

热处理对 Al₇Si_{0.3}Mg_{0.3}Sc 合金 微观组织及力学性能的影响

刘向前¹, 崔晓明¹, 王振旺¹, 石博², 赵学平¹, 孙东旭¹, 白朴存¹

(1. 内蒙古工业大学 材料科学与工程学院, 内蒙古呼和浩特 0100512;

2. 抚顺市检验检测认证中心, 辽宁抚顺 110300)

摘要: 利用差热分析仪 (DSC)、扫描电子显微镜 (SEM) 和透射电子显微镜 (TEM) 等测试方法, 表征了热处理后 Al₇Si_{0.3}Mg_{0.3}Sc 合金微观组织, 并测试了其力学性能。结果表明: 固溶处理后试验合金中的 α -Al+Si 共晶组织区域变窄, 且随着固溶温度的升高, 共晶 Si 呈现出由片状向颗粒状转变的趋势。T6 态合金中析出了大量细小弥散分布的 Al₃Sc 颗粒, 以及层片状 Mg₂Si, 这两种沉淀抑制了位错运动, 使得合金力学性能得到强化。其中具有 L1₂ 结构的 Al₃Sc 与 α -Al 的位向关系为 (100)_{Al₃Sc}//(200) _{α -Al}; 另外, 尺寸较小的 Mg₂Si 主要沿 <111> 方向析出, 而尺寸较大的 Mg₂Si 则主要沿 <200> 方向析出。试验合金最佳热处理制度为: 530 °C 固溶 6 h+160 °C 时效 10 h, 该条件下的硬度、抗拉强度及伸长率较铸态合金均得到提升。

关键词: Al-Si-Mg 合金; 稀土 Sc; 热处理; 微观组织; 力学性能

作者简介:

刘向前 (2000-), 男, 硕士生, 主要研究方向为轻质金属材料、增材制造铝合金等方面的研究工作。电话: 13546206953, E-mail: 2194828643@qq.com

通信作者:

崔晓明, 男, 副教授, 博士生导师。电话: 15849180102, E-mail: xmcui@imut.edu.cn

中图分类号: TG146.21;
TG113

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)
10-1366-07

基金项目:

内蒙古自治区直属高校基本科研业务费项目 (项目号 ZTY2023048, JY20240011, JY20220171) 内蒙古自治区重点研发和成果转化计划项目: (2023YFHH0045); 内蒙古自然科学基金: (2023LHMS05015); 内蒙古科技计划项目 (201802029); 内蒙古自治区科技重大专项 (zdx2018031)。

收稿日期:

2025-04-27 收到初稿,
2025-05-23 收到修订稿。

Al-Si-Mg 合金因其具有优良的铸造性能、力学性能和耐蚀性能, 被广泛应用于航空航天及汽车工业^[1-3]。铸态 Al-Si-Mg 合金初生 α -Al 枝晶粗大, 片状共晶 Si 尺寸较大, 对基体有严重的割裂作用, 导致合金力学性能较差^[4]。采用合金化和热处理等手段可以改善 Al-Si-Mg 合金微观组织, 提升合金的综合力学性能^[5-6]。Sc 元素对共晶 Si 有较好的变质效果, 另外, 人们研究发现向铝硅合金中添加 Sc、Ce 和 Yb 等元素, 还能够净化合金液, 细化合金组织, 达到改善力学性能的目的^[7-9]。有学者研究了不同含量 Sc 元素对 Al-Si-Mg 合金的细化变质作用, 发现 Sc 含量为 0.3% 时, 试验合金的细化及变质效果最好^[10]。此外, 研究显示热处理可以促使 Al-Si-Mg 合金中片状的共晶 Si 发生断裂、球化以及降低组织中的微孔隙率^[11-12]。周等人对铸造 Al-Si-Mg 合金进行了热处理, 研究发现组织中粗大的共晶 Si 发生了明显球化现象^[13]。Pramod 等人研究了 A356 合金中添加 Sc 使共晶 Si 的形貌由板状变为纤维状和球状^[14]。添加 0.47% Sc 后, A356 合金的维氏硬度、极限抗拉强度 (UTS)、屈服强度 (YS) 和塑性分别提高 20%、25%、20% 和 30%。Xu 等人指出 Sc 的加入对铸态 F357 合金的组织有多重细化作用^[15]。T6 热处理后进一步诱导了 Sc 改性合金中共晶 Si 的完全球化和细小次生 Al₃Sc 弥散体的析出。目前, 关于热处理对含 Sc 的 Al-Si-Mg 合金组织及力学性能影响的研究鲜有报道。基于此, 本文在前期工作的基础上^[10], 以 Al₇Si_{0.3}Mg_{0.3}Sc 合金为研究对象, 对比研究了热处理前后试验合金微观组织及性能, 为今后开展类似含稀土铝硅合金组织与力学性能研究提供试验原型及理论指导。

