

Er、Sc 微合金化对 WAAM Al-7Si-0.6Mg 合金组织与性能的影响

李承德¹, 王 帅¹, 任玲玲¹, 王 伟¹, 明 珠¹, 王振飙², 翟玉春²

(1. 中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波 315103)

(2. 抚顺东工冶金材料技术有限公司, 辽宁 抚顺 113200)

摘 要: 通过金相显微镜、扫描电子显微镜、室温及高温拉伸试验研究了 Er、Sc 微合金化对电弧增材制造 Al-7Si-0.6Mg 成形合金组织及性能的影响。结果表明, Er 的添加导致直接沉积态成形合金枝晶干变短、枝晶变细; Sc 的添加导致直接沉积态成形合金 α -Al 枝晶尺寸变短, 趋于等轴, 经过 T6 热处理后, 微观组织差异消除。Er、Sc 的添加提高了 200、250 °C 电弧增材制造 Al-7Si-0.6Mg 成形合金的高温性能稳定性, 且 Sc 的效果优于 Er。

关键词: 电弧增材制造; Al-7Si-0.6Mg 合金; 组织与性能; 高温力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)04-1380-10

Al-7Si-0.6Mg 合金 (A357, ZL114A) 是用途最广泛的铸造铝合金^[1-2], 在航空航天领域, 许多大型部件均在采用 Al-7Si-0.6Mg 合金整体铸件, 然而, 这些铝合金部件通常需要在短时高温环境下服役。Al-7Si-0.6Mg 合金时效过程析出起强化作用的细小 Mg_2Si 相在温度 185 °C 以上极不稳定, 短时间内迅速粗化, 而导致合金的强度迅速下降^[3]。为了保证结构整体刚强度, 通常在铝合金表面增加一层隔热涂层或在结构设计时增加壁厚或局部增加加强筋结构, 这些严重影响上述领域低成本、轻量化发展。在 Al-7Si-0.6Mg 合金中添加与 Al 形成高温稳定相的 Sc、Er 等合金元素^[4-5]及提高合金成形过程冷却速率^[6-8]是提高该类铝合金高温性能稳定性的有效手段。

电弧增材制造 (WAAM) 是一种以电弧为热源, 金属丝材为填充材料, 按照既定的路径逐层堆积成型三维零件的增材制造技术, 在大型薄壁壳体构件制造方面有着明显的优势^[9]。目前, 对铝合金电弧增材制造材料的研究越来越受到关注, 如从保强^[10]、顾江龙^[11]等利用 ER2319 和 ER5087 铝合金焊丝为原材料, 采用双丝增材制造工艺混配出 Al-Cu-Mg 合金成分, 并研究了堆积体的组织与性能。Wang 等^[12-13]在 ZL205A 合金的基础上, 用 Sn 元素替代有毒的 Cd 元素, 并优化了 Sn 含量范围, WAAM Al-Cu-Sn 合金经过 T6 热处理后机械性能与 ZL205A 合金相比并未降低。Ren 等

^[14-15]研究了 Mg 含量对 WAAM Al-Mg 合金组织与成形的影响, 确定了最优的 Mg 含量 (6%), 在此基础上添加了 0.3%Sc (质量分数), 经过低温时效处理后合金的机械性能大幅提高, 抗拉强度和屈服强度分别达到了 411、279 MPa, 且消除了横纵向性能差异。在 WAAM Al-Si 合金研究方面, Haselhuhn 等人^[16]研究了 Mg、Sr、硼化钛及它们的组合对 4943 和 4047 合金的改性, 以适应 GMAW 3D 打印过程。

电弧增材制造过程是金属丝材在高温电弧的作用下重熔和凝固的过程, 重熔的金属冷却速度达到了数百摄氏度/秒, 前期研究发现电弧增材制造 Al-7Si-0.6Mg 合金具有良好的室温性能和高温性能稳定性^[17-18]。为进一步提高 WAAM Al-7Si-0.6Mg 合金的高温性能稳定性, 研究在原材料中添加 Er、Sc 元素, 考察对 WAAM 成形合金组织与性能的影响, 为扩展 WAAM Al-7Si-0.6Mg 的工程应用提供数据参考和设计依据, 具有重要的科学意义和工程应用价值。

1 实 验

实验原材料为抚顺东工冶金材料技术有限公司提供的直径为 $\phi 1.2$ mm 的 ER4220、ER4220+0.3Sc、ER4220+0.3Er 铝合金丝材, 基板选用 6061-O, 尺寸为 300 mm×150 mm×10 mm, 原材料及基板的化学成分见表 1, 丝材截面的微观组织如图 1 所示, 细小的

收稿日期: 2022-04-14

作者简介: 李承德, 男, 1984 年生, 博士, 助理研究员, 中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波 315103, 电话: 0574-87902506, E-mail: 15940599525@139.com

共晶硅颗粒均匀分布于 α -Al 基体中,添加 Er、Sc 的丝材共晶硅颗粒得到了细化;保护气体选用 99.999% 的高纯 Ar。

电弧增材制造系统由 Fronius CMT Advanced 4000R 电源和 ABB1410 机器人搭建而成,见图 2。选用 CMT+Plus 的电源工艺,采用单层双道的成形工艺制备 WAAM 成形合金,成形过程示意图如图 3 所示,工艺参数为:送丝速度 6.5 m/min、焊枪移动速度 10 mm/s、保护气体流量为 25 L/min,电流及电压由 CMT 电源自动匹配,分别为 120~130 A 和 20.4~21.4 V。

WAAM 成形试样的化学成分如表 2 所示。将 WAAM 成形试样进行 T6 热处理,热处理制度为 540 ℃/12 h, 175 ℃/4 h,利用水刀、带锯、线切割、

车床等工具在经过 T6 热处理的成形试样上截取拉伸试样,取样位置如图 4 所示,并加工成 $\Phi 6\text{ mm}\times 70\text{ mm}$ 的圆形比例(狗骨形)试样。

表 1 原材料及基板的化学成分

Table 1 Chemical composition of raw materials and substrate (wt%)							
Material	Si	Mg	Ti	Sr	Fe	Sc	Er
ER4220	7.01	0.67	0.114	0.026	0.103	-	-
ER4220+Er	6.98	0.66	0.112	0.028	0.105	-	0.263
ER4220+Sc	6.94	0.65	0.116	0.028	0.112	0.272	-
6061-O	0.62	1.03	-	-	0.132	-	-

