

Te、Sb 对 ZL114A 合金 T6 态微观组织与力学性能的影响

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

(1. 中国航发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: ZL114A 合金添加 Te、Sb 元素完成了硅相变质, 采用 ICP 测定了化学成分, 借助 DSC、万能试验机、OM、SEM、EDS 与 TEM 测试了不同 T6 态下合金的力学性能、硅相形貌与组织演化规律。结果表明: 随着固溶/时效温度上升, Te、Sb 元素固溶数量与密度持续增加, Al₄(Te, Sb)共晶相数量不断减少, 520~530 °C 范围内吸热峰峰值连续上升, Si 相形貌由片状、多边形状与长棒状逐渐演变为短棒状、椭圆状与球状, 球形平均粒径仅为 9 μm; Si、Mg 元素固溶数量与密度、淬火瞬间 Si 相过固溶度随之增加。545 °C 固溶 20 h 选用聚乙二醇淬火经 170 °C 时效 10 h, 合金材料平均抗拉强度、屈服强度、延伸率、断面收缩率与维氏硬度高达 360 MPa、307 MPa、10.4%、13.8%与 1220 MPa, 断口表面以韧窝断裂为主, 伴生少量沿晶断裂带, Mg₂Si 强化相平均长度约为 224 nm。

关键词: Te; Sb; ZL114A 合金; 微观组织; 力学性能; 硅相变质

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)12-3880-07

铝合金密度低、比强/刚度高、耐蚀性与加工性能优异, 加工成型后具有良好的力学与物化性能^[1-3]。铝硅系铸造合金熔炼简单、工艺流动性高, 尤其适用于制造薄壁复杂曲面与空腔类轻质结构部件, 在军工装备领域得到了广泛的应用。铝硅系合金受 Si 相颗粒取向、尺寸、形貌、分布及间距影响较大, Si 相颗粒沿晶界弥散分布起强化效果。

为有效提高铝硅合金材料的综合力学性能, 国内外研究学者针对铝硅合金的 Si 相变质开展了大量的研究工作。刘芳等人研究发现 Si 相颗粒的高温结构起伏具有显著的遗传特性^[1-3]。王桂青、李林鑫等人研究指出采用混合 RE 元素, 在细化 Si 相颗粒尺寸的同时, 也改变了初生与共晶 Si 相的形貌, 材料力学性能随之提高^[3-8]。杨怀德等证实硼化物与 Ce、Sb 等稀土元素可在改善 Si 相形貌的同时削减熔体中的富铁相数量, 减少对材料机械性能的损伤^[9-13]。王连登等指出与添加变质元素相比, 采用熔体过热处理也可有效改善共晶 Si 相的形貌, 但 Si 相颗粒尺寸较大^[14]。黄芳亮等人在 A356 合金中添加 Sr 元素, 合金 T6 态抗拉强度与屈服强度可高达 340 与 280 MPa, 平均延伸率为

7.2%^[15]。Pourbahari、Muhammad 等对铝硅合金添加 La、Sc 元素变质, 添加 Sc 后合金 T6 态抗拉强度高达 400 MPa, 但 Sc 元素价格较高难以进行广泛推广^[16,17]。Mueller、Menargues 与 Wannasin 开展了机械振动与超声处理硅相变质效果的研究, 指出凝固初期 Si 相颗粒受机械振动与超声处理不断破碎, Si 相颗粒尺寸随之细化, 材料力学性能得以提高^[18-22]。

目前针对铝硅合金硅相变质工艺与添加元素开展的研究报道较多, 但关注添加元素对铝硅合金 T6 态微观组织与力学性能影响的研究较少。本研究在 ZL114A 合金中添加 Te、Sb 元素, 测试分析了不同 T6 热处理参数下合金材料的微观组织与力学性能, 探讨了 Te、Sb 复合变质的强化机理与材料断裂机制, 以期实现较高淬火温度与有机溶剂淬火下获得较佳强度与塑韧性相匹配的热处理参数; 在调控 ZL114A 合金综合力学性能的同时, 有效控制结构的热处理变形, 为铝硅系铸造合金的工业化应用提供工艺参考。

1 实验

ZL114A 合金添加 Te、Sb 元素后的化学成分见表

收稿日期: 2017-12-15

基金项目: 北京航空材料研究院新产品研发基金 (KJSC160206)

作者简介: 樊振中, 男, 1985 年生, 博士, 高级工程师, 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095, 电话: 010-62497153, E-mail: fanzhenzhong2010@163.com

