

真空脱氢对 Sr 变质 ZL114A 焊缝组织性能影响

樊振中^{1,2}, 熊艳才^{1,2}, 陆政^{1,2}, 郑卫东^{1,2}, 王端志³, 孟德浩³

(1. 中国航空工业集团公司 北京航空材料研究院, 北京 100095)

(2. 北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心, 北京 100095)

(3. 北京宇航系统工程研究所, 北京 100076)

摘要:采用电感耦合法 (ICP)、电子测氢仪、万能试验机、金相显微镜 (OM)、扫描电镜 (SEM)、能谱分析 (EDS) 与透射电镜 (TEM) 研究了真空脱氢对 Sr 变质 ZL114A 合金焊缝区域微观组织与力学性能的影响。结果表明: 焊接副与焊丝经真空脱氢处理, 氢含量由 0.64×10^{-6} 降至 0.26×10^{-6} , 24 与 12 mm 焊缝区域气泡数量分别降低 71.4% 与 60%, 气泡直径由 2.3, 1.8 mm 降至 1.4, 1.2 mm, 面密度各降低 77.7%, 81.8%。沿晶界均匀分布的共晶 Si 相经添加 Sr 元素后, 形貌由针状转变为球状, 颗粒尺寸由 106 降至 12 μm , 12 mm 焊缝区域平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率分别为 364 MPa, 332 MPa, 9.8% 与 14.2%。T6 态微观组织主要由初生 $\alpha\text{-Al}$ 、初生及共晶 Si 相与 Mg_2Si 相组成, 断口表面硬脆 Si 相颗粒直径约为 4 μm , Mg_2Si 相呈长棒状, 长宽比约为 15.2, 经真空脱氢处理, 断口韧窝形貌由椭圆状过渡为球状, 断裂机制由沿晶断裂演变为韧窝断裂。

关键词: 真空脱氢; ZL114A 合金; 硅相变质; 力学性能; 微观组织

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)01-0227-08

铝合金密度低、比强/刚度高, 耐蚀性与加工性能优异, 且具有良好的力学与物化性能^[1-3]。Al-Si 系铸造合金 ZL114A 尤其适用于制造薄壁复杂空腔与曲面类构件, 在航空航天领域得到了广泛应用, Al-Si 系铸造合金机械强度与塑韧性受 Si 相颗粒取向、尺寸、形貌、分布及间距影响较大, Si 相颗粒时效过程沿晶界分布, 起强化效果。

国内外研究学者针对 Al-Si 系合金 Si 相变质开展了大量的研究工作。目前常用的变质工艺主要为 Na 盐变质与稀土元素变质 (Sb, Sr, Te, La, Ce, Sc, Ba 等)。Na 盐变质作用时间短且环境污染大, 已被逐渐淘汰; 稀土元素国内资源丰富, 目前已成为主要的硅相变质添加元素。Wenming Jiang 等发现混合 RE 元素可提高 Si 相形核过冷度, 细化初生 Si 相的颗粒尺寸^[4-7]。G. S. Mousavi 指出 RE 元素凝固过程不断填充至凝固界面前沿, 阻碍 Si 相单维度生长, 可避免针状与板片状 Si 相的形成, 同时与 Fe、Mn 等元素相结合沉淀至坍塌底部, 合金纯净度得以提升^[8-10]。J. Wannasin 与 B. Pourbahari 研究发现 RE 元素可提供大量的形核质点, 细化 Si 相, 提高材料力学性能^[11-15]。廖恒成发现添加 Sr 元素可有效抑制 α 枝晶生长, 细化

基体晶粒^[16-20]。Sr 元素作为硅相变质剂进行添加, 作用时间长且批量生产成本低, 已成为目前最主要的变质添加剂; 但 Sr 元素析氢特性较大, 易产生针孔与疏松缺陷。

经 Sr 元素变质处理的 ZL114A 合金焊接过程易在焊缝区域残留下大量微气泡, 削弱焊接强度; 目前针对 Sr 元素硅相变质效果与作用机理开展的研究报道较多, 但鲜有文献研究 Sr 元素变质对 ZL114A 合金焊缝区域微观组织与力学性能的影响, 基础理论较为薄弱。已有公开报道多偏向于焊接过程数学计算模型优化与表面处理对焊接过程的影响研究, 对焊缝区域组织与性能开展的评价与应用研究报道较少^[21-24]。本实验针对 ZL114A 合金添加 Sr 元素进行变质处理, 对比分析不同厚度本体与焊缝试样经真空脱氢 (vacuum dehydrogenation) 处理后的微观组织与力学性能, 探讨 VD 工艺对 Sr 变质 ZL114A 合金微观组织与力学性能的影响, 可为 Sr 元素硅相变质工业应用提供理论指导。

