

# 丝材成分对电弧增材 Al-Cu 合金组织及力学性能的影响

李 权<sup>1</sup>, 王国庆<sup>2</sup>, 董明晔<sup>3</sup>, 冯 晨<sup>1</sup>, 罗志伟<sup>1</sup>, 周庆军<sup>1</sup>, 王福德<sup>1</sup>

(1. 首都航天机械有限公司, 北京 100076)

(2. 中国航天科技集团有限公司, 北京 100048)

(3. 清华大学, 北京 100084)

**摘 要:** 针对电弧增材制造 Al-Cu 合金力学性能非均匀问题, 采用不同成分的丝材研究了 Cu 含量及 Fe、Si 杂质含量对热处理后成形组织及力学性能的影响。结果表明: Cu 含量低 (5.3%, 质量分数),  $\alpha(\text{Al})$  基体中固溶 Cu 含量不足, 成形试样屈服强度显著降低, Cu 含量适中 (5.8%~6.5%), 成形组织中残余少量  $\theta$  相 ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ), 对塑性影响较小, 成形试样强度提高; 在 Cu 含量适中、Si 含量较低 ( $\omega(\text{Si}) < 0.08\%$ ) 时, 随着 Fe 含量增加, 成形组织中残余的块状或条状  $\alpha(\text{Fe})$  相增加,  $\alpha(\text{Al})$  基体中固溶 Cu 含量减少, 成形试样屈服强度降低; 在 Cu 含量适中, Fe、Si 含量较高时 ( $> 0.15\%$ ), 成形试样层间形成的针状  $\beta(\text{Fe})$  相增加, 垂直方向塑性显著降低; 严格控制丝材中 Fe、Si 杂质含量 (Si 少于 0.08%, Fe 少于 0.15%), Cu 含量适中 (5.8%~6.5%), 成形试样无明显各向异性, 平均抗拉强度、屈服强度、断后伸长率分别超过 440 MPa、300 MPa、10%。

**关键词:** Al-Cu 合金; 电弧增材制造; Fe、Si 杂质; 各向异性

**中图分类号:** TG47

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)05-1649-07

近年来, 电弧增材制造技术 (wire and arc additive manufacture, WAAM) 因其低成本、高效率的优势, 在航天航空领域受到广泛关注与研究。英国克兰菲尔德大学 (Cranfield University) 是国际上较早开展 WAAM 技术研究的单位, 于 20 世纪 90 年代成功地将其应用到了飞机发动机高温合金机匣的制造<sup>[1, 2]</sup>。

Al-Cu 系高强铝合金因力学性能优异, 在航天航空领域广泛应用。特别是 2219 铝合金, 是我国新一代运载火箭箭体结构的主体材料。2219 铝合金焊接性好, 适合用于 WAAM 成形大型航天铝合金构件。国内外均已经开展了 2219 铝合金 WAAM 基础研究。英国克兰菲尔德大学的 J. L. Gu、S. W. Williams 等人<sup>[3, 4]</sup>研究了层间碾压压力对 2219 铝合金 WAAM 显微组织、气孔及力学性能的影响, 发现层间碾压可减少热处理后的微气孔、提高延伸率, 其力学性能达到锻件水平。哈尔滨工业大学的 J. Y. Bai<sup>[5, 6]</sup>、首都航天机械有限公司的李权<sup>[7]</sup>, 分别研究了基于 TIG 和 CMT 工艺 WAAM 成形 2219 铝合金的组织及力学性能, 发现 T6 热处理后的成形试样力学性能有明显的各向异性。李权等人研究认为这种力学性能各向异性是由层间偏

聚的富 Fe 相、残余  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  相与显微气孔导致<sup>[7]</sup>。

在 Al-Cu 合金传统热加工工艺中, Fe、Si 杂质及 Cu 含量是影响组织和力学性能的关键因素。在铸造 Al-Cu 合金中 (如 A206、ZL205A), Fe、Si 等杂质相会形成针状  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}(\beta\text{-Fe})$ 、 $\text{Al}_3(\text{FeMn})$  和块状  $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{CuSi})_2(\alpha\text{-Fe})$ 、 $\text{Al}_m\text{Fe}$  等富 Fe 相, 经热处理后难以彻底消除<sup>[8-10]</sup>。一般认为, 针片状富 Fe 相 ( $\beta\text{-Fe}$ 、 $\text{Al}_3(\text{FeMn})$ ) 与基体结合强度低, 易导致应力集中, 显著降低构件的力学性能。K. Liu 等人发现 Si/Fe 质量比为 0.5~1.7、Mn/Fe 质量比为 2.2~8.5 时, 铸造 206 合金中主要杂质相为  $\beta\text{-Fe}$  相<sup>[11]</sup>。在锻造 Al-Cu 合金 (2219 铝合金) 中, 中南大学 Y. P. Yi、陈康华等研究发现<sup>[12-14]</sup>: Cu 含量较高时, 会在锻件中残留较粗大的  $\theta$  相, 显著降低成形构件轴、径向力学性能; Fe 含量增加, 针状  $\beta\text{-Fe}$  相数量和尺寸明显增加, 锻件强塑性降低。

