2219 铝合金电弧增材制造组织及力学性能的非均匀性

李　权[1]，王国庆[2]，罗志伟[1]，冯　晨[1]，张睿泽[1]，宋　全[1]，虞　波[1]，王福德[1]

(1. 首都航天机械有限公司，北京 100076)

(2. 中国航天科技集团公司，北京 100048)

摘　要：采用基于 CMT 工艺的电弧增材制造(WAAM)技术成形了 2219 铝合金单壁墙试样，并研究了沉积态、固溶态、固溶+时效态的显微组织与力学性能。结果表明，显微气孔、$\theta(Al_2Cu)$及富 Fe 脆性相在层间密集分布形成薄弱带，是导致水平方向和垂直方向力学性能各向异性的原因。垂直方向拉伸时，微裂纹易于在层间形成，塑性较差、抗拉强度较低。为提高 WAAM 成形的 2219 铝合金垂直方向力学性能，需尽可能降低丝材中的 Fe、Si 杂质含量。

关键词：2219 铝合金；电弧增材；各向异性；脆性相

中图法分类号：TG146.21　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1002-185X(2020)11-3969-08

航天航空产品具有小批量、多品种的特点，特别适合增材制造技术的应用[1]。电弧熔丝增材制造（wire and arc additive manufacture，WAAM）是以电弧为热源熔化丝材，在程序控制下逐层沉积、直接制造出金属毛坯的增材制造方法。WAAM 技术具有设备成本低、沉积效率高等优点，被欧洲航天局称为是一种低能耗、可持续的绿色环保制造技术。20 世纪 90 年代中期，英国著名航空发动机公司罗尔斯-罗伊斯（Rolls-Royce）与克兰菲尔德大学（Cranfield University）合作开展高温合金的 WAAM 技术研究，并成功地将其应用到了飞机发动机高温合金机匣的生产和制造[2,3]。

2219 铝合金在-250~250 ℃具有优异的力学性能，在航天领域广泛应用，是运载火箭箭体结构的主要材料[4]。2219 铝合金焊接性好，适合用于 WAAM 成形大型航天铝合金构件。目前，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（Cranfield University）的 Gu 等人[5,6]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。从保强[7,8]等采用奥地利 Fronious 公司生产的 CMT Advanced 4000R 焊接电源开展了 WAAM 成形 2219 铝合金的研究，发现 Adv CMT+P 模式气孔含量最少。哈尔滨工业大学的 Bai 等人[9]研究了基于 TIG 电弧 WAAM 成形的 2219 铝合金组织及力学性能，对比了沉积态与热处态的气孔分布、θ 相形态。其沉积态水平方向与垂直方向力学性能相差不大，各向异性不显著。而时效态有显著的各向异性，认为层间带状分布的气孔是导致拉伸力学性能各向异性的原因[10]。

CMT 热输入低、沉积效率更高，其丝材熔化凝固过程不同于 TIG。本研究采用基于 CMT 工艺的电弧熔丝增材制造技术成形了 2219 铝合单壁墙，主要针对 2219 铝合金电弧熔丝增材制造的组织及力学性能非均匀性开展研究，对比分析沉积态、固溶态、固溶+时效态试样中的气孔、θ 相、富 Fe 相的分布与形态特点，及其对水平方向和垂直方向拉伸力学性能的影响。

1　实　验

试验采用电弧增材制造(WAAM)系统，主要由安川 Motoman HP20 机器人、福尼斯 CMT Advanced 4000R 焊接电源、VR 7000 送丝机等组成。通过在机器人示教盒上离线编写路径程序，自动控制焊枪和焊接电源，逐层熔化焊丝堆积成形出所设计的零件。

采用直径 1.2 mm 的市售 2319 焊丝成形尺寸为 300 mm×200 mm×10 mm 的单壁墙试样。焊丝化学成分如表 1 所示，主要合金元素含量与 2219 铝合金一致，仅增加了 Ti 含量，用于细化晶粒。成形工艺参数如表 2 所示，第 1 层采用 CMT+P 熔滴过渡模式，第 2 层以后采用 Adv CMT+P 熔滴过渡模式。单壁墙试样

收稿日期：2019-11-08

基金项目：科技部重点研发计划（2018YFB1106305）；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

底部靠近基板，熔池冷却速度快、铺展性较差，采用较高的送丝速率以保证沉积宽度。随着沉积层数的增加逐层减少送丝速度及脉冲数（EP/EN 值）。第 9 层以后成形参数稳定不变。成形的单壁墙试样如图 1 所示。