1 实验

ZL114A 合金化学成分 (质量分数) 见表 1, T6 热处理制度如表 2 所示。合金熔炼采用 300 kg 电阻炉,

收稿日期: 2018-01-10

基金项目: 中国航发北京航空材料研究院基金 (KJSC160206)

作者简介: 樊振中, 男, 1985 年生, 博士, 高级工程师, 中国航空工业集团公司北京航空材料研究院铝合金研究所, 北京 100095, 电话: 010-62497153, E-mail: fanzhenzhong2010@163.com

升温至 760 ℃加入 Al-12Si 中间合金与纯 Mg 铸锭、搅拌 10 min; 降温至 725~730 ℃加入 Al-5Ti-B 与 Al-Sr 中间合金,采用 C₂Cl₆与 TiO₂完成精炼除气除渣。力学性能测试由 WDW-100KN 万能试验机完成,夹头移动速度为 2 mm·min⁻¹; 取 3 次测量平均值作为测试值。OM 组织分析由 AX10ZIESS 型光学显微镜完成,腐蚀剂选用低浓度混合酸,体积比 HF:HCl:HNO₃:H₂O=2:3:5:195。断口形貌采用 FEI-Quanta 600 扫描电子显微镜分析,能谱分析由 IN-CAX-sight 6247 能谱分析仪标定。TEM 测试由 JEM-2100 高分辨透射电子显微镜完成。氢含量测试由 KZCH-2 型电子测氢仪完成,升温速率为 15 ℃·min⁻¹,测试试样尺寸为 $\Phi 10$ mm×140 mm。图 1 为焊接副和力学性能试样尺寸示意图,图 1 中 A、B 区域为本体试块加工出的焊接副,C 区域为焊缝区,氩弧焊焊缝长度为 220 mm。

2 结果与分析

2.1 氢气含量测试分析

真空脱氢设备参数: 入炉温度为 50 ℃, 升温速率为 200 ℃·h⁻¹, 脱氢处理温度为 450 ℃, 保温时间为 36 h, 真空度为 4.6×10⁻⁵ Pa。表 3 所示为焊缝区域 X 光测试结果。由表 3 可知经 VD 处理后, 焊缝区域气孔尺寸、数量明显减少, 24 mm 焊缝区域经 VD 处

理,焊缝区域气孔直径与数量分别由 2.3 mm 与 7 个降至 1.4 mm 与 2 个; 12 mm 焊缝区域气孔数量与直径由 5 个与 1.8 mm 降至 2 个与 1.2 mm。相同焊接副材料下焊丝状态对焊缝区域冶金组织影响显著, 24 mm 厚壁焊接副在焊丝经 VD 处理焊接后, 焊缝区域气孔数量与直径由 7 个和 2.3 mm 降至 4 个和 2.0 mm; 12 mm 薄壁焊接副相同工艺处理下, 焊缝区域气孔数量由 7 个降至 4 个, 气孔直径基本保持不变。图 2 所示为不同焊接副与焊丝经 VD 处理后的氢含量测试结果。经 VD 处理后, 24 mm 厚壁焊接副氢含量由 0.64×10⁻⁶ 降至 0.26×10⁻⁶, 12 mm 薄壁焊接副氢含量由 0.46×10⁻⁶ 降至 0.21×10⁻⁶, 焊丝氢含量由 0.38×10⁻⁶ 降至 0.18×10⁻⁶。不同厚度本体试块 VD 处理前后断口表面气孔 SEM 测试结果见图 3。VD 处理前, 24 mm 厚壁本体试块断口表面气孔平均直径约为 84 μ m, 平均面密度约为 18 个/mm², 12 mm 薄壁试块断口表面气孔平均直径为 58 μ m, 平均面密度约为 11 个/mm²。VD 处理过程大量气孔在高温真空环境下发生塌陷融合, 同时大量氢气扩散脱逸, 气孔缺陷数量大为减少, 24 mm 厚壁本体试块断口表面气孔平均面密度降至 4 个/mm², 12 mm 薄壁本体试块断口表面气孔平均面密度减为 2 个/mm²。

表 1 ZL114A 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of ZL114A aluminum alloy ($\omega/\%$)

Si	Mg	Ti	Be	Sr	Fe	Cu	Zn	Mn	Al
6.5~7.5	0.45~0.75	0.1~0.25	0.05~0.07	0.12	≤0.2	≤0.2	≤0.1	≤0.1	Bal.