WAAM 成形是一种逐点连续的熔化、凝固过程, 成形组织受丝材成分的影响很大。目前, 关于 WAAM 用 Al-Cu 合金丝材成分对成形组织及力学性能影响的研究鲜有报道。本实验将针对电弧增材制造 Al-Cu 合

收稿日期: 2020-11-27

基金项目: 国家重点研发计划 (2018YFB1106305); 中国科协第五届“青年人才托举工程” (2019QNRC001); 载人航天项目

作者简介: 李 权, 男, 1988 年生, 博士, 高级工程师, 首都航天机械有限公司, 北京 100076, 电话: 010-88530534, E-mail: liquan\_211@aliyun.com

金力学性能非均匀问题, 采用不同成分的丝材研究 Cu 含量及 Fe、Si 杂质含量对热处理后成形组织及力学性能的影响。

### 1 实验

试验采用 2 类  $\phi 1.2$  mm 的 Al-Cu 合金丝, 其化学成分检测结果见表 1。第 1 类为商品化的 2219 铝合金熔化极气体保护焊丝 (1#~4#), 1#、2#是 ESAB 公司提供的 2 个批次 2319 焊丝, 3#是 Indalco Alloy 公司提供的 2319 焊丝, 4#是航天材料与工艺研究所 (703 所) 提供的 2325 焊丝 (国产牌号)。以上 4 种焊丝 Cu、Ti、Zr、V 等合金元素含量基本一致, Fe、Si 杂质含量不同。其中, 1#丝 Fe 含量高、Si 含量低; 2#丝 Fe 含量处中间水平, Si 含量低; 3#丝 Fe、Si 含量均较高; 4#丝 Fe、Si 含量均较低。第 2 类为特制的 Al-Cu 合金丝 (5#、6#), Fe、Si 杂质含量很低, 主要合金元素为

Cu, 质量分数分别为 5.3%、6.4%。

采用表 2 所列的经过优化的 Advanced CMT+P 工艺参数成形图 1 所示的单壁墙试样, 试样长 180 mm, 高 90 mm, 厚约 22 mm。采用两道搭接成形, 道间距 7 mm。成形后的单壁墙试样进行 T6 热处理 (200 °C/h 加热至 535~540 °C, 保温 1.5 h, 淬火, 100 °C/h 加热至 175 °C, 保温 3 h, 炉冷)。按图 1 所示位置切取金相试样和拉伸试样, 拉伸试样尺寸如图 2 所示, 在电子万能试验机上按 GB/T228.1-2010 进行拉伸力学性能测试。采用蔡司 Axio Observer Elm 光学显微镜观察金相组织, 日立 S-3700 扫描电子显微镜观察试样横截面显微组织和拉伸断口形貌, 牛津能谱仪分析相成分。采用 Image J 图像分析软件统计第二相在视场中所占面积比。并假设在任意横截面上的第二相分布规律一致, 则面积比即为体积含量。

表 1 电弧增材用丝材化学成分

Table 1 Chemical composition of the wires used for WAAM ( $\omega/\%$ )

Sample	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Mg	Zr	V	Al
1#	0.07	0.24	6.0	0.30	0.01	0.10	0.01	0.11	0.10	Bal.
2#	0.06	0.13	6.1	0.30	0.01	0.10	0.01	0.13	0.10	Bal.
3#	0.20	0.17	6.0	0.23	0.01	0.12	0.01	0.11	0.08	Bal.
4#	0.04	0.10	6.1	0.20	0.01	0.10	0.01	0.14	0.12	Bal.
5#	0.04	0.06	5.3	0.001	0.004	0.02	0.01	0.02	0.03	Bal.
6#	0.04	0.06	6.4	0.001	0.003	0.02	0.01	0.03	0.03	Bal.

表 2 单壁墙 WAAM 成形工艺参数

Table 2 WAAM parameters of single walls

Feeding speed, $V_f/m \cdot min^{-1}$	Travel speed, $V_t/mm \cdot s^{-1}$	CMT cycles /Pulse cycles	Weave frequency, $F_w/Hz$	Weave distance, $D_w/mm$	Path distance, $D_p/mm$
9	7	10/22	3	5	7

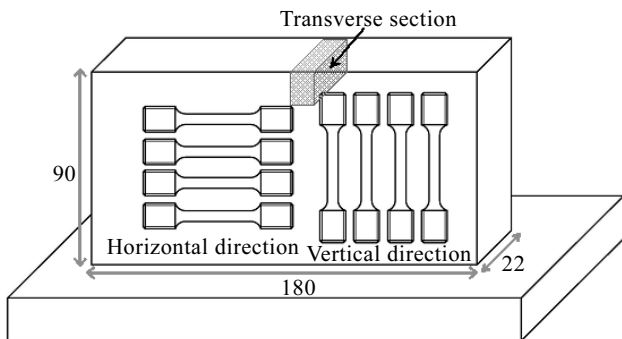


图 1 单壁墙试样尺寸及金相与拉伸试样取样位置示意图

Fig.1 Schematic diagram of the dimensions of WAAM single wall and the cutting positions of metallographic specimens and tensile specimens