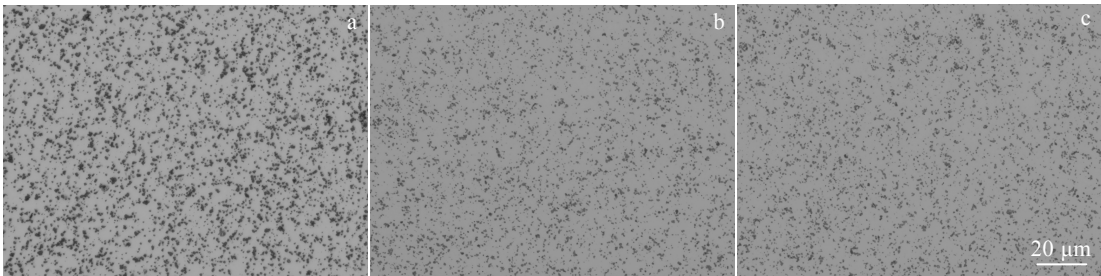


图 1 原材料丝材的微观组织

Fig.1 Microstructures of raw material wire: (a) ER4220, (b) ER4220+0.3Er, and (c) ER4220+0.3Sc

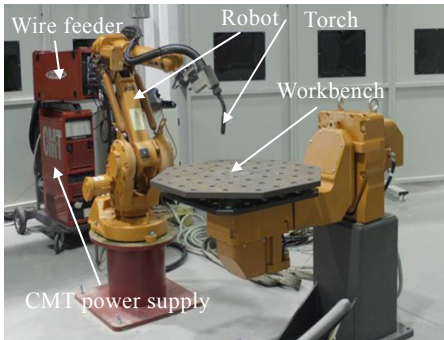


图 2 WAAM 增材制造系统

Fig.2 WAAM system

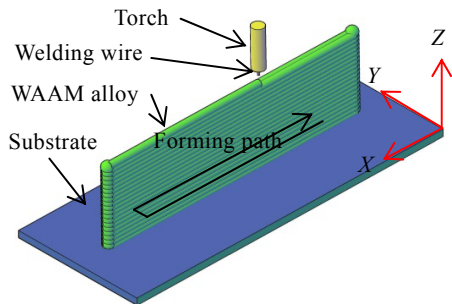


图 3 成形过程示意图

Fig.3 Schematic of WAAM process

表 2 WAAM Al-7Si-0.6Mg 合金的化学成分

Table 2 Chemical composition of WAAM Al-7Si-0.6Mg (wt%)							
Alloy	Si	Mg	Ti	Sr	Fe	Sc	Er
ER4220 (alloy A)	6.95	0.60	0.107	0.028	0.110	-	-
ER4220+Er (alloy E)	6.94	0.61	0.109	0.027	0.112	-	0.258
ER4220+Sc (alloy S)	6.91	0.59	0.112	0.025	0.117	0.274	-

力学试样每组取 3 个平行试样,利用万能试验机(WDW-30)进行室温拉伸性能测试;利用电液伺服试验机(Instron 8872)分别测试 WAAM 成形合金在 100、150、200、250 ℃ 的高温性能,试样随炉升温,到温后保温 30 min 后进行拉伸试验。在残余试样夹持端截取金相试样,利用 Axio Imager A2m 型金相显微镜观察微观组织;利用 HitachiS-4800 型号扫描电子显微镜观察拉伸试样断口形貌及微观组织并进行能谱分析;利用 XRD (Rigaku D/max 2500/PC) 分析直接堆积成形合金的物相组成;利用 EPMA-1720H 型号电子探针进行显微结构观察和波长色散谱仪(WDS)进行显微结构成分分析。

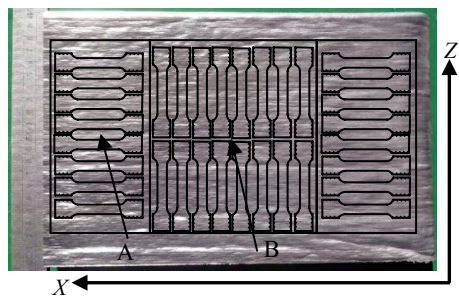


图 4 WAAM 成形合金及取样位置

Fig.4 WAAM alloy and schematic diagram of sampling position

2 结果与讨论

2.1 Er、Sc 对 WAAM Al-7Si-0.6Mg 合金组织的影响

2.1.1 直接沉积态组织

图 5 为直接沉积态 WAAM 成形合金横向 (X 向) 的金相组织, 可以看出, 与对比试样相比, 添加 Er、Sc 使得 α -Al 的尺寸和形貌发生了变化。添加 Er 的合金中初生的 α -Al 晶粒枝干缩短, α -Al 枝晶变细, 如图 5b 所示; 添加 Sc 的合金 α -Al 枝晶有等轴的趋势, 如图 5c 所示。图 6 为直接沉积态 WAAM 成形合金纵向

(Z 向) 的金相组织, 可以观察到铸态区 (ACZ) 和热影响区 (HAZ) 的分层结构。铸态区 α -Al 枝晶生长具有方向性 (沿高度方向生长), 添加 Er 后, α -Al 枝晶变细、变短, 如图 6b 所示; 添加 Sc 后, α -Al 枝晶的长度明显减小。观察合金中的杂质 Fe 相发现, 添加 Er 后 WAAM 成形合金中的 Fe 相由细小针状变成了块状 (图 7b), 结合 XRD 分析结果 (图 8), 可知该相为 π -Fe 相 ($\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$); 添加 Sc 的合金中 Fe 变成了短棒状 (图 7c), 图 9 为该合金直接沉积态的 EPMA 像, 表 3 显示了含 Sc 富 Fe 相的 WDS 分析结果。结果表明, 该相组成为 $\text{Al}_{69.57}\text{Si}_{6.20}\text{Fe}_2\text{Mg}_{3.88}\text{Sc}_{1.15}$, 根据 Si、Fe、Mg、Sc 原子比及结合 Tzeng^[19] 研究, 确定该相为含 Sc 的 Fe 相 ($\text{Al}_{12}\text{Si}_6\text{Fe}_2(\text{Mg}, \text{Sc})_5$)。

图 10a 是含 Er 的 WAAM 成形合金 (E 合金) 的 SEM 像, 在共晶区明显观察到大量的亮白色块状析出物。对其进行 EDS 分析可知, 该块状析出物为含 Er 相。结合 XRD 分析结果 (图 9), 可判定该相为 Al_3Er 。图 10b 是含 Sc 的 WAAM 成形合金 (S 合金) 的 SEM 像。在共晶区发现不规则的气孔缺陷, 对其周围的较亮块状相进行 EDS 分析, 检测出含 Al、Si、Mg、Sc、Fe 元素的相, 该相为含 Sc 的 Fe 相 ($\text{Al}_{12}\text{Si}_6\text{Fe}_2(\text{Mg}, \text{Sc})_5$)。