表 2 ZL114A 合金 T6 热处理制度

Table 2 T6 heat treatment process parameters of ZL114A alloy

Heat treatment	Temperature/℃	Time/h	Quenching medium	Quenching temperature/℃	Transfer time/s
Solution	540	16	Water	24	≤20
Heat treatment	Temperature/℃	Time/h	Cooling medium		
Aging	165	8	Air		

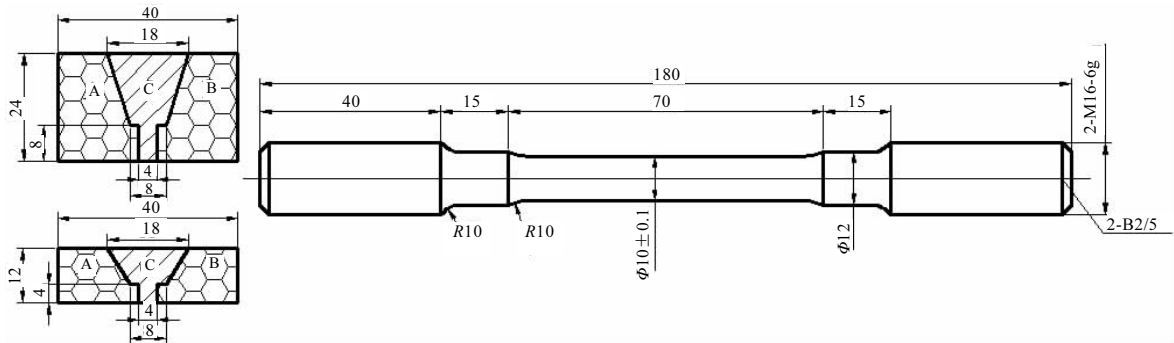


图 1 焊接副与力学性能试样尺寸示意图

Fig.1 Dimension diagram of welding vice and mechanical specimens (mm)

表 3 焊接副参数与焊缝区域气泡数量

Table 3 Welding parameters and bubble number inside welding zone

No.	Welding vice A	Welding vice B	Welding wire	Bubble statistics
1	24 mm board with VD	24 mm board with VD	With VD	Two ($\Phi=1.4$ mm)
2	24 mm board with VD	24 mm board with VD	Without VD	Three ($\Phi=1.8$ mm)
3	24 mm board without VD	24 mm board without VD	With VD	Four ($\Phi=2.0$ mm)
4	24 mm board without VD	24 mm board without VD	Without VD	Seven ($\Phi=2.3$ mm)
5	12 mm board with VD	12 mm board with VD	With VD	Two ($\Phi=1.2$ mm)
6	12 mm board with VD	12 mm board with VD	Without VD	Three ($\Phi=1.5$ mm)
7	12 mm board without VD	12 mm board without VD	With VD	Two ($\Phi=1.8$ mm)
8	12 mm board without VD	12 mm board without VD	Without VD	Five ($\Phi=1.8$ mm)

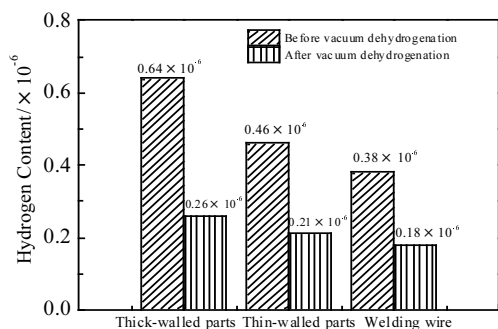


图 2 真空脱氢处理前后氢气含量测试结果

Fig.2 Hydrogen content test results of vacuum dehydrogenation process

2.2 微观组织分析

ZL114A 合金添加 Sr 元素变质铸态组织 OM 与 SEM 测试结果见图 4。由图 4a 可知: 未经 Sr 元素变质的铸态 Si 相形貌呈针状, 平均长度约为 $106 \mu\text{m}$, 沿初生 $\alpha\text{-Al}$ 基体晶界弥散分布。添加 Sr 元素变质后, Si 相颗粒形貌转变为球状, 平均直径为 $12 \mu\text{m}$, 且均匀弥散分布, Sr 元素起到了硅相变质与晶粒细化效果。如图 4b 箭头位置所示, 添加 Sr 元素后铸态组织内可观察到明显的气孔缺陷。图 4c 所示为未添加 Sr 元素铸态组织背散射电子像, Si 相颗粒呈针状与板片状, 箭头位置所示的针状 Si 相易在试验加载应力下产生应力集中; 添加 Sr 元素后 Si 相颗粒呈球状, 尺寸更加细小, 在 SEM 视野内可观察到明显的微气孔缺陷, 见图 4d 箭头位置所示。