1 试验材料及方法

试验选用 Al-Si-Mg 为原材料, 其中 Sc 元素以 Al-0.2% Sc 中间合金的形式引入。采用 ZG-0.03 型真空感应炉进行熔炼。制备流程为: 首先抽真空, 小于 20 Pa 后充氩气至

0.05 MPa进行冶炼,然后加热至710 ℃左右保温10 min进行浇注;静置除渣后将熔液浇注于预热300 ℃的 $\Phi 110 \text{ mm} \times 200 \text{ mm}$ 试样磨具中,钢锭模浇满后随炉冷却30 min后开炉,得到试验所需合金。试验合金的化学成分由OPTIMA700 DV电感耦合等离子体发射光谱仪测得,结果如表1所示。

表1 试验合金化学成分

Tab. 1 Chemical composition of experimental alloy

$w_B / \%$				
Si	Mg	Fe	Sc	Al
7.105	0.291	0.189	0.297	余量

使用FEI Quanta 650型扫描电子显微镜 (SEM) 和 Talos F200X型透射电子显微镜 (TEM) 对试验合金微观组织结构进行表征。选择铸态合金进行DSC分析,升温速率为10 ℃/min,温度范围为20~700 ℃。采用OTF-1200X管式炉和WH-25型干燥箱分别对试验合金进行固溶和时效处理。固溶温度分别选取510 ℃、530 ℃和550 ℃,在每个固溶温度下分别保温2 h、4 h、6 h和8 h。在固溶的基础上进行时效处理,时效温度分别为140 ℃、160 ℃和180 ℃,总时效时间均为16 h。采用HVS-30Z/LCD型维氏硬度计测量硬度值,利用Gatan MICROTTEST 2000ES型原位拉伸台进行拉伸试验,拉伸试样尺寸如图1所示。

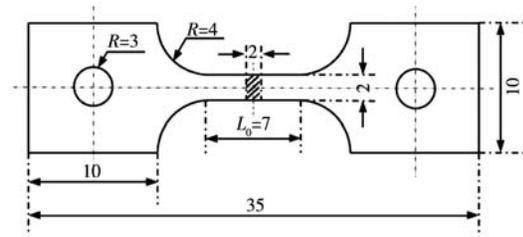


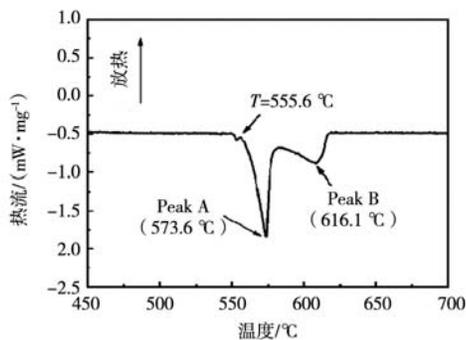
图1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Tensile specimen size

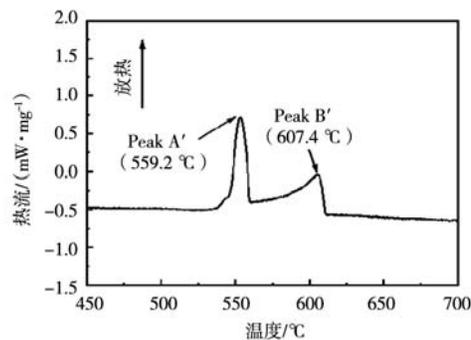
2 结果与分析

2.1 DSC 热分析

为了制定合理的热处理工艺,防止合金固溶过程中出现过烧现象,对合金进行了DSC热分析,结果如图2所示。升温过程如图2(a)所示,可以看出,吸热峰Peak A峰值温度为573.6 ℃,该吸热峰的形成归功于合金升温过程中发生的共晶反应 $\text{Al} + \text{Si} \rightarrow \text{L}$,反应的起始温度为555.6 ℃。吸热峰Peak B峰值对应的温度为616.1 ℃,该峰反映了 α -Al基体的熔化。降温过程如图2(b)所示,Peak B'(峰值温度607.4 ℃),该峰反映 α -Al的凝固,Peak A'(峰值温度为559.2 ℃,该峰反映合金发生共晶反应 $\text{L} \rightarrow \text{Al} + \text{Si}$ 。综上,本试验固溶温度范围选取510~550 ℃。