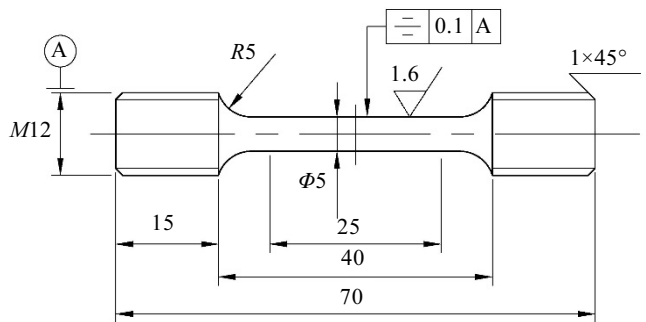


图 2 圆棒拉伸试样尺寸

Fig.2 Dimensions of tensile specimens

### 2 结果与讨论

#### 2.1 典型 WAAM 组织特点

前期研究表明 WAAM 成形的单道多层 2219 铝合金, 层间易偏析  $\theta(Al_2Cu)$ 相、富 Fe 杂质相<sup>[7]</sup>。WAAM 成形的两道多层 2219 铝合金微观组织也呈现出相同

的非均匀分布特点。如图 3a 中 3#试样低倍组织, 层间第二相较粗大、富集, 层内第二相较弥散细小。图 3b、3c 分别为层间与层内高倍显微组织, 表 3 为对应的点 EDS 能谱分析结果。层间与层内基体 Cu 含量相差不大, 约 5.8%, 但第二相形态有较大差异。相比层内, 层间颗粒/块状第二相较大, 如 P2, 其 Cu/Al 质量比接近 53/47, 即为  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相; 层间针状第二相较多, 如 P3、P4, 能谱分析表明含有较多的 Fe 杂质, 从形态上判断应为针状  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  ( $\beta\text{-Fe}$ )相。层内第二相有 2 种形态, 边界圆滑的颗粒相为  $\theta$ 相, 而富含 Fe 杂质的非规则块状相, 如 P6、P7, 可能为  $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{CuSi})_2$  ( $\alpha\text{-Fe}$ )相。

前期研究表明<sup>[7]</sup>,  $\theta$ 相、富 Fe 相的非均匀分布与凝固偏析有关。杂质 Fe 元素在纯 Al 中固溶度只有 0.048%, 当铝合金中添加 5.0%Cu 时, Fe 的固溶度将下降 5 倍<sup>[10]</sup>, 因此在 Al-Cu 合金凝固过程中较易偏析。WAAM 成形至第  $N$  层时, 因表层最后凝固, Cu、Fe、Si 等元素在近表层偏析。第  $N+1$  层成形时, 第  $N$  层近表层重熔(深度约 0.5 mm), 来不及扩散均匀即发生凝固, 因而形成较多的富 Fe 杂质相、 $\alpha+\theta$ 共晶, 热处理后富 Fe 杂质相和  $\theta$ 相残留, 宏观呈条带状。

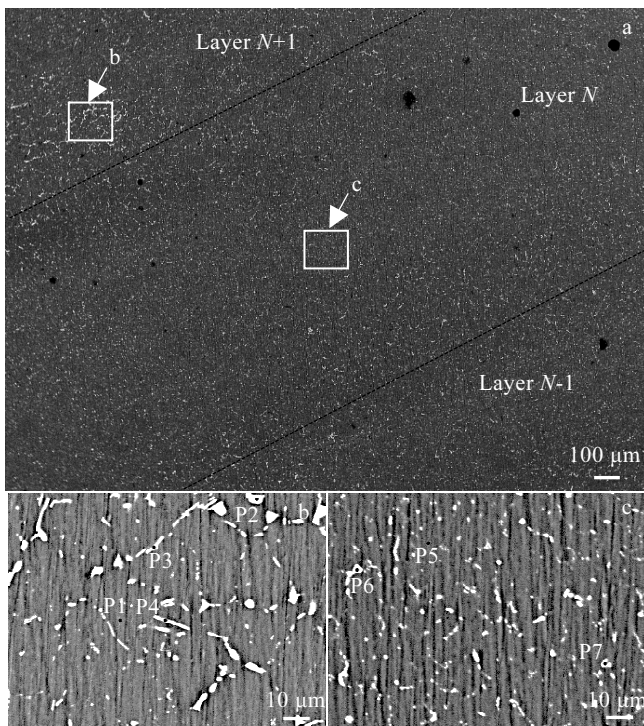


图 3 WAAM 成形试样典型 SEM 显微组织

Fig.3 Typical SEM images of the WAAM samples in lower magnification (a), and in higher magnification for interlayer region (b) and intralayer region (c)

