

钇含量对电弧增材制造 2319 铝合金组织与性能的影响

郝婷婷¹, 李承德², 王旭³, 翟玉春⁴, 常云龙¹

(1. 沈阳工业大学, 沈阳, 110870; 2. 中国兵器科学研究院宁波分院, 宁波, 315103;
3. 江西理工大学, 赣州, 341000; 4. 东北大学, 沈阳, 110006)

摘要: 以不同钇含量的 2319 铝合金丝材为原材料, 采用基于冷金属过渡的电弧增材制造工艺 (wire arc additive manufacturing, WAAM) 制备 2319 铝合金, 研究了钇含量对 WAAM 2319 铝合金的显微组织及力学性能的影响。结果表明, 添加 Y 元素可明显细化直接沉积态 WAAM 2319 铝合金的晶粒, 细晶强化及第二相强化作用显著, 间接影响了时效过程析出的二次析出相 θ' 的数量, 同时, 未对直接沉积态 WAAM 2319 铝合金中气孔缺陷的大小、分布产生显著影响。随着钇含量的增加, 合金凝固过程含钇化合物在晶粒交汇处偏析程度增大, 使得合金成分过冷度减小, 导致 WAAM 2319 铝合金的晶粒尺寸呈现先减小后增大的趋势, 抗拉强度和屈服强度呈现出先上升后下降趋势, 断后伸长率逐渐下降。当钇含量为 0.15% 时, WAAM 2319 铝合金表现出最优的力学性能, 即抗拉强度 484 MPa、屈服强度 348 MPa 和断后伸长率 10.5%。

创新点: (1) 首次利用电弧增材制造工艺制备了不同钇含量的 WAAM 2319 铝合金, 添加稀土钇能够显著细化 WAAM 2319 铝合金的晶粒组织。

(2) 与未添加 Y 元素的 WAAM 2319 铝合金相比, 稀土 Y 元素能够显著提高 WAAM 2319 铝合金的抗拉强度和屈服强度, 解决了 WAAM 2319 铝合金力学性能偏低问题。

关键词: 电弧增材制造; 2319 铝合金; 钇; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 401 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20220416001

0 序言

增材制造技术的出现, 颠覆了人们对传统结构设计及制造理念。对于大型金属部件来说, 电弧增材制造技术 (wire arc additive manufacturing, WAAM) 具有显著的优势^[1-4]。由于 2219 铝合金具有强度高、韧性好、承载性和机械加工性能优异的性能, 逐渐成为电弧增材制造工艺的研究热点^[5-7]。柏久阳^[8]利用钨极惰性气体保护焊 (gas tungsten arc welding, GTAW) 成形 2219 铝合金, 考察了堆积体在热处理过程的组织演变, 结果表明, 均匀化 + 固溶 + 时效的热处理制度可以得到优异的组织和性能。顾江龙等人^[9]以 2219 铝合金焊丝为原材料考察了熔化极气体保护焊 (gas metal arc welding, GMAW)、脉冲熔化极气体保护焊 (GMAW-P)、冷金属过渡 (cold metal transfer, CMT)、脉冲 CMT(CMT-P)、变极性

CMT(CMT-A)、脉冲 + 变极性 CMT(CMT-PA) 6 种工艺的 WAAM 成形合金的性能, 结果表明, CMT-PA 工艺具有热输入小、成形优良、组织细小、均匀等优点。从保强等人^[10]利用 AC-GTAW 工艺制备了 WAAM 2319 铝合金, 考察了过程参数及环境气氛对成形合金内部气孔的影响, 结果表明, 热输入对合金中气孔数量和尺寸影响最大, 采用氩气环境和低送丝速度可显著减少气孔缺陷。郝轩^[11]利用 CMT 工艺制备了 WAAM 2319 铝合金, 引入超声振动细化了 WAAM 2319 铝合金的晶粒, 并制定了适用于沉积态 2319 铝合金的热处理工艺, WAAM 2319 铝合金的抗拉强度和屈服强度分别达到 394, 266 MPa, 断后伸长率为 8.0%。然而, 目前报道 WAAM 2319 铝合金的力学性能相对较低^[11-15], 如何进一步提高 WAAM 2319 铝合金的室温性能, 成为限制其工程应用的关键。

在铝合金中添加稀土元素, 能够起到净化熔体、细化晶粒及变质的作用^[16-17]。在 Al-Cu 合金中添加稀土钇能够改善合金的组织、提高合金性能^[18-21]。但在 WAAM 的快熔快冷条件下钇含量对 2319 铝

合金的组织与性能的影响尚未有研究。文中以不同钇含量的 WAAM 2319 铝合金丝材为原材料, 利用电弧增材制造工艺技术制备出 WAAM 2319 铝合金, 通过金相、扫描、透射、拉伸等方法对 WAAM 2319 铝合金的组织和性能进行分析, 为电弧增材制造的钇微合金化 2319 铝合金成分设计提供理论和数据支撑, 具有重要的工程应用价值。

1 试验方法

选用抚顺东工冶金材料技术有限公司生产的不同钇含量的直径为 1.2 mm 的 2319 铝合金丝材为原材料, 化学成分如表 1 所示, 99.999% 高纯氩气为保护气体。电弧增材制造成形工艺为 CMT-PA, 成形路径为单层双道, 成形工艺参数如表 2 所