成形完后，切取 3 个 20 mm×20 mm 的方块试样（取样位置如图 1 所示），其中 1 个用于制备沉积态金相，另外 2 个作为热处理随炉试样，分别用于制备固溶态、固溶+时效态金相试样。热处理制度如图 2 所示，依次进行去应力退火（415 ℃/2.5 h）、固溶淬火处理（535 ℃/10 h，水淬）、时效处理（190 ℃/5 h，空冷）。

采用蔡司 Axio Observer Elm 光镜观察横截面金相组织，日立 S-3700 扫描电镜观察显微组织，牛津能谱仪分析相成分。单壁墙试样经固溶+时效热处理后，取水平和垂直 2 个方向的矩形拉伸试样测试力学性能，取样位置如图 1 所示，拉伸试样尺寸如图 3 所示。在电子万能试验机上按 GB/T228.1-2010 进行拉伸试验，并采用扫描电镜观察断口形貌。

表 1　2319 焊丝化学成分

Table 1　Chemical composition of 2319 wire (ω/%)

Elements	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Mg	Zr
Test	0.20	0.17	5.98	0.23	0.01	0.12	0.01	0.11
Standard	≤0.20	≤0.30	5.8~6.8	0.2~0.4	≤0.1	0.1~0.2	≤0.02	0.10~0.25

表 2　单壁墙成形工艺参数

Table 2　WAAM parameters of single wall

Layer	Mode	V_f/ m·min^{-1}	V_t/ mm·s^{-1}	EP/EN	T_{layer}/s
1	CMT+P	7.0	7	-	-
2	Adv CMT+P	11.0	7	5.0	20
3	Adv CMT+P	10.0	7	5.0	20
4	Adv CMT+P	9.0	7	5.0	20
5	Adv CMT+P	8.0	7	5.0	20
6	Adv CMT+P	7.5	7	5.0	20
7	Adv CMT+P	7.5	7	4.0	20
8	Adv CMT+P	7.5	7	3.0	20
≥9	Adv CMT+P	7.5	7	2.0	20

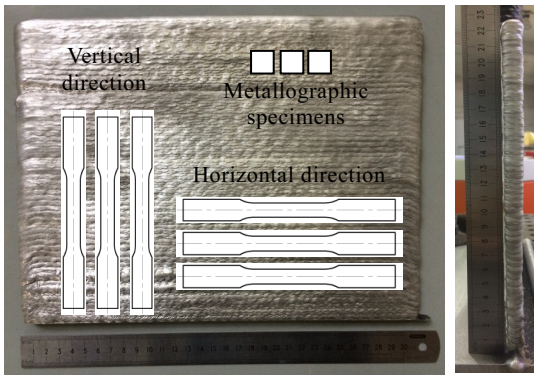

图 1　单壁墙试样实物照片及取样位置

Fig.1　Photo of WAAM sample, and the positions of metallographic specimens and tensile specimens

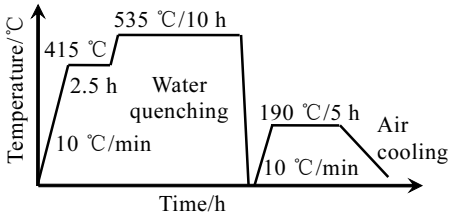

图 2　WAAM 成形的 2219 铝合金热处理制度

Fig.2　Heat treatment schedule of WAAM 2219 aluminum alloy

2　结果与讨论

2.1　典型成形组织

2.1.1　沉积态组织

图 4 为沉积态光学显微组织。沉积态主要为等轴树枝晶组织，基体为 α(Al)，枝晶间为 α(Al)+θ(Al_2Cu)共晶，共晶多为连续网状，即图 4c、4f 中的灰色相。共晶体中伴随有富 Fe 杂质相，有 2 种形态，即块状 α(Fe):$Al_{15}(FeMn)_3(CuSi)_2$ 和针状 β(Fe):Al_7Cu_2Fe，呈黑色。在层间微气孔较密集区域，共晶分布不均匀，局部有较粗大的共晶体（图 4b、4c），富 Fe 杂质相较多。层内共晶较均匀（图 4e、4f），富 Fe 杂质相较少。