表 3 典型 WAAM 组织 EDS 能谱分析结果

Table 3 EDS analysis results of different positions in Fig.3 ( $\omega/\%$ )

Position	Al	Si	Fe	Mn	Cu	Possible phase
P1	93.87	0.08	0.03	0.26	5.76	$\alpha(\text{Al})$
P2	50.60	0.08	0.22	0.08	49.02	$\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$
P3	74.55	0.03	1.70	0.65	23.06	$\text{Al}_7\text{Cu}_2(\text{FeMn})$
P4	80.35	0.07	3.22	1.05	15.30	$\text{Al}_7\text{Cu}_2(\text{FeMn})$
P5	93.85	0.03	0.00	0.25	5.86	$\alpha(\text{Al})$
P6	71.65	0.08	6.09	1.46	20.72	$\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{CuSi})_2$
P7	85.14	0.05	2.28	0.79	11.74	$\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{CuSi})_2$

在 Al-Cu 合金中, 针状  $\beta\text{-Fe}$  相与  $\alpha(\text{Al})$ 基体结合强度低, 易产生应力集中, 对力学性能危害最大, 其次是颗粒状或块状  $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\theta$ 相。针状  $\beta\text{-Fe}$  相在 WAAM 成形 Al-Cu 合金层间偏聚, 将减弱层间结合强度, 导致力学性能各向异性。

## 2.2 不同 Cu 含量丝材的 WAAM 组织

图 4 为不同 Cu 含量丝材 WAAM 成形试样 T6 热处理后的显微组织。5#样丝材 Cu 含量为 5.3%, 低于 548 °C 时 Cu 在  $\alpha(\text{Al})$ 中的最大固溶度 5.65%。因此, 经过 535~540 °C 高温固溶处理后, 沉积态的  $\alpha+\theta$ 共晶组织充分溶解, 残留  $\theta$ 相极少(图 4a、4b)。6#样丝材 Cu 含量为 6.4%, 超过了最大固溶度, 经固溶处理后, 残留有部分  $\theta$ 相颗粒, 如图 4c、4d 中的 P8、P9, 其 EDS 分析的 Cu/Al 质量比(P8: Cu/Al=49.95/50.05; P9: Cu/Al=49.38/50.62)接近  $\theta$ 相的 Cu/Al 质量比 53/47。通过图像分析, 6#样层间  $\theta$ 相占比为 1.97%, 比层内( $\theta$ 相占比为 1.37%)略多。5#、6#样因丝材中 Fe、Si 杂质含量很低(Fe: 0.06%; Si: 0.04%), 富 Fe 相形成受到显著抑制, 未能在图 4 中观察到。

## 2.3 不同杂质含量丝材的 WAAM 组织

图 5 为不同杂质含量丝材 WAAM 成形试样 T6 热处理后的显微组织, 对应的第二相面积计算结果如表 4 所示。1#~4#丝材中 Cu 含量为 6.0%~6.1%, 因 Cu 元素过量而生成的残余  $\theta$ 相理论值为 0.74%~0.95%, 低于图 5 中成形试样的第二相含量。这是因为丝材中含有 Fe、Si 杂质元素, 消耗了基体中的部分 Cu 元素, 形成了富 Fe 杂质相, 导致第二相含量增加。

对比 1#、2#、4#样, 在 Si 含量较低( $\omega(\text{Si}) < 0.08\%$ )时, 随着 Fe 含量降低, 成形组织中残余的第二相逐渐减少。1#样 Fe 含量最高, 长条状或短棒状富 Fe 相最多, 且层间富 Fe 相相比层内的更粗大、含量更多, 多数为  $\alpha\text{-Fe}$ 相; 2#样 Fe 含量显著降低, 第二相尺寸显著减小, 层内第二相为细小弥散的颗粒状, 而层间第二相略粗大; 4#样 Fe 含量进一步降低, 第二相含量降至最少, 有少量短棒状富 Fe 相, 且层间的略多于层内的。3#样 Fe 含量处于较高水平(0.17%), Si 含量