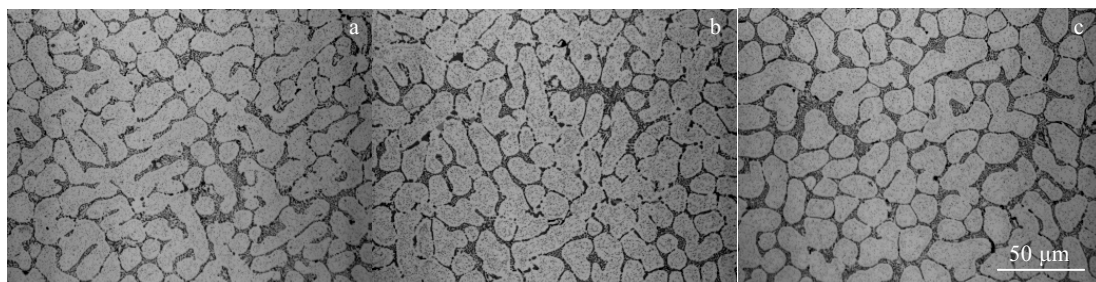


图 5 直接沉积态 WAAM 成形合金金相组织 (横向)

Fig.5 Metallographic microstructures of as-deposition alloys (horizontal): (a) alloy A, (b) alloy E, and (c) alloy S

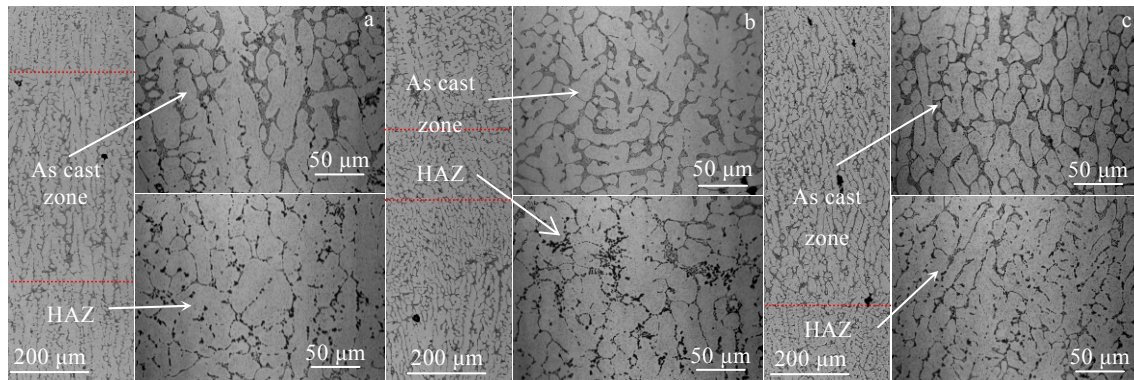


图 6 直接沉积态 WAAM 成形合金金相组织 (纵向)

Fig.6 Metallographic microstructures of as-deposition alloys (vertical): (a) alloy A, (b) alloy E, and (c) alloy S

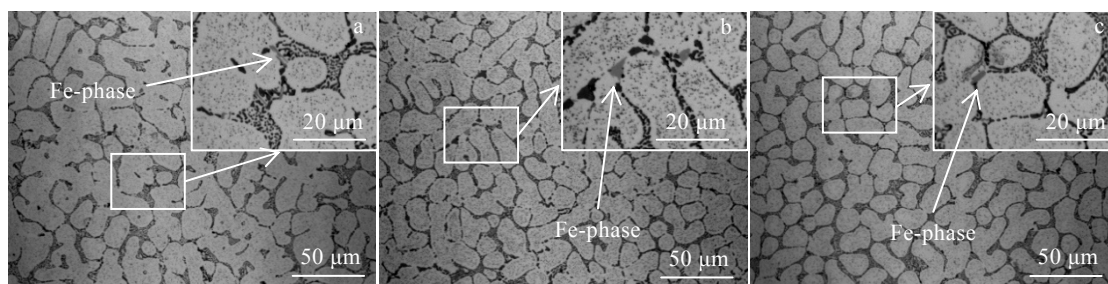


图7 WAAM 成形合金中的杂质 Fe 相

Fig.7 Impurity Fe-phase in as-deposited WAAM alloys: (a) alloy A, (b) alloy E, and (c) alloy S

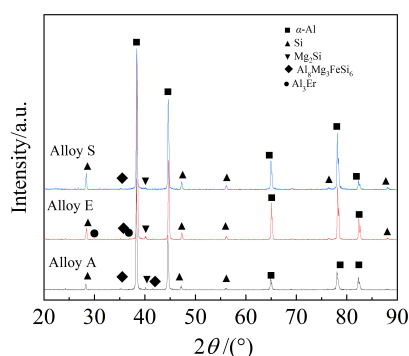


图8 直接沉积态 WAAM 成形合金 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of as-deposited WAAM alloys

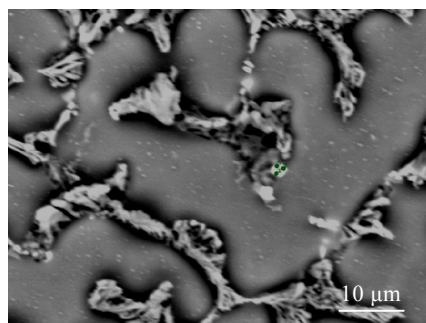


图9 S 合金直接沉积态的 EPMA 像

Fig.9 EPMA image of the as-deposited alloy S

表3 含 Sc 富 Fe 相的 WDS 分析结果

Table 3 WDS analysis results of Fe-rich phase containing Sc

Element	$\omega/\%$	at/%
Mg	4.076	4.681
Al	81.314	84.038
Si	7.523	7.476
Fe	4.849	2.416
Sc	2.238	1.389

Er 在 Al-Si-Mg 合金中主要分布形式有 2 种,一种是固溶在 α -Al 基体中,一种是以富 Er 化合物的形式存在偏聚在晶界处。根据 Al-Er 二元合金相图可知,共晶反应温度为 655 $^{\circ}\text{C}$,高于 Al-Si 共晶反应温度 (577 $^{\circ}\text{C}$)。在 Al-7Si-Mg 合金中添加 Er,一方面能够降低形核温度,抑制 α -Al 形核,另一方面降低 Al-Si 共晶温度,使得共晶硅的形核温度降低。在凝固过程中,由于 Al_3Er 与 α -Al 具有相同的晶体结构,预先析出的 Al_3Er 共晶体可作为 α -Al 的异质形核质点,并在 α -Al 晶粒前大量富集,使其细化。另外,由于 Er 的原子半径比 α -Al,在 α -Al 中的固溶度有限,随着初生 α -Al 晶粒的形核和长大,Er 原子不断在液相区富集而析出 Al_3Er 颗粒,并引起成分过冷。降低了 α -Al 的生长速度,阻碍了其生长,导致其枝晶干变短、枝晶变细。但是,电弧增材制造合金凝固过程具有极大的冷却速率。Er 大量在共晶区富集而形成尺寸较大的 Al_3Er 粒子 (图 10a),失去了非均质形核的作用。因此在 ZL114A 合金中添加 Er 后 WAAM 成形合金的枝晶枝干变短、枝晶细化。