示, 成形过程示意图如图 1 所示。将电弧增材制造成形合金进行固溶 + 时效处理 (T6 热处理), 热处理工艺参数为: 固溶温度 540 °C, 时间 10 h; 时效温度 175 °C, 时间 4 h。分别在直接沉积态、T6 态 WAAM 2319 铝合金上截取金相试样, 使用 Kroll's 试剂 (2 mL HF + 6 mL HNO₃ + 92 mL H₂O) 对金相试样腐蚀 15 ~ 18 s; 在 T6 态 WAAM 2319 铝合金上截取狗骨形拉伸试样, 按照 GB/T 228.1—2010《金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》在 WDW-30 型万能试验机进行拉伸性能测试。利用 Axio Imager A2m 型金相显微镜观察微观组织; 利用 Hitachi S-4800 型扫描电子显微镜和能谱仪 (energy dispersive spectrometer, EDS) 观察析出相、断口形貌及 EDS 分析; 利用 Tecnai G2 型透射电子显微镜观察析出相形貌及分布。

表 1 不同钇含量的 2319 铝合金丝材的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of 2319 aluminum alloy wire with different Y content

材料	Si	Fe	Cu	Mn	Ti	Zr	V	Y	Al
Y00	0.018 6	0.065 4	6.62	0.262	0.152	0.126	0.096 9	0.001	余量
Y05	0.018 4	0.064 5	6.74	0.281	0.132	0.130	0.087 4	0.047	余量
Y10	0.018 1	0.063 6	6.78	0.284	0.139	0.144	0.083 2	0.098	余量
Y15	0.019 3	0.064 1	6.72	0.284	0.124	0.120	0.080 9	0.149	余量
Y20	0.020 2	0.061 0	6.79	0.282	0.132	0.128	0.088 6	0.196	余量
Y25	0.024 5	0.063 0	6.58	0.268	0.113	0.113	0.069 7	0.243	余量

表 2 WAAM 成形过程工艺参数
Table 2 Process parameters of WAAM process

焊接电流 I/A	电弧电压 U/V	送丝速度 $v_s/(m \cdot min^{-1})$	焊炬移动速度 $V/(mm \cdot s^{-1})$	保护气体流量 $Q/(L \cdot min^{-1})$	层间冷却时间 t/s
98	11.2	6.5	8	25	60

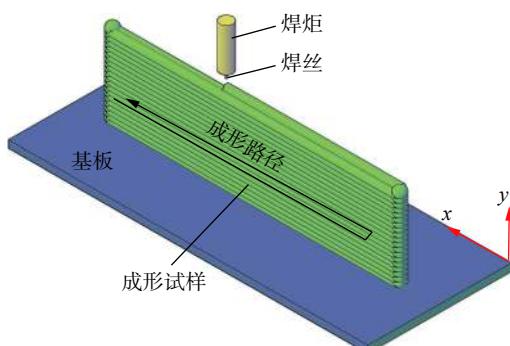


图 1 WAAM 成形过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the WAAM process

2 试验结果与分析

2.1 微观组织

2.1.1 气孔缺陷

图 2 为不同钇含量 WAAM 2319 铝合金堆积体的气孔缺陷分布情况。从图 2 可见, 堆积体中缺陷为分散的、尺寸小于 30 μm 的类球形气孔缺陷, 这是由于电弧增材制造过程合金结晶速率快, 熔体中小气泡来不及聚集, 合金便已凝固, 因此气孔尺寸大多几十微米。不同钇含量堆积体中气孔缺陷的

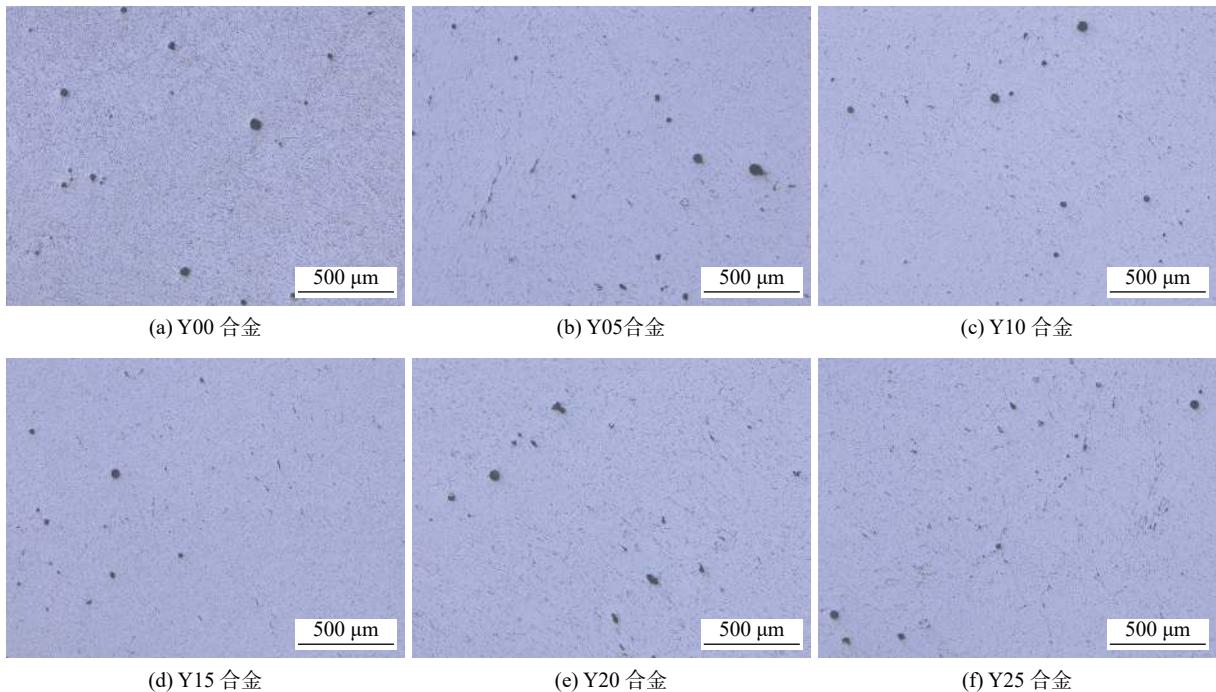


图2 不同钇含量WAAM 2319铝合金气孔缺陷

Fig. 2 Porosity defects of WAAM 2319 aluminum alloy with different Y content. (a) Y00 alloy; (b) Y05 alloy; (c) Y10 alloy; (d) Y15 alloy; (e) Y20 alloy; (f) Y25 alloy