1 (质量分数)。合金熔炼采用 300 kg 电阻炉, 升温至 760 °C 加入 Al 锭、Mg 锭与 Al-12Si 中间合金, 降温至 735 °C 加入 Al-5Ti-B、Al-Te 与 Al-Sb 中间合金, 采用 C₂Cl₆ 与 TiO₂ 除气除渣。力学性能测试由 WDW-100KN 万能试验机完成, 试样为 $\phi 5$ mm 标准拉伸试棒, 应变速率为 0.08 mm·min⁻¹; 维氏硬度由 FM-700 型数控显微硬度计完成, 试验载荷为 0.25 N, 力学性能取 3 次测试平均值作为测试结果。金相腐蚀剂的低浓度混合酸体积比为 HF:HCl:HNO₃:H₂O=

2:3:5:195, 微观组织由 AX10ZIESS 型光学显微镜测试完成。断口形貌由 FEI-Quanta 600 扫描电子显微镜分析, 面元素含量标定由 IN-CAX-sight 6247 能谱分析仪完成, TEM 组织测试由 JEM-2100 高分辨透射电子显微镜完成, DSC 测试由 STA-449-F3 型差示扫描量热仪完成, 升温速率为 10 °C·min⁻¹, 升温范围为 25~570 °C。表 2 所示为 ZL114A 合金 T6 热处理制度, 表 3 为本实验添加 Te、Sb 元素选用的不同 T6 热处理工艺参数。

表 1 ZL114A 合金化学成分

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

Si	Mg	Ti	Be	Te	Sb	Fe	Cu	Zn	Mn	Al
6.5~7.5	0.45~0.75	0.1~0.25	0.05~0.07	0.12	0.18	≤0.2	≤0.2	≤0.1	≤0.1	Bal.

表 2 ZL114A 合金常规 T6 热处理制度

Table 2 T6 heat treatment process parameters of ZL114A alloy

Solution temperature/°C	Solution time/h	Quenching medium	Quenching temperature/°C	Transfer time/s	Aging temperature/°C	Aging time/h	Cooling medium
540	14	Water	24	≤20	160	8	Air

表 3 ZL114A 合金复合稀土变质 T6 热处理制度

Table 3 T6 heat treatment process parameters of ZL114A alloy after modification by mischmetal

Test number	Solution temperature/°C	Solution time/h	Quenching medium	Quenching temperature/°C	Aging temperature/°C	Aging time/h
1	545	20	Water	0	170	10
2	545	20	Water	65	170	10
3	545	20	Polyethylene glycol	60	170	10
4	540	14	Water	0	160	8
5	540	14	Water	65	160	8
6	540	14	Polyethylene glycol	60	160	8
7	535	8	Water	0	150	6
8	535	8	Water	65	150	6
9	535	8	Polyethylene glycol	60	150	6

2 结果与分析

2.1 DSC 差热分析

图 1 所示为 ZL114A 合金添加 Te、Sb 元素铸态与固溶态 DSC 测试结果。由图 1 可知铸态 DSC 曲线存在 2 个波峰, 第 1 个波峰为放热峰, 位于 267.7 °C, 对应于 GP I 区的形成; 第 2 个波峰为吸热峰, 位于 547.4 °C, 对应于晶界处 (α -Al、Si、Mg₂Si) 三元共晶相的吸热溶解。固溶态 DSC 曲线同样存在 2 个波峰, 第 1 个波峰为吸热峰, 分别在 528.8、527.7 与 526.3 °C, 对应于 545 °C 固溶 20 h、540 °C 固溶 14 h 与 535 °C 固溶 8 h 下合金组织中 Al₄(Sb, Te) 共晶相的吸热溶解; 第 2 个波峰为放热峰, 分别在 545.6、544.2 与 538.7 °C, 对应于低熔点三元共晶相的吸热溶解。

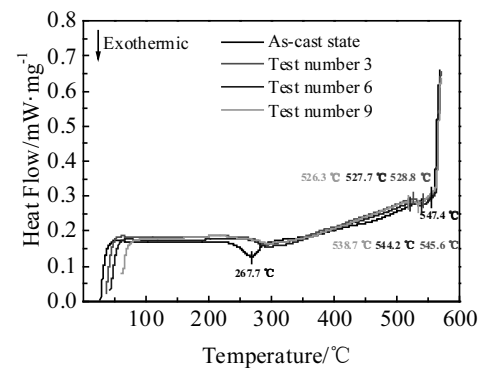


图 1 ZL114A 合金铸态与固溶态 DSC 测试曲线
Fig.1 DSC curves of ZL114A alloy under as-cast and as-quenched states