由 Al-Sc 二元相图可知,Sc 在铝基体中的固溶度仅为 0.007%,本研究中添加的 Sc 含量为 0.3%,合金中的 Sc 处于过饱和状态,在 665 $^{\circ}\text{C}$ 时发生共晶反应: $\text{L} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_3\text{Sc}$,所形成的 Al_3Sc 同样与 α -Al 具有相同的晶体结构,且晶格常数与 α -Al 相接近,错配度仅为 1.5%。因此, Al_3Sc 亦可作为 α -Al 的异质形核质点,而起到细化晶粒的作用。在 Al-7Si-Mg 合金中添加 Sc 元素,可使固液区间变宽,降低共晶形核、生长温度和共晶硅凝固速度。在电弧增材制造合金凝固过程中生产的 Al_3Sc 部分作为异质形核质点溶入 α -Al 基体,剩余部分被推向晶体的固液界面,Sc 降低了 Al 的表面张力,改变 Al 与 Si 界面的表面能^[20],这是导致初生的 α -Al 枝晶尺寸变短,趋于等轴的原因。

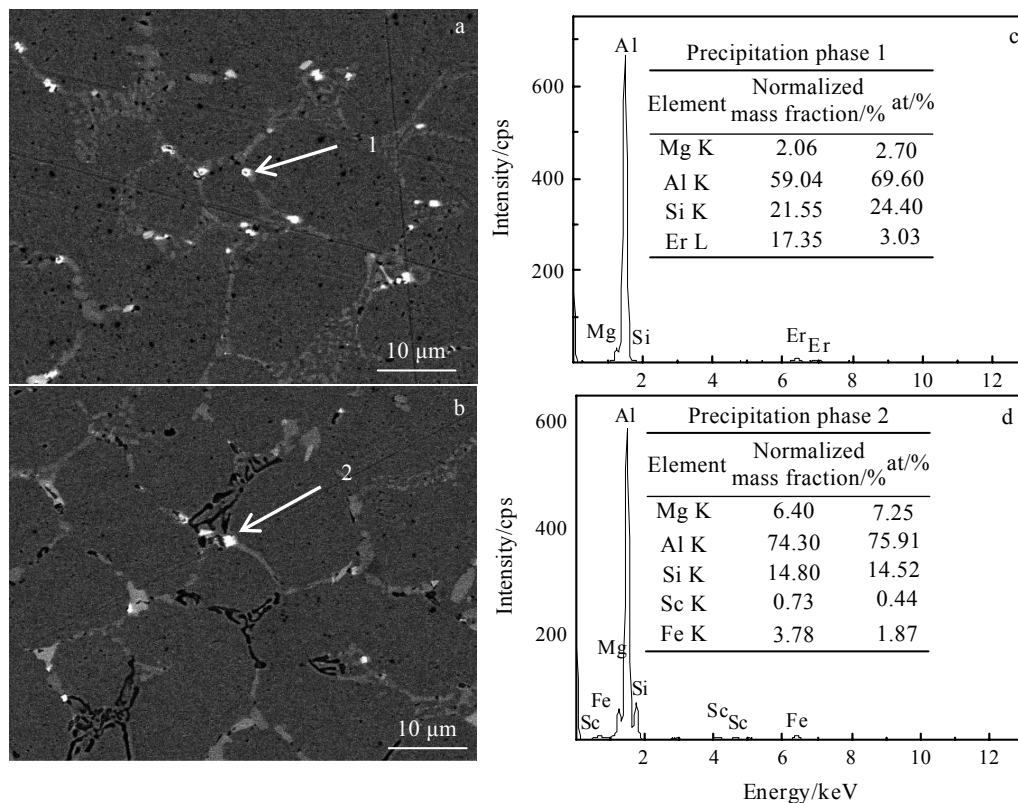


图 10 直接沉积态 WAAM 成形合金 SEM 像及 EDS 分析结果

Fig.10 SEM images (a, b) and EDS analysis results (c, d) of as-deposited WAAM alloy: (a) alloy E and (b) alloy S

2.1.2 T6 热处理成形合金的组织

图 11 为经过 T6 热处理后的 WAAM 成形合金的金相组织，可以看出，A、E、S 3 种合金的横、纵向组织差异基本消除，且 3 种合金的组织无明显差异，均匀球化的共晶硅颗粒及第二相粒子弥散分布在铝基体上。图

12 是为经过 T6 热处理后的 WAAM 成形合金的 SEM 像，图 12a 中箭头所指处亮白的相为 Al_3Er 相，尺寸为 $2\sim 3\ \mu\text{m}$ ，与直接沉积态合金相比略有长大。而在含 Sc 的合金中箭头所指处暗白色的相为含 Sc 的 Fe 相 ($\text{Al}_{12}\text{Si}_6\text{Fe}_2(\text{Mg}, \text{Sc})_5$)，其尺寸与直接沉积态成形合金相比未发生明显变化。

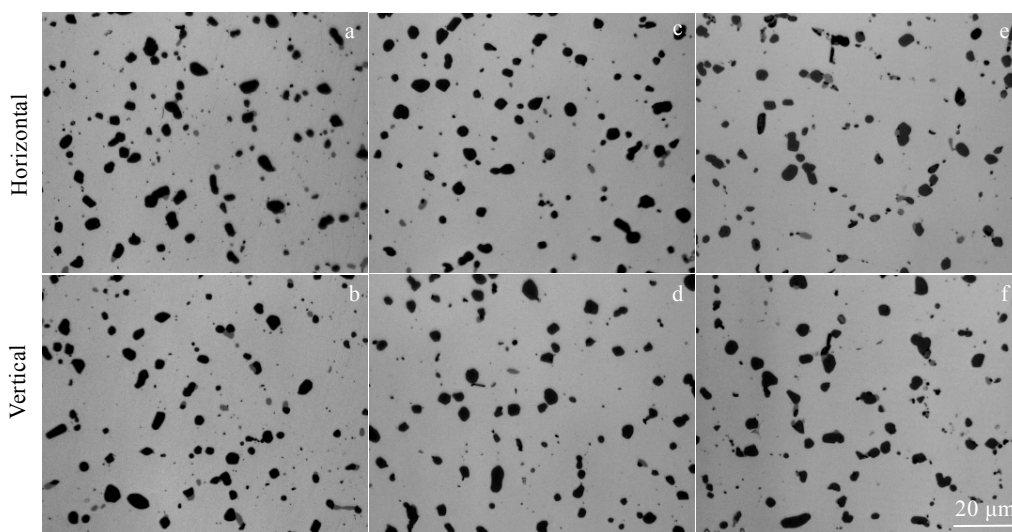


图 11 经过 T6 热处理后 WAAM 成形合金的组织

Fig.11 Metallographic microstructures of WAAM alloys after T6 heat treatment of alloys A (a, b), E (c, d), and S (e, f)

