ZL205A电弧熔丝增材制造堆积体的组织与性能

王 帅[1]，顾惠敏[1]，王 伟[2]，李承德[1]，任玲玲[1]，王振飚[3]，翟玉春[1,3]，马培华[1]

(1. 东北大学，辽宁 沈阳 110004)

(2. 中国兵器科学研究院宁波分院，浙江 宁波 315103)

(3. 抚顺东工冶金材料技术有限公司，辽宁 抚顺 113200)

摘 要：用电弧熔丝增材制造技术（wire arc additive manufacturing, WAAM）进行 ZL205A 铝合金的堆积实验。通过金相、SEM、EDS 及拉伸试验，考察堆积体的微观组织和力学性能，并与金属型铸造试样进行对比。结果发现，堆积体厚度均匀，表面平整，堆积体中元素 B 和 Cd 的烧损率分别达到 59.8%和 50.2%。与金属型铸造铸态试样相比较，WAAM 直接堆积态晶粒大小更均匀，晶粒尺寸更小，析出相在晶内和晶界上均匀分布。T6 热处理后，θ 相完全固溶到 Al 基体中，在晶界上均匀分布着复熔 T 相，堆积体 T6 的抗拉强度达到 500 MPa，屈服强度为 450 MPa，延伸率为 10%，均高于金属型铸造试样的水平，且试样在横纵 2 个方向上力学性能一致。

关键词：电弧熔丝增材制造（WAAM）；ZL205A 铝合金；微观组织；力学性能

中图法分类号：TG47;TG146.21 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2019)09-2910-07

ZL205A 是我国自主研发的高强铸造铝合金，是目前工业应用中强度最高的铸造铝合金[1]，实现了以铸代锻，以铝代钢，为主承力结构件的轻量化提供了条件。然而由于该合金结晶温度范围宽，在铸造过程中容易产生偏析[2]、热裂[3,4]、缩孔缩松[5]等缺陷，铸造性能差，铸件的成品率低，并且该合金焊接性能差，出现铸造缺陷难以修补，限制了 ZL205A 铝合金的使用。

电弧熔丝增材制造（WAAM）技术以电弧作为热源，以焊丝作为原材料，在保护气氛下逐层堆积形成实体。与高能束+金属粉末的增材制造技术相比[6-9]，虽然 WAAM 技术[10-15]产品表面平整度略有降低，但是它具有堆积速率快，产品尺寸不受限制等优点。近年来，研究人员分别考察了 Al-5Mg[16]、Al-Mg-Si[17]、Al-6.3Cu[18]、Al-Cu-Mg[19]等合金体系成形表面质量及堆积体的组织与性能，并通过层间轧制等机械变形的方式提高堆积体的力学性能。由于原材料的限制，大部分研究针对形变合金，这些合金体系堆积体性能偏低，且在横向和纵向上力学性能存在差异。

本实验以 ZL205A 铝合金为研究对象，采用冷金属过渡焊接技术(cold metal transfer, CMT)的弧焊电源进行堆积，考察堆积体的组织和性能。为 ZL205A 铝合金电弧熔丝增材制造的应用打下基础。

1 实 验

本实验所用的 ZL205A 铝合金焊丝由抚顺东工冶金材料技术有限公司生产，直径为 1.2 mm，焊丝的主要合金元素化学成分(质量分数)如表 1 所示，符合企业标准《Q/FSDG002-2018》，同时满足《GB/T 1173-2013》。以厚度为 10 mm 的 2219 铝合金板作为增材底板。

增材制造系统主要包括 Fronius Advance400 弧焊电源和 ABB 1410 焊接机器人。增材制造过程如图 1 所示，x 轴对应堆积体的正面；y 轴为热源的移动方向，对应堆积体的横向；z 轴为增长方向，对应堆积体的纵向。

打印参数如表 2 所示。按照《GB/T 1173-2013》的要求对堆积体进行 T6 热处理，热处理工艺为：固溶温度 538 ℃、固溶时间 600 min、淬火温度 40 ℃、时效温度 175 ℃、时效时间 240 min。