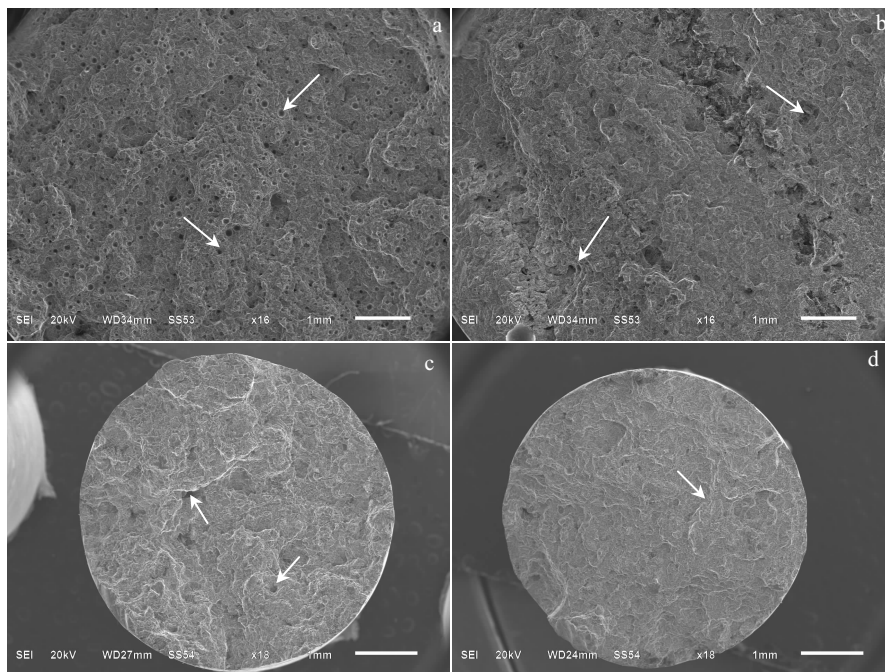


图 3 断口表面气孔测试结果

Fig.3 Stomatal test results nearby fracture region: (a) thick-walled parts, (b) thin-walled parts, (c) thick-walled parts after vacuum dehydrogenation, and (d) thin-walled parts after vacuum dehydrogenation

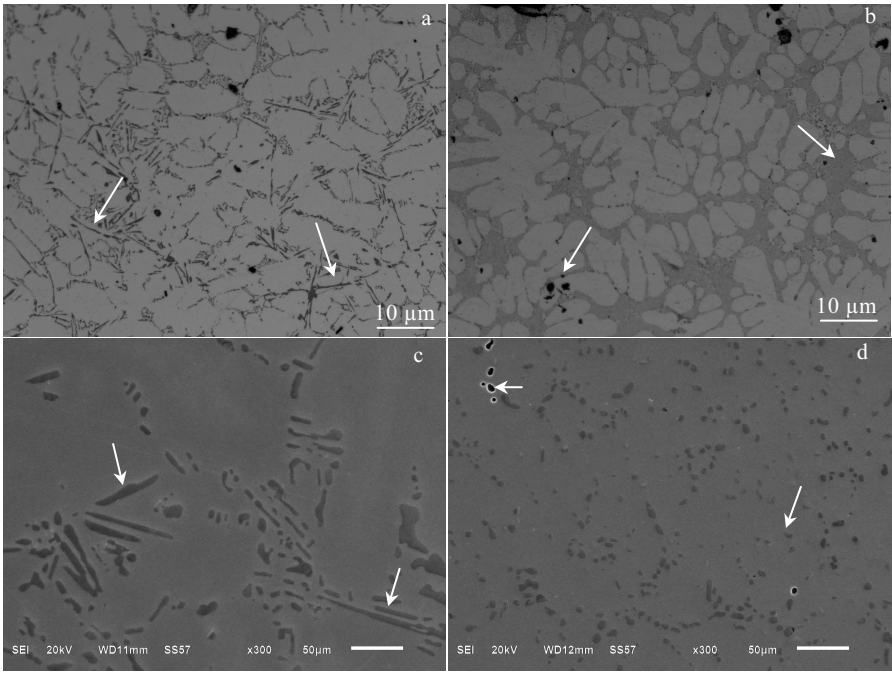


图 4 ZL114 合金铸态变质前后组织 OM 和 SEM 照片

Fig.4 OM (a, b) and SEM (c, d) images of the as-cast ZL114 before (a, c) and after modification (b, d)

2.3 力学性能分析

表 4 所示为不同试样力学性能测试结果。24 mm 厚壁本体试块经 VD 处理后平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率分别由 282 MPa、256 MPa、3.1% 与 5.2%增至 330 MPa、281 MPa、4.8%与 6.4%，各提升了 17%、9.8%、54.8%与 23%；12 mm 薄壁本体试块经 VD 处理后平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率分别由 312 MPa、274 MPa、5.6%与 6.8%增至 340 MPa、295 MPa、7.0%与 10.8%，各增加了 8.9%、7.6%、25%与 58.8%。与未经 VD 处理焊丝相比，24 mm