(a) 升温曲线



(b) 降温曲线

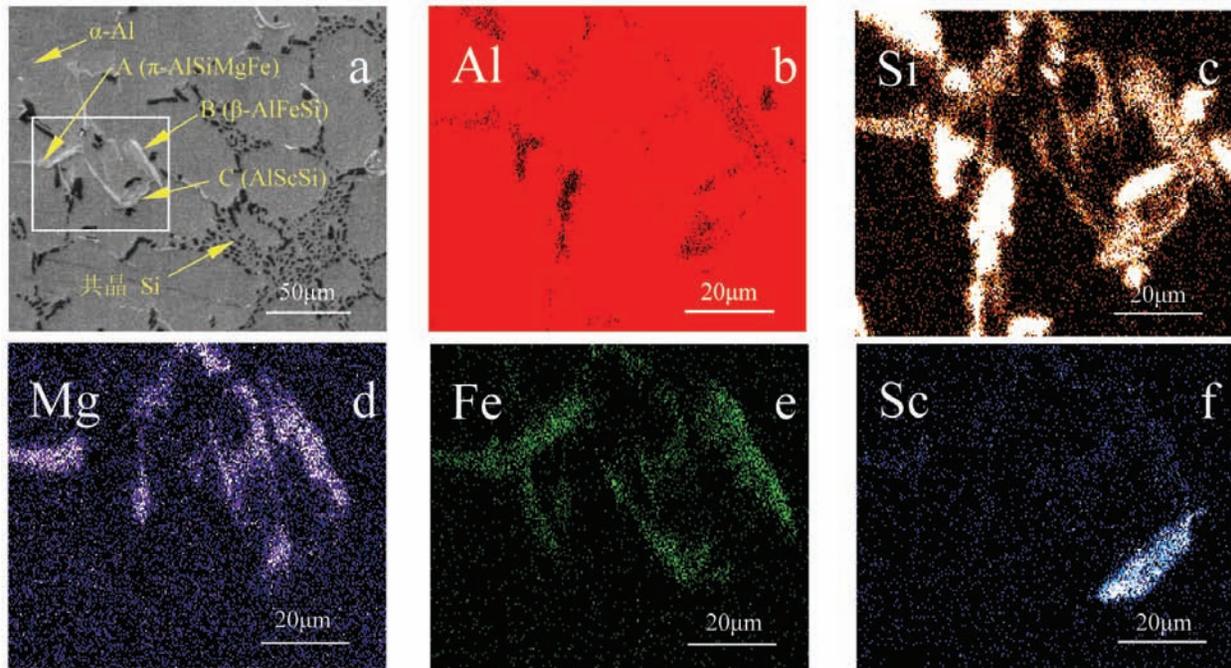
图2 试验合金的DSC曲线

Fig.2 DSC curves of experimental alloys

2.2 SEM 分析

图3为铸态合金的SEM及EDS结果图。从图3(a)可以看出,铸态合金组织主要由 α -Al、晶界附近黑色衬度的共晶Si、浅灰色衬度的含Sc相、富铁相组成。晶界附近存在尺寸较大的片状共晶Si以及较宽的 α -Al+Si共晶组织区域呈半连续分布。对图3(a)中白色方框区域进行面扫分析,结果如图3(b)-(f)。分析发现Al基体中固溶了部分Si、Mg、Fe和Sc元素。呈骨骼

状形貌的第二相所在位置同时富集了Al、Si、Mg和Fe四种元素,初步推断为 π -AlSiMgFe相。棒状形貌的第二相则主要由Al、Si和Fe三种元素富集,确定该相为 β -AlFeSi相。此外,短棒状形貌相则主要由Al、Si和Sc三种元素富集,为AlScSi三元相。表2为图3(a)中A、B和C所指位置的EDS点扫描结果,结合图3(b)-(f)面扫结果进一步确定A点位置相为 π -AlSiMgFe, B点位置相为 β -AlFeSi,而C点位置相为AlScSi三元