堆积体的化学成分由 OXFORD 电火花直读光谱仪测试，采用 WDW-300 微控电子万能试验机进行力学性能测试，采用 LEICA MEF4M 金相显微镜和

表 1 原材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of raw material (ω/%)

Element	Cu	Mn	Ti	Cd	Zr	B	V
Content	5.15	0.42	0.28	0.22	0.16	0.03	0.12

收稿日期：2018-09-10

基金项目：国家重点研发计划重点专项 (2018YFB1106300-5)

作者简介：王 帅，男，1991 年生，博士生，东北大学冶金学院，辽宁 沈阳 110004，E-mail: 1061238079@qq.com

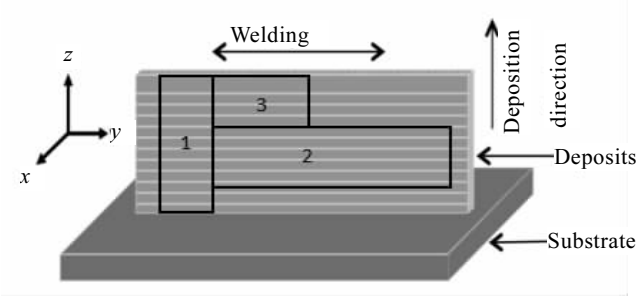


图 1　增材制造系统堆积体坐标定义

Fig.1　Definition of coordinates for wall produced by additive manufacture system

表 2　打印参数

Table 2　Print parameters

I/A	U/V	v_{WFS}/m·min^{-1}	v_{TS}/m·min^{-1}	Cool time/s
98	11.2	6.5	8	60

QUANTA　FEG 250 扫描电镜进行组织和形貌观察，采用 EDS 进行元素和物相分析。取样位置和力学测试试样的加工形状如图 1 所示。位置 1 和位置 2 分别取纵向和横向的拉伸试样，位置 3 处取金相试样，分别考察堆积体 3 个截面的微观组织。拉伸试样加工成板形，标距为 30 mm，横截面积为 2.5 mm×10 mm。

2　结果与讨论

2.1　表面形貌

堆积体的表面如图 2 所示。从正面和侧面看，堆积体表面较为平整，在纵向上除靠近底板的几层外，厚度的一致性保持的较好。靠近底板的 4~5 层堆积体表面凹凸不平，是因为底板温度过低，熔池冷却速度过快、流动性差，所以在电弧熔丝增材制造的生产中应对底板进行预热。堆积体表面显示出周期性的凹凸纹路，可以区分出每个独立堆积层。

2.2　化学成分

堆积体中合金元素的化学成分及其烧损率如表 3 所示。由表 3 可见元素 B 和 Cd 的烧损率最大，分别达到了 59.8%和 50.2%，其余元素的烧损率在 10%以内，仅有 Cd 元素的含量低于标准要求。在生产电弧熔丝增材制造专用铝合金丝材时，应考虑各元素的烧损率，适当调整各元素的化学成分，使增材制造的产品满足《GB/T 1173-2013》的标准要求。由于元素 Cd 烧损严重，应寻求替代合金元素。

2.3　微观组织

2.3.1　堆积态的微观组织

金属型铸造试样的铸态组织和 WAAM 堆积态组织如图 3 所示。由图 3a 可见，金属型铸造试样的晶粒尺寸约为 80 μm，尺寸差异较大。由图 3b、3c、3d 可见，堆积体 x、y、z 3 个方向截面的晶粒尺寸一致，约为 40 μm。与金属型铸造试样相比，堆积体的晶粒尺寸减小，且晶粒大小更均匀。这主要是由于液相金属凝固速度快，且电弧对熔池具有搅动作用，其凝固过程为动态凝固。