焊接副与焊丝经 VD 处理焊接后，焊缝区域平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率分别为 352 MPa、312 MPa、7.2%与 11.3%，抗拉、屈服强度基本保持不变，延伸率与断面收缩率各增加 12.5%与 10.8%。24 mm 焊接副与焊丝未经 VD 处理焊接后，焊缝区域平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率分别为 330 MPa、282 MPa、4.5%与 6.7%，单独对焊丝进行 VD 处理后，焊缝区域力学性能基本保持不变。12 mm 焊接副与焊丝未经 VD 处理焊接后，焊缝区域平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率分别为 338 MPa、288 MPa、

表 4 不同状态试样力学性能测试结果

Table 4 Test results for mechanical properties of the samples under different states

State	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%	Section shrinkage/%
24 mm without VD	282	256	3.1	5.2
24 mm with VD	330	281	4.8	6.4
12 mm without VD	312	274	5.6	6.8
12 mm with VD	340	295	7.0	10.8
Welding region of No.1	352	312	7.2	11.3
Welding region of No.2	350	308	6.4	10.2
Welding region of No.3	332	286	4.8	6.8
Welding region of No.4	330	282	4.5	6.7
Welding region of No.5	364	332	9.8	14.2
Welding region of No.6	360	328	8.9	12.7
Welding region of No.7	342	294	5.4	9.6
Welding region of No.8	338	288	5.2	8.6

5.2%与 8.6%，单独对焊丝进行 VD 处理后，焊缝区域力学性能略有增加。12 mm 焊接副与焊丝经 VD 处理焊接后，焊缝区域平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率增至 360 MPa、328 MPa、8.9%与 12.7%，与焊接副和焊丝未做 VD 处理相比，各自增加了 6.7%、13.8%、71.2%与 47.6%；当焊接副与焊丝均经 VD 处理后，焊缝区域试样的力学性能随之提高，各增至 364 MPa、332 MPa、9.8%与 14.2%。

2.4 断口表面形貌与组织分析

图 5 所示为焊缝区域断口 SEM 测试结果。ZL114A 合金 T6 态组织主要由初生 α -Al 基体、共晶 Si 相、 Mg_2Si 时效强化相等组成， Mg_2Si 相数量较少，初生 α -Al 基体塑性较高，主强化相为共晶 Si 相，晶界强化为主强化机制。24 mm 焊接副与焊丝经 VD 处理焊接 T6 态断口表面可见大量的微切窝与少量的沿晶断裂带，Sr 元素硅相变质效果受铸件壁厚影响较大，大壁厚尺寸（>20 mm）下硅相颗粒难以完全球化，断口表面微切窝呈椭圆状，见图 5a 箭头位置所示。未经 VD 处理的焊丝氩弧焊焊接过程在熔池区域不断释放出氢气，部分保留在焊缝区域内部；受试验应力作用时，应力载荷集中分布在 Si 相尖端区域，当应力载荷超出 Si 相颗粒屈服强度时，将诱发微观塑性变形，产生微裂纹；之后随着应力载荷持续增加，微裂纹沿晶界薄弱区域快速扩展。当焊丝未经 VD 处理时，微裂纹优先沿焊缝区域微气孔处延伸扩展，断口表面残留下呈平整板片状的沿晶撕裂带，见图 5b。与图 5a 相比，切窝数量明显减少，平均尺寸显著增加。图 5c 为 24 mm 焊接副未经 VD 处理焊缝断口 SEM 形貌测试结果。与焊丝相比，焊接副内部残存了大量氢气，

焊接过程大量释放且被保留在焊缝内部，断口表面可见明显的微观疏松，见图 5c 箭头位置所示。24 mm 焊接副与焊丝未经 VD 处理焊缝断口形貌 SEM 测试结果见图 5d。与 12 mm 焊接副相比，24 mm 焊接副硅相变质球化不完全，断口表面切窝呈椭圆状，且未经 VD 处理时内部氢气含量较高，在焊接过程释放大量氢气，断口表面可观察到一定数量直径约 100 μm 的微气孔。与 24 mm 焊接副相比，12 mm 焊接副硅相变质完全，Si 相呈球状且其内部氢含量经 VD 处理得到了有效控制，断口表面未出现明显的疏松与气孔，断裂机制为切窝断裂，见图 5e。当焊丝未经 VD 处理时，试验过程应力集中分布在 Si 相颗粒尖端区域的微气孔处，断口切窝呈椭圆状。由图 5g 可知：与 24 mm 焊接副相比，12 mm 焊接副变质效果更佳，断裂机制以沿晶断裂为主，附带部分微观切窝。当焊丝未经 VD 处理时，焊缝区域氢气含量明显上升，断口表面可见一定数量的微气孔，与图 5d 相比，微气孔直径由 100 μm 降至 54 μm ，见图 5h 箭头位置所示。