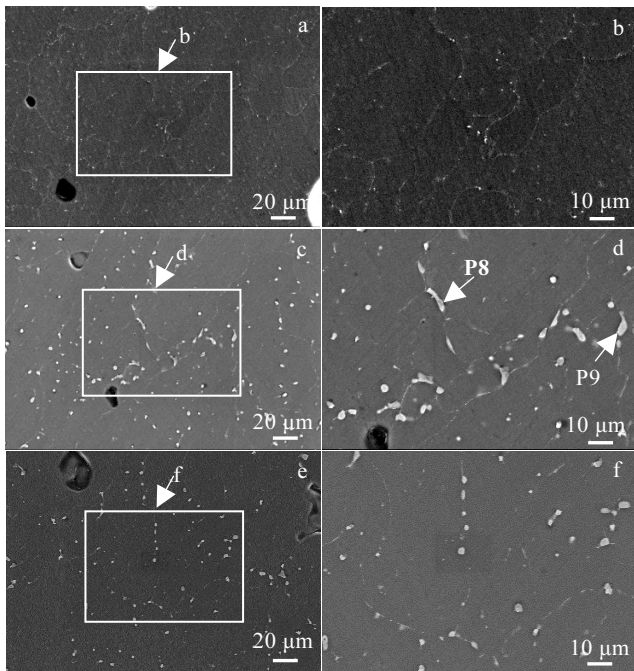


图 4 不同 Cu 含量丝材成形试样的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of the WAAM samples with different Cu contents: (a, b) 5# sample; (c, d) interlayer region of 6# sample; (e, f) intralayer region of 6# sample

增加至 0.20%，层间出现细长的针状  $\beta$ -Fe 相，层内第二相更弥散，有少量  $\beta$ -Fe 相。

在铸造 Al-Cu 合金中，研究表明：Fe 含量高 ( $\geq 0.15\%$ )，Si、Mn 含量低 ( $\leq 0.1\%$ )，且凝固时冷却速度慢时 ( $\sim 1\text{ }^\circ\text{C/s}$ )，易形成针状  $\beta$ -Fe 相；提高 Si、Mn 含量 ( $\geq 0.3\%$ ) 或提高凝固时冷却速度 ( $\geq 7.5\text{ }^\circ\text{C/s}$ ) 时，可以抑制针状  $\beta$ -Fe 相形成、促进  $\alpha$ -Fe 相形成<sup>[15]</sup>。1# 丝材 Fe 含量高 (0.24%)、Si 含量低 (0.07%)，但 WAAM 试样中没有大量形成针状  $\beta$ -Fe 相，可能是因为 WAAM 成形时冷却速度快 (达  $20\text{ }^\circ\text{C/s}$  以上)，针状  $\beta$ -Fe 相受到抑制。3# 丝中 Fe 含量较高 (0.17%)，Si 含量高达 0.2%，WAAM 成形试样中却出现较多的针状  $\beta$ -Fe 相，与铸造 Al-Cu 合金中针状  $\beta$ -Fe 相形成规律不符，这可能与 WAAM 较为特殊的小熔池凝固冶金特点有关，需要进一步深入研究。

#### 2.4 丝材成分对成形试样力学性能的影响

图 6 为不同成分丝材 WAAM 试样拉伸力学性能，可见垂直方向力学性能普遍低于水平方向的，不同试样之间垂直方向力学性能有显著差异，产生这种差异的原因将是本文讨论的重点。

对比 5# 与 6# 样，5# 样垂直方向平均抗拉强度和屈服强度分别为 385.0、243.3 MPa；6# 样垂直方向平均

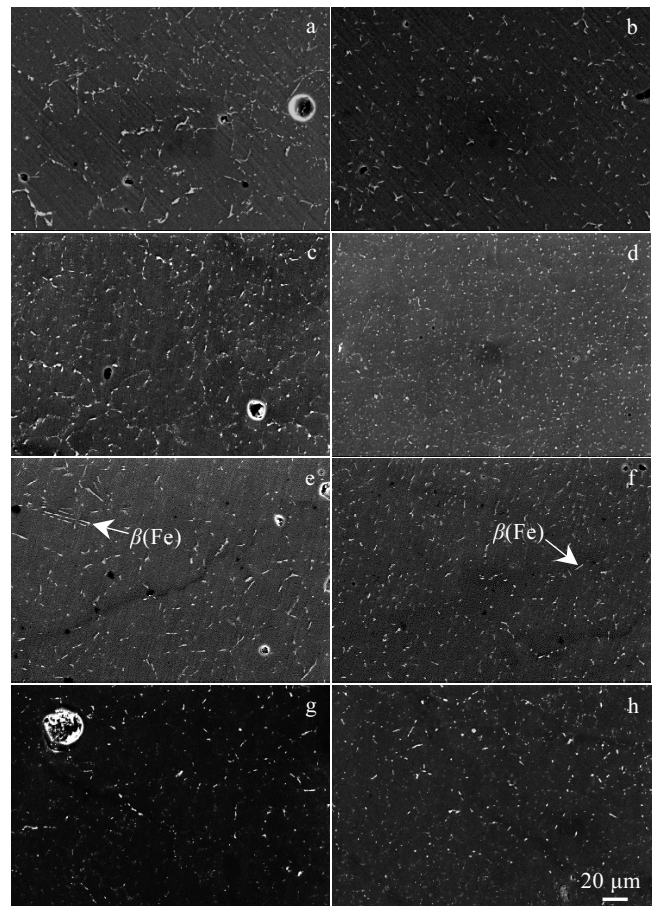


图 5 不同杂质含量丝材成形试样显微组织 SEM 照片

Fig.5 SEM images of the WAAM samples with different impurities contents: interlayer region of 1# (a), 2# (c), 3# (e), 4# (g) sample; intralayer region of 1# (b), 2# (d), 3# (f), 4# (h)

