拼接后的图形进行封装、去噪等处理后得到过渡端框模拟件的三维模型,并在 Geomagic Qualify 软件中对模型的尺寸精度进行分析。

(a) 过渡端框模拟件的三维模型

(b) ①底部支撑圆环区域

(c) ②环 - 扇形组区域

图1 过渡端框模拟件的三维模型及各区域示意图

2 热输入的影响

不同热输入下堆积金属的显微组织如图 2 所示。堆积态下, 金属的组织由白色的 $\alpha(\text{Al})$ 相基体和黑色的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相组成^[14]。当热输入为 113.35 J/mm 时, 如图 2a 所示, $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相数量较少, 且较弥散地分布于 $\alpha(\text{Al})$ 相晶界上。此外, 观察发现, $\alpha(\text{Al})$ 相基体上存在树枝状亚晶, 这可能是由于 $\alpha(\text{Al})$ 相中富集 Mg 溶质, 且电弧增材制造过程具有快速冷却特性, 液态熔池经历非平衡凝固而产生一定程度的成分过冷。随热输入提高, 如图 2b~2c 所示, $\alpha(\text{Al})$ 相晶界及晶内上的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相均显著增多。这主要是由于热输入的增大使单位长度上热量升高, Mg 在 Al 中的溶解度(996 °C 时)显著降低^[15], 导致 $\alpha(\text{Al})$ 相中析出富 Mg 的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相。因此, 热输入的增大促进了 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相的析出。此外, 随热输入提高, $\alpha(\text{Al})$ 相内树枝状亚晶不再明显, 这是由于 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相析出较多, 导致 $\alpha(\text{Al})$ 相中富集 Mg 溶质程度有所降低。

不同热输入下堆积金属的抗拉强度、屈服强度、伸长率如表 3 所示。随热输入提高, 堆积金属的抗拉强度由 265 MPa 降低至 236 MPa, 屈服强度由 133.5 MPa 减小至 121.8 MPa, 延伸率由 17.80% 下降至 13.85%。尽管热输入的提高有利于 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相在 $\alpha(\text{Al})$ 相晶内析出以产生沉淀强化作用, 但也促使了 $\alpha(\text{Al})$ 相晶界处的粗大 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相数量增多而构成脆弱结合面, 在拉伸应力作用下, 该处的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相易成为潜在裂纹源而率先开裂。

表3 不同热输入下堆积金属力学性能测试结果

热输入/(J/mm)	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率(%)
113.35	265	133.5	17.80
186.60	253	125.8	15.60
356.35	236	121.8	13.85

(a) 113.35 J/mm

(b) 186.60 J/mm

(c) 356.35 J/mm

图2 不同热输入下堆积金属的显微组织

因此, 随热输入提高, $\alpha(\text{Al})$ 晶界处的粗大 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相增多导致了堆积金属强度及韧性均显著降低, 采用 113.35 J/mm 的较小热输入条件(电流: 87 A, 焊枪移速: 0.70 m/min)进行增材制造较为合适。

3 热处理的影响

不同热处理状态下堆积金属的显微组织如图 3 所示。热处理后堆积金属仍由 $\alpha(\text{Al})$ 相和 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$

相组成。固溶处理温度为 350 ℃ 时, 组织中的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相一部分固溶在 $\alpha(\text{Al})$ 基体中, 一部分在 $\alpha(\text{Al})$ 相晶界呈不连续分布。继续提高固溶处理温度至 450 ℃, 由图 3a~3c 可以看到, 晶界周围析出的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相进一步减少, 组织中的粗大晶粒消失, 大量细小的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 强化相弥散分布在 $\alpha(\text{Al})$ 相内部。同时, $\alpha(\text{Al})$ 晶粒尺寸有一定程度的减小, 堆积金属显微组织得到细化^[16]。进一步提高固溶处理温度至 550 ℃, 如图 3c~3e 所示, 堆积金属保持着较为细密的显微组织结构, 未随温度提高发生显著变化。

