

# 静置时间对 AlSi7Mg0.3 合金变质效果及微观组织与力学性能的影响

马小军<sup>1</sup>, 李连驰<sup>1</sup>, 刘海滨<sup>1</sup>, 苏为强<sup>1</sup>, 黄庆<sup>2</sup>, 吴孟武<sup>2</sup>

(1. 湖北航特装备制造股份有限公司, 湖北荆门 448000;

2. 武汉理工大学现代汽车零部件技术湖北省重点实验室, 湖北武汉 430070)

**摘要:** 使用集中熔炼炉对AlSi7Mg0.3铝合金进行熔炼, 随后转运至坩埚炉内使用Al-Sr中间合金对其进行变质处理, 通过金相组织观测和力学性能测试的方法研究了静置时间对Sr变质效果的影响。结果表明, 当铝液静置时间为7 h时,  $\alpha$ -Al基体晶粒边界清晰, 共晶Si相在基体中均匀分布, 试样力学性能较高, T6热处理后抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为306.2 MPa、236.9 MPa和10.2%; 静置时间超过8 h后, 金相组织出现明显的变质衰退, 基体晶粒边界模糊, 凝固组织中出现了较为明显的孔隙, 试样力学性能下降较多, 当铝液静置时间为11 h时, T6热处理后试样抗拉强度、屈服强度及伸长率分别降低至282.8 MPa、220.3 MPa和7.0%。

**关键词:** AlSi7Mg0.3铝合金; Sr变质; 静置时间; 微观组织; 力学性能

## 作者简介:

马小军(1993-), 男, 工程师, 主要研究方向为铝合金低压铸造。电话: 13593782933, E-mail: ma.xiaojun@hangte.cn

## 通信作者:

刘海滨, 男, 副高级工程师。电话: 13872932937, E-mail: liu.haibin@hz605.com

中图分类号: TG146.2<sup>+1</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)06-0745-06

## 基金项目:

湖北省技术创新计划项目(2024BAB072); 武汉理工大学技术转移荆门中心产业基金项目(WHUTJMXZ-2024JJ-13)。

## 收稿日期:

2024-12-11 收到初稿,  
2025-04-27 收到修订稿。

Al-Si-Mg系合金广泛应用于铸造行业, 其中AlSi7Mg0.3铝合金因其具有流动性好、线收缩小和无热裂倾向等优良的铸造性能, 备受汽车和航空航天领域的青睐<sup>[1-2]</sup>。AlSi7Mg0.3铝合金还具有良好的热处理性能, 经过固溶和时效等热处理工艺后, 可进一步增强其强度、塑性和冲击韧性等力学性能, 对于一些壁厚较小和形状复杂的铸件, AlSi7Mg0.3铝合金可以较好地满足其工艺性要求<sup>[3-4]</sup>。

尽管AlSi7Mg0.3铝合金力学性能优异, 但合金中的共晶Si相在自然生长条件下会成长为片状结构<sup>[5-7]</sup>。该结构会严重地割裂 $\alpha$ -Al基体, 降低AlSi7Mg0.3合金的强度和塑性, 对此铸造工作者们引入了变质处理的方法对AlSi7Mg0.3合金组织中的共晶Si形态进行改善<sup>[8-9]</sup>。其中Sr因其优良的变质性能而广泛应用于铝合金铸造工艺, 其变质原理可以概括为: 在基体晶体生长时Sr元素可以富集在相界面上, 阻碍基体晶体的生长, 并形成较大的成分过冷度, 使晶体分枝形成易于熔断的细缩颈结构, 从而促进晶体的游离和晶核的增加<sup>[10-11]</sup>。