数量、尺寸和分布没有明显变化,说明钇含量对WAAM工艺成形的2319铝合金堆积体中气孔缺陷无显著影响。

2.1.2 直接沉积态微观组织

图3为WAAM 2319铝合金直接沉积态显微

组织。未添加钇的合金中主要为大尺寸枝晶,其晶粒尺寸主要集中在50~60 μm之间,当添加钇后,合金中晶粒尺寸明显减小,随着钇含量的增加,合金中晶粒尺寸呈先减小后增大的趋势,晶粒尺寸统计结果如图4所示。当钇含量为0.15%时,合金的

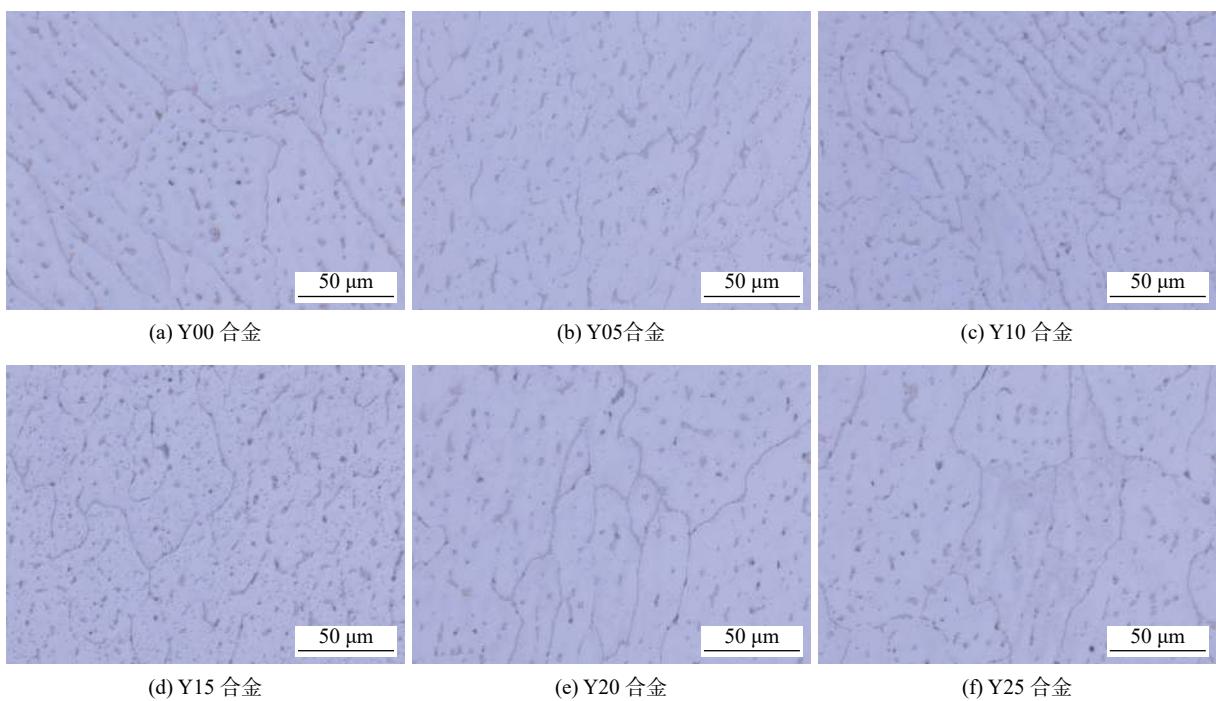


图3 不同钇含量WAAM 2319铝合金的直接沉积态显微组织

Fig. 3 Microstructure of as-deposited WAAM 2319 aluminum alloy with different Y content. (a) Y00 alloy; (b) Y05 alloy; (c) Y10 alloy; (d) Y15 alloy; (e) Y20 alloy; (f) Y25 alloy

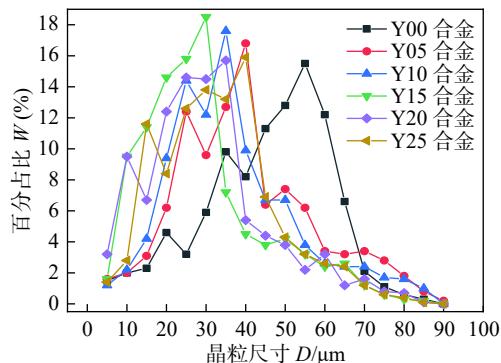


图 4 不同钇含量 WAAM 2319 铝合金的晶粒尺寸分布情况

Fig. 4 Grain size distribution of WAAM 2319 aluminum alloy with different Y content

晶粒尺寸最小, 主要集中在 40~50 μm。这是由于钇的晶体结构是密排六方结构, 而铝基体的晶体结构为面心立方, 导致钇在铝中的固溶度较低, 根据 Al-Y 二元相图可知, 钇在铝中的最大固溶度仅为 0.04%。因此, 在电弧增材制造 Al-Cu 合金凝固过程中, 仅有少量的钇能够溶入 α -Al 基体中, 大部分富集在晶界处, 随着合金的凝固逐渐聚集在固液界面的前沿, 在界面处产生成分过冷, 使得合金的枝晶间距减小, 晶粒组织被细化。添加的钇与合金中其它元素形成高熔点的稀土化合物^[22], 这些高熔点的化合物可作为异质形核质点, 成为 α -Al 的形核