图 5 为沉积态 SEM 显微组织照片。表 3 为图 5 中不同位置的 EDS 检测结果。在层间粗大的共晶体内，如 C1、C2，检测出含 Fe、Si 的杂质相。层内共晶体 C5、C6，仅检测出了 Al、Cu 元素，其 Cu 含量接近共晶体 Cu 含量（33.2%）。因 Cu 元素在枝晶间偏析，故沉积态 α(Al)基体 Cu 含量为 3%左右。

2.1.2　固溶态组织

图 6 为固溶态光学显微组织。固溶过程中，α(Al)+θ(Al_2Cu)共晶体发生溶解。因丝材中 Cu 含量为 5.98%（表 1），超过了 Cu 在 α(Al)中最大固溶度 5.65%

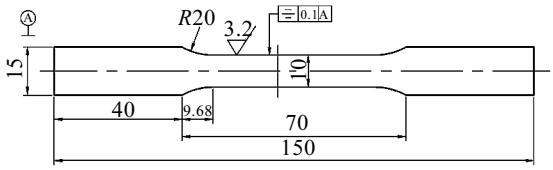

图 3　拉伸试样尺寸

Fig.3　Dimensions of tensile specimen

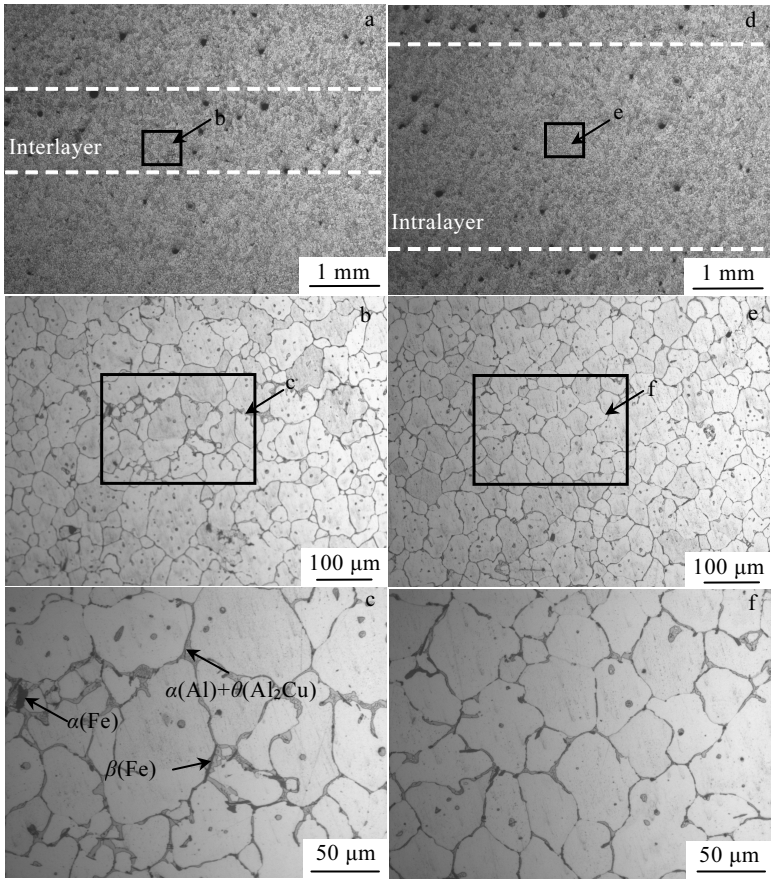

图 4　沉积态组织光学显微镜照片

Fig.4　OM images of the deposited sample: (a~c) the interlayer and (d~f) the intralayer