目前国内外有关Sr对铝合金变质处理的研究中, 主要集中在不同组分的Sr复合变质剂对不同牌号铝合金性能的影响。刘文憬等<sup>[12]</sup>以AlSi10MnMg为基础合金, 探究了不同添加量下Sr和Er对AlSi10MnMg合金微观组织、导热性能和力学性能的影响规律, 结果表明, 添加Sr能够有效改善合金中共晶Si形貌, 且Er的添加能够进一步细化共晶Si。林灿鑫等以A356铝合金为基础合金, 在Sr+B复合变质剂的基础上, 通过光学显微镜及扫描电镜研究了不同Y添加量对变质后A356铝合金铸态凝固组织形貌和尺寸的影响, 结果表明Y的添加不会影响Sr+B的变质效果且能够进一步细化合金组织<sup>[13]</sup>。杜阳等研究了Sr对过共晶铝合金微观组织和力学性能的影响, 其研究结果表明Sr对Mg<sub>2</sub>Si的初生相和共晶相均有显著影响, 并且当Sr含量为0.1%时, 变质效果最好<sup>[14]</sup>。杨海军等利用热分析仪探索了共晶生长温度值对A356.2合金Sr变质效果的影响, 结果表明当共晶生长温度降低至<3.9 °C时, 金相组织中Si变质效果较差, 当共晶生长温度降低至>5.7 °C时, Si变质效果良好<sup>[15]</sup>。Nogita等研究了B和Sr的相互作用

对亚共晶Al-Si合金变质效果的影响,结果表明在不含Sr的Al-Si合金中,添加B不会导致共晶Si改性,而在含Sr的合金中,添加B会显著降低共晶Si的改性水平<sup>[16]</sup>。Darlapudi等以Sr变质处理后的Al-10Si合金为研究对象,通过透射电子显微镜分析了合金中Si的生长形态,结果表明经Sr改性的Al-10Si合金中片状Si的孪晶密度高于纤维状Si,这一观察结果与支撑杂质诱导孪生理论的实验观察结果相反<sup>[17]</sup>。Shabestari等研究了Sr对A380铝合金熔体中的金属间化合物的变质效果,结果表明Sr变质处理会延迟熔体中金属间化合物的形成和沉淀<sup>[18]</sup>。尽管Sr变质方法提出已久,并且在实际生产中得到了充分的应用,但有关变质效果的衰减机理以及变质后合金力学性能的影响研究较少。

本文以铸造铝合金AlSi7Mg0.3为研究对象,使用Sr变质剂对其进行变质处理,通过金相组织观察和力学性能测试等方法分析铝液在不同静置时间条件下的炉前金相组织的变化,以及经过相同热处理工艺之后试样金相组织及力学性能的变化,以期实际的铸造生产提供参考借鉴。

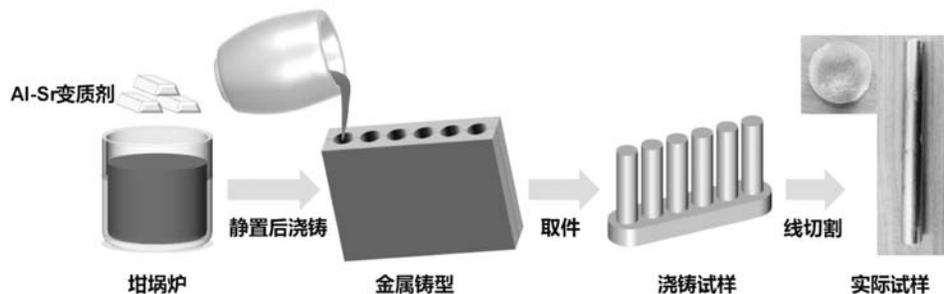


图1 试样浇注过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of sample casting process

成直径30 mm和高度70 mm的金相试样及直径20 mm和高度180 mm的随炉试棒试样。

取样完成后,使用线切割的方法分别对6个时间节点的试样进行炉前金相试样制备;同时将6个时间节点的金相试样和随炉试棒进行如表2所示的T6热处理,从而获得炉后金相试样和炉后试棒。对炉后试棒采用线切割的方法制备如图2所示尺寸的拉伸试样,其中每个时间段取6根拉伸试样,最终计算出所有样品的试验平均值,作为衡量变质后静置时间对AlSi7Mg0.3合金力学性能影响的依据。

表2 AlSi7Mg0.3合金T6热处理工艺参数  
Tab. 2 T6 Heat treatment process parameters of AlSi7Mg0.3 alloy