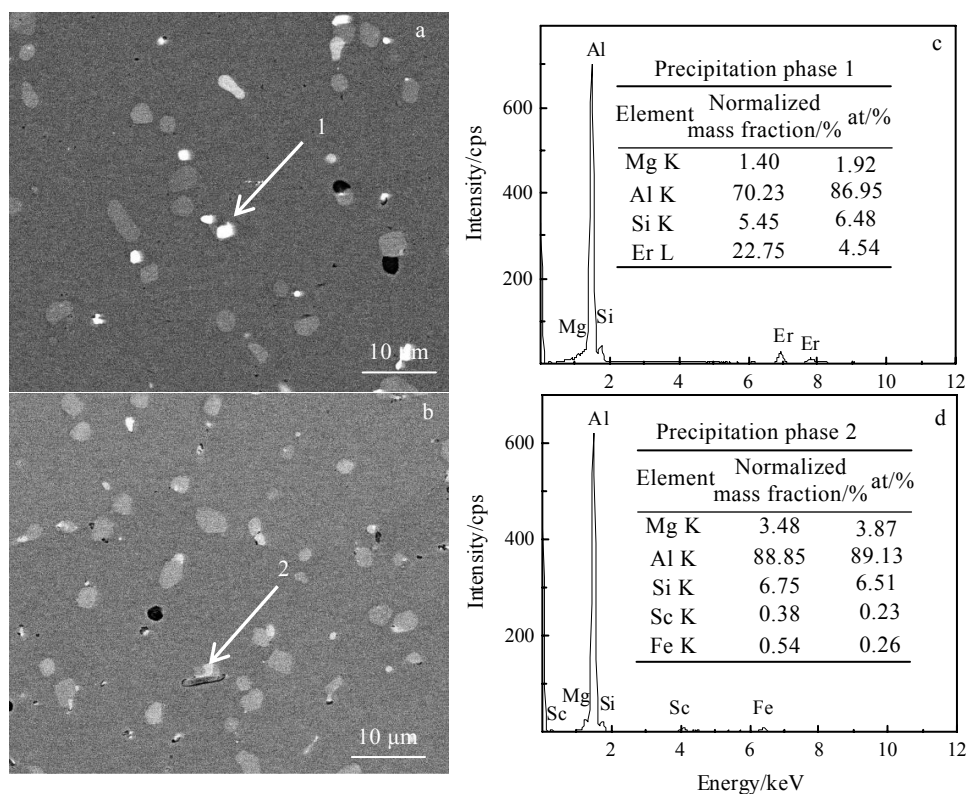


图 12 T6 热处理后 WAAM 成形合金 SEM 像及 EDS 分析结果

Fig.12 SEM images (a, b) and EDS analysis results (c, d) of WAAM alloy after T6 heat treatment: (a) alloy E and (b) alloy S

2.2 Er、Sc 对 WAAM Al-7Si-0.6Mg 合金性能的影响

2.2.1 室温及高温性能

图 13 为 3 种成形合金不同温度下的拉伸性能测试结果。可以看出, 在实验温度下成形合金的横 (H) 纵 (V) 向拉伸性能无明显差异。室温条件下, 添加 Sc、Er 后对合金的抗拉强度、伸长率未产生明显的影响, 3 种合金的强度分别是 361 ± 1 、 358 ± 2.5 和 359 ± 3 MPa; 屈服强度略有提高, 分别为 303 ± 2.5 、 307 ± 3 和 309 ± 2.5 MPa。电弧增材制造成形合金在凝固时的冷却速率大, 直接沉积态成形合金具有较小的二次枝晶臂间距, 使得合金在热处理过程中更容易实现均匀的组织, 球化硅相与析出的 Mg_2Si 相在 $\alpha-Al$ 基体上弥散分布, 提高了合金的抗拉强度。成形合金具有细小的晶粒组织、球化良好的共晶硅颗粒对合金的屈服强度起到主要作用, 在合金中添加 Sc、Er 后, 形成了含 Sc 和 Er 的第二相粒子, 起到了晶界强化作用, 所以合金的屈服强度略有提升。

随着温度的升高, 3 种合金的抗拉强度和屈服强度逐渐降低, A 合金的伸长率未发生明显变化, E 合金和 S 合金的伸长率先增加后下降。抗拉强度和屈服强度的下降幅度如图 14 所示, 可以看出, 添加 Er 的 E 合金和添加 Sc 的 S 合金低于 $150^\circ C$, 合金的抗拉强度和屈服强度的降幅与 A 合金^[18]基本一致; 在

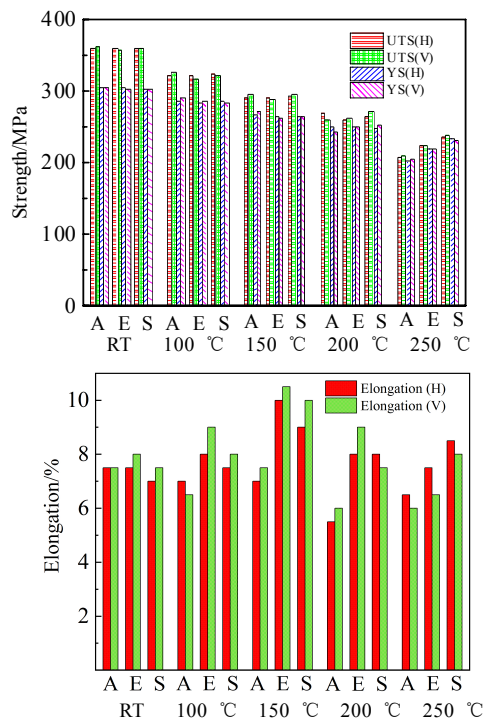


图 13 WAAM 成形合金在不同温度下拉伸性能

Fig.13 Tensile properties of WAAM ZL114A alloy (T6) at different temperatures (the data of the comparison sample is from reference [18])

200 °C, S 合金的抗拉强度的降幅略低于 A 合金和 E 合金, E 合金和 S 合金的屈服强度降幅相当, 略低于 A 合金降幅。A、E、S 3 种合金的抗拉强度和屈服强度别分为 264.5 ± 4.5 、 265 ± 2 、 268.5 ± 3.5 和 246 ± 4 、 250 ± 2.5 、 250 ± 1.5 MPa; 在 250 °C, S 合金和 E 合金的抗拉强度和屈服强度的降幅均明显低于 A 合金, 且 S 合金的降幅最小, A、E、S 3 种合金的抗拉强度和屈服强度分别为 208 ± 1 、 224 ± 1.5 、 237 ± 1 和 203 ± 2 、 218.5 ± 1.5 、 231.5 ± 2 MPa。与对比试样相比, 添加 Er 的合金的抗拉强度和屈服强度分别提高了 16 和 15.5 MPa, 而添加 Sc 的提高了 29 和 28.5 MPa。综上所述, 添加 Er 和 Sc 后, 能够提高 WAAM ZL114A 合金的高温性能稳定性, 且添加 Sc 的效果比 Er 明显。