分析认为：随着固溶保温的温度与时间的延长，晶界处 Te、Sb 元素固溶数量与密度随之增加，低熔点 $Al_4(Sb, Te)$ 共晶相数量不断减少，因此 520~530 °C 范围内吸热峰的峰值连续上升；与此同时，晶界处低熔点共晶相数量的减少导致放热峰峰值温度不断上升。

2.2 微观组织分析

已有研究成果认为铝硅合金中 Si 相变质作用机理主要分为“形核理论”与“生长理论”两种，形核理论认为变质元素提供了大量的异质结晶核心，细化硅相颗粒；生长理论认为变质剂原子不断填充至硅相生长界面前沿，抑制硅相的单维方向生长，改变硅相

形态，起到变质效果。Te、Sb 可有效细化初生与共晶 Si 片，增加生长分枝，抑制硅相单维方向生长，Si 相数量、密度大为增加，平均长度与宽度分别为 26 与 5 μm ；树枝状初生 $\alpha-Al$ 基体得到明显细化，分布更加均匀，但仍保留了初生与共晶 Si 相的形貌，见图 2a 箭头所示。未经变质处理铸态组织中 Si 相颗粒呈板片状与针状，平均长度与宽度约为 84 与 12 μm 。

T6 固溶过程在淬火固溶过饱和度驱动下重熔进入初生 $\alpha-Al$ 基体内部的 Si 相颗粒沿晶界弥散析出，呈球形形貌，见图 2b。与常规 T6 热处理相比，经 545 °C 固溶 20 h 和 170 °C 时效 10 h 后，Si 相颗粒平均粒