工艺项目	温度/℃	保温时间/h
固溶	530	6
时效	160	8

## 1 试验过程与方法

试验所用材料为商用AlSi7Mg0.3铝合金,使用集中熔炼炉对AlSi7Mg0.3铝合金锭进行熔炼,每6 h进行一次除渣和除气。确保金属液无杂渣后转运至坩埚炉内,待熔体温度达到720 ℃左右,将Al-Sr中间合金压入坩埚中,并使用石墨棒搅拌均匀,期间使用Al锭和Mg锭等进行元素含量的调整,确保铝液中合金元素的含量在标准范围内。表1所示为AlSi7Mg0.3铝合金的实际化学成分。合金化学成分检测合格后进行试样制备,具体工艺过程如图1所示。调整熔体温度至715 ℃左右,分别保温静置6 h、7 h、8 h、9 h、10 h和11 h后,先拨开熔体表面氧化层,随即舀取金属液,浇注

表1 AlSi7Mg0.3合金的化学成分  
Tab. 1 Chemical composition of AlSi7Mg0.3 alloy

							$w_B / \%$
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Al
7.18	0.103	0.005 6	0.025 9	0.299	0.005 4	0.014 4	余量

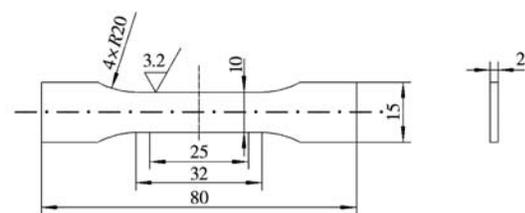


图2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Dimensions of tensile specimen

## 2 试验结果与分析

### 2.1 变质后静置时间对AlSi7Mg0.3合金Sr含量变化的影响

使用光谱分析法对6个时间节点的炉前试样进行合金成分检测,取各组Sr成分平均值为含量检测依据,表3所示为变质后不同静置时间节点下AlSi7Mg0.3合金的Sr成分含量,绘制Sr成分含量变化曲线,如图3所示,可以发现随着静置时间的延长,Sr含量持续降低,这表

表3 变质后不同静置时间节点下AlSi7Mg0.3合金的Sr含量  
Tab. 3 The Sr component content of AlSi7Mg0.3 alloy at different static time nodes after modification

保温时间/h	6	7	8	9	10	11
Sr含量/%	0.0158	0.0153	0.0150	0.0145	0.0141	0.0137

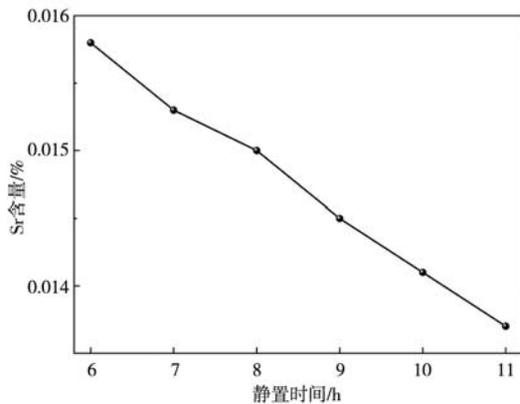


图3 变质后不同静置时间节点下AlSi7Mg0.3合金的Sr含量变化曲线  
Fig. 3 Sr component content variations in AlSi7Mg0.3 alloy at different static time nodes after modification