2.2.2 拉伸断口

图 15 为 A、E、S 合金在不同温度下的拉伸断口形貌,

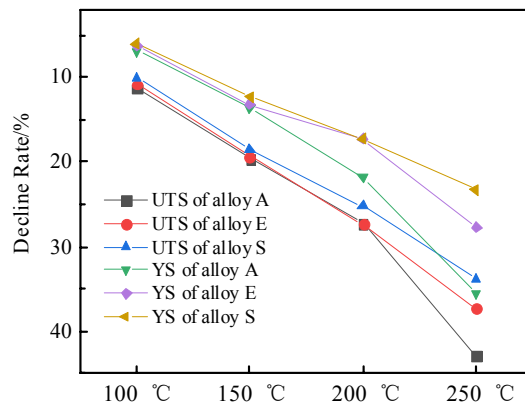


图 14 WAAM 成形合金高温强度下降幅度 (与室温相比)

Fig.14 Decline rate of high temperature strength of WAAM alloy (vs. RT)

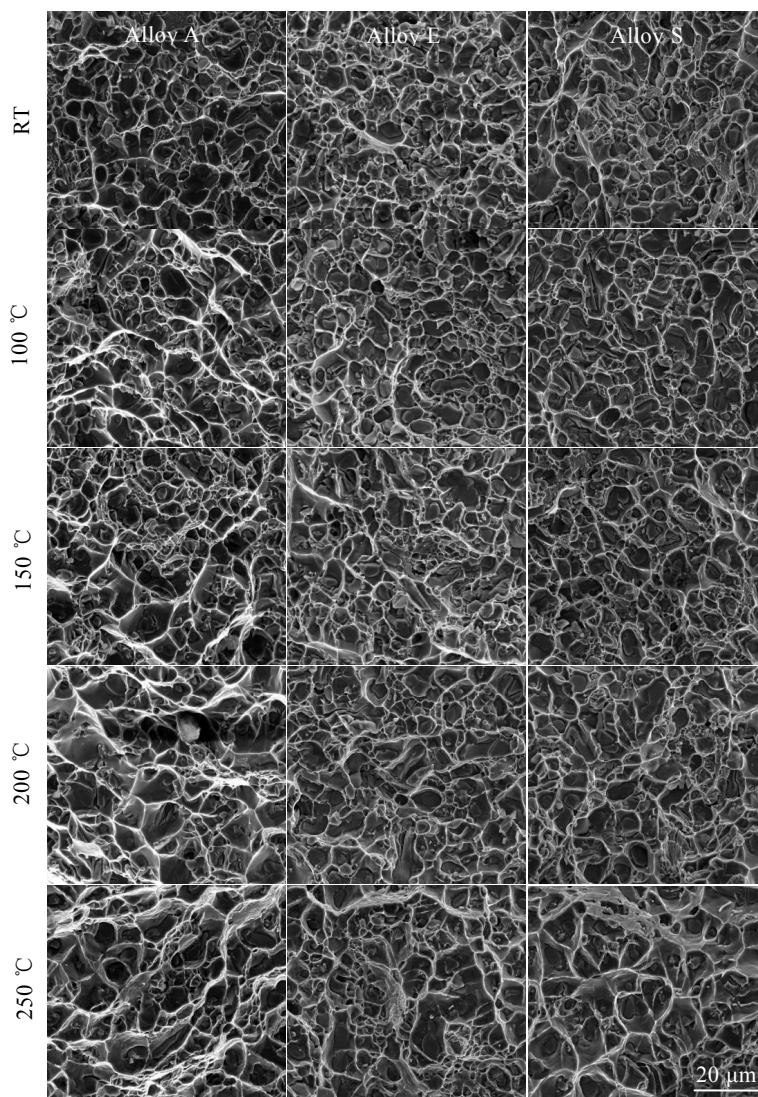


图 15 A、E、S 合金在不同温度下 SEM 断口形貌

Fig.15 SEM morphologies of fractures of alloys A, E, S at different temperatures (the data of the comparison sample is from reference [18])

可以看出,在室温,3种合金的拉伸断口两侧韧窝沿拉伸方向等轴分布,在韧窝底部发现大量的二次裂纹,合金表现出韧性的穿晶断裂特征。温度在100~200℃,A合金的韧窝数量减少,尺寸变大,表现出韧性的沿晶断裂和穿晶断裂混合断裂特征;而E合金和S合金的断口韧窝数量和尺寸与室温相比基本未发生变化,在200℃,断口处发现有大量的二次裂纹,依然表现出韧性的穿晶断裂特征。温度为250℃,A合金的断口韧窝尺寸进一步变大,发现较少的二次裂纹,断裂形式主要以沿晶断裂为主,伴随少量的穿晶断裂特征;而E合金和S合金韧窝尺寸较200℃时略有增大,与A合金相比,E合金、S合金的韧窝密度大,且断口处观察到大量细小二次裂纹,对裂纹边缘的颗粒进行EDS分析(图16),E合金中裂纹处存在 Al_3Er 相,S合金裂纹处存在含Sc的Fe相,E合金、S合金表现出韧性的沿晶断裂和穿晶断裂混合断裂特征。

2.2.3 残余试样微观组织

图17为A、E、S合金不同温度下拉伸残余试样夹持端的微观组织,可以看出,在3种合金的共晶硅相充分球化,随着温度的升高,共晶硅相未发生团聚和长大,合金中的 Mg_2Si 相随着温度的升高逐渐长大^[18]。图18为E、S合金在250℃残余试样的SEM像及能谱分析结果,可以看出E合金中亮白颗粒为 Al_3Er 相,尺寸为2~3 μm ,与室温时相比尺寸未发生长大(图12a);在S合金250℃的残余试样中观察到含有Sc、Fe、Mg、Si、Fe的相(即: $\text{Al}_{12}\text{Si}_6\text{Fe}_2(\text{Mg}, \text{Sc})_5$),其尺寸与室温相比也未发生明显长大。

高温力学性能主要取决于基体中第二相的固溶和析出强化以及晶界的第二相强化。在较低温度,合金的变形主要受位错运动控制,随着温度的升高,受扩

散控制的晶界滑移逐渐取代了位错运动,并开始主导合金的变形过程。因此,随着温度的升高,3种合金的断口均由韧性的穿晶断裂特征向沿晶断裂特征转变。随着温度的升高,原子扩散能力增强,界面滑动能力加强,阻碍位错能力降低,使得合金的力学性能下降。

Al-7Si-0.6Mg合金是通过固溶+时效过程析出的亚稳态的 Mg_2Si 相提高合金的强度,在低于时效温度进行拉伸实验(RT、100、150℃),合金的软化机制以析出相的粗化为主,此亚稳态的 Mg_2Si 颗粒长大过程缓慢,因此合金的强度下降较慢。当温度高于时效温度(200、250℃)进行拉伸实验时,并在拉伸前暴露了30min,合金发生了短暂的过时效,析出相粗化速率提高,加快了亚稳态 Mg_2Si 相长大为粗 $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ 平衡相,因此A合金的强度下降速率增加。