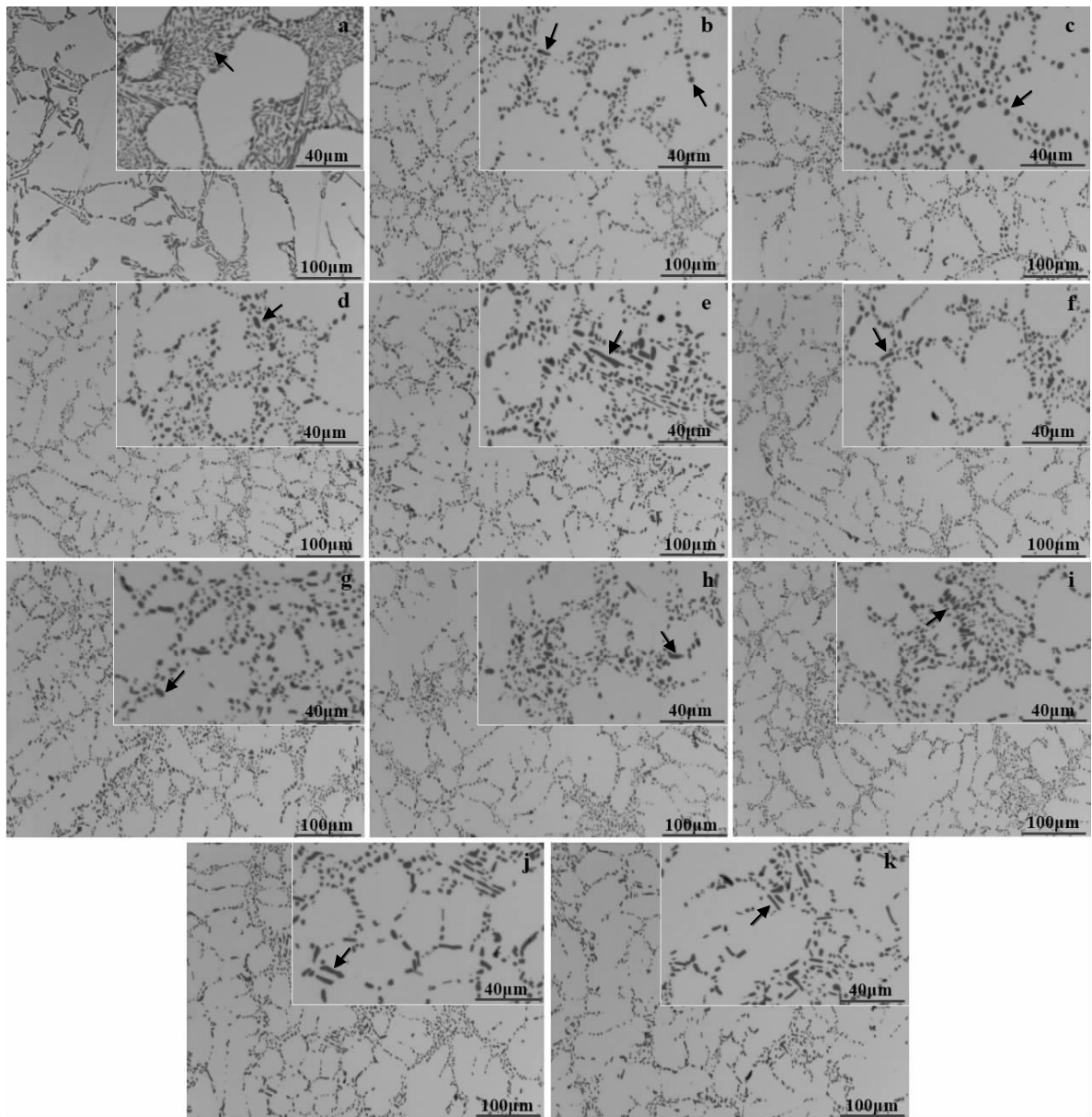


图 2 铸态、常规 T6 态及固溶时效处理的 ZL114A 合金的组织

Fig.2 Microstructures of different ZL114A samples: (a) as-cast, (b) conventional T6 state, (c) sample 1, (d) sample 2, (e) sample 3, (f) sample 4, (g) sample 5, (h) sample 6, (i) sample 7, (j) sample 8, and (k) sample 9

径仅为 9 μm , 如图 2c 箭头所示。随着淬火介质(水)温度的提高, 固溶过程 Si 相的过饱和度不断下降, Si 相颗粒平均粒径增至 12 μm , 且伴生部分椭圆形 Si 相, 见图 2d。与水相比, 聚乙二醇淬火过程的“逆溶性”特性导致淬火过程固溶过饱和程度进一步降低, Si 相颗粒平均长度与宽度增至 56 与 11 μm , 见图 2e。相同淬火介质与淬火温度下, 经 540 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 14 h 与 160 $^{\circ}\text{C}$ 时效 8 h 处理, Si 相颗粒呈短棒状形貌, 平均长度约 12 μm , 见图 2f。随着淬火介质温度的升高, Si 相颗粒明显粗化, 形貌呈短棒状, 平均长度增至 16 μm , 见图 2g。选用聚乙二醇 60 $^{\circ}\text{C}$ 淬火, 硅相固溶过饱和度进一步下降, Si 相沿晶界呈短棒状与多边形形貌析出, 平均长度为 18 μm , 见图 2h。当 T6 热处理工艺参数选用 535 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 8 h 与 150 $^{\circ}\text{C}$ 时效 6 h 时, Si 相颗粒平均长度与宽度增至 22 与 12 μm , 呈短棒状形貌, 如图 2i 所示。当淬火水温升至 65 $^{\circ}\text{C}$ 时, Si 相颗粒呈长棒状形貌沿晶界分布, 平均长度与宽度增至 26 与 14 μm , 见图 2j。选用聚乙二醇淬火时, Si 相颗粒长径比进一步增加, 与图 2j 相比, 长径比由 1.86 升至 5.6, Si 相颗粒平均长度与宽度约为 28 与 5 μm , 呈针片状形貌分布, 见图 2k。

2.3 力学性能分析

表 4 所示为不同状态试样力学性能测试结果(工程应力)。由表 4 测试结果可知: ZL114A 合金经 Te、Sb 复合变质铸态平均抗拉强度、屈服强度、延伸率、断面收缩率与维氏硬度分别为 240 MPa、192 MPa、9.2%、12.6%与 720 MPa, 常规 T6 热处理后分别提升至 356 MPa、290 MPa、14.5%、20%与 1180 MPa。选用 545 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 20 h 与 170 $^{\circ}\text{C}$ 时效 10 h 时, T6 态平均抗拉强度与屈服强度升至 365 与 320 MPa, 与常规 T6 态相比, 分别提高约 2.5%与 10.3%; 选用聚乙二醇淬火溶剂或淬火水温调整至 65 $^{\circ}\text{C}$ 时, T6 态平均抗拉强度、屈服强度与延伸率稳定为 360、308 MPa 与 10%