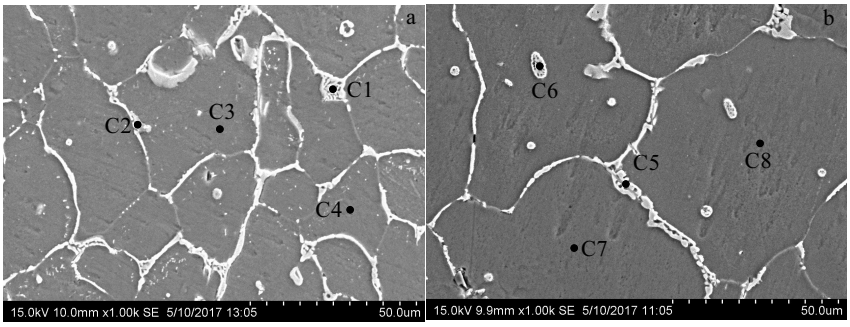

图 5　沉积态组织 SEM 照片

Fig.5　SEM images of deposited sample: (a) the interlayer and (b) the intralayer

(质量分数)，固溶过程中一部分 Cu 元素扩散进入 α(Al)基体，剩余 Cu 元素以 $\theta(Al_2Cu)$相形式残留在基体中。固溶后的显微组织中第二相分布呈现出不均匀的特点。层间微气孔较密集区（图 6b、6c），分布有较大颗粒的 $\theta(Al_2Cu)$相（灰色），以及富 Fe 条状杂质相（黑色）；层内 $\theta(Al_2Cu)$相残留较少，多数为富含 Fe、Mn 的条状杂质相（图 6e、6f）。

图 7 为固溶态 SEM 显微组织。表 4 为图 7 中不同位置的 EDS 结果。图 7 中 G1、G4 即为 $\theta(Al_2Cu)$相，其 Cu 含量接近 θ 相的理论 Cu 含量 53%。G5、G6 为富 Fe 杂质相。因共晶体的溶解，α(Al)基体中的 Cu 含量显著增加，为 5.5%~6.0%，相比于沉积态增加了 2.5%~3.0%。

2.1.3　时效态组织

相比固溶态，固溶+时效态组织中会有强化相 θ' 析出，尺寸为几十~几百纳米，在光镜和扫描电镜下

较难直接观察到。图 8 为固溶+时效态光学显微镜组织。观察低倍组织照片（图 8a、8d），层间密集显微气孔呈显著层带状分布。与固溶态一样，层间断续分布有较大颗粒的 $\theta(Al_2Cu)$相（灰色），以及富 Fe 条状杂质相（黑色）；层内有细小的 $\theta(Al_2Cu)$残留相，多数为富 Fe 条状杂质相（图 8e、8f）。图 9 为时效态组织 SEM 照片。可见残余 $\theta(Al_2Cu)$相、富 Fe 相呈层带分布。

表 3　图 5 中不同位置沉积态组织能谱检测结果

Table 3　EDS analysis of different positions in Fig.5 (ω/%)

Position	C1	C2	C3	C4	C5	C6	C7	C8
Al	31.70	52.00	98.63	97.09	70.07	87.56	96.72	97.31
Cu	60.98	47.29	1.37	2.91	29.93	12.44	3.28	2.69
Fe	1.67	-	-	-	-	-	-	-
Mn	5.66	-	-	-	-	-	-	-
Si	-	0.71	-	-	-	-	-	-

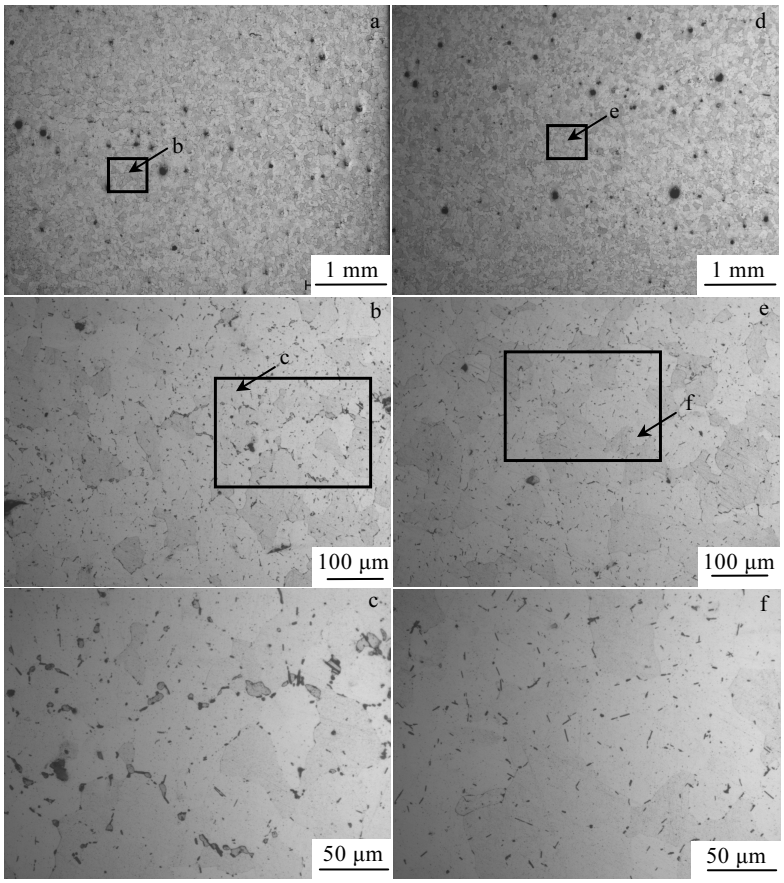

图 6　固溶态组织光学显微镜照片

Fig.6　OM images of the solid solution sample: (a~c) the interlayer and (d~f) the intralayer