与A合金相比,E合金、S合金的在高温时的下降幅度较小。这是由于Er的添加,形成的 Al_3Er 相具有高的热稳定性^[21],在短时过时效温度下(200、250℃)未发生粗化和长大,富集在晶界处的 Al_3Er 起到了晶界第二相强化的作用,在拉伸过程中可起到阻止晶界滑移的作用,因此添加Er的E合金具有更优异的高温性能稳定性。在Al-7Si-0.6Mg中添加Sc,可以与Fe作用形成含Sc的Fe相(如: $\text{Al}_{12}\text{Si}_6\text{Fe}_2(\text{Mg}, \text{Sc})_5$),在高温拉伸过程中,该相起到第二相强化作用,然而S合金室温下,未发现 Al_3Sc 相,这是由于T6热处理的时效制度(175℃/4h)不足以诱导 Al_3Sc 的析出^[22],而在250℃暴露一段时间后可以大量析出30nm的球形 Al_3Sc 相^[5],在拉伸过程中阻止了位错迁移和运动,提高了合金的高温稳定性。与Er相比,添加Sc对提高WAAM Al-7Si-0.6Mg合金高温稳定性的作用更明显。

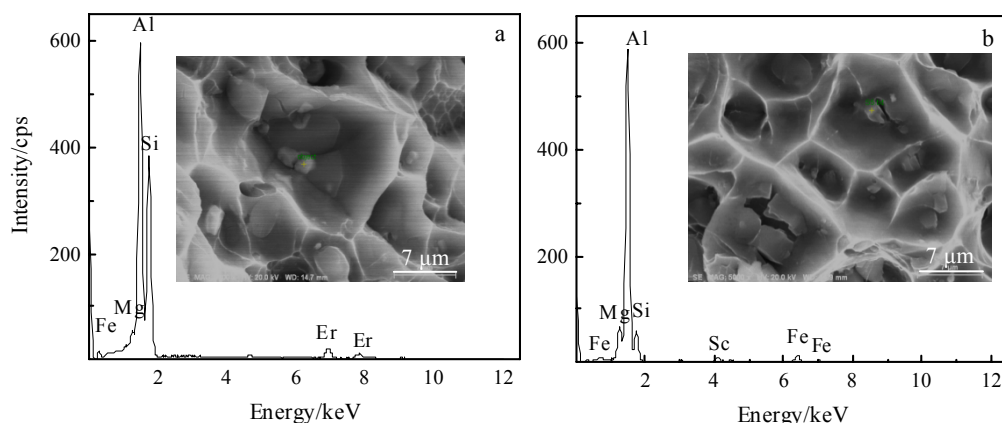


图16 E、S合金在250℃SEM断口形貌和EDS能谱

Fig.16 SEM morphologies and EDS spectra of fractures of alloys E (a) and S (b) at 250 °C

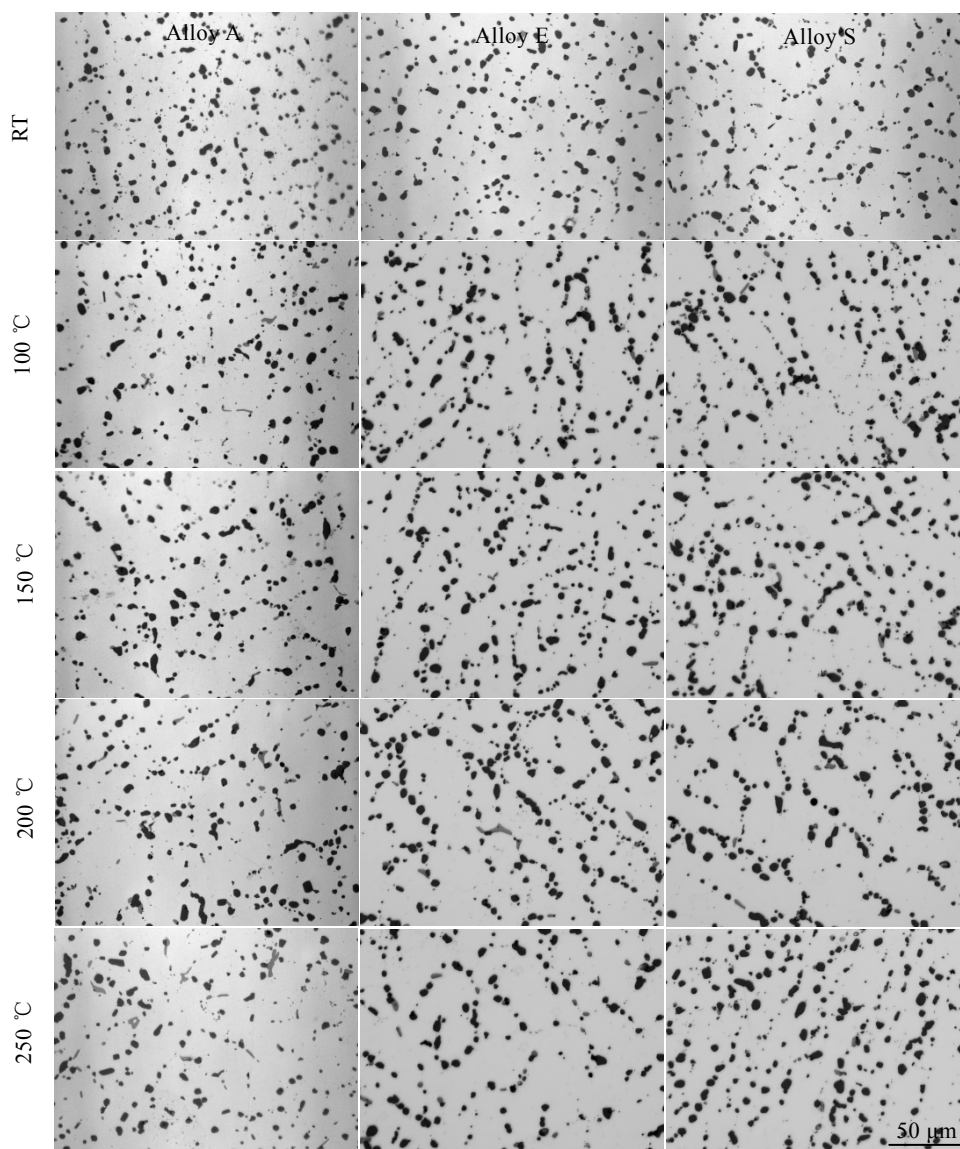


图 17 不同温度下残余试样的金相组织

Fig.17 Metallographic structures of residual samples at different temperatures (the data of the comparison sample is from reference [18])