表 4 图 5 中第二相含量面积统计结果

Sample	1#	2#	3#	4#
Fe/Si content ( $\omega/\%$ )	0.24/0.07	0.13/0.06	0.17/0.20	0.10/0.04
Second phases content in interlayer region/%	3.78	2.13	2.05	1.53
Second phases content in intralayer region/%	2.64	2.12	2.25	1.13

抗拉强度和屈服强度分别为 422.3、272.3 MPa，相比 5# 样提高了约 30 MPa，断后伸长率未降低，仍保持在 15% 左右。图 7 为对应的垂直方向拉伸试样断口形貌，呈韧性断裂特征。5# 样因显微组织中残余  $\theta$  相少且细小，韧窝较细密；6# 样残余  $\theta$  相多，其断口韧窝底部有较多颗粒状  $\theta$  相 (图 7b 箭头所指位置)，但

因残余  $\theta$  相分布较均匀, 未对塑性产生不良影响。6# 样力学性能提高的原因是其丝材中 Cu 含量较高,  $\alpha(\text{Al})$  基体中能固溶更多的 Cu 元素, 在时效过程中有更多的  $\theta''$  或  $\theta'$  强化相析出; 而 5# 样 Cu 含量低于最大固溶度,  $\alpha(\text{Al})$  基体中 Cu 含量不足, 其时效强化效果不如 6#。

对比 1#~4#, 各向力学性能有显著差异。1# 样无各向异性, 水平方向与垂直方向平均抗拉强度 426.5 MPa, 断后伸长率较高, 2 个方向均能达到 13% 以上, 但屈服强度较低, 仅达到 253~265 MPa。2#、3# 样屈服强度提高至 300 MPa 左右, 抗拉强度和断后伸长率有较高的各向异性。2# 样垂直方向抗拉强度、断后伸长率比水平方向的分别低 8.4%、48.3%。3# 样各向异性最为突出, 与水平方向相比, 垂直方向抗拉强度低 19.5%, 断后伸长率低 69.2%。4# 样无显著各向异性, 综合性能最优, 平均抗拉强度、屈服强度、断后伸长率分别超过 440 MPa、300 MPa、10%。1#~4# 试样垂直方向塑性差异较大, 其对应的断口形貌与 5#~6# 不同, 如图 8 所示。1# 样断口韧窝较大 (图 8a、8b), 局部可观察到细小的脆性第二相 (箭头所指区域), 塑性较优。3# 样断口表面 (图 8e、8f) 有较多的脆性相 (箭头所指区域), 韧窝较少, 表现出较差的塑性。2#、4# 样断口上细小韧窝较多 (图 8c、8d 与图 8g、8h), 塑性相对 3# 较优。

导致上述力学性能差异的原因与 Fe、Si 杂质元素含量有关。3# 样 Fe、Si 杂质含量较高, 层间针状  $\beta\text{-Fe}$  相细长且含量较高, 垂直方向拉伸过程时因脆性相与基体变形不协调, 更易萌生裂纹, 并沿层间扩展, 导致过早断裂, 断后伸长率和抗拉强度较低。1# 样 Si 杂质含量降低, 但 Fe 杂质含量高, 残余  $\alpha\text{-Fe}$  相含量最多, 消耗了基体中的 Cu 和 Mn 元素, 从而导致时效后基体中强化相减少, 屈服强度较低, 但对力学性能有害的针状  $\beta\text{-Fe}$  相较少, 因此断后伸长率并不低。2# 样 Fe 杂质含量降低, 层间残余  $\theta$  相、富 Fe 相减少, 基体中的 Cu 和 Mn 元素含量提高, 时效强化效果增强, 因此屈服强度提高。4# 样 Fe、Si 杂质含量进一步降低, 层间残余  $\theta$  相、富 Fe 相降至最少, 塑性提高, 断后伸长率达到 10.2%, 垂直方向平均抗拉强度最高, 达到 442.3 MPa。

对比 4# 与 6#, 两者杂质含量均较低, 但 6# 丝材中缺少 Mn 元素, 而 Mn 在  $\alpha(\text{Al})$  有一定的固溶强化作用, 因此其屈服强度低于 4#。