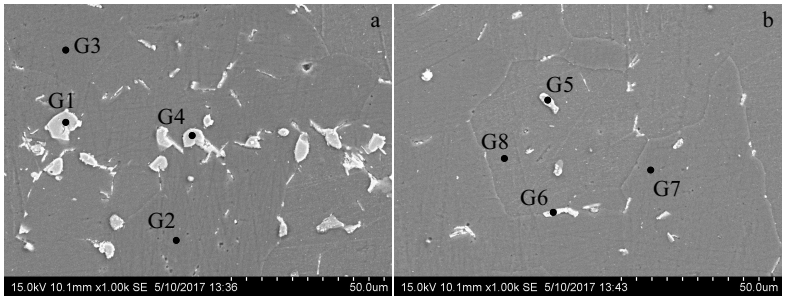

图 7　固溶态组织 SEM 照片

Fig.7　SEM images of the solid solution sample: (a) the interlayer and (b) the intralayer

表 4　图 7 中不同位置固溶态组织能谱检测结果

Table 4　EDS analysis results of different positions in Fig.7 (ω/%)

Position	G1	G2	G3	G4	G5	G6	G7	G8
Al	50.65	94.46	94.41	50.75	64.38	57.07	94.13	93.97
Cu	49.35	5.54	5.59	49.25	26.53	39.27	5.87	6.03
Fe	-	-	-	-	7.79	3.66	-	-
Mn	-	-	-	-	1.30	-	-	-

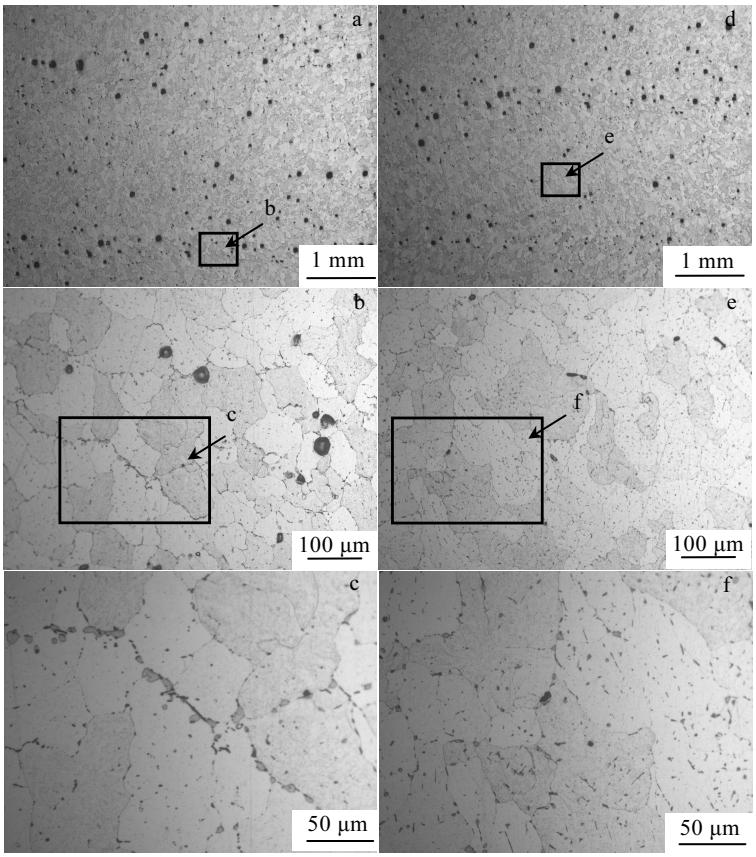

图 8　固溶+时效态组织光学显微镜照片

Fig.8　OM images of the solid solution+ artificial aged sample: (a~c) the interlayer and (d~f) the intralayer