(a) SEM图; (b-f) EDS元素

图3 铸态合金的SEM图及EDS元素

Fig. 3 SEM image and EDS mappings of the as-cast alloy

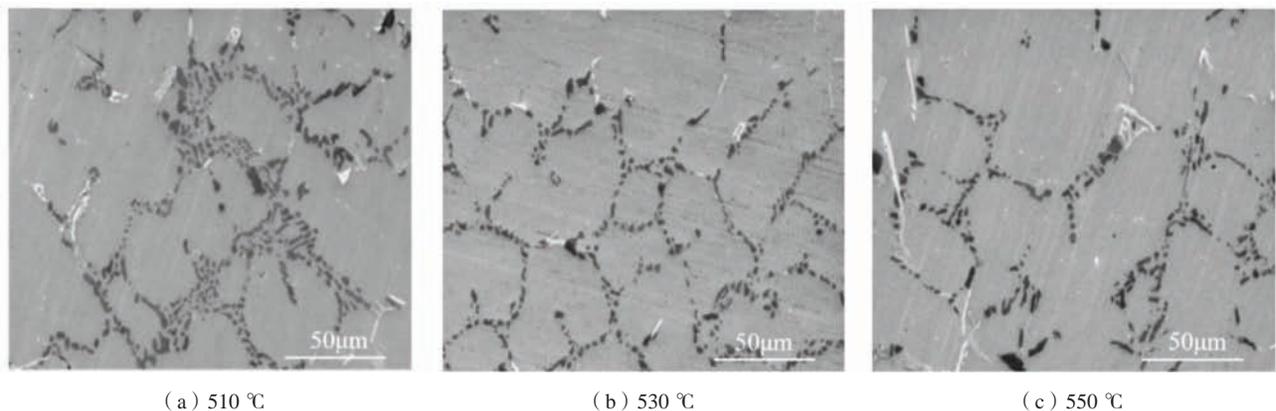
表2 图3 (a) 中A, B和C点的EDS结果
Tab. 2 EDS results of points A, B and C in Fig. 3 (a)
at. %

点位置	Al	Si	Mg	Fe	Sc
A	50.83	27.36	15.57	4.64	1.60
B	61.08	26.17	-	12.75	-
C	63.24	19.04	2.46	-	15.26

相。本课题组前期研究得到该含Sc三元相为AlSc₂Si₂相，含Sc相的生成会消耗一部分Si和Al元素，对细化铸造铝硅合金中共晶Si相的有着重要作用^[10]。

2.3 固溶工艺对合金组织的影响

图4为不同固溶温度下固溶2 h的试验合金SEM照片。与铸态试验合金微观组织相比，经过固溶处理后合金组织中片状共晶Si形貌趋于颗粒状转变，且尺寸有所减小。富铁相及含Sc化合物的形貌、尺寸和分布没有发生明显的变化。值得注意的是固溶处理后，合金晶界附近的α-Al+Si共晶组织区域明显变窄，共晶区域中的Si相数量减少，说明固溶处理后合金中的部分共晶Si溶解，固溶到基体α-Al中。相比于图4 (a)和图4 (c)，图4 (b)中合金经过530 °C固溶2 h处理后，α-Al晶粒尺寸未发生明显变化，共晶组织区域显著减



(a) 510 °C

(b) 530 °C

(c) 550 °C

图4 不同固溶温度下合金固溶2 h的SEM照片

Fig. 4 SEM images of alloy solution at different solution temperatures for 2 h

小，晶界附近共晶Si数量明显减少，其尖锐棱角的形貌基本消失，说明固溶效果最好。进一步提高固溶温度如图4(c)所示，可以发现 α -Al晶粒出现长大趋势，且部分共晶Si出现粗化现象。

图5为合金在530℃条件下固溶不同时间的SEM照片。由图5(a)可以看出，固溶时间为4h时，组织中共晶Si球形化程度增加，且分布较为均匀。经过6h固溶

后的组织如图5(b)所示，共晶Si在晶界处均匀分布，球形化程度进一步增加，共晶Si区变窄。同时， α -Al晶粒出现长大趋势。图5(c)为合金经过8h固溶后的SEM图，分析发现共晶Si的圆整度开始下降，并出现聚集和长大现象。观察发现，位于共晶Si区的 β -AlFeSi相也表现出长大趋势。因此，本工作确定的最佳固溶工艺为530℃固溶6h。