质点, 从而增加 α -Al 枝晶数量, 起到细化晶粒的作用。但是随着钇含量的增加, 含钇的化合物增多, 在晶粒交汇处的偏析程度也随之增加, 固液界面前沿富集的钇含量减少, 使得成分过冷度减小, 从而降低了晶粒细化效果。

图 5、图 6 和表 3 分别为不同钇含量 WAAM 2319 铝合金直接沉积态 SEM 图及析出相 EDS 分析结果。不同钇含量的 WAAM 2319 铝合金直接沉积态的析出相在晶内无明显聚集现象。随着钇含量的增加, 晶界处析出相由断续逐渐变为连续状态, 晶内块状析出相及晶界处长条状析出相主要为 θ 相 (Al_2Cu), 如图 6a 和图 6b 所示。随着钇含量的增加, 合金中的析出相依然以 θ 相为主, 但是晶内的析出相数量呈先减少后增加的趋势。凝固过程中, 在内能驱动力的作用下, 溶质原子通过固液界面迁移逐渐在晶界析出, 此时整个体系的自由能最低。2319 铝合金加入钇后, 晶粒显著细化, 所以溶质原子的迁移路径大大缩短, 晶内的析出相减少, 析出相主要分布在晶界。随着钇含量的增加, 晶粒细化效果减弱, 合金中晶粒尺寸逐渐增大, 而导致晶内析出相逐渐增加。由于钇在铝基体中的固溶度小, 过多的钇在晶界上析出形成含钇相, 经能谱分析, 确认该含钇相为 $\text{Al}_6\text{Cu}_6\text{Y}$, 如图 6c 所示。

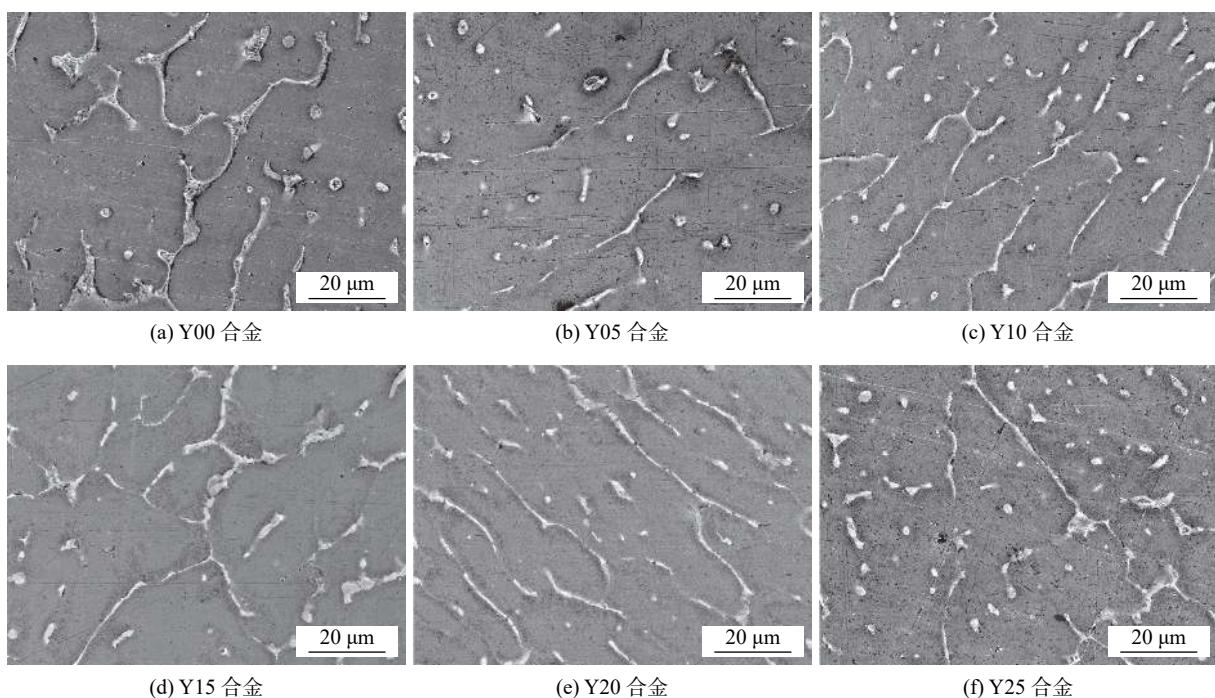


图 5 不同钇含量 WAAM 2319 铝合金直接沉积态 SEM 图

Fig. 5 SEM of as-deposited WAAM 2319 aluminum alloy with different Y content. (a) Y00 alloy; (b) Y05 alloy; (c) Y10 alloy; (d) Y15 alloy; (e) Y20 alloy; (f) Y25 alloy

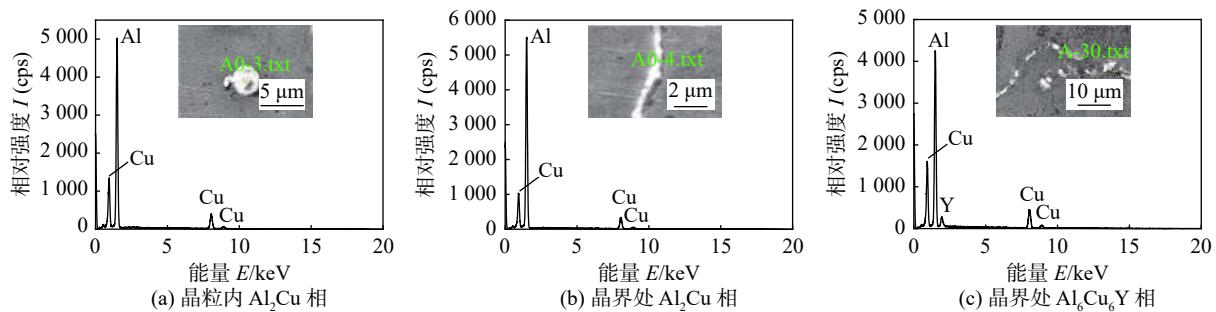


图 6 含钇的 WAAM 2319 铝合金析出相 EDS 分析结果

Fig. 6 EDS analysis results of precipitated phase of WAAM 2319 aluminum alloy containing Y. (a) intragranular Al_2Cu phase; (b) Al_2Cu phase at grain boundary; (c) $\text{Al}_6\text{Cu}_6\text{Y}$ phase at grain boundary