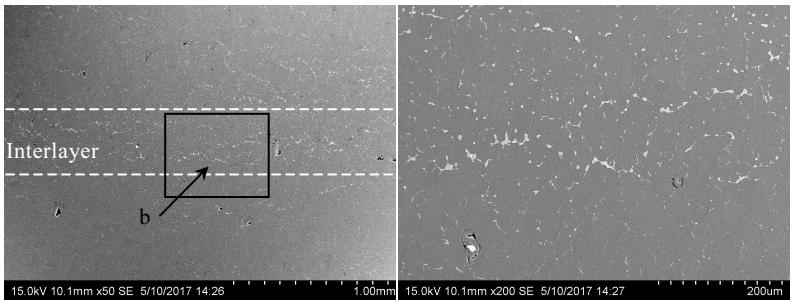

图 9　固溶+时效态组织 SEM 照片

Fig.9　SEM images of the solid solution + artificial aged sample

2.2　组织不均匀性对力学性能的影响

图 10 为单壁墙试样不同热处理状态的水平方向和垂直方向的拉伸力学性能。由于试样内部组织不均匀，力学性能呈现不同程度的各向异性。沉积态略有各向异性，水平方向抗拉强度 257.8 MPa，断后伸长率 10.6%；垂直方向抗拉强度 231.3 MPa，断后伸长率 6.5%。固溶处理后，各向异性水平进一步提高，水平方向抗拉强度 352.3 MPa，断后伸长率 11.5%；垂直方

向抗拉强度 255.0 MPa，断后伸长率 6.5%。固溶+时效处理后，各向异性水平与固溶态相差不大，水平方向抗拉强 415 MPa，断后伸长率 7.7%；垂直方向抗拉强度 334MPa 断后伸长率 3.5%。上述非均匀组织对力学性能的影响发生在屈服阶段，因此 3 个状态的屈服强度没有明显各向异性。拉伸进入屈服阶段后，因垂直方向塑性差，试样很快发生断裂，导致抗拉强度较低。

图 11 为固溶+时效态不同方向拉伸断口低倍 SEM 照片。可见垂直方向拉伸时，试样断在层间气孔密集区，断口表面的气孔数量明显多于水平方向拉伸时的。图 12 为不同方向拉伸断口高倍 SEM 照片。水平方向拉伸时，撕裂棱多于垂直方向的，脆性断裂区明显少于垂直方向的。根据断口表面脆性断裂区的能谱检测结果（表 5），脆性断裂区域主要为 $\theta(Al_2Cu)$相和富 Fe 脆性相。

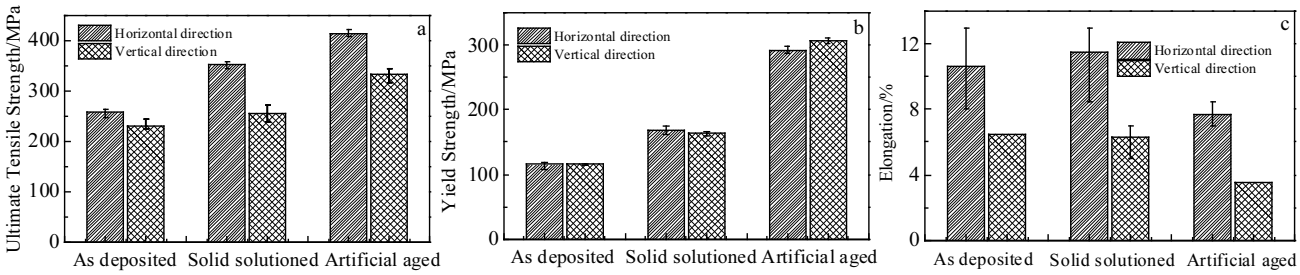

图 10　不同热处理状态试样的拉伸力学性能

Fig.10　Ultimate tensile strength (a), yield strength (b), and elongation (c) of the samples in different tensile directions under different heat treatment states

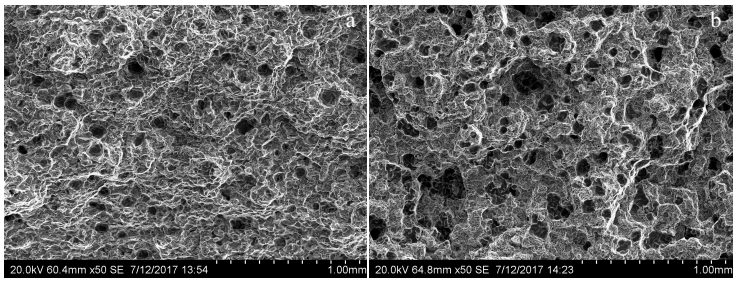

图 11　固溶+时效态拉伸断口低倍照片

Fig.11　Low magnified fracture morphologies of solid solution + artificial aged samples tensioned in horizontal direction (a) and vertical direction (b)