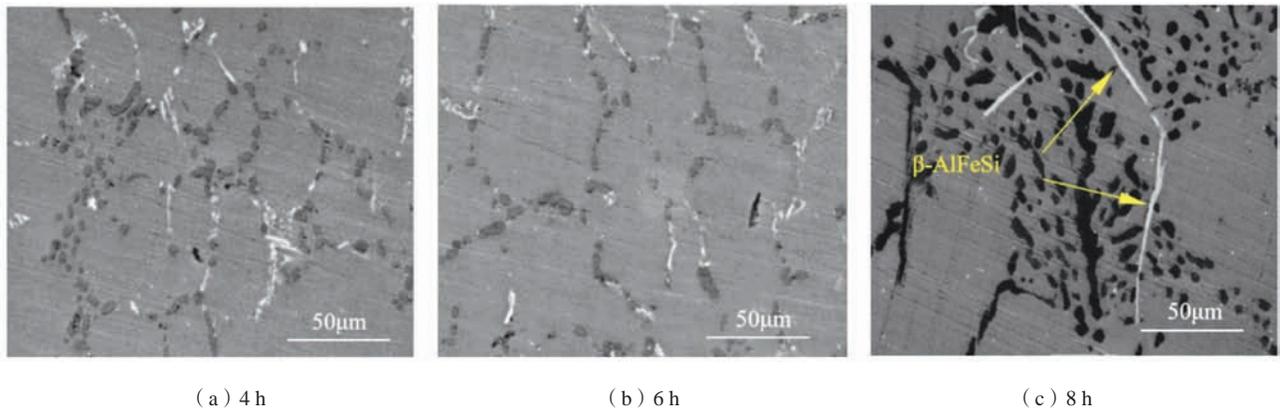
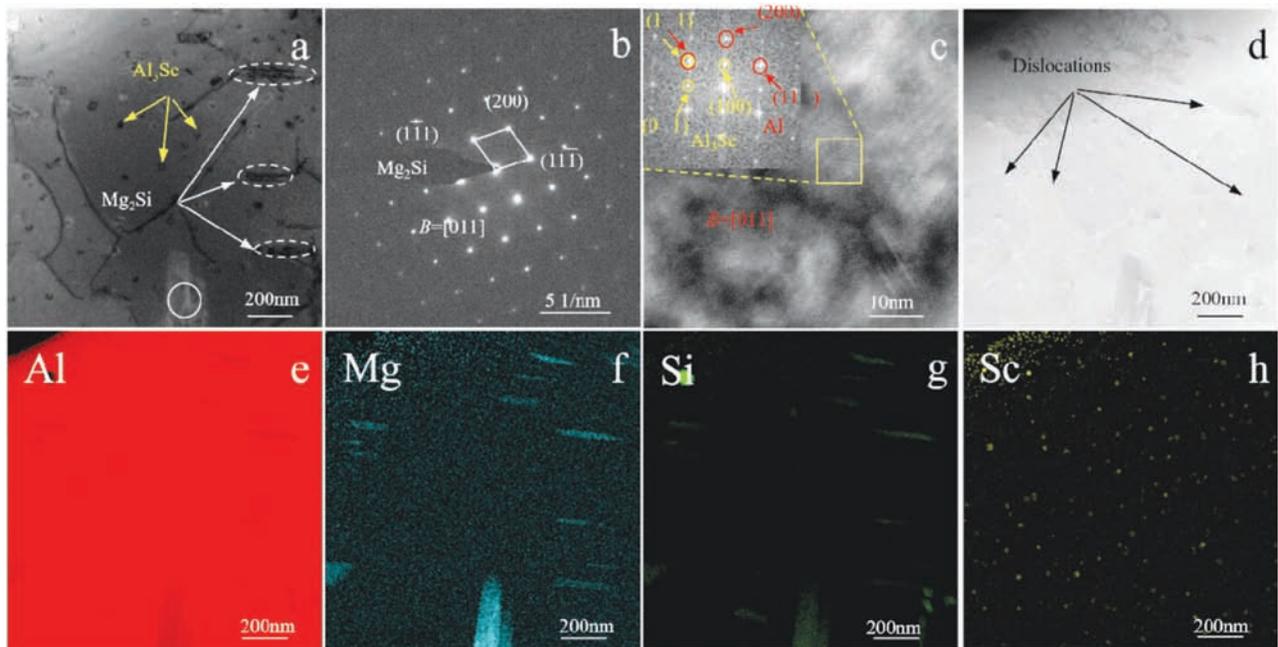


图5 530℃不同固溶时间下合金的SEM照片
Fig. 5 SEM images of the alloy at 530℃ for different solution time

2.4 T6态合金 Al_3Sc 相和 Mg_2Si 相的TEM分析

图6为T6态(530℃固溶6h水淬，再经160℃时

效10h处理)合金中 Al_3Sc 和 Mg_2Si 相的TEM照片。图6(a)为 α -Al基体晶粒内明场像(BF)照片，从图



(a) 明场像；(b) 图7a中白色圆圈区域的选区电子衍射花样；(c) Al_3Sc 相的高分辨透射电子显微镜像；(d) 高角环形暗场像及对应的能量色散谱元素分布；(e) Al；(f) Mg；(g) Si；(h) Sc

图6 T6态合金 Mg_2Si 相和 Al_3Sc 相的TEM照片
Fig. 6 TEM images of Mg_2Si phase and Al_3Sc phase in T6 state alloy