表 3 析出相的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of precipitated phase

位置	元素	质量分数w(%)	原子分数a(%)
晶粒内 Al_2Cu 相	Al	71.66	85.62
	Cu	28.34	14.38
晶界处 Al_2Cu 相	Al	71.85	85.74
	Cu	28.15	14.26
晶界处 $\text{Al}_6\text{Cu}_6\text{Y}$ 相	Al	57.84	77.37
	Cu	34.00	19.32
	Y	8.16	3.31

2.1.3 T6 态微观组织

图 7 为经过 T6 热处理后 WAAM 2319 铝合金的微观组织。不同钇含量的 WAAM 2319 铝合金中晶内析出相 (Al_2Cu) 尺寸与直接沉积态相比有所减小。随着钇含量的增加，晶界处的块状或长条状析出相逐渐增多，这些相主要是未固溶的 θ 相和含钇的化合物，对铝基体有割裂作用，两相之间的距离小，分布密集。根据 Al-Cu 二元相图可知，铜在铝合金中最大固溶度为 5.65%。在文中试验条件下，铜含量为 6.5%~6.8% 之间，为过饱和状态，因此，固溶阶段将有一部分 Cu 元素无法固溶到铝基体中，依旧以 Al_2Cu 的形式存在。

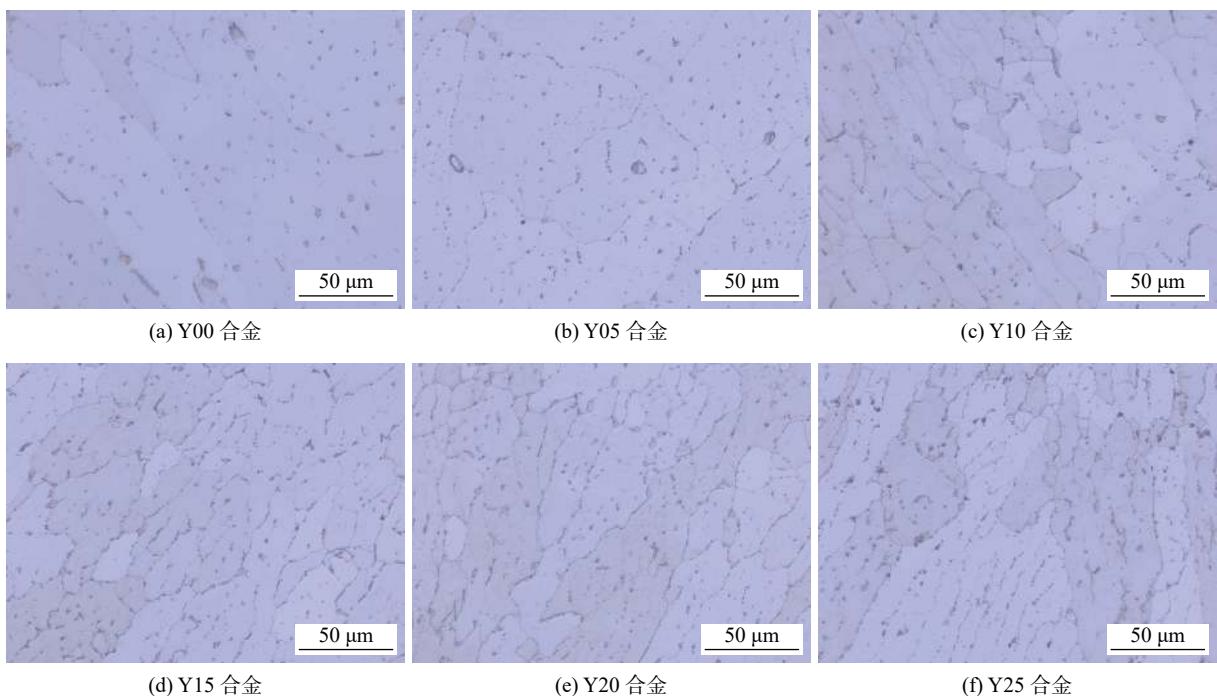


图 7 不同钇含量 WAAM 2319 铝合金 T6 态显微组织

Fig. 7 Microstructure of WAAM 2319 aluminum alloy with different Y content after T6 heat treatment. (a) Y00 alloy; (b) Y05 alloy; (c) Y10 alloy; (d) Y15 alloy; (e) Y20 alloy; (f) Y25 alloy

图 8 为不同钇含量 WAAM 2319 铝合金时效状态下的析出相形貌。当合金中的钇含量为 0% 时, 合金中的二次析出相主要为长度约为 50~60 nm, 宽度约为 5 nm 的针状 θ' 相, 如图 8a 所示。钇的加入, 使得 θ' 相的数量明显增加, 相间距减小且 θ' 相尺寸均匀, 弥散分布。当钇的添加量为 0.15% 时, 晶粒细化效果最显著, 经过 T6 热处理后, 合金中的二次析出 θ' 相密度最大。这是由于随着钇含量的进一步增