从图 3a 金属型铸造试样的微观组织中可见大量形状不规则的孔洞，尺寸在 20~40 μm，这是液态金属

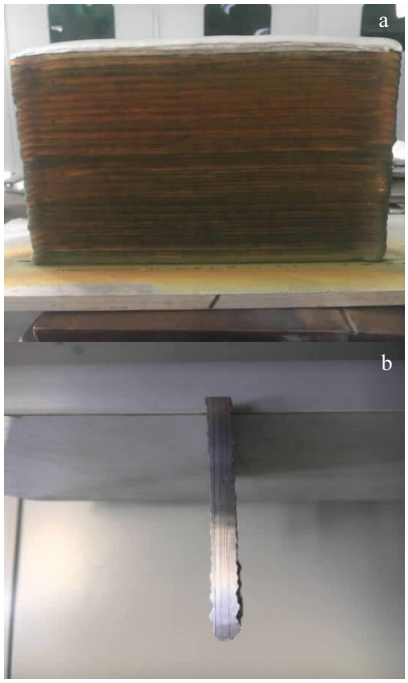


图 2　堆积体表面形貌

Fig.2　Surface morphology of wall

表 3　堆积体的化学成分及各元素的烧损率

Table 3　Chemical composition of wall and burn-out rate for each element

Element	Cu	Mn	Ti	Cd	Zr	B	V	Al
Standard content, ω/% GB/T 1173-2013	4.6~5.3	0.3~0.5	0.15~0.35	0.15~0.25	0.15~0.25	0.005~0.6	0.05~0.3	Bal.
Actual content, ω/%	4.88	0.40	0.254	0.107	0.158	0.0101	0.118	-
Burn-out rate/%	5.2	4.7	9.3	50.2	3.6	59.8	0	-

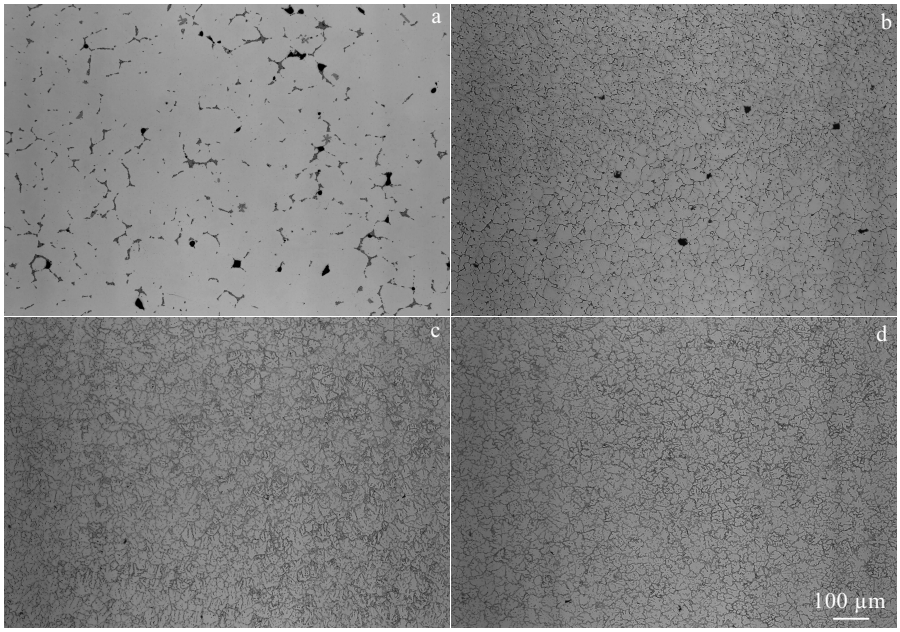


图 3　ZL205A 铝合金金属型铸造铸态微观组织和 WAAM 堆积态微观组织

Fig.3　Microstructure of the metal mold cast (a) and as-deposited WAAM ZL205A aluminum alloy (b~d): (b) *x* section, (c) *y* section, and (d) *z* section