左右, 强度与塑韧性匹配性较佳。与常规 T6 热处理相比, 经 540 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 14 h 与 160 $^{\circ}\text{C}$ 时效 8 h 在 0 $^{\circ}\text{C}$ 水淬下, 合金材料力学性能基本保持不变。提高淬火介质(水)温度或选用聚乙二醇有机溶剂时, 合金材料抗拉强度基本保持不变, 屈服强度降至 288 MPa。合金在 535 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 8 h 与 150 $^{\circ}\text{C}$ 时效 6 h 时, 固溶过饱和程度随之显著下降, 晶界处共晶 Si 相形貌由球状转变为短棒状或针状, 在承受试验拉伸应力时, 易在 Si 相尖端区域产生应力集中破坏, 合金强度显著降低。选用 0 $^{\circ}\text{C}$ 淬火温度, T6 态平均抗拉强度、屈服强度、延伸率与断面收缩率分别为 345 MPa、260 MPa、14.2%与 16.6%, 当淬火温度提高至 65 $^{\circ}\text{C}$ 时, 平均抗拉强度、屈服强度与延伸率分别降至 340 MPa、258 MPa 与 11.2%。选用聚乙二醇 60 $^{\circ}\text{C}$ 淬火时, T6 态平均抗拉强度与屈服强度降至 318 与 222 MPa; 与 545 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 20 h 和 170 $^{\circ}\text{C}$ 时效 10 h 相比, 相同 T6 热处理工艺参数下, 平均抗拉强度与屈服强度分别降低 11.7%与 27.8%。

2.4 断口表面形貌与组织分析

图 3 所示为 ZL114A 合金 Te、Sb 复合变质不同状态断口形貌 SEM 测试结果。经 Te、Sb 复合变质铸态组织共晶 Si 相数量与密度显著增加, Si 相形貌呈短棒状与多边形, 断口形貌以沿晶断裂为主, 伴生一定数量的断裂切窝, 见图 2a 与图 3a 箭头所示。固溶时效保温处理后沿晶界弥散析出大量尺寸细小且取向一致的球状共晶 Si 相颗粒, 受试验加载应力作用在断口表面残留下大量细小的微观切窝, 见图 3b。随着固溶保温温度与时间的延长, Si 相的固溶过饱和度不断上升, 0 $^{\circ}\text{C}$ 下淬火时在晶界处析出大量细小的球状 Si 相颗粒, 起到了晶界强化效果, 有效提高合金材料的强度与塑韧性, 见图 3c。随着淬火温度的提高, 时效过程沿晶界析出的 Si 相颗粒形貌多呈短棒状, 拉伸破坏后在断口表面可见明显的沿晶裂纹, 如图 3d 所示。考虑到聚乙二醇的淬火逆溶特性, 时效后晶界处共晶 Si

表 4 不同状态试样力学性能测试结果

Table 4 Mechanical properties test results of samples under different states

State	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%	Reduction of area/%	Vickers hardness, HV/MPa
As-cast	240	192	9.2	12.6	720
Conventional T6	356	290	14.5	20	1180
Sample 1	365	320	10.8	15.6	1240
Sample 2	360	308	9.7	11.3	1220
Sample 3	360	307	10.4	13.8	1220
Sample 4	357	296	14.4	18	1240
Sample 5	356	288	14.8	17.5	1210
Sample 6	357	287	12.6	17.6	1210
Sample 7	345	260	14.2	16.6	1220
Sample 8	340	258	11.2	13.2	1180
Sample 9	318	222	17.8	21.8	1180