加, 晶粒细化效果减弱, 导致晶界处初生的 θ 相与铝基体接触的比表面积减小, 固溶过程中初生的 θ 相向铝基体中扩散、迁移平均自由程增加, 剩余大量未固溶的 θ 相, 导致 WAAM 2319 铝合金的固溶铜含量降低和时效过程中二次析出的 θ' 相减少。这与文献 [23] 报道的一致, 固溶铜含量降低, 导致时效过程中形成的 Cu 原子团簇的数量减少, 形成 θ' 相的数量降低, 但是 θ' 相的尺寸没有发生变化。

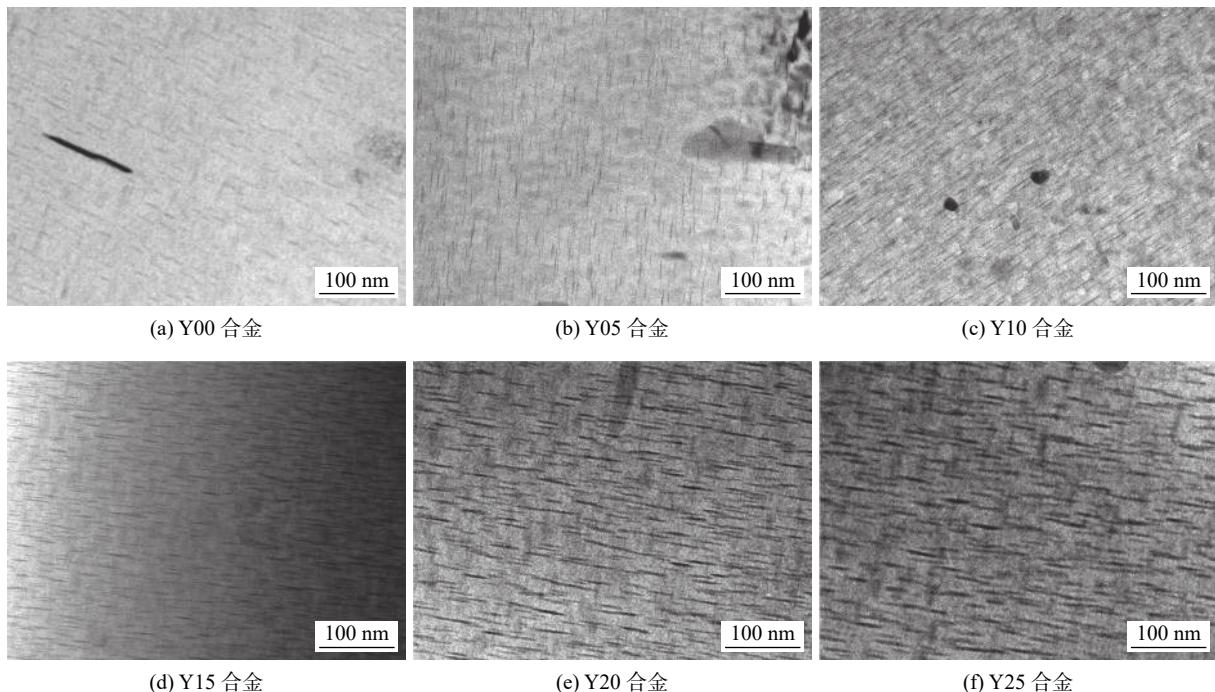


图 8 不同钇含量 WAAM 2319 铝合金的析出相形貌

Fig. 8 Precipitated phase morphology of WAAM 2319 aluminum alloy with different Y content. (a) Y00 alloy; (b) Y05 alloy; (c) Y10 alloy; (d) Y15 alloy; (e) Y20 alloy; (f) Y25 alloy

2.2 力学性能和断口形貌

2.2.1 力学性能

图 9 为不同钇含量 WAAM 2319 铝合金 T6 热处理后的力学性能。未添加钇的合金的力学性能较低, 其抗拉强度 410 MPa, 屈服强度 300 MPa, 断后伸长率 15.0%。添加 Y 元素后, 合金的抗拉强度、屈服强度显著提高, 断后伸长率略有下降。随着钇含量的增加, 合金力学性能呈现先增加后降低的趋势, 断后伸长率呈下降趋势。当钇含量为 0.15% 时, 合金的力学性能达到最优, 即抗拉强度为 484 MPa、屈服强度 348 MPa、断后伸长率 10.5%。力学性能的提升是由 3 个方面原因造成, 一是由于钇的加入细化了堆积体的晶粒, 起细晶强化的作用; 二是时效过程中由于晶粒细化提高了 θ' 相的密度, 增强了析出强化的效果; 三是钇的添加在合金中形成了含钇的第二相, 起到第二相强化作用。随着钇含量的

进一步增加, WAAM 2319 铝合金的力学性能呈下降趋势。这是由于初生 θ 相固溶量减少, 使固溶铜含量降低, 时效过程二次析出的强化相 θ' 密度降低造成的; 同时, 由于随着钇含量进一步增加, 合金的

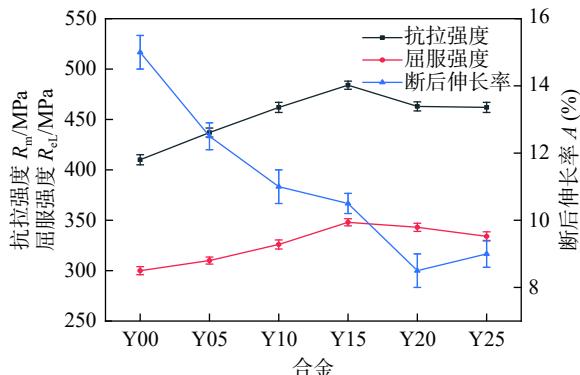


图 9 不同钇含量 WAAM 2319 铝合金的力学性能

Fig. 9 Mechanical properties of WAAM 2319 aluminum alloy with different Y content