凝固过程产生的缩孔。这些孔洞带有尖角，在结构件使用过程中容易产生应力集中，成为疲劳断裂的裂纹源。在图 3b 堆积体 *x* 方向截面上，可见尺寸在 10~20 μm 之间的圆形孔洞，这是增材过程产生的微气孔。这些气孔与基体界面过渡圆滑，对力学性能影响较小。微气孔只出现在 *x* 方向截面，即接近堆积体表面的位置，而在图 3c、3d 中，堆积体的内部没有发现微气孔，可见微气孔产生于堆积行进方向两侧熔池边缘，是由于此处气体保护不足造成的。

铸造试样的析出相集中在晶界上，呈不连续的网状分布，有偏聚现象，晶内析出相少，如图 3a 所示。由图 3b、3c、3d 可见，堆积体的析出相在 *x*、*y*、*z* 3 个方向的数量、大小和分布是一致的。与铸造试样相比，析出相尺寸大大减小，在晶界上均匀分布或在晶内弥散分布，没有明显的偏聚现象，晶内弥散分布析出相的数量远多于铸造组织。结合图 4 堆积体的 SEM 和 EDS 分析。灰色组织为基体，是固溶少量铜的 α-Al，如图 4a 所示。析出相主要是 θ 相（Al_2Cu）、*T* 相（$Al_{12}CuMn_2$）、Cd 及 Al_3Ti 等，如图 4b、4c、4d 所示。总体看来，ZL205A 铝合金 WAAM 堆积态组织，相对于铸态铸造试样，在析出相的组成上并没有变化，只是析出相的尺寸更加细小，分布更加均匀。这主要是因为 WAAM 液相金属的凝固速度快，大量的析出相来不及聚集，呈弥散分布。

2.3.2　T6 态的微观组织

金属型铸造试样和堆积体 T6 热处理后的微观组织如图 5 所示。由图 5a 可见，铸造试样的晶粒尺寸在 80 μm 左右，尺寸差异较大，和热处理前的晶粒大小及均匀性相同。堆积体 3 个截面 T6 热处理后的晶粒尺寸基本一致，与堆积态的晶粒尺寸相同，约为 40 μm。与铸造试样相比，堆积体的晶粒尺寸更小，均匀性更好。气孔在热处理前后也没有明显的变化，气孔的尺寸和形状与热处理之前一致。

T6 热处理后晶界上析出相的数量明显减少，这是由于 θ 相（Al_2Cu）在固溶处理时，溶解到基体当中。对于铸造试样，如图 5a 所示，在晶界上仍然有聚集析出相的存在，并且分布不均匀。在堆积体 T6 处理后的微观组织中，如图 5b、5c、5d 所示，在晶界上有弥散分布的析出相，且析出相在堆积体 3 个截面的分布状况一致。结合 EDS 能谱分析，铸造试样的晶界上除了有复熔 *T*($Al_{12}CuMn_2$)相的存在，还有未溶解的 θ 相(Al_2Cu)，如图 6a、6b 所示。而在堆积体的晶界上只有复熔 *T* 相的存在，如图 6c、6d 所示，呈长条状或片状。这是由于堆积体热处理之前晶界上析出 θ 相的尺寸小于铸造组织，并且没有偏聚的现象，所以 θ 相与基体的接触面积较大，在固溶处理时，扩散速度快，更容易溶解在基体中。这些固溶在基体中的 θ 相，在时效过程中能够形成更多的 GP 区，θ'和 θ''相，有利于提高合金的力学性能。