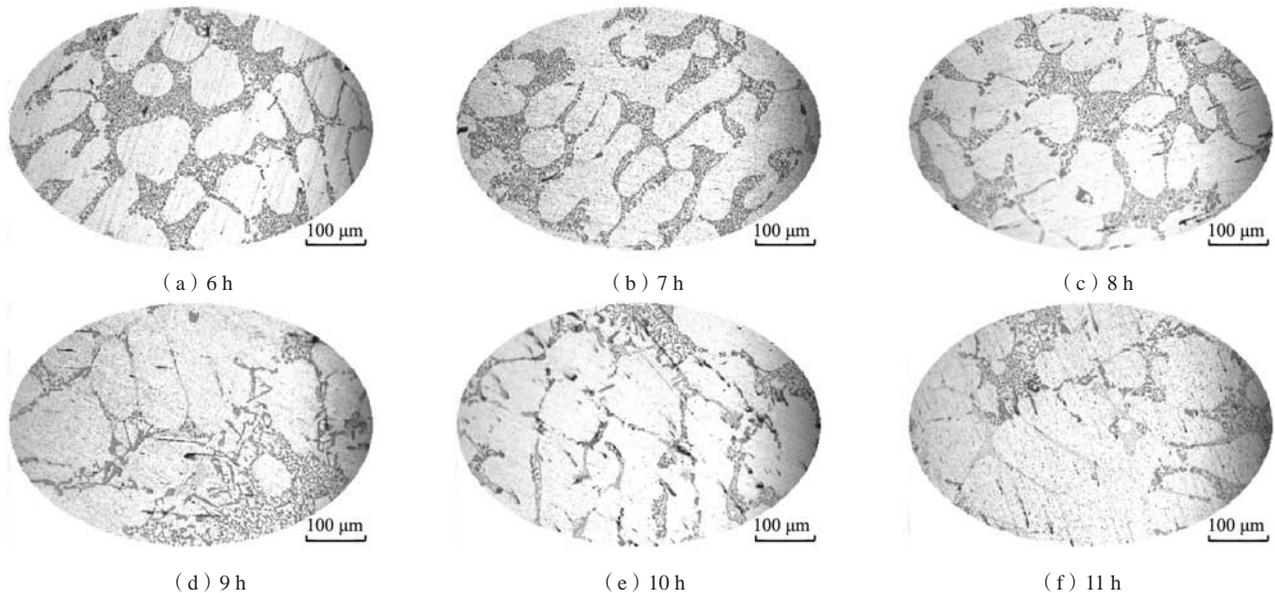


图4 变质后不同静置时间节点下AlSi7Mg0.3合金炉前试样微观组织金相图

Fig. 4 Metallographic micrographs of the AlSi7Mg0.3 alloy furnace-front samples at different holding time nodes after modification

延长, 铝液中经过变质处理的黑色共晶Si相组织呈减少趋势。其中静置时间8 h时, 金相组织开始出现变质衰退现象。静置时间超过8 h之后, 金相组织开始出现明显变质衰退, 具体表现为合金中晶粒边界模糊, 代表了游离硅颗粒的黑色片状结构急剧减少, 并且凝固组织中出现了较为明显的孔隙。这说明随着静置时间的延长, 铝合金熔体持续吸气并且氧化物夹杂增多, Sr变质效果以及所得凝固组织的力学性能将严重下降。

图5所示为变质后不同静置时间节点下AlSi7Mg0.3合金经T6热处理后试样微观组织金相图。首先将其

明AlSi7Mg0.3合金存在着严重的变质衰退现象。

## 2.2 变质后静置时间对 AlSi7Mg0.3 合金微观组织的影响

选择金相试样相对平整的表面进行研磨抛光, 直至表面没有明显的切割断口。使用体积分数为5%的HF酸进行约30 s的腐蚀后, 使用酒精冲洗并吹干, 避免与手直接接触, 用镊子将其放在电子显微镜下观察金相组织。图4所示为Sr变质后不同静置时间节点下AlSi7Mg0.3合金炉前试样微观组织金相图。

AlSi7Mg0.3微观组织主要由白色或浅灰色 $\alpha$ -Al基体和分布在晶界的黑色共晶Si相所组成, 其中少量呈现深色颗粒状的是 $Mg_2Si$ 相, 其在显微镜下表现为不规则形状, 且往往比Si相颗粒小。 $\alpha$ -Al基体、共晶Si相的分布形态以及 $Mg_2Si$ 相的存在均会对AlSi7Mg0.3合金的力学性能产生较大影响<sup>[17]</sup>。从图4中可以看出, 当静置时间为6 h和7 h时,  $\alpha$ -Al基体晶粒边界清晰, 共晶Si相在基体中呈现颗粒状、片状以及网状的均匀分布, 此时凝固组织具有较好的力学性能。但随着静置时间的