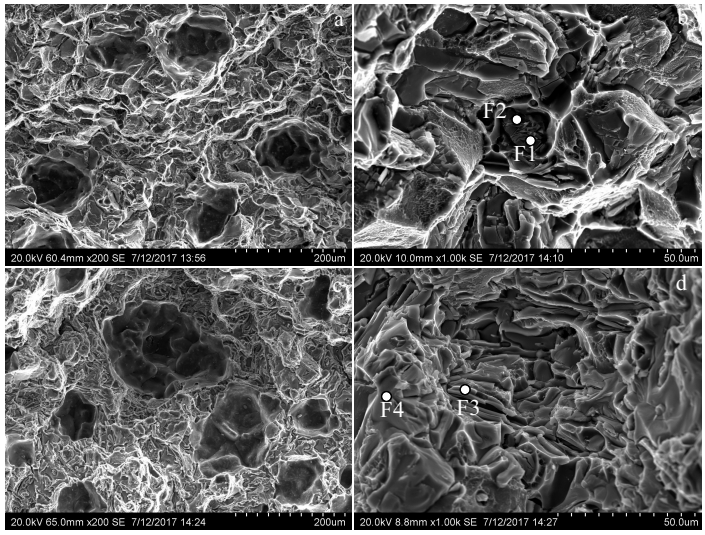

图 12　固溶+时效态不同方向的拉伸断口形貌

Fig.12　Fracture morphologies of solid solution + artificial aged samples tensioned in horizontal direction (a, b) and vertical direction (c, d)

表 5　图 12 中不同位置的断口 EDS 分析结果

Table 5　EDS analysis of different positions in Fig.12 (ω/%)

Position	F1	F2	F3	F4
Al	77.89	63.43	71.54	49.47
Cu	17.28	29.94	21.85	50.53
Fe	3.65	5.57	5.21	-
Mn	1.11	1.07	1.41	-

2.3　力学性能各向异性产生机制及控制方法

上述层间带状分布的微气孔、$\theta(Al_2Cu)$相、富 Fe 相与 WAAM 成形的凝固过程有关。WAAM 成形至 N 层时，因表层最后凝固，Cu、Fe、Si 等元素在近表层偏聚。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、$\alpha(Al)+\theta(Al_2Cu)$共晶。另外，第 N+1 层熔池底部是固液界面，易于气孔形核，因此微气孔数量较多。上述两方面原因，导致在沉积态组织中层间有较多的微气孔、富 Fe 杂质相、$\alpha(Al)+\theta(Al_2Cu)$共晶。固溶、时效后，富 Fe 杂质相、$\theta(Al_2Cu)$在层间残留较多。

图 13 为电弧增材 2219 铝合金力学性能各向异性示意图。显微气孔、$\theta(Al_2Cu)$及富 Fe 杂质相在层间的密集分布形成薄弱带，是导致固溶、固溶+时效态试样水平方向和竖直方向力学性能各向异性的原因。垂直方向拉伸时，薄弱带垂直于受力方向，进入屈服阶段后，微裂纹在薄弱带内 $\theta(Al_2Cu)$脆性相、富 Fe 脆性相中产生，快速聚合长大导致宏观断裂，因此塑性和抗拉强度均较低；水平方向拉伸时，薄弱带平行于受力方向，进入屈服阶段后，产生的微裂纹被层内塑性较好的区域隔离，扩展受到阻碍，延缓了宏观断裂过程，因此塑性和抗拉强度高于垂直方向拉伸时的。

为降低 WAAM 成形 2219 铝合金的各向异性，需严格控制 Fe、Si 杂质含量。研究表明，铸造 Al-Cu 合金中 Fe、Si 杂质含量过高，会形成较多富 Fe 相，尤其是针片状 β(Fe)相，会严重降低铸件的塑性和强度[11,12]。铸造 ZL205A 合金中，一般要求 Fe 含量≤0.15%，Si 含量≤0.06%。2319 丝材继承了 2219 牌号的标准要求，Fe 含量≤0.30%，Si 含量≤0.20%，成分范围过宽。这是因为 2219 铝合金是变形铝合金，富 Fe 杂质相经过热变形后能够破碎、均匀化，降低了其对力学性能的危害性。WAAM 成形的 2219 铝合金，一旦富 Fe 相在层间聚集，就很难通过热处理均匀化。因此，需尽可能减少丝材中的 Fe、Si 含量来减少层间富 Fe 相的聚集。此外，降低丝材中 Cu 含量，也有利于减少层间 $\theta(Al_2Cu)$相的残留，提高垂直方向力学性能。