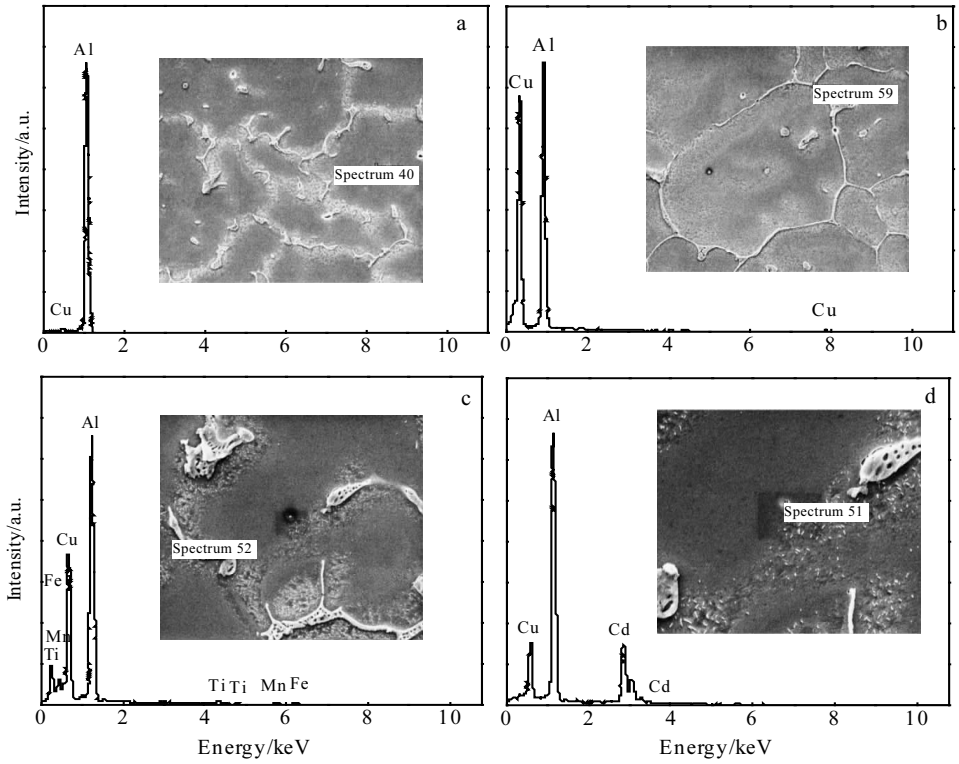


图 4　ZL205A 铝合金 WAAM 堆积态 SEM 照片及 EDS 分析

Fig.4　SEM images and EDS analyses of the as-deposited WAAM ZL205A aluminum alloy: (a) θ phases, (b) θ phases, (c) T phases, and (d) Cd phases

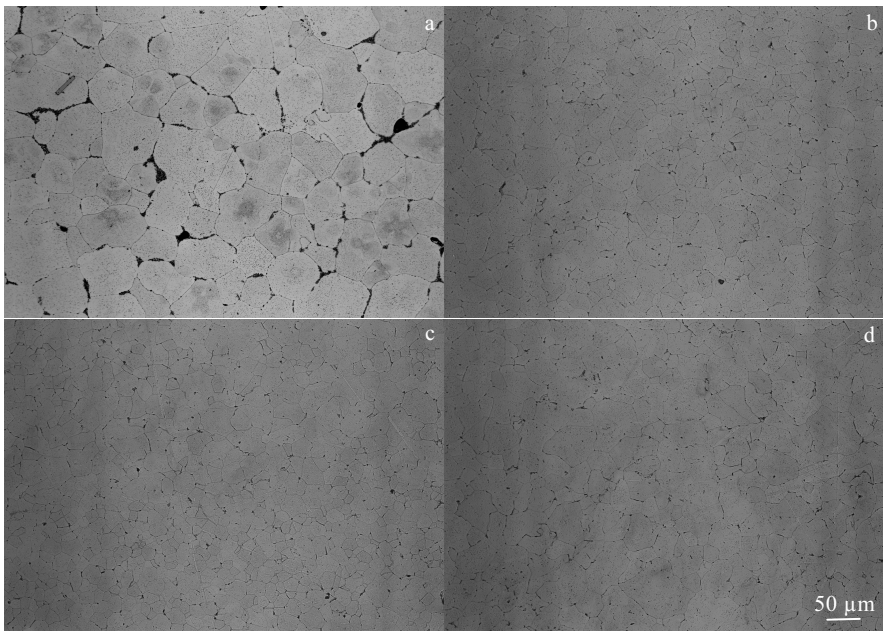


图 5　ZL205A 铝合金金属型铸造 T6 态微观组织和 WAAM T6 态微观组织

Fig.5　Microstructure of T6 heat treated metal mold cast specimen (a) and T6 heat treated WAAM ZL205A aluminum alloy at different positions (b~d): (b) x section, (c) y section, and (d) z section