(a) 350 ℃

(b) 400 ℃

(c) 450 ℃

(d) 500 ℃

(e) 550 ℃

图 3 不同热处理条件下堆积金属的显微组织

不同热处理条件下堆积金属的抗拉强度、屈服强度、伸长率如表 4 所示(H、V 分别代表水平、垂直于堆积方向)。可以看到, 经过热处理后, 堆积金属可达到相同成分锻件的性能要求。然而, 水平和垂直方向上的力学性能具有各向异性, 这主要是由于在多层堆积时, 层间结合界面处液态金属结晶时的方向性导致该处组织在水平和垂直方向上存在差异^[15]。

由表 4 可知, 随热处理温度提高至 450 ℃, 水平方向上, 堆积金属的抗拉强度约提高了 5 MPa, 延伸率均在 20% 以上, 性能较为稳定; 垂直方向上, 抗拉强度由 234.8 MPa 提高至 256.7 MPa, 约有 9.3% 的增加, 延伸率提高至 14.6%, 与水平方向的最大值 28.7% 相差较大。当热处理温度提高时, 一方面, $\alpha(\text{Al})$ 相晶界处的粗大 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相减少, 细粒状 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相弥散析出在 $\alpha(\text{Al})$ 相中, 阻碍位错的运动, 产生沉淀强化^[17]; 另外, $\alpha(\text{Al})$ 相晶粒尺寸显著减小, 发生细晶强化, 这有利于堆积金属塑性的增加, 同时亦可有效阻碍显微裂纹的扩展。此外, 随热处理温度由 450 ℃ 增大至 550 ℃ 时, 堆积金属力学性能在同一数值水平上波动, 这可能是由于金属的沉淀强化与细晶强化能力已几乎达到极限, 这与

显微组织分析较为一致, 观察图 3c~3e 发现, 固溶处理温度在 450~550 °C 区间内变化时, 堆积金属组织未发生显著变化, 且均保持着极为细密的组织形态。

表 4 不同热处理条件下堆积金属力学性能测试结果

固溶处理 温度/°C	方向	抗拉强度/ MPa	屈服强度/ MPa	伸长率(%)
350	H	276.7	144.6	20.0
	V	245.8	129.7	12.6
400	H	278.4	145.0	25.2
	V	250.1	134.3	13.8
450	H	280.5	145.3	27.3
	V	256.7	136.8	14.5
500	H	281.0	144.9	28.7
	V	255.8	137.1	14.6
550	H	280.2	145.7	27.9
	V	256.2	136.4	14.1

因此, 经过固溶处理后, $\alpha(\text{Al})$ 晶粒的细化及其晶内细小 $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ 相的析出、晶界处粗大 $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ 相的减少共同促进了堆积金属强度和韧性的提高。而考虑到 450~550 °C 范围内堆积金属力学性能几乎无变化, 且为了避免 5356 铝合金高温热处理时易在局部产生过热、过烧等问题, 因此, 采用 450 °C 的热处理温度较为合适, 能保证堆积金属在获得较高力学性能水平的同时具有较好的组织均匀性。

4 过渡端框的电弧增材制造

利用优化出的 113.35 J/mm 的热输入条件和 450 °C 热处理温度条件进行 5356 铝合金过渡端框的电弧增材制造与加工。首先, 在 UG 软件中建立如图 1 所示的过渡端框三维模型, 对所划分的 3 个区域均采用沿 Z 轴等厚方式进行切片。

为保证过渡端框模拟件的成形质量及精度, 对底部支撑圆环区域、环-扇形组区域、环-加强筋组区域各自采取不同的堆积策略及路径规划。

底部支撑圆环区域的路径规划及其成形后的实体形状如图 4 所示。为保证圆环内外壁的尺寸精度, 先堆积内部轮廓 1, 再堆积外部轮廓 2, 最后由轮廓 1 至轮廓 2 等距偏置连续堆积填充, 如图 4a 所示。此外, 每一堆积层的起弧位置均在上一层基础上沿顺时针旋转 90°, 这主要是由于起弧瞬时电流较大, 易造成起弧处金属堆积量过大, 若在堆积较多层时仅改变了起弧位置的 Z 坐标, 则会导致该位置高度过高, 发生变形。