与图4进行对比, 可以发现, 在经过T6热处理后, AlSi7Mg0.3合金组织中的Si相更加圆整且均匀地分布在凝固组织中, 这说明T6热处理可以进一步提升合金的力学性能。静置时间在6~8 h内, 球状Si相的比例变化不明显, 但当静置时间超过8 h之后, 球状Si相的比例出现明显的减少趋势, 这将严重降低合金的力学性能。

## 2.3 变质后静置时间对 AlSi7Mg0.3 合金力学性能的影响

目前AlSi7Mg0.3合金经过T6热处理后的力学性能

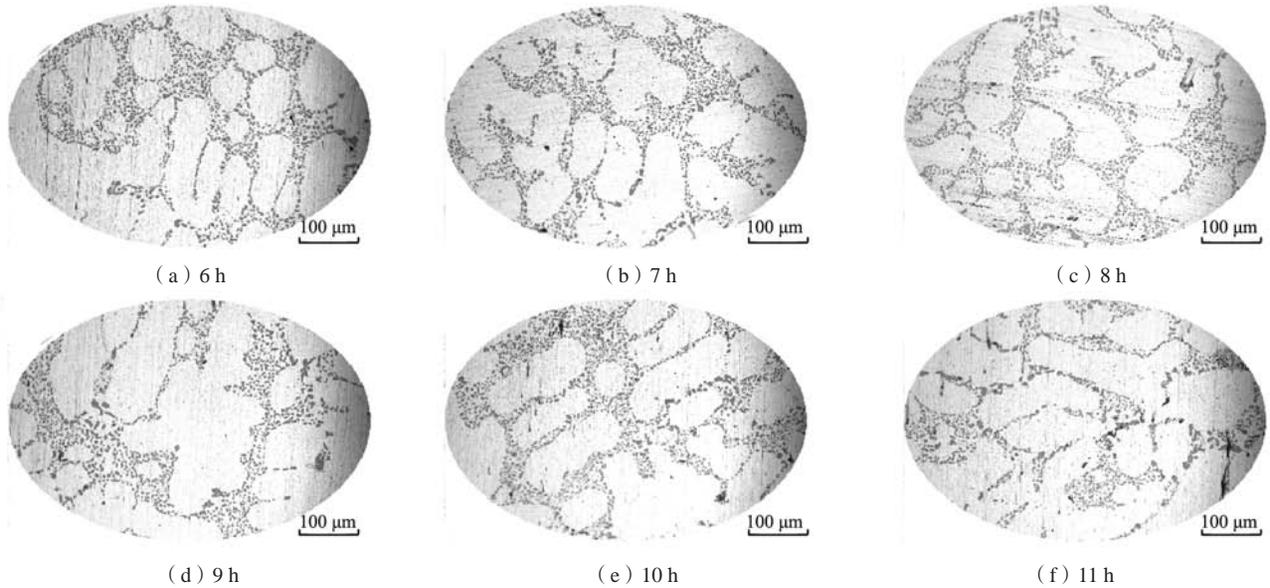


图5 变质后不同静置时间节点下AlSi7Mg0.3合金经T6热处理后试样的微观组织金相图

Fig. 5 Metallographic micrographs of the microstructure of AlSi7Mg0.3 alloy specimens after T6 heat treatment at different standing time nodes after modification

指标通常为：抗拉强度 $\geq 280$  MPa、屈服强度 $\geq 220$  MPa、伸长率 $\geq 7\%$ ，本文在此标准下对不同静置时间的随炉试棒力学性能进行分析。图6所示为各个时间段试样力学性能测试结果的变化曲线，据此计算各组试样的力学性能平均值如表4所示，平均值变化曲线如图7所示。从图6和图7中可以发现，随着静置时间的延长，AlSi7Mg0.3合金的力学性能呈显著下降的趋势。并且当静置时间超过8 h后，随炉试棒出现力学性能不达标情况。

表4 试样力学性能测试结果平均值  
Tab. 4 Average mechanical properties of the specimens

静置时间/h	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
6	304.2	235.4	10.0
7	306.2	236.9	10.2
8	297.7	237.3	9.5
9	284.4	228.6	7.3
10	281.7	225.7	7.6
11	282.8	220.3	7.0