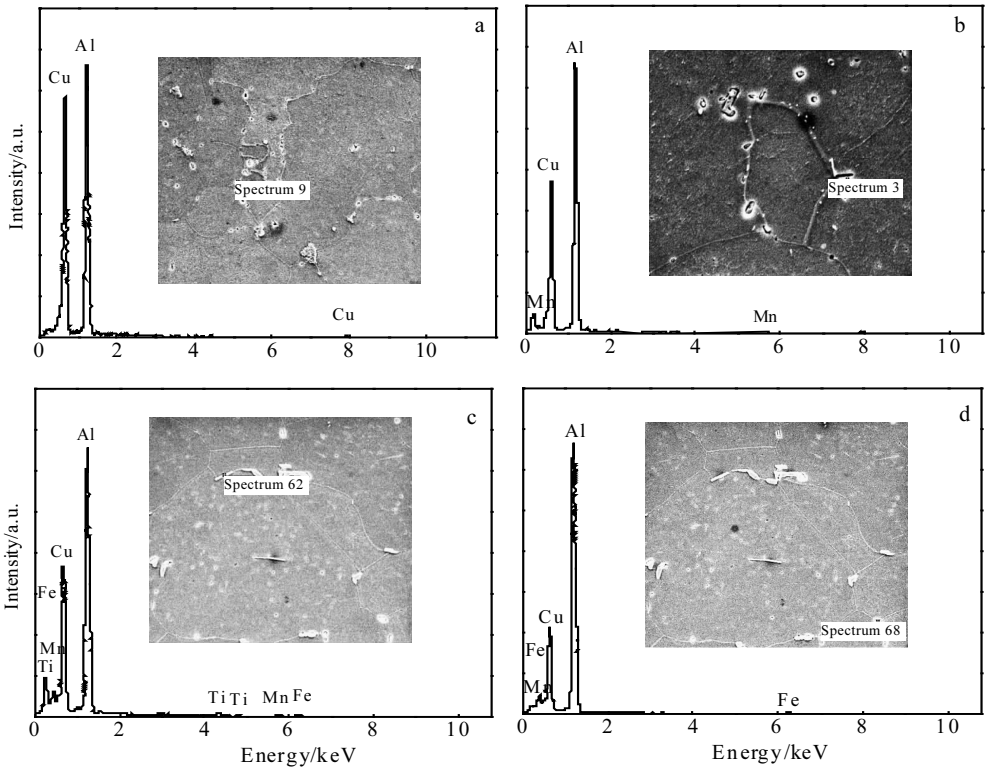


图 6　T6 热处理后 ZL205A 铝合金铸造试样和堆积体的 SEM 和 EDS 分析

Fig.6　SEM images and EDS analyses of the T6 heat treated metal mold cast specimen and T6 heat treated WAAM ZL205A aluminum alloy: (a) θ phases, (b) T phases, (c) T phases, and (d) T phases

2.4　力学性能和断口形貌

2.4.1　力学性能

取如图 1 所示试样进行力学性能测试，测试结果如图 7 所示。图中对比了 T6 热处理后 WAAM 堆积体横向试样、纵向试样和金属型铸造试样的力学性能。可见，WAAM 试样的抗拉强度 500 MPa，屈服强度 450 MPa，延伸率 10%，强度和塑性均高于铸造试样，其中抗拉强度提高 20 MPa，屈服强度提高 15 MPa，延伸率提高 100%。力学性能的改善首先是 WAAM 液相金属凝固速度快，晶粒细小、强化相分布均匀的缘故；其次是固溶处理时 θ 相完全溶解到基体当中，时效时析出强化相的数量更多。