综上, 为获得较优的组织与力学性能, 用于 WAAM 成形的 Al-Cu 合金丝材中, 应严格控制 Fe、Si 杂质含量以减少富 Fe 杂质相的形成, 其中

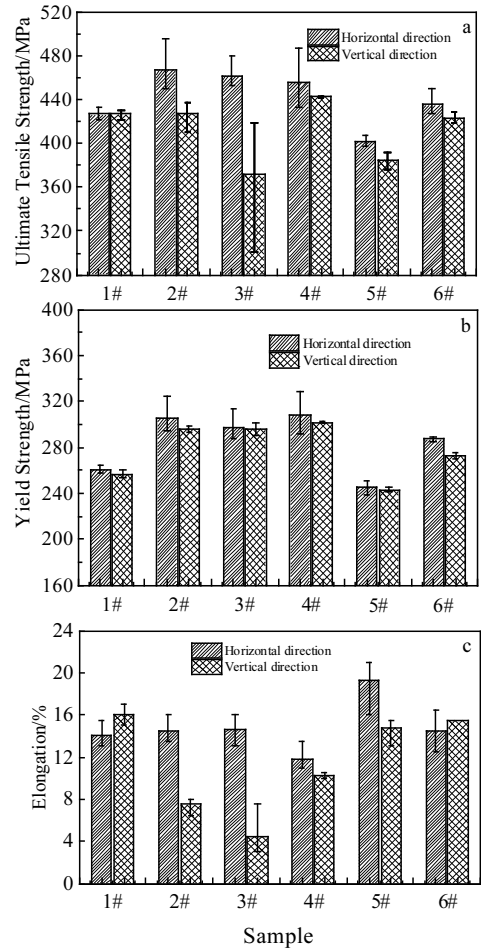


图 6 不同成分丝材 WAAM 试样拉伸力学性能

Fig.6 Tensile properties of the WAAM samples using different wires: (a) ultimate tensile strength, (b) yield strength, and (c) elongation

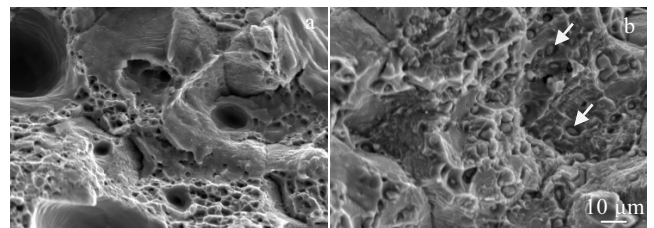


图 7 不同 Cu 含量 WAAM 试样垂直方向拉伸断口形貌

Fig.7 Vertical tensile fracture morphologies of the WAAM samples with different Cu contents: (a) 5# sample and (b) 6# sample

Si 少于 0.08%, Fe 少于 0.15%, 并保持适中的 Cu 含量 (5.8%~6.5%), 以减少残余  $\theta$  相, 并使时效强化效果达到最优。

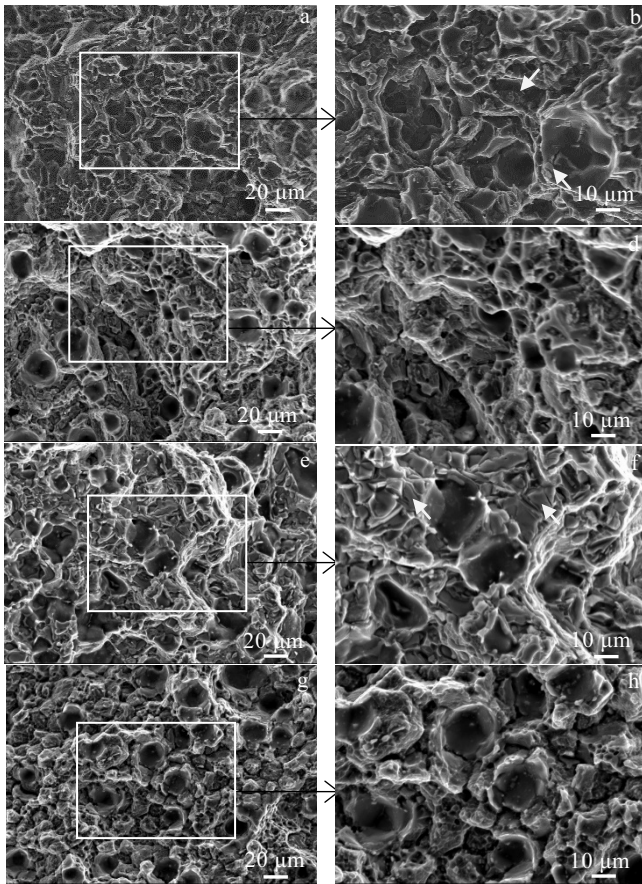


图 8 不同杂质含量 WAAM 试样的垂直方向拉伸断口形貌  
Fig.8 Vertical tensile fracture morphologies of the WAAM samples with different impurity contents: (a, b) 1# sample, (c, d) 2# sample, (e, f) 3# sample, and (g, h) 4# sample

### 3 结 论

1) Cu 含量低于最大固溶度时 (5.65%), 残余  $\theta$  相少, 但时效强化缺乏充足的 Cu 原子, 成形试样屈服强度显著降低; Cu 含量适中 (5.8%~6.5%), 成形组织中残余少量  $\theta$  相 ( $Al_2Cu$ ), 时效强化充分, 强度提高。