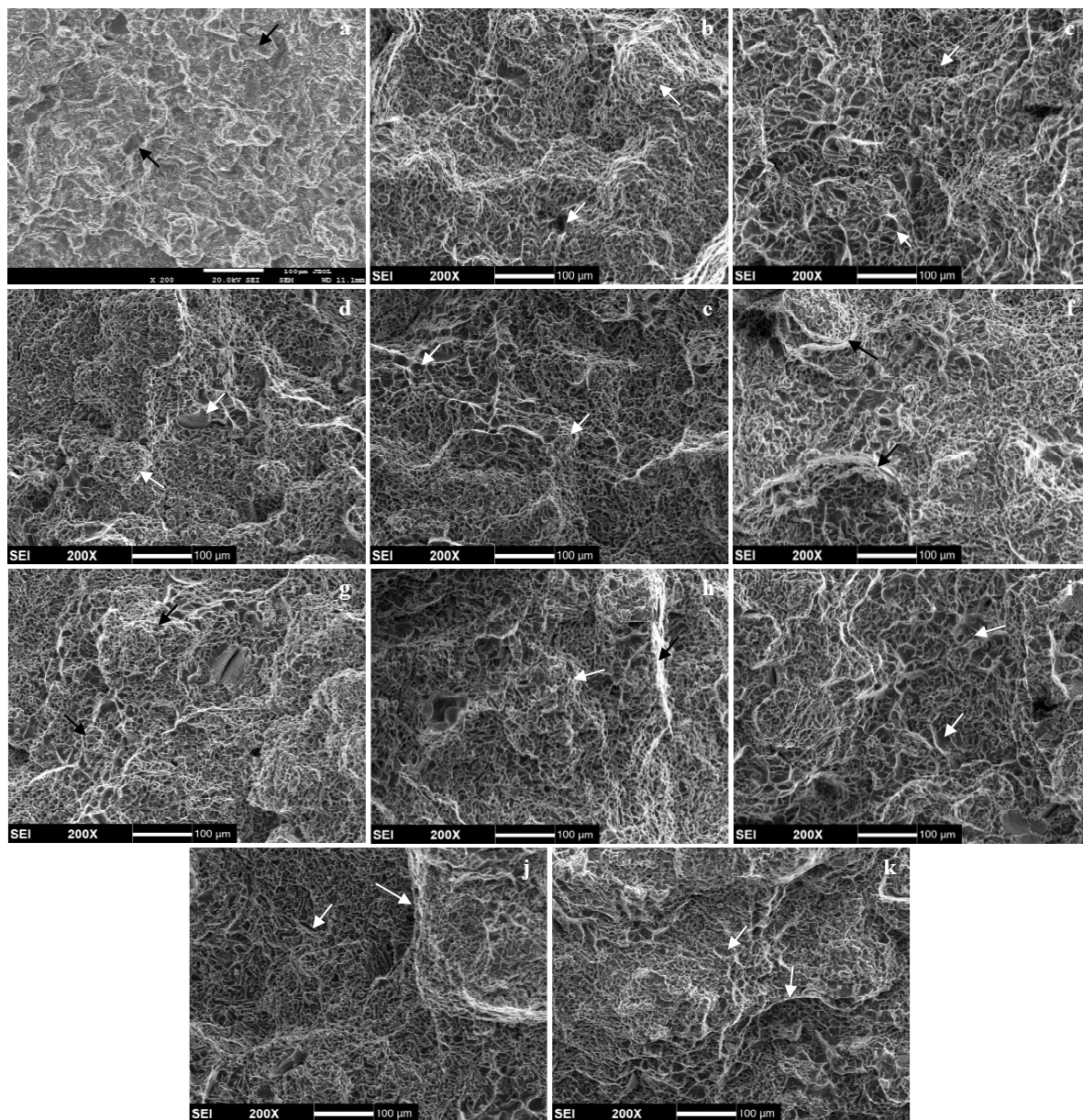


图 3 不同状态 ZL114A 合金试样断口形貌

Fig.3 Fracture morphologies of different ZL114A samples: (a) as-cast, (b) conventional T6 state, (c) sample 1, (d) sample 2, (e) sample 3, (f) sample 4, (g) sample 5, (h) sample 6, (i) sample 7, (j) sample 8, and (k) sample 9

相呈长棒状形貌，拉伸过程极易在 Si 相尖端区域发生脆性断裂破坏，在断口表面残留大量明亮的沿晶断裂带，见图 3e 箭头位置所示。随着固溶和时效保温温度与时间的降低，Si 相的固溶过饱和度持续下降，Si 相形貌由球状转变为板片状、短棒状与针状，拉伸过程极易在 Si 相颗粒尖端区域发生脆性破坏，在断口表面残留大量的 Si 相碎屑和明亮的沿晶断裂带，如图 3f~3h 所示。经 535 °C 固溶 8 h 与 150 °C 时效 6 h 后，共晶 Si 相形貌多呈短棒状或针片状，拉伸过程微裂纹沿硬脆 Si 相颗粒延伸扩展，在断口表面残留大量

沿晶断裂带，伴生部分微观韧窝；与常规 T6 态和 545 °C 固溶 20 h 相比，韧窝尺寸明显增大，见图 3i。随着淬火介质温度继续升高或选用聚乙二醇淬火，Si 相过饱和度进一步下降，断口表面韧窝形貌多呈椭圆状与长棒状，平均长度约为 21 μm，见图 3j 与 3k 箭头所示。