在底部支撑圆环的基础上堆积环-扇形组区域。由于环-扇形组区域包括内部薄壁圆环和多个均匀

分布在圆环外的扇形(图 1c), 若先单独成形薄壁圆环, 再在圆环外逐个堆积扇形, 则扇形部分的堆积将对圆环产生较大的约束, 导致圆环上应力分布不均, 从而发生变形。因此, 对于环-扇形组区域, 将其整体沿 Z 轴等厚分层切片后, 再对每层内的薄壁圆环部分与扇形部分进行堆积, 且先堆积扇形, 再堆积内部薄壁圆环。

(a) 堆积路径规划

(b) 成形的实体

图 4 底部支撑圆环区域的堆积路径规划及成形后的实体

每层的扇形采用对称分块的堆积工艺, 即按图 5 所示的顺序进行堆积。这主要是由于铝合金的热膨胀系数较高, 热量易对其成形后的形状产生较大的影响, 若采用连续顺次的堆积策略(即如图 5 所示按顺时针或逆时针依次堆积扇形), 则在堆积过程中, 结构件两侧热量分布极不均匀, 易发生严重变形。而对称分块的堆积方式可使堆积过程中的热量

图 5 环-扇形组区域的堆积顺序

分布较均匀,有利于减小结构变形,保证成形精度。每块扇形的堆积路径如图6所示,采用轮廓等距偏置的方式,即由外轮廓1逐渐等距向中心处2偏置,最终得到环-扇形组区域如图7所示。

图6 环-扇形组区域中扇形的堆积路径规划

图7 成形的环-扇形组实体

在底部支撑圆环、环-扇形组的基础上堆积环-加强筋组区域。该区域的切片如图8所示,先堆积内部轮廓1,再堆积外部轮廓2,内外轮廓之间采取轮廓等距偏置的方式进行填充。此外,还需要保证环-扇形组中的扇形部分与加强筋具有图1a中的位置对应关系。

图8 环-加强筋组区域的切片及堆积顺序

在进行5356铝合金过渡端框模拟件的增材制造时,先将UG软件建立的三维模型转化为stl文件,再将stl文件导入Eclipse编译器中,根据上述成形策略利用Java语言进行分层切片与路径规划的编程,生成KUKA KR-30型机器人可识别的src及dat

文件。然后,采用113.35 J/mm的热输入条件,通过KUKA KR-30型机器人搭配Fronius VR7000-CMT型焊接电源实现5356铝合金过渡端框模拟件的增材制造成形,再将堆积态模拟件在450℃下保温7 h后取出,放入100℃的水中冷却至室温,得到5356铝合金过渡端框模拟件如图9所示。

图9 过渡端框模拟件整体成形图

对所得的5356铝合金过渡端框模拟件进行三维尺寸精度分析,结果如图10所示。对照图10中右侧的色谱可知,过渡端框模拟件上仅有极少数位置呈白色,具有1.93~8.06 mm的误差值,而绝大部分区域的显示颜色表示其误差范围仅为0~1.93 mm,且最终软件分析计算出过渡端框模拟件的结构误差在3.58 mm之内,成形精度较高。

图10 过渡端框模拟件的精度分析图(mm)

5 结论

(1) 电弧熔丝增材制造所得5356铝合金的显微组织主要为 $\alpha(\text{Al})$ 相基体、粗大或细粒状的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 增强相。增材制造过程中的热输入由113.4 J/mm增大至356.4 J/mm时,5356铝合金中粗大的 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相增多并集中分布在 $\alpha(\text{Al})$ 相晶

界处, 导致 5356 铝合金强度和韧性均降低, 抗拉强度由 265 MPa 下降至 236 MPa, 延伸率由 17.8% 减小到 13.85%。

(2) 固溶处理可有效改善 5356 铝合金的力学性能。固溶处理温度由 350 °C 增大至 450 °C 时, 5356 铝合金中 $\alpha(\text{Al})$ 相晶粒细化, 其晶内的细粒状 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相增多并呈弥散分布, 而 $\alpha(\text{Al})$ 相晶界处的粗大 $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$ 相减少, 这增强了细晶强化与沉淀强化效果, 显著提高了 5356 铝合金的强度与韧性。

(3) 利用优化出的 113.4 J/mm 热输入条件和 450 °C 热处理条件对 5356 铝合金过渡端框模拟件进行成形与加工。将模拟件分为 3 个区域依次增材制造, 即: 底部支撑圆环、环-扇形组和环-加强筋组。为减少模拟件的变形, 堆积底部支撑圆环时改变起弧位置, 对环-扇形组采用对称分块成形。所得 5356 铝合金过渡端框模拟件结构误差在 3.58 mm 以内, 具有较高的成形精度。