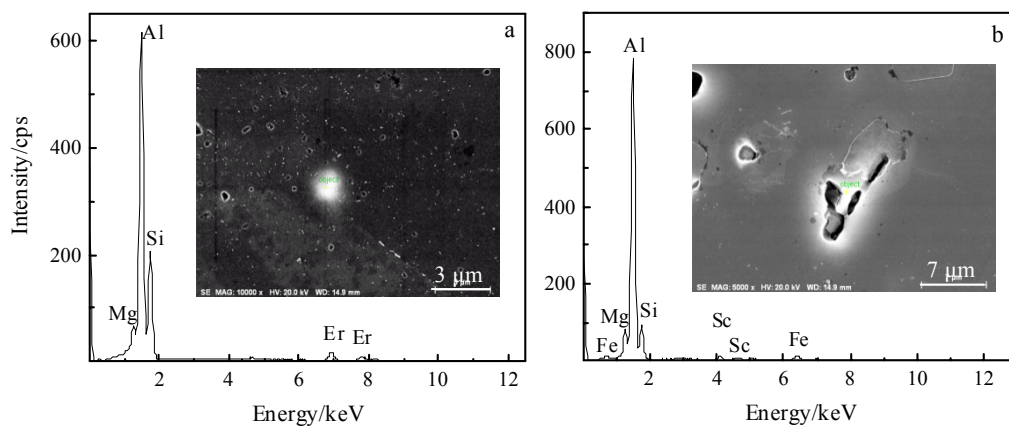


图 18 残余试样在 250 °C 的 SEM 像及 EDS 能谱

Fig.18 SEM images and EDS spectra of residual samples at 250 °C: (a) alloy E and (b) alloy S

3 结 论

1) Al-7Si-0.6Mg 合金中添加 Er 后, 由于在合金凝固过程中 Al₃Er 大量富集在共晶区, 引起成分过冷, 降低了 α -Al 的生长速度, 使得直接沉积态 WAAM Al-7Si-0.6Mg 成形合金枝晶干变短、枝晶变细。

2) Al-7Si-0.6Mg 中添加 Sc 后, 合金凝固时, 富集在共晶区的 Sc 降低了 Al 的表面张力, 改变了 Al 与 Si 界面的表面能, 导致了直接沉积态 WAAM Al-7Si-0.6Mg 成形合金 α -Al 枝晶尺寸变短, 趋于等轴。

3) 添加 Er、Sc 的 WAAM 成形合金与对比试样相比, 二次枝晶臂间距未发生明显改变, 经过 T6 热处理后, 3 种合金的组织无明显差异。

4) 添加 Er、Sc 对 WAAM Al-7Si-0.6Mg 成形合金的室温至 150 °C 的抗拉强度和屈服强度无明显影响, 但可提高 200 和 250 °C 的高温性能稳定性, 且 Sc 的效果优于 Er; 在 250 °C, 添加 Er、Sc 合金的抗拉强度和屈服强度分别为 224±1.5、237±1 和 218.5±1.5、231.5±2 MPa, 与对比试样相比, 添加 Er 的合金的抗拉强度和屈服强度分别提高了 16 和 15.5 MPa, 而添加 Sc 的提高了 29 和 28.5 MPa。

参考文献 References

- [1] Zhang L, Zhan W, Jin F *et al. Materials Science and Technology*[J], 2018, 34(6): 698
- [2] Chen W C, Lee S L, Tan A H. *Journal of Materials Science and Chemical Engineering*[J], 2018, 6(3): 55
- [3] Dong X G, Zhou J, Jia Y J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22: 661
- [4] Colombo Marco, Gariboldi Elisabetta, Morri Alessandro. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 708: 1234
- [5] Tzeng Y C, Wu C T, Yang C H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 614(9): 54
- [6] PetrákováK, Kondás J, Guagliano M. *Journal of Thermal*

- Spray Technology*[J], 2017, 26: 1888
- [7] Srivastava V C, Mandal R K, Ojha S N. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 304-306(5): 555
- [8] Zhang K, Sun Y C, Wang S L *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2011, 40(S3): 63
- [9] Williams S W, Martina F, Addison A C *et al. Materials Science and Technology*[J], 2016, 32(7): 641
- [10] Qi Zewu(祁泽武), Cong Baoqiang(从保强), Qi Bojin(齐铂金) *et al. Welding Technology*(焊接技术)[J], 2018, 47(4): 64
- [11] Gu Jianglong(顾江龙). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2015
- [12] Wang S, Gu H M, Wang W *et al. Materials*[J], 2020, 13(1): 73
- [13] Wang S, Gu H M, Wang W *et al. 3D Printing and Additive Manufacturing*[J], 2020, 7(1): 28
- [14] Ren L L, Gu H M, Wang W *et al. Materials*[J], 2019, 12(24): 4160
- [15] Ren L L, Gu H M, Wang W *et al. Metals*[J], 2020, 10: 320
- [16] Haselhuhn A S, Sanders P G, Pearce J M. *International Journal of Metalcasting*[J], 2017, 11: 843
- [17] Li Chengde(李承德), Gu Juimin(顾惠敏), Wang Wei(王伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(9): 2917
- [18] Li C D, Gu H M, Wang W *et al. Materials Science and Technology*[J], 2020, 36(14): 1516
- [19] Tzeng Y C, Wu C T, Bor H Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 593(1): 103
- [20] Zhang W D, Liu Y, Yang J *et al. Materials Characterization*[J], 2012, 66(4): 104
- [21] Colombo Marco, Gariboldi Elisabetta, Morri Alessandro. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 708(6): 1234
- [22] Seidman D N, Marquis E A, Dunand D C. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(16): 4021

Effects of Er, Sc Addition on Microstructure and Properties of WAAM Al-7Si-0.6Mg Alloy

Li Chengde¹, Wang Shuai¹, Ren Lingling¹, Wang Wei¹, Ming Zhu¹, Wang Zhenbiao², Zhai Yuchun²

(1. Ningbo Sub-Academy of the National Weapons Science Research Academy, Ningbo 315103, China)

(2. North East Industrial Materials & Metallurgy Co., Ltd, Fushun 113200, China)

Abstract: The effects of Er and Sc addition on the microstructure and properties of Al-7Si-0.6Mg fabricated alloy by wire arc additive manufacturing (WAAM) were studied by metallographic microscope, scanning electron microscope, room temperature and high temperature tensile tests. The results show that the addition of Er leads to the shortening of the dendrites and the thinning of the dendrites in the as-deposited alloy, and the addition of Sc leads to the shortening of the size of the α -Al dendrites of the as-deposited alloy, which tends to be equiaxed. After T6 heat treatment, the microstructure differences are eliminated. The addition of Er, Sc can improve the high temperature performance stability of WAAM Al-7Si-0.6Mg alloys at 200 and 250 °C, and the effect of Sc is better than that of Er.

Key words: wire arc additive manufacturing; Al-7Si-0.6Mg alloy; microstructure and properties; high temperature properties

Corresponding author: Li Chengde, Ph. D., Assistant Researcher, Ningbo Sub-Academy of the National Weapons Science Research Academy, Ningbo 315103, P. R. China, Tel: 0086-574-87902506, E-mail: 15940599525@139.com