中可以看出合金中存在大量细小弥散的黑色沉淀颗粒(图6(a)中黄色箭头标记位置),以及层片状沉淀相(图6(a)中白色虚线椭圆和白色实线圆标记位置)。其中实线圆选定位置沉淀相的衍射花样见图6(b)所示,对其进行标定可知,该沉淀相为 Mg_2Si ,晶带轴为 $[011]$ 。同时,对比图6(a)中Al、Mg、Si、Sc元素Mapping结果,图6(f)~6(g),也可以观察到,Mg和Si元素在该沉淀相上的富集。此外,还发现图6(a)中白色虚线椭圆标记位置的层片状沉淀相,也由Mg和Si元素富集,表明其同为 Mg_2Si 沉淀相,这种尺寸较小(长约200 nm)的 Mg_2Si 与上述尺寸稍大 Mg_2Si 沉淀的生长方向存在差异,呈垂直析出生长关系。另外,对图6(a)中颗粒相所在区域进行高分辨(HRTEM)照片采集,结果如图6(c)所示。标定图6(c)中黄色方框选定区域FFT处理后的衍射斑点(图6(c)左上角)发现, α -Al基体 $[011]$ 晶带轴下,黄色圆圈位置为 Al_3Sc 斑点,红色圆圈位置为 α -Al基体斑点,说明基体中析出的沉淀颗粒为 $L1_2$ 型 Al_3Sc ,图6(e)和图6(h)结果也能反映出这些沉淀颗粒主要由Al和Sc元素富集。进一步分析图6(a)和图6(c)中衍射斑点,得到 Al_3Sc 与 α -Al存在 $(100)_{Al_3Sc} // (200)_{\alpha-Al}$ 共格关系。 α -Al基体 $[011]$ 带轴下,晶粒内的大尺寸及小尺寸 Mg_2Si 分别沿 α -Al基体 $\langle 200 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 方向析出生长。图6(d)为图6(a)的HAADF像,可以看出基体中存在许多位错线,且这些位错运动受到 Al_3Sc 和 Mg_2Si 沉淀相的抑制作用,这有利于强化合金的力学性能。

2.5 热处理对合金力学性能的影响

图7为不同时效工艺下合金硬度-时间曲线。从图中可以看出,随着时效时间的增加,不同时效温度试验合金的硬度均呈现先升高后降低的趋势,并且均在10 h达到峰值。合金硬度值升高主要是因为基体中析出了 Al_3Sc 和 Mg_2Si 硬质相。其中160 °C时效10 h后的平均硬度值最高,达到HV 103.1。因此本试验合金确定的

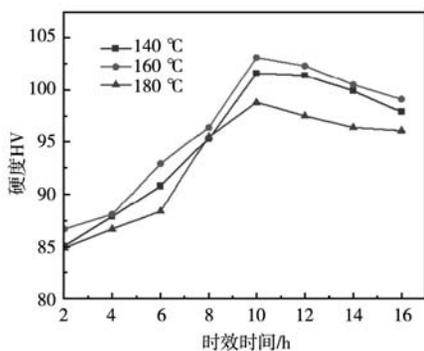


图7 不同时效工艺合金的硬度曲线

Fig. 7 Hardness curves of alloys with different aging processes

最优热处理制度为530 °C固溶6 h后水淬,再进行160 °C时效10 h。

采用图1所示尺寸的试样(非国标样)进行拉伸测试,得到不同状态下合金的室温拉伸性能见图8。和铸态合金相比,T5(530 °C固溶6 h空冷,再经160 °C时效10 h处理)和T6处理后合金的抗拉强度和伸长率均实现了显著提升。具体而言,经T5固溶处理后,合金力学性能的增强主要得益于固溶强化机制,其中抗拉强度较处理前提升了近60 MPa。合金经T6处理后,其力学性能最好,这主要是由于合金中析出了 Al_3Sc 和 Mg_2Si 沉淀相,这些沉淀相能够有效抑制位错运动,其产生的沉淀强化作用有利于进一步提高合金力学性能。