图 6 所示为不同状态焊缝断口 SEM-EDS 与 TEM 测试结果。24 mm 焊接副经 Sr 元素变质断口表面可见大量微气孔与沿晶断裂带，气孔直径为 84 μm ，断口表面 Al、Si 元素质量比各为 61.19%与 37.69%，见图 6a。24 mm 焊接副与焊丝未经 VD 处理时在焊缝区域断口表面的微气孔处可观察到大量的 Si 相颗粒，平均直径约为 4 μm ；Sr 元素凝固过程依附在硅相生长界面前沿，抑制了单维方向生长，细化了硅相的颗粒^[16]。当硅相颗粒承受的应力载荷超出屈服强度时将脆裂破坏，在断口表面残留一定数量的碎屑与微观切窝，见图 6c 箭头位置所示。由图 6d 可知：添加 Sr 元素

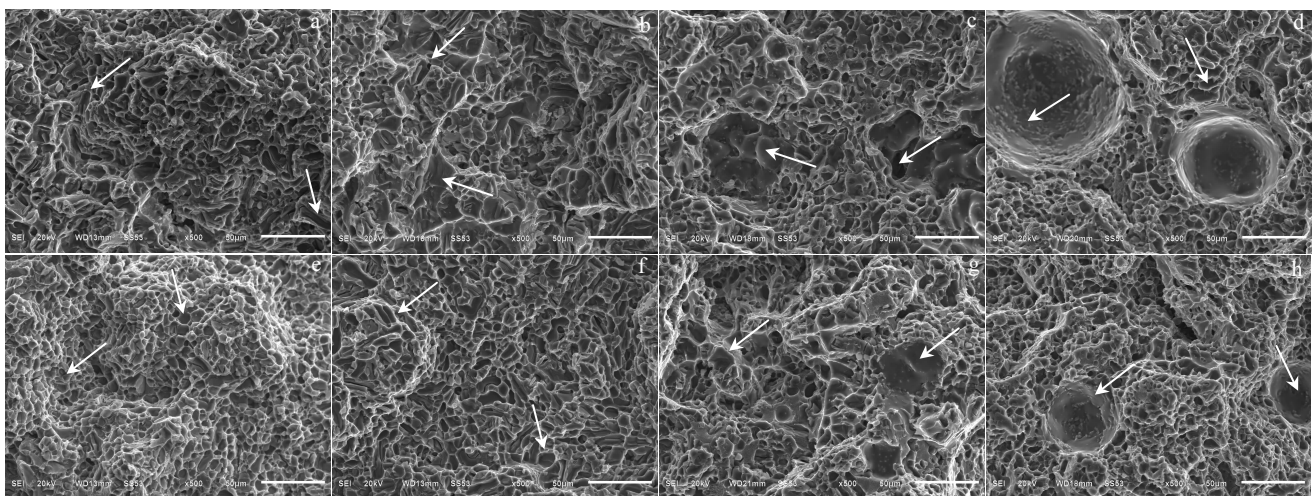


图 5 不同试样断口形貌

Fig.5 Fracture morphologies of the samples: (a) No.1, (b) No.2, (c) No.3, (d) No.4, (e) No.5, (f) No.6, (g) No.7, and (h) No.8