从6组不同静置时间的随炉试棒力学性能测试结果来看，其中6 h组力学性能，分别达到标准值的105.32%（抗拉强度）、104.72%（屈服强度）、132.86%（伸长率），7 h组力学性能分别达到标准值的107.25%（抗拉强度）、105.91%（屈服强度）、137.14%（伸长率），8 h组力学性能分别达到标准值的105.02%（抗拉强度）、106.22%（屈服强度）、128.29%（伸长率）。三组随炉试棒力学性能较为稳定，抗拉强度

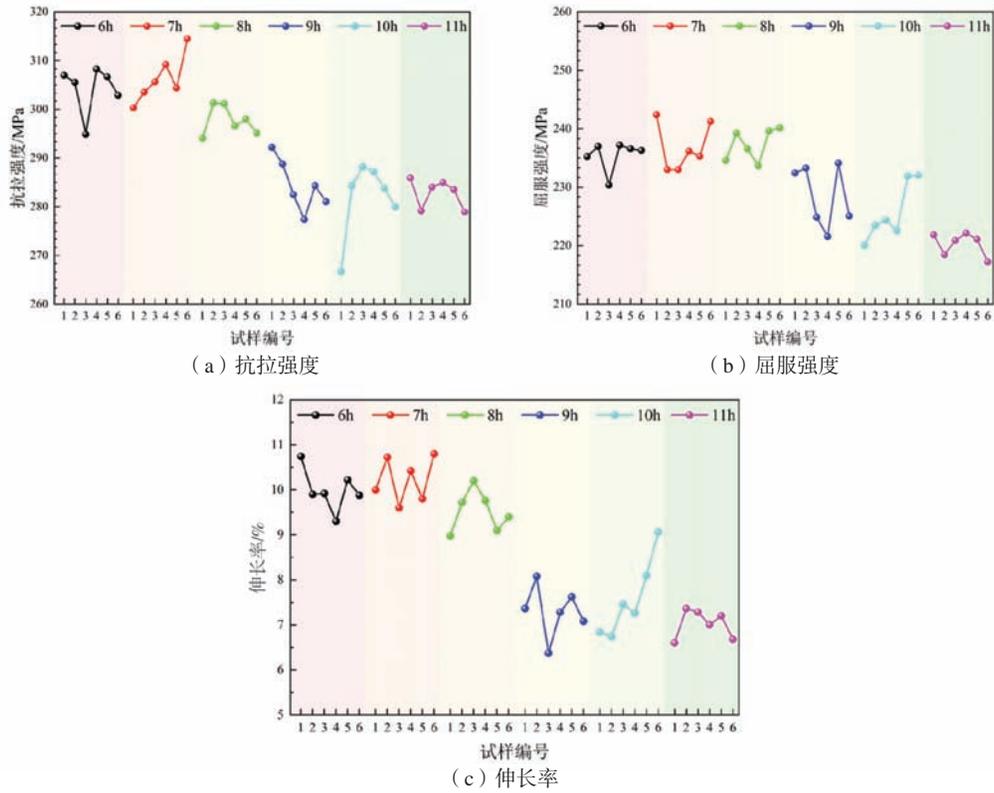
和屈服强度均达到标准值的104%以上，伸长率达到标准值的128%以上。从9 h组开始，随炉试棒力学性能出现严重下降，并出现试验值低于标准值的情况。其中9 h组出现不合格试样2根，占比33.33%，最低力学性能仅达到标准值的99.06%（抗拉强度）、100.71%（屈服强度）、91.00%（伸长率）；10 h组出现不合格试样3根，占比50%，最低力学性能仅达到标准值的95.24%（抗拉强度）、100.01%（屈服强度）、96.29%（伸长率）；11 h组出现不合格试样3根，占比50%，最低力学性能仅达到标准值的99.61%（抗拉强度）、98.74%（屈服强度）、94.29%（伸长率）。

### 3 结论

(1) AlSi7Mg0.3合金熔体Sr变质后静置时间在7 h以内，未出现变质衰退现象，静置时间超过8 h后，出现了显著的变质衰退现象，具体表现为铝合金中Sr的含量急剧降低，黑色颗粒状共晶Si相组织急剧减少。