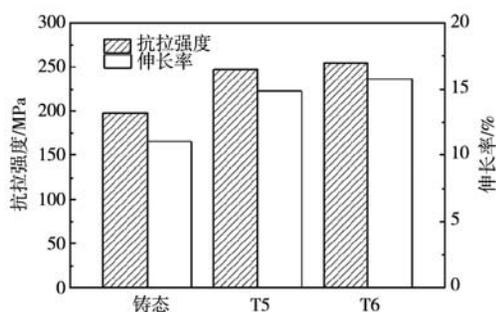


图8 不同状态下试验合金拉伸性能

Fig. 8 Tensile properties of alloys in as-cast T5 and T6 states

图9为不同状态下合金的断口形貌。图9(a)为铸态合金断口形貌,可以看出在晶界附近的较宽共晶组织(α -Al+Si)区域中,共晶Si发生断裂形成了微裂纹,微裂纹沿着共晶组织与基体界面继续扩展,导致在界面处形成了较大的断面,同时,基体中存在少量韧窝。图9(b)为固溶处理后合金的断口形貌,相较于铸态合金,断口处韧窝的数量明显增多,合金塑性得到提高。但断口形貌存在明显的解理面,这可能是由于微裂纹穿晶扩展造成的。从T6态合金断口形貌(图9(c))可以看出,韧窝的数量及深度明显增大,但仍存在部分解理面,此过程中共晶Si进一步球化,减小了对于基体的割裂作用,同时组织中也析出了层片状的硬质相 Mg_2Si 。在拉伸过程中 Mg_2Si 无法协调应力场,容易产生应力集中,不利于改善合金塑性^[16]。

3 结论

(1)与铸态合金相比,固溶处理后合金晶界附近的 α -Al+Si共晶组织区域明显变窄,片状共晶Si出现球化现象且共晶Si数量减少。提高固溶温度或延长固溶时间,会导致共晶硅粗化。

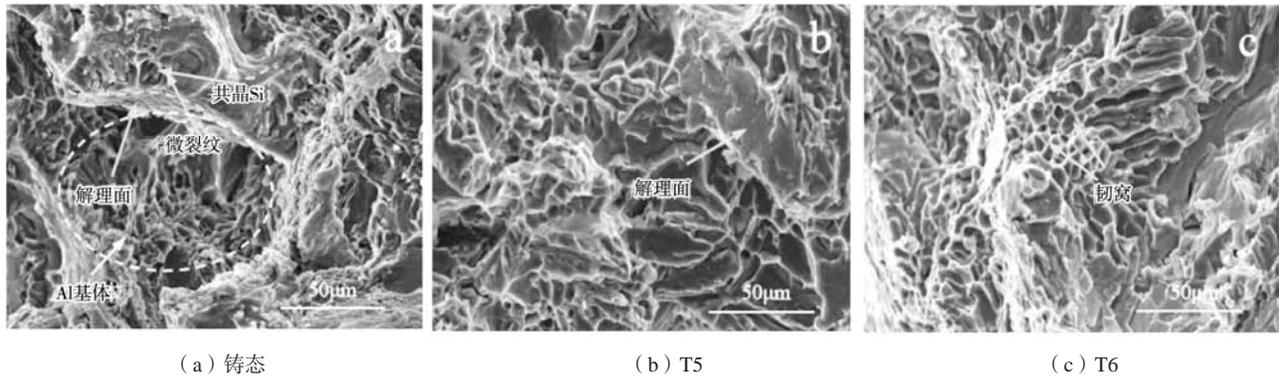


图9 不同状态下合金拉伸断口形貌

Fig. 9 Tensile fracture morphology of alloy in different status

(2) T6处理后, 合金基体中析出了大量细小弥散分布的 Al_3Sc 沉淀颗粒以及层片状 Mg_2Si 相。析出的 Al_3Sc 与 α -Al的位向关系为 $(100)_{\text{Al}_3\text{Sc}} // (200)_{\alpha\text{-Al}}$ 。 Mg_2Si 沉淀相中, 尺寸较小的 Mg_2Si 主要沿 $\langle 111 \rangle$ 方向析出生长, 而尺寸较大的 Mg_2Si 则主要沿 $\langle 200 \rangle$ 方向析出生长。

(3) 试验合金T6热处理优化工艺参数为: 530 °C 固溶处理6 h后水淬, 随后进行160 °C × 10 h时效处理。经该工艺强化后, 合金抗拉强度与伸长率较铸态分别实现提高28.63%和42.68%的显著提升, 显微硬度达到HV103.1量级。

参考文献:

- [1] KRISHNAN A B, SELVARAJ K, GEETHAKUMARI A M et al. Effect of heat treatment on the microstructure of gravity cast and squeeze cast Al-Si-Mg alloy [J]. Materials Science Forum, 2015 (9): 162-167.
- [2] WANG Z J, LIU X, ZHU C W, et al. Influence of the interaction between Si and Sc on the microstructure and tensile properties of as casted Al-Si-Sc alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 932: 167-650.
- [3] ZHANG W D, LIU Y, YANG J, et al. Effects of Sc content on the microstructure of as-cast Al-7 wt.% Si alloys [J]. Materials Characterization, 2012, 66: 104-110.
- [4] ZHU L, QIU F, ZOU Q, et al. Multiscale design of α -Al, eutectic silicon and Mg_2Si phases in Al-Si-Mg alloy manipulated by in situ nanosized crystals [J]. Materials Science & Engineering A, 2021, 802: 140627.
- [5] 康福伟, 李如一, 乔昕, 等. 热处理工艺对ZL114A铝合金组织及力学性能的影响 [J]. 哈尔滨理工大学学报, 2019, 24 (1): 113-117.
- [6] DING W W, GOU L, HU L W, et al. Modification of eutectic Si in hypoeutectic Al-Si alloy with novel Al-3Ti-4.35La master alloy [J]. Journal of Alloys and Copounds, 2022, 929: 167350.
- [7] AMER S M, GLAVATSKIKH M V, BARKOV R Y, et al. Phase composition and mechanical properties of Al-Si based alloys with Yb or Gd addition [J]. Materials Letters, 2022, 320: 132320.
- [8] 李庆林, 住玉乾, 李进宝, 等. Yb和Al-Ti-B复合变质对过共晶Al-Si铸造合金组织和性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49 (6): 1915-1924.
- [9] CENGIZ S, ABOULFADL H, THUVANDER M. Effect of Ce addition on microstructure, thermal and mechanical properties of Al-Si alloys [J]. Materials Today Communications, 2023, 34: 105518.
- [10] 崔晓明, 孟闯, 石博, 等. Al-Si-Mg-Sc铸造合金微观组织演变及其细化变质机制研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51 (7): 2529-2535.
- [11] 马广辉, 李广龙, 崔勇, 等. 固溶处理时间对铸造Al-Si-Mg合金低温力学性能的影响 [J]. 铸造, 2024, 73 (8): 1103-1108.
- [12] 刘子谦. Al、Ca以及热处理对Mg-Si系合金微观组织和性能的影响 [D]. 南昌: 南昌大学, 2022.
- [13] 周威武, 王瑞, 王东涛, 等. 共晶Si团聚对挤压铸造Al-Si-Mg合金性能的影响 [J]. 铸造及有色合金, 2022, 42 (7): 864-869.

- [14] PRAMOD A S.L., A.K RAVIKIRANA A., PRASADA RAO, et al. Effect of Sc addition and T6 aging treatment on the microstructure modification and mechanical properties of A356 alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 674: 438–450.
- [15] XU Cong, XIAO Wenlong, SHUJI HANADA, et al, The effect of scandium addition on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloy [J]. *Multi-Refinement Modifier, Materials Characterization A*, 2015, 110: 160–169.
- [16] 黄晓锋, 冯凯, 谢锐. Mg及Mn元素对Al-Si合金显微组织和力学性能的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2012, 22 (8): 2196–2204

Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Al7Si0.3Mg0.3Sc Alloy

LIU Xiang-qian¹, CUI Xiao-ming¹, WANG Zhen-wang¹, SHI Bo², ZHAO Xue-ping¹, SUN Dong-xu¹, BAI Pucun¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, Inner Mongolia, China; 2. Fushun Inspection, Testing and Certification Center, Fushun 110300y, Liaoning, China)

Abstract:

In this paper, the microstructure of Al7Si0.3Mg0.3Sc alloy before and after heat treatment was characterized using a differential thermal analyzer (DSC), scanning electron microscope (SEM) and transmission electron microscopy (TEM), and its mechanical properties were tested. The results show that after solution treatment, the α -Al+Si eutectic microstructure region in the experimental alloy narrows. And with the increase of solution temperature, the eutectic Si showed a trend of transformation from lamellar to granular. A large number of fine dispersed Al₃Sc particles and lamellar Mg₂Si were precipitated in the T6 state alloy, which inhibited the dislocation movement and thus strengthened the mechanical properties of the alloy. Among them, the position relationship between Al₃Sc and α -Al with L1₂ structure was (100)_{Al3Sc}//(200) _{α -Al}, in addition, the smaller size of Mg₂Si mainly precipitates and grew along the direction of <111>, while the larger size of Mg₂Si mainly precipitates and grows in the direction of <200>. The optimal heat treatment system of experimental alloy was: 530 °C solution treatment for 6 h+160 °C aging treatment for 10 h, under this condition the hardness, tensile strength and elongation were significantly improved compared with the as cast alloy.

Key words:

Al-Si-Mg alloy; rare earth Sc; heat treatment; microstructure; mechanical properties