2.4.2　断口形貌

拉伸试样的断口形貌如图 8 所示。由图 8a、8b 可见，堆积体横向和纵向的断口形貌基本一致，都是由大小不等的韧窝构成，为典型的韧性断裂，在韧窝内部有较多的小颗粒，是在晶界上弥散分布的强化相。由图 8c 可见，金属型铸造试样的断口中，除了有一些韧窝外，还有一些区域断口组织平滑，为解理面或准解理面，是在外力作用下穿晶断裂造成的。

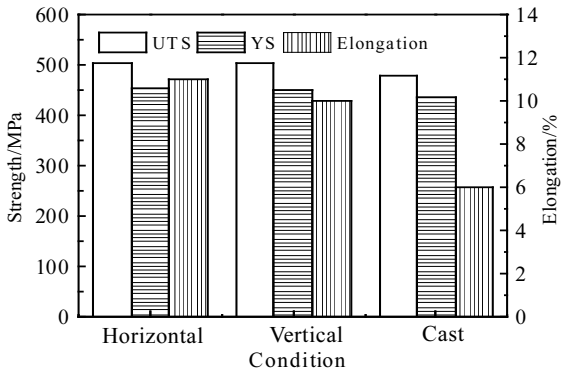


图 7　ZL205A 铝合金 T6 热处理后 WAAM 试样和铸造试样的力学性能

Fig.7　Tensile properties of the T6 heat treated WAAM ZL205A aluminum alloy of horizontal section, vertical section and casting specimen

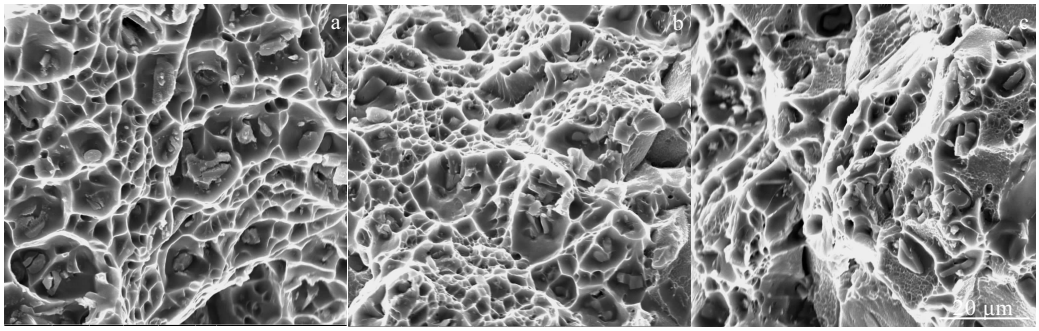


图 8　T6 热处理 ZL205A 铝合金堆积体和铸造试样的断口形貌

Fig.8　Fracture morphology of the T6 heat treated WAAM ZL205A aluminum alloy for horizontal section (a), vertical section (b) and casting specimen (c)

堆积体在 *x*、*y*、*z* 方向的微观组织一致，所以在宏观性能上试样横向和纵向的力学性能基本一致，这和 Gu[19]等人的研究结果不同，他们以形变合金 2219 和 2024 为原材料进行电弧熔丝增材制造，发现没有变形处理的堆积体，横向和纵向的力学性能有差异，横向的力学性能优于纵向。这是由于原材料的性质导致的，ZL205A 为铸造铝合金，与形变合金相比，铸造合金组织具有各向同性。因此，在不加后期变形处理的情况下，铸造合金更适合电弧熔丝增材制造工艺。WAAM ZL205A 堆积体无需变形处理，T6 处理后即可得到优异、横纵向均匀的力学性能。

3　结　论

1）WAAM ZL205A 堆积体厚度均匀，表面平整。

2）与金属型铸造试样铸态组织相比，WAAM ZL205A 直接堆积态组织明显细化且晶粒大小均匀，析出相在晶内和晶界上弥散分布，没有偏聚现象。

3）WAAM ZL205A 堆积体经固溶处理后，θ 相（Al_2Cu）能够完全溶解到基体中，时效时析出弥散分布的强化相。

4）WAAM ZL205A 堆积体 T6 热处理后，抗拉强度 500 MPa，屈服强度 450 MPa，延伸率 10%，均高于金属型铸造试样，且横纵向上力学性能基本一致。