图 4 所示为试样 1 断口表面形貌及 EDS 分析结果。由图 4 测试结果可知晶界断裂处韧窝内破碎颗粒主要为 Al₄(Sb, Te)，其中 Sb 元素含量为 30.23%，Te 元素含量仅为 2.18%。已有研究表明：Te、Sb 元素在硅相二元与三元共晶反应时，可依附在硅相的生

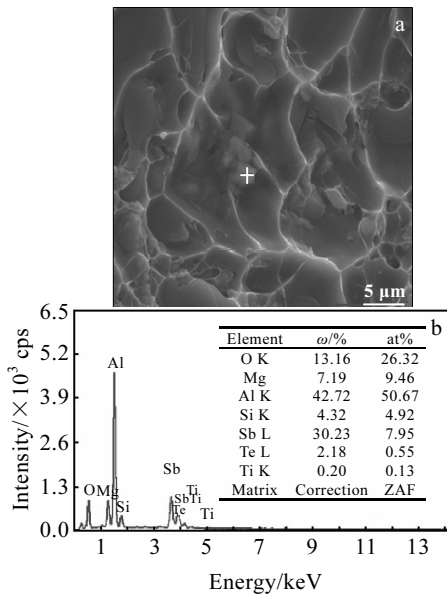


图 4 试样 1 断口形貌及 EDS 测试结果

Fig.4 Fracture morphology (a) and EDS test results (b) of sample 1

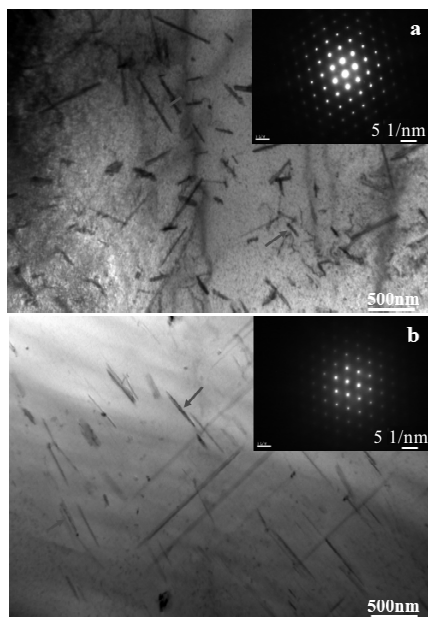


图 5 试样 3 和试样 7 的晶界 TEM 测试结果

Fig.5 TEM images and SAED patterns of grain boundary: (a) sample 3 and (b) sample 7

长界面前沿, 抑制硅相的单维方向生长, 细化硅相颗粒尺寸; 尤其是 Te 元素, 绝大部分依附在初生与共晶 Si 相颗粒表层, 部分在液相二元共晶反应时生成初生 α -Al 基体与 $\text{Al}_4(\text{Sb}, \text{Te})$, 在晶界上以颗粒复合球的形式沉淀分布^[7]。图 5 所示为试样 3 与试样 7 晶界处

Mg_2Si 相的 TEM 测试结果。随着固溶与时效温度、时间的降低, 固溶过程溶入初生 α -Al 基体内部的 Mg、Si 元素含量与浓度不断减少, 淬火瞬间强化元素的固溶过饱和度随之下降, 导致时效强化相 Mg_2Si 的析出数量与密度随之大幅下降, 析出尺寸不断增加。如图 5a 所示: 试样 3 沿晶界析出的 Mg_2Si 相平均长度约为 224 nm, 试样 7 析出 Mg_2Si 相的平均长度增至 612 nm; 析出密度约减少 62%, 合金平均抗拉强度与屈服强度分别下降 14.7%与 27.7%。

3 结 论

1) 随着固溶温度与保温时间的提高, 晶界处 Te、Sb 元素溶入初生 α -Al 基体的数量与密度不断增加, 晶界处 $\text{Al}_4(\text{Te}, \text{Sb})$ 低熔点共晶相的数量不断减少, 520~530 °C 范围内吸热峰峰值连续上升; 晶界处低熔点共晶相数量的减少导致放热峰峰值温度连续增加。

2) 铸态组织初生与共晶 Si 相多呈板片状与针状形貌分布, 平均长度与宽度约为 84 与 12 μm , 随着固溶、时效温度与保温时间的增加, 时效结束后沿晶界分布的 Si 相形貌逐渐由针片状、多边形状与长棒状演变为短棒状、椭圆状与球形, 545 °C 固溶 20 h 与 170 °C 时效 10 h 下球状 Si 相颗粒的平均粒径仅为 9 μm 。