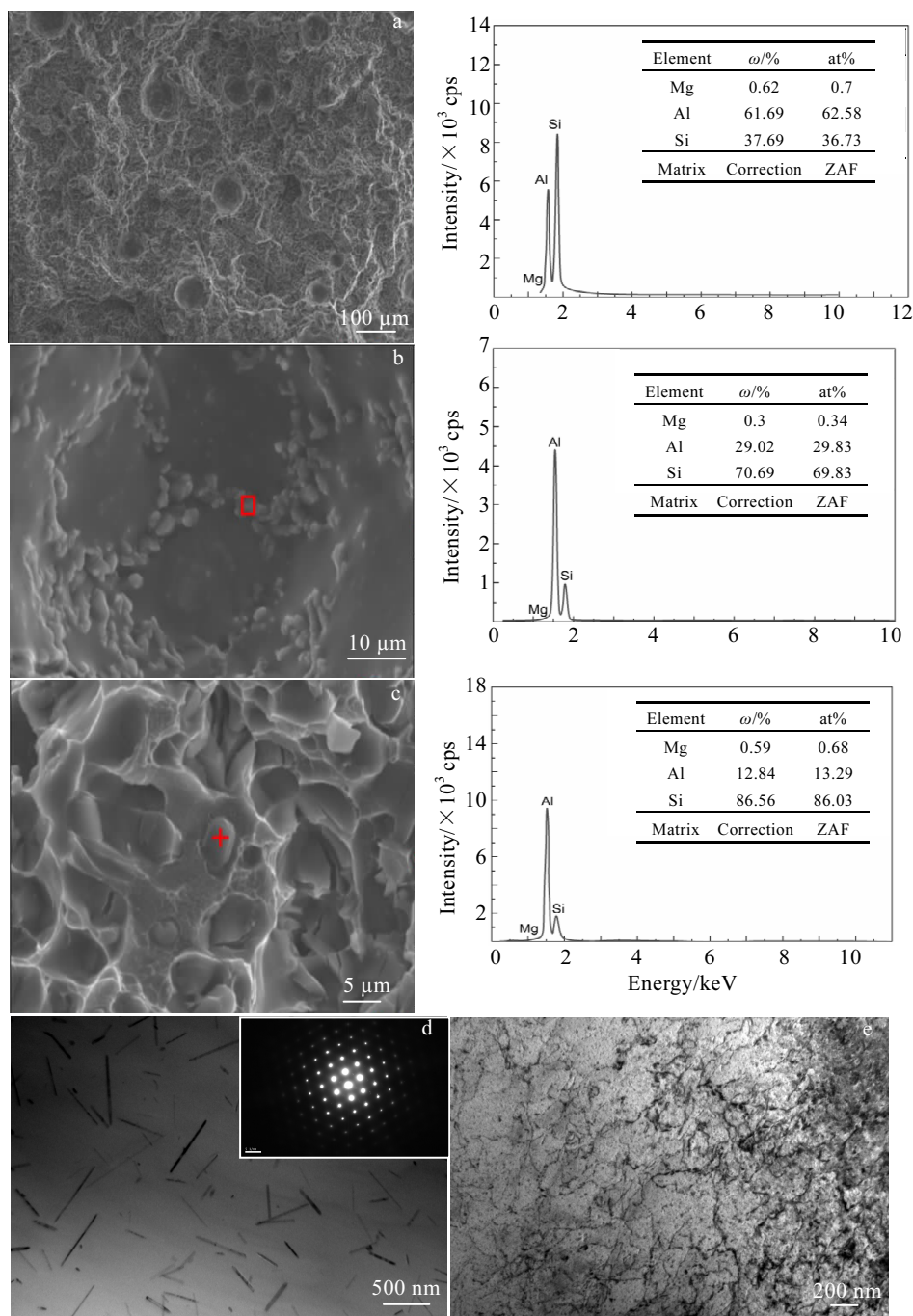


图 6 断口 SEM-EDS 与 TEM 测试结果

Fig.6 SEM-EDS and TEM test results of the fracture: (a) fracture of sample 3, (b) fracture of sample 4, (c) fracture of sample 5, (d) Mg_2Si strengthening phase, and (e) dislocation

T6 态组织中 Mg_2Si 相呈长棒状, 平均长度与宽度各为 424 与 28 nm, 沿晶界弥散分布, 有效钉扎了位错, 位错线不断滑移增殖(图 6e), 起到位错强化, 合金的机械强度与塑韧性随之得以提高。

3 结 论

1) 真空脱氢对焊缝区域气孔缺陷影响显著, 经真

空脱氢处理, 24 与 12 mm 焊接副氢含量由 0.64×10^{-6} 与 0.46×10^{-6} 降为 0.26×10^{-6} 与 0.21×10^{-6} , 气孔数量分别由 7 个与 5 个降为 2 个, 直径由 2.3 与 1.8 mm 减至 1.4 与 1.2 mm, 面密度由 18 个/ mm^2 与 11 个/ mm^2 降至 4 个/ mm^2 与 2 个/ mm^2 。

2) ZL114A 合金添加 0.12%Sr 元素后, 共晶 Si 相形貌由针状转变为球状, 直径由 106 μm 降至 12 μm ,

24 mm 焊接副与焊丝未经 VD 处理焊缝区域平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率分别为 352 MPa、312 MPa、7.2%与 11.3%，12 mm 壁厚焊缝区域平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率各为 364 MPa、332 MPa、9.8%与 14.2%。

3) 添加 Sr 元素后焊缝区域内部残留了一定数量的氢气, ZL114A 合金 T6 态组织主要由初生 α -Al、初生与共晶 Si 相及 Mg_2Si 时效相组成, 断口表面硬脆 Si 相颗粒直径约为 4 μm , Mg_2Si 相呈长棒状, 平均长度、宽度各约为 424 与 28 nm。经 VD 处理后断口表面韧窝形貌由椭圆状转变为球状, 断裂机制以韧窝断裂为主。