2) 在 Cu 含量适中, Si 含量较低 ( $\omega(Si)<0.08\%$ ) 时, 随着 Fe 含量增加, 更多 Cu 原子被消耗形成  $\alpha(Fe)$  相, 基体中 Cu 含量降低, 时效后强化相减少, 导致成形试样屈服强度降低; Si、Fe 含量较高时 ( $>0.15\%$ ), 成形试样层间形成的针状  $\beta(Fe)$  相, 导致垂直方向塑性显著降低。

3) 严格控制丝材中 Fe、Si 杂质含量 ( $Si<0.08\%$ ,  $Fe<0.15\%$ ), 并保持适中 Cu 含量 (5.8%~6.5%), 可使 WAAM 成形试样无明显各向异性, 平均抗拉强度、屈服强度、断后伸长率分别超过 440 MPa、300 MPa、10%。

### 参考文献 References

[1] Li Quan(李 权), Wang Fude(王福德), Wang Guoqing(王国庆) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2018, 61(3): 74

[2] Williams S W, Martina F, Addison A C et al. *Materials Science and Technology*[J], 2016, 32(7): 641

[3] Gu J L, Ding J L, Williams S W et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 230: 26

[4] Gu J L, Ding J L, Williams S W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 18

[5] Bai J Y, Yang C L, Lin S B et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 86 (1-4): 479

[6] Bai J Y, Fan C L, Lin S B et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26(4): 1808

[7] Li Quan(李 权), Wang Guoqing(王国庆), Luo Zhiwei(罗志伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2020, 49(11): 3968

[8] Liu K, Cao X, Chen X G. *Journal of Materials Science*[J], 2012, 47(10): 4290

[9] Liu K, Cao X, Chen X G. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(7): 2004

[10] Kamguo K H, Larouche D, Bournane M et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41(11): 2844

[11] Liu K, Cao X, Chen X G. *TMS Light Metals*[J], 2016, 2013: 311

[12] Mao X C, Yi Y P, He H L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 781: 139 226

[13] Xu Daofen(徐道芬), Chen Kanghua(陈康华), Chen Yunqiang(陈运强) et al. *Journal of Hunan University, Nature Science*(湖南大学学报, 自然科学版)[J], 2020, 47(6): 116

[14] Xing Jun(邢 军), Chen Kanghua(陈康华), Chen Songyi(陈送义) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2017, 37(3): 1

[15] Liu K, Cao X, Chen X G. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2012, 43(6): 1231

## Influence of Wire Composition on the Microstructure and Mechanical Properties of WAAM Al-Cu Aluminum Alloy

Li Quan<sup>1</sup>, Wang Guoqing<sup>2</sup>, Dong Mingye<sup>3</sup>, Feng Chen<sup>1</sup>, Luo Zhiwei<sup>1</sup>, Zhou Qingjun<sup>1</sup>, Wang Fude<sup>1</sup>

(1. Capital Aerospace Machinery Corporation Limited, Beijing 100076, China)

(2. China Aerospace Science and Technology Corporation, Beijing 100048, China)

(3. Tsinghua University, Beijing 100084, China)

**Abstract:** The influence of wire composition with different Cu, Fe and Si contents on the microstructures and mechanical properties of heat-treated wire and arc additive manufactured (WAAM) single-walls was studied. It is found that the yields strength of WAAM samples is low when the Cu content (5.3wt%) in wire is insufficient. When the Cu content in wire slightly exceeds the maximum solid solubility of Cu (5.65wt%) in  $\alpha(\text{Al})$ , the yield strength of WAAM samples increases without deteriorating the plasticity although there are some residual  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  phases. When the wire has appropriate Cu content (5.8wt%~6.5wt%) with low Si content (<0.08wt%), the yield strength of WAAM samples decreases with the increasing of Fe content due to the reduced amount of strengthening phases and increased amount of  $\theta$  phases and  $\alpha(\text{Fe})$  compounds. When the wire has appropriate Cu content with high Fe and Si content (>0.15wt%), the plasticity in vertical direction of WAAM samples deteriorates due to the existing of acicular  $\beta(\text{Fe})$  compounds in the interlayer region of the samples. Using the wire with low impurities content (Si<0.08wt%, Fe<0.15wt%) and appropriate Cu content (5.8wt%~6.5wt%), the WAAM samples possess the excellent mechanical properties with average tensile strength, yield strength and elongation after fracture exceeding 440 MPa, 300 MPa and 10%, respectively.

**Key words:** Al-Cu aluminum alloy; wire and arc additive manufacturing; impurity elements; inhomogeneous mechanical properties

---

Corresponding author: Li Quan, Ph. D., Senior Engineer, Capital Aerospace Machinery Corporation Limited, Beijing 100076, P. R. China, Tel: 0086-10-88530534, Email: liquan\_211@aliyun.com