晶粒细化效果减弱, 细晶强化效果降低。断后伸长率的下降是因为在其 T6 态的微观组织中存在未固溶的金属间化合物 Al_2Cu 以及晶界处析出的含钇相 ($\text{Al}_6\text{Cu}_6\text{Y}$), 钇含量越大, 未固溶 Al_2Cu 及 $\text{Al}_6\text{Cu}_6\text{Y}$ 相的数量越多, 尺寸越大, 这些颗粒有助于裂纹的萌生与扩展。

2.2.2 断口形貌

图 10 为不同钇含量 WAAM 2319 铝合金的断口形貌。当钇含量为 0% 时, 合金的拉伸断口中

有大量的韧窝, 且韧窝的尺寸普遍较大, 韧窝的深度小, 如图 10a 所示。随着钇含量的添加, 合金的拉伸断口韧窝尺寸明显减小, 均匀性提高, 韧窝深度增大, 韧窝的底部存在大量的第二相粒子, 为典型的韧性断裂特征。随着钇含量的继续增加 (> 0.15%), 合金的晶粒尺寸增大, 时效后二次析出强化相减少, 导致断口中韧窝尺寸增大、数量和深度减小, 韧窝底部的颗粒数量逐渐增加, 主要为未固溶的 Al_2Cu 相以及晶界处的 $\text{Al}_6\text{Cu}_6\text{Y}$ 相等第二相粒子。

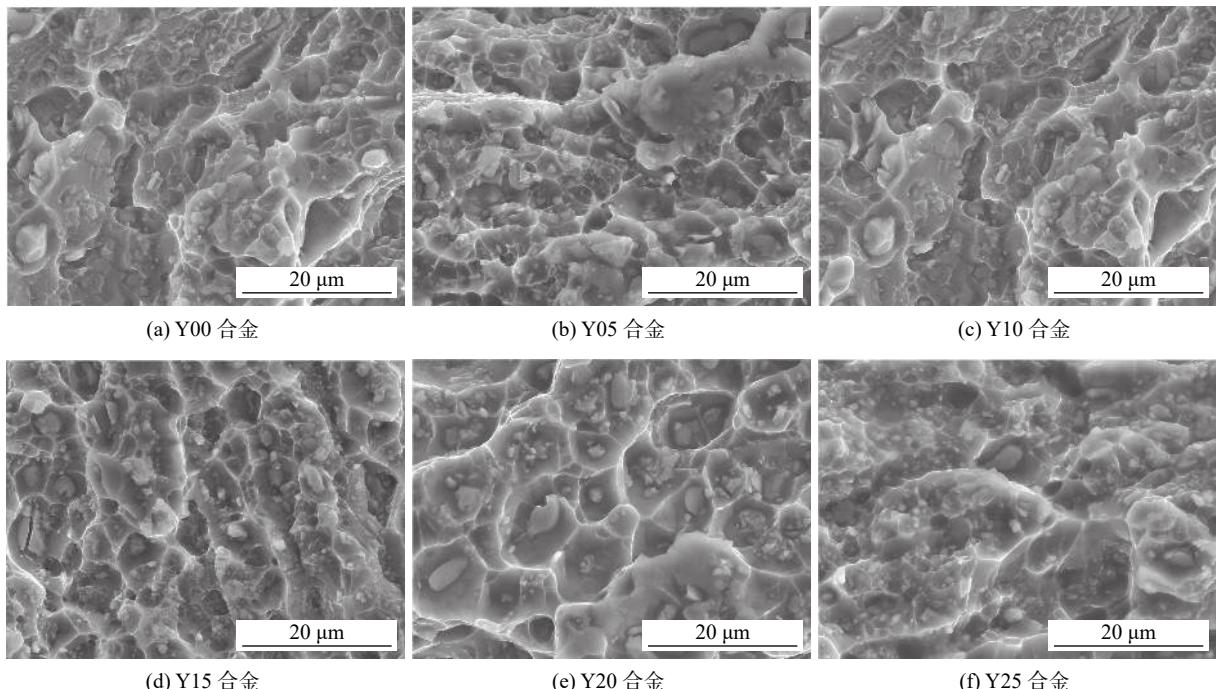


图 10 不同钇含量 WAAM 2319 铝合金的断口形貌

Fig. 10 Fracture morphology of WAAM 2319 aluminum alloy with different Y content. (a) Y00 alloy; (b) Y05 alloy; (c) Y10 alloy; (d) Y15 alloy; (e) Y20 alloy; (f) Y25 alloy

3 结论

(1) 铝合金电弧增材制造过程快熔快冷, 气泡来不及聚集便被凝固到合金中, 缺陷尺寸主要集中在 30 μm 以下; Y 元素的添加, 未对 WAAM 2319 铝合金的气孔缺陷大小、分布产生著影响。

(2) 添加 Y 元素能够显著细化 WAAM 2319 铝合金的晶粒, 随着钇含量的增加, 合金凝固过程含钇化合物在晶粒交汇处偏析程度增大, 合金成分过冷度减小, 晶粒细化效果呈先增后降趋势, 当钇含量为 0.15%, 晶粒细化效果最显著。