参 考 文 献

- [1] 李猛. 大型筒体-端框对接装配在线检测系统研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2015.
LI Meng. Research on online detection system for large cylinder and end-frame butt assembly[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2015.
- [2] 王庭庭, 张元彬, 谢岳良. 丝材电弧增材制造技术研究现状及展望[J]. 电焊机, 2017, 47(8): 60-64.
WANG Tingting, ZHANG Yuanbin, XIE Yueliang. Status and development prospects of the wire arc additive manufacture technology[J]. Electric Welding Machine, 2017, 47(8): 60-64.
- [3] 顾江龙. CMT 工艺增材制造 Al-Cu-(Mg)合金的组织与性能的研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2016.
GU Jianglong. Study on microstructure and mechanical properties of additively manufactured Al-Cu-(Mg) alloys with the CMT process[D]. Shenyang: Northeastern University, 2016.
- [4] DING J, COLEGROVE P, MEHNEN 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.
- [5] MARTINA F, MEHNEN J, WILLIAMS S W, et al. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(6): 1377-1386.
- [6] 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.
- [7] GU J, DING J, WILLIAMS S W, et al. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al-6.3 Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 651: 18-26.
- [8] 左为. TIG-MIG 复合电弧增材制造散热器用铝合金工艺及组织与性能研究[D]. 太原: 太原理工大学, 2018.
ZUO Wei. Study on process, microstructure and properties of aluminum alloy for radiator based on TIG-MIG hybrid arc additive manufacturing[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2018.
- [9] 蒋海涛, 贾娜姿, 步贤政, 等. 退火温度对 5B06 铝合金电弧增材制造组织与力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(8): 163-165.
JIANG Haitao, JIA Nazi, BU Xianzheng, et al. Effects of annealing temperature on microstructure and mechanical properties of 5B06 aluminum alloy by arc additive manufacturing[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(8): 163-165.
- [10] ZHANG Y, CHEN Y, LI P, et al. Weld deposition-based rapid prototyping: a preliminary study[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 135(2-3): 347-357.
- [11] 赵孝祥, 孙策, 叶福兴, 等. MIG 焊参数及路径对增材制造熔敷层尺寸的影响[J]. 焊接, 2016(4): 33-36, 74.
ZHAO Xiaoxiang, SUN Ce, YE Fuxing, et al. Effect of MIG welding parameters and trajectory on layer geometry shape in additive manufacturing[J]. Welding & Joining, 2016(4): 33-36, 74.
- [12] 曹嘉明. 电弧熔丝增材制造高强度零件工艺基础研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2017.
CAO Jiaming. Fundamental study on wire and arc additive manufacturing technique for high strength steel components[D]. Wuhan: Huazhong University of Science & Technology, 2017.
- [13] VENTURINI G, MONTEVECCHI F, SCIPPA A, et al. Optimization of WAAM deposition patterns for T-crossing features[J]. Procedia CIRP, 2016, 55: 95-100.
- [14] SU C, CHEN X, GAO C, et al. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of Al-Mg alloys fabricated by WAAM[J]. Applied Surface Science, 2019, 486: 431-440.
- [15] ZUO W, MA L, LU Y, et al. Effects of solution treatment temperatures on microstructure and mechanical properties of TIG-MIG hybrid arc additive

- manufactured 5356 aluminum alloy[J]. *Metals and Materials International*, 2018, 24(6): 1346-1358.
- [16] ZHA M, MENG X T, ZHANG H M, et al. High strength and ductile high solid solution Al-Mg alloy processed by a novel hard-plate rolling route[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 728: 872-877.
- [17] JIANG D, WANG C, YU J, et al. Cleavage and intergranular fracture in Al-Mg alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 49(5): 387-392.
-
- 作者简介: 高炼玲, 女, 1994 年出生。主要研究方向为电弧增材制造。
E-mail: 1312430919@qq.com
- 余圣甫(通信作者), 男, 1962 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。
主要研究方向为焊接冶金、电弧增材制造。
E-mail: yushengfu@hust.edu.cn