参考文献 References

- [1] Cao Chunxiao(曹春晓). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2008, 29(3): 701
- [2] Liu Bing(刘 兵), Peng Chaoqun(彭超群), Wang Richu(王日初) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(9): 1705
- [3] Wang Jianguo(王建国), Wang Zhutang(王祝堂). *Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2013, 41(10): 1
- [4] Liao Hengcheng(廖恒成), Sun GuoXiong(孙国雄). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2003, 13(2): 353
- [5] Jiang Wenming, Fan Zitian, Dai Yucheng *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2014, 597: 237
- [6] Hu Xinping(胡心平), Xie Lingi(谢 玲), Zhang Juan(张 娟). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(2): 431
- [7] Li Linxin(李林鑫), Yin Qiang(银 强), Chen Xianjun(陈显均) *et al.* *Foundry*(铸造)[J], 2016, 65(7): 608
- [8] Yang Huaide(杨怀德), Long Siyuan(龙思远), Wu Mingfang(吴明放) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(3): 621
- [9] Dong Yun(董 允), Lin Xiaoping(林小婷), Ye Jie(叶 杰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(12): 2472
- [10] Mousavi G S, Emamy M, Rassizadehghani J. *Mater Sci Eng A*[J], 2012, 556: 573
- [11] Wannasin J, Canyook R, Wisutmethangoon S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2013, 61: 3897
- [12] Pourbahari B, Emamy M. *Materials and Design*[J], 2016, 94: 111
- [13] Yang Huaide(杨怀德), Long Siyuan(龙思远), Zhu Shuqing(朱姝晴) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(1): 187
- [14] Liu Zili(刘子利), Zhou Guibin(周桂斌), Liu Xiqin(刘希琴) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 99
- [15] Shi Gang(石 刚), Hu Lianxi(胡连喜), Wang Erde(王尔德). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(4): 609
- [16] Jiang Qing(蒋清), Meng Xiangwei(孟祥炜), Xiao Wenfeng(肖文丰) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺) [J], 2015(15): 35
- [17] Liao Hengcheng(廖恒成), Ding Yi(丁 毅), Sun Guoxiong(孙国雄). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(3): 245
- [18] Liu Fang, Yu Fuxiao, Zhang Yiling. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [J], 2012, 22(8): 1884
- [19] Zhang Zhonghua(张忠华), Bian Xiufang(边秀房). *Foundry*(铸造)[J], 1999(1): 5
- [20] Zuo Yubo(左玉波), Kang Yiyao(康轶瑶), Lin Yue(蔺 玥) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2016, 26(3): 486
- [21] Lu Quanbin(路全彬), Long Weimin(龙伟民), Du Quanbin(杜全斌) *et al.* *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2016, 46(4): 55
- [22] Ma Feng(马 锋), Liang Wei(梁 伟), Guo Kefeng(郭科峰). *Welding Technology*(焊接技术)[J], 2016, 45(6): 33
- [23] Shu Fuhua(舒服华), Liang Fang(梁 芳). *Special Cast and Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2016, 36(6): 580
- [24] Wu Xin(吴 鑫), Qi Bojin(齐铂金), Zhang Jianhe(张健合). *Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics* (北京航空航天大学学报)[J], 2011, 37(6): 673

Effect of Vacuum Dehydrogenation on Welding Microstructure and Mechanical Properties of ZL114A Alloy Modified by Strontium

Fan Zhenzhong^{1,2}, Xiong Yancai^{1,2}, Lu Zheng^{1,2}, Zheng Weidong^{1,2}, Wang Duanzhi³, Meng Dehao³

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. Beijing Advanced Engineering Technology and Application Research Center of Aluminum Materials, Beijing 100095, China)

(3. Beijing Institute of Astronautical Systems Engineering, Beijing 100076, China)

Abstract: The effect of vacuum dehydrogenation on microstructure and mechanical properties of ZL114A alloy modified by Sr nearby welding region were analyzed by Electronic hydrogen measuring instrument, ICP, OM, SEM, EDS, TEM and Universal testing machine. The results show that after the vacuum dehydrogenation process the hydrogen content decreases from 0.64×10^{-6} to 0.26×10^{-6} ; in the 24mm and 12 mm weld zone, the number of bubbles decreases by 71.4% and 60%, their diameter decreases from 2.3 and 1.8 to 1.4 and 1.2 mm, and the surface density is reduced by 77.7% and 81.8%, respectively. The morphology of silicon phase transforms from needle-like to spherical, the particle size decreases from 106 to 12 μm . the average tensile strength, yield strength, elongation and reduction of area with 12 mm in thickness are 364 MPa, 332 MPa, 9.8% and 14.2%, respectively. The microstructure under T6 state mainly contains primary $\alpha\text{-Al}$, primary and eutectic Si phase and Mg_2Si aging phase, the diameter of brittle Si particle is 4 μm , Mg_2Si aging phase shows a rod-like morphology and the aspect ratio is 15.2. The shape of dimple changes from elliptical to spherical and the fracture mechanism evolves from intergranular fracture to dimple rupture after vacuum dehydrogenation.

Key words: vacuum dehydrogenation; ZL114A alloy; silicon modification; mechanical properties; microstructure

Corresponding author: Fan Zhenzhong, Ph. D., Senior Engineer, Insititue of Advanced Aluminum Academy, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62497153, E-mail: fanzhenzhong2010@163.com