(3) 钇的加入对 WAAM 2319 铝合金起到了细晶及第二相强化作用, 随着钇含量的增加, 晶粒细化效果先增强后减弱, 间接影响了 T6 热处理后合

金中二次析出 θ' 相及未固溶 θ 相的数量, 强度呈先增后降; 热处理合金中聚集在晶界处的未固溶 θ 相及 $\text{Al}_6\text{Cu}_6\text{Y}$ 相均随着钇含量的增加逐渐增多, 断后伸长率逐渐下降; 当钇含量为 0.15%, WAAM 2319 铝合金性能最优, 即抗拉强度为 484 MPa、屈服强度为 348 MPa、断后伸长率为 10.5%。

参考文献

- [1] Stewart S W, Martina F, Addison A C, et al. Wire + arc additive manufacturing[J]. Materials Science and Technology, 2016, 32(7): 641 – 647.
- [2] 夏玉峰, 张雪, 廖海龙, 等. 电弧熔丝增材制造钛/铝复合材料的组织与性能 [J]. 焊接学报, 2021, 42(8): 18 – 24.
Xia Yufeng, Zhang Xue, Liao Hailong, et al. Microstructure and properties of titanium/aluminum composites fabricated by wire

- arc additive manufacturing[J]. Transactions of The China Welding Institution, 2021, 42(8): 18 – 24.
- [3] Zhao Pengkang, Fang Kui, Tang Cheng, et al. Effect of interlayer cooling time on the temperature field of 5356-TIG wire arc additive manufacturing[J]. China Welding, 2021, 30(2): 17 – 24.
- [4] 张帅峰, 吕逸帆, 魏正英, 等. 基于CMT的电弧熔丝增材Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo合金的组织与性能[J]. 焊接学报, 2021, 42(2): 56 – 62.
Zhang Shuaifeng, Lü Yifan, Wei Zhengying, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy fabricated by CMT-wire arc additive manufacturing[J]. Transactions of The China Welding Institution, 2021, 42(2): 56 – 62.
- [5] Gu Jianglong, Gao Minjie, Yang Shouliang, et al. Pore formation and evolution in wire + arc additively manufactured 2319 Al alloy[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100900.
- [6] Li Y, Yu S, Chen Y, et al. Wire and arc additive manufacturing of aluminum alloy lattice structure[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 50: 510 – 519.
- [7] Fang X, Zhang L, Chen G, et al. Microstructure evolution of wire-arc additively manufactured 2319 aluminum alloy with interlayer hammering[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 800: 140 – 168.
- [8] 柏久阳. 2219铝合金GTA增材制造及其热处理过程的组织演变[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
Bai Jiuyang. Microstructure evolution of 2219-Al during GTA based additive manufacturing and heat treatment[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.
- [9] 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.
- [10] 从保强, 孙红叶, 彭鹏, 等. Al-6.3Cu AC-GTAW电弧增材成形的气孔控制[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 47(5): 1359 – 1364.
Cong Baoqiang, Sun Hongye, Peng Peng, et al. Porosity control of wire + arc additively manufactured Al-6.3Cu alloy deposition using AC-GTAW process[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 47(5): 1359 – 1364.
- [11] 郝轩. CMT电弧增材制造2319铝合金组织及力学性能调控[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2020.
Hao Xuan. Control of microstructure and mechanical properties of 2319 aluminum alloy manufactured by CMT wire arc additive manufacturing[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2020.
- [12] 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-6.3Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 651: 18 – 26.
- [13] Zhang Z, Ma Z, He S, et al. Effect of laser power on the microstructure and mechanical properties of 2319-Al fabricated by wire-based additive manufacturing[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(1): 6640 – 6649.
- [14] Zhou Yinghui, Lin Xin, Kang Nan, 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(2): 143 – 153.
- [15] Wang S, Gu H, Wang W, et al. Study on microstructural and mechanical properties of an Al-Cu-Sn alloy wall deposited by double-wire arc additive manufacturing process[J]. Materials, 2020, 13(1): 73 – 82.
- [16] 姜宏伟, 张树玲, 陈炜晔, 等. 稀土钇对再生ADC12铝合金组织与抗拉强度的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(15): 79 – 82, 86.
Jiang Hongwei, Zhang Shuling, Chen Weiye, et al. Effect of rare earth yttrium on microstructure and compressive strength of regenerated ADC12 aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(15): 79 – 82, 86.
- [17] Xu S P, Shi C S, Zhao N Q, et al. Microstructure and tensile properties of A356 alloy with different Sc/Zr additions[J]. Rare Metals, 2021, 40(9): 2514 – 2522.
- [18] Tao Chengchang, Huang Hongjun, Yuan Xiaoguang, et al. Effect of Y element on microstructure and hot tearing sensitivity of as-cast Al-4.4Cu-1.5Mg-0.15Zr alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2022, 16: 1010 – 1019.
- [19] Zhang Xingguo, Mei Feiqiang, Zhang Huanyue, et al. Effects of Gd and Y additions on microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2012, 552: 230 – 235.
- [20] Pozdniakov A V, Barkov R Y. Microstructure and materials characterisation of the novel Al-Cu-Y alloy[J]. Materials Science & Technology, 2018, 34(12): 1489 – 1496.
- [21] Min L, Cai L, Liu P. The effect of Y on microstructure and properties of Al-5wt.%Cu based alloy[J]. Key Engineering Materials, 2012, 522: 227 – 230.
- [22] Zhang L, Masset P J, Tao X, et al. Thermodynamic description of the Al-Cu-Y ternary system[J]. CALPHAD-Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, 2011, 25(4): 574 – 579.
- [23] Wang B, Yi Y, He H, et al. Effects of deformation temperature on second-phase particles and mechanical properties of multidirectionally-forged 2A14 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 871: 159459.

第一作者:郝婷婷, 博士研究生; 主要从事电弧增材制造铝合金工艺等研究; Email: haott211@sina.com.

通信作者:李承德, 博士, 助理研究员; Email: lichengde20031698@126.com.