3) Si、Mg 元素固溶进入初生 α -Al 基体内部的数量与密度随固溶温度与保温时间的提高而增加, 淬火瞬间 Si 相固溶过饱和度受淬火介质与淬火温度影响显著; 65 °C 聚乙二醇淬火介质下经 545 °C 固溶 20 h 与 170 °C 时效 10 h 下, 晶界处 Mg_2Si 沉淀强化相的平均长度约为 224 nm, 合金材料的平均抗拉强度、屈服强度、延伸率、断面收缩率与维氏硬度分别为 360 MPa、307 MPa、10.4%、13.8%与 1220 MPa, 断口表面以韧窝断裂为主, 伴生少量沿晶断裂带。

参考文献 References

- [1] Liu Fang(刘芳), Yu Fuxiao(于福晓), Zhang Yiling(张祎玲) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(9): 2358
- [2] Li Yanxia(李艳霞), Liu Junyou(刘俊友), Zhang Jucheng(张巨成) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(9): 2287
- [3] Wang Guiqing(王桂青), Bian Xiufang(边秀芳), Zhang Junyan(张均艳). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2003, 39(1): 43
- [4] Li Linxin(李林鑫), Yin Qiang(银强), Chen Xianjun(陈显均) et al. *Foundry*(铸造)[J], 2016, 65(7): 608
- [5] Shen Xiaocen, Zhao Naiqin, Li Jiajun et al. *Mater Sci Eng*

- A[J], 2016, 671: 275
- [6] Dai Wei(戴 玮), Xue Songbai(薛松柏), Sun Bo(孙 波) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(12): 2442
- [7] Hu Xinping(胡心平), Xie Ling(谢 玲), Zhang Juan(张 娟) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(S2): 431
- [8] Jiang Wenming, Fan Zitian, Dai Yucheng *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2014, 597: 237
- [9] 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
- [10] 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
- [11] Zhang Cheng, Liu Sidong, Qian Guotong *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(1): 184
- [12] 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
- [13] 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
- [14] Wang Liandeng(王连登), Zhu Dingyi(朱定一), Chen Yonglu(陈永禄) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(9): 2075
- [15] Huang Fangliang(黄芳亮), Peng Jihua(彭继华), Tang Xiaolong(唐小龙) *et al.* *Special Casting and Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2010, 30(5): 459
- [16] Pourbahari B, Emamy M. *Materials and Design*[J], 2016, 94: 111
- [17] Muhammad A, Xu C, Wang X J *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2014, 604: 122
- [18] Mueller M G, Fornabaio M, Žagar G *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 105: 165
- [19] Menargues S, Martín E, Baile M T *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2015, 621: 236
- [20] Wannasin J, Canyook R, Wisutmethangoon S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2013, 61(10): 3897
- [21] Dezecot S, Brochu M. *International Journal of Fatigue*[J], 2015, 77: 154
- [22] Mousavi G S, Emamy M, Rassizadehghani J *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2012, 556: 573

Effect of Te, Sb Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of ZL114A Alloy in T6 State

Fan Zhenzhong^{1,2}, Wang Duanzhi³, Wang Kunpeng³, Xiong Yancai^{1,2}, Lu Zheng^{1,2}, Zheng Weidong^{1,2}

(1. 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 silicon modification was prepared by adding Te and Sb elements in the smelting process. The chemical composition of the material was determined by inductively coupled method, and the mechanical properties, morphology and microstructural evolution of silicon under different T6 states were analyzed by DSC, OM, SEM, EDS, TEM and universal testing machine. The results show that the number and density of Te, Sb and Si, Mg elements dissolve in the primary α -Al matrix and the endothermic peak among from 520 °C to 530 °C increase with the increase of the solid solution and aging temperature, together with an increased solution supersaturation of silicon in the quenching moment. Whereas, the quantity of Al₄(Te, Sb) eutectic phase reduces continuously, the morphology of silicon particles changes from pin-like, polygonal and long-rod to short-rod-like, oval and spherical, and the average size is merely 9 μm . The average tensile strength, yield strength, elongation, reduction of area and Vickers hardness after solidificating at 545 °C for 20 h and aging at 170 °C for 10 h with the polyethylene glycol quenching medium are 360 MPa, 307 MPa, 10.4%, 13.8% and 1220 MPa, respectively. The dimple morphology is the dominated fracture surface, accompanied by some intergranular fracture zone, and the average length of Mg₂Si phase is about 224 nm.

Key words: Te; Sb; ZL114A alloy; microstructure; mechanical property; silicon modification

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