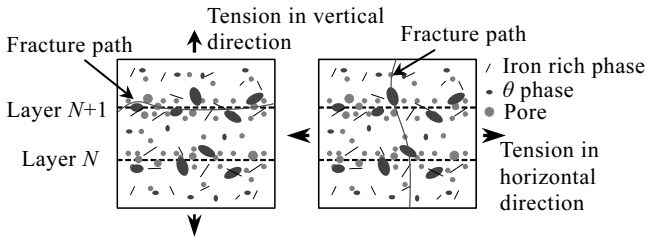

图 13　电弧增材 2219 铝合金力学性能各向异性示意图

Fig.13　Anisotropic mechanism for the mechanical properties of WAAM 2219 aluminum alloy

3　结　论

1）电弧增材 2219 铝合金层间和层内组织具有显著的不均匀性。在层间气孔较密集区域，$\alpha(Al)+\theta(Al_2Cu)$共晶分布不均匀，局部有较粗大的共晶，富 Fe 杂质相较多；层内共晶较均匀，富 Fe 杂质相较少。固溶、时效处理后，$\alpha(Al)+\theta(Al_2Cu)$共晶大部分溶解，层间残留较多 θ 相和富 Fe 杂质相，层内残留较少。

2）显微气孔、$\theta(Al_2Cu)$及富 Fe 杂质相在层间偏聚形成薄弱带，是导致固溶、固溶+时效态水平方向和竖直方向力学性能各向异性的原因。垂直方向拉伸时，微裂纹易于在层间形成，塑性较差、抗拉强度较低。

3）为提高 WAAM 成形的 2219 铝合金垂直方向力学性能，需尽可能降低丝材中的 Fe、Si 杂质含量，同时 Cu 含量不宜过高。

参考文献　　References

[1] Tian Zongjun(田宗军), Gu Dongdong(顾冬冬), Shen Lida(沈理达) *et al*. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2015, 58 (11): 38

[2] 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

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

[4] Yao Junshan(姚君山), Cai Yifei(蔡益飞), Li Chenggang(李程刚). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2007, 50(10): 36

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

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

[7] Cong B Q, Ding J L, Williams S W *et al*. *The International*

Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2015, 76(9-12): 1593

[8] Cong Baoqiang(从保强), Ding Jialuo(丁佳洛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(12): 3149

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

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

[11] Tseng C, Lee S, Wu T *et al*. *Materials Transactions JIM*[J], 2000, 41(10): 708

[12] Liu K, Cao X, Chen X G. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(5): 2498

Inhomogeneity of Microstructures and Mechanical Properties of 2219 Aluminum Alloy by WAAM

Li Quan[1], Wang Guoqing[2], Luo Zhiwei[1], Feng Chen[1], Zhang Ruize[1], Song Quan[1], Yu Bo[1], Wang Fude[1]

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

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

Abstract: Single wall specimens of 2219 aluminum alloy were built by wire and arc additive manufacturing (WAAM) technology using CMT welding process. The microstructure characteristics and mechanical properties in as-deposited state, solid solution state and artificial aging state were investigated. Results show that the weak strips with micro porosities, $\theta(Al_2Cu)$ phases and iron rich phases in the interlayer region result in the anisotropic mechanical properties of the WAAM specimens. When the specimens are tensioned in the vertical direction, cracks form easily in the interlayer region, and the tensile strength and plasticity deteriorate. In order to increase the mechanical properties of WAAM 2219 aluminum alloy in the vertical direction, the content of Fe and Si in the wire should be as low as possible.

Key words: 2219 aluminum alloy; wire and arc additive manufacturing; anisotropic mechanical properties; brittle phases

Corresponding author: Li Quan, Ph. D., Senior Engineer, Capital Aerospace Machinery Corporation Limited, Beijing 100076, P. R. China, Tel: 0086-10-88530534, E-mail: liquan_211@aliyun.com