参考文献　　References

[1] Jia Panjiang(贾泮江), Wang Qiang(王　强). *Chinese Journal of Rare Metal*(稀有金属)[J], 1999, 23(2): 153

[2] Elisangela S M, Felipe B, Pedro R G *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 561: 193

[3] Eskin D G, Katgerman L. *Metallurgical Materials Transaction A*[J], 2007, 38A: 1511

[4] Farup I, Drezet J M, Rappaz M. *Acta Mater*[J], 2001, 49: 1261

[5] Li Bo, Shen Yifu , Hu Weiye. *Materials&Design*[J], 2011, 32: 2570

[6] Syed W U H, Pinkerton A J, Li L. *Applied Surface Science*[J], 2005, 247: 268

[7] Unocic R R, Dupont J N. *Metallurgical Materials Transaction B*[J], 2004, 35(1): 143

[8] Gustafson C, Glad A, Rännar L. *Rapid Prototyping Journal*[J], 2007, 13(3): 128

[9] Ding D, Pan Z, Cuiuri D *et al*. *Robotics Computer-Integrated Manufacturing*[J], 2015, 31: 101

[10] Syed W U H, Pinkerton A J, Li L. *Applied Surface Science*[J], 2006, 252(13): 4803

[11] Wang F, Mei J, Jiang H *et al*. *Materials Science Engineering and A*[J], 2007, 445(6): 461

[12] Brandl E, Schoberth A, Leyens C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532(3): 295

[13] Martina F, Mehnen J, WWilliams S *et al*. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2012, 212(6): 1377

[14] Martina F. *Thesis for Doctorate*[D]. Cranfield: Cranfield University, 2014

[15] Gu J L, Ding J L, Cong B Q *et al*. *Advances Materials Research*[J], 2014, 1081: 210

[16] Jiang Yunlu(姜云禄). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013

[17] Qi Zewu, Qi Bojin, Cong Baoqiang *et al*. *Materials Letters*[J], 2018, 233: 348

[18] Sun Hongye(孙红叶), Cong Baoqiang(丛保强). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2203

[19] Gu Jianglong(顾江龙). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2016

Microstructure and Mechanical Properties of ZL205A Aluminum Alloy Wall Produced by Wire Arc Additive Manufacturing

Wang Shuai[1], Gu Huimin[1], Wang Wei[2], Li Chengde[1], Ren Lingling[1], Wang Zhenbiao[3], Zhai Yuchun[1,3], Ma Peihua[1]

(1. Northeastern University, Shenyang 110004, China)

(2. Ningbo Branch of China Academy of Ordance Science, Ningbo 315103, China)

(3. Fushun Donggong Metallurgical Materials and Technology Limited Company, Fushun 113200, China)

Abstract: The wall experiments of ZL205A aluminum alloy were carried out by the wire+arc additive manufacturing technology (WAAM). The microstructure and mechanical properties of ZL205A aluminium alloy wall were investigated by metallographic, SEM, EDS and tensile tests, and they were compared with those of metal casting alloy. The results show that the thickness of the wall is uniform and the surface is smooth. Meanwhile, the burn-out rate of B and Cd in the deposit body are 59.8% and 50.2%, respectively. Compared with cast alloys at casting condition, the as-deposited WAAM ZL205A has more uniform grain size, smaller grain size and uniform distribution of precipitated phases in grains and grain boundaries. After heat treatment (T6), θ-phase is completely dissolved into Al matrix, and the re-melted *T*-phase is distributed on the grain boundary. The tensile strength, yield strength and elongation of the wall are 500 MPa, 450 MPa and 10%, respectively, which are higher than that of the metal casting alloy, and the mechanical properties of the alloy in transverse and longitudinal directions are the same.

Key words: wire arc additive manufacture (WAAM); ZL205A aluminum alloy; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Wang Shuai, Candidate for Ph. D., School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004, P. R. China, E-mail: 1061238079@qq.com