(2) 当AlSi7Mg0.3合金熔体变质后静置时间为7 h时，T6热处理状态下合金抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为306.2 MPa、236.9 MPa和10.2%；静置时间超过8 h之后，合金力学性能显著下降，当静置时间为11 h时，T6热处理状态下合金抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为282.8 MPa、220.3 MPa和7.0%。

(3) 在实际生产中，AlSi7Mg0.3合金熔体变质处理后的静置时间应当控制在8 h以内，否则其铝液的变质效果急剧下降，致使合金铸件可能无法满足相应的力学性能要求。



## 参考文献:

- [1] 吴亮, 柯华波, 周红云, 等. 汽车用AlSi7Mg铸造铝合金的组织 and 性能研究 [J]. 铸造, 2022, 71 (12): 1525-1528.
- [2] 刘永跃. AlSi7Mg合金热变形行为与组织性能演变规律研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2023.
- [3] 秦皇岛开发区美铝合金有限公司. 汽车零部件AlSi7Mg0.3Sr铝合金 [S]. 北京: 中国标准出版社, 2018-01-15.
- [4] 袁象恺, 鲁薇华, 王汝耀. 镗变质AlSi7Mg0.3合金力学性能衰退的研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 1998 (5): 18-20.
- [5] 程文, 魏家强, 孙冬恩, 等. A356铝合金的变质处理 [J]. 热处理, 2020, 35 (5): 26-29.
- [6] ABALYMOV V R, ZHEREB V P, KLEIMENOV Y A, et al. Effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of eutectic silumin alloyed with magnesium [J]. Metal Science and Heat Treatment, 2021, 63 (5): 291-296.
- [7] BIROL Y. Impact of grain size on mechanical properties of AlSi7Mg0.3 alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 559: 394-400.
- [8] 毛文龙, 周海涛, 王顺成, 等. Sr变质对Al-Si-Mg合金的流动性、力学性能和导热系数的影响 [J]. 铸造, 2017, 66 (2): 122-126.
- [9] 李灿, 陈文琳, 雷远. 微量Sr及均匀化工艺对Al-Mg-Si-Cu-Mn变形铝合金铸态组织与性能的影响 [J]. 材料工程, 2019, 47 (2): 90-98.
- [10] 杨文涛, 何鹏飞, 刘明, 等. 热处理工艺对铝硅合金显微组织和性能影响的研究现状 [J]. 材料导报, 2022, 36 (11): 150-158
- [11] DAHLE A K, NOGITA K, MCDONALD S D, et al. Eutectic modification and microstructure development in Al-Si alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 413-414: 243-248.
- [12] 刘文憬, 李元东, 宋赵熙, 等. Sr+Er复合变质对AlSi10MnMg合金微观组织、导热及力学性能的影响 [J]. 材料导报, 2023, 37 (6): 131-137.
- [13] 林灿鑫, 程永奇, 潘育彤, 等. 稀土Y对Sr+B复合变质A356合金组织与性能的影响 [J]. 铸造, 2023, 72 (3): 257-262.
- [14] 杜阳, 索忠源, 姜峰, 等. Sr变质对Al-Mg<sub>2</sub>Si合金组织和力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42 (7): 855-858.
- [15] 杨海军, 蔡振斌, 刘志国, 等. 利用热分析仪研究Sr元素对A356.2铝合金的变质效果 [J]. 铸造, 2021, 70 (10): 1196-1199.
- [16] NOGITA K, MCDONALD S D, DAHLE A K. Effects of boron-strontium interactions on eutectic modification in Al-10 mass%Si alloys [J]. Materials Transactions, 2003, 44 (4): 692-695.
- [17] DARLAPUDI A, MCDONALD S D, TERZI S, et al. The influence of ternary alloying elements on the Al-Si eutectic microstructure and the Si morphology [J]. Journal of Crystal Growth, 2016, 433: 63-73.
- [18] SHABESTARI S G, KESHAVARZ M, HEJAZI M M. Effect of strontium on the kinetics of formation and segregation of intermetallic compounds in A380 aluminum alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 477 (1): 892-899.

## Influence of Holding Time on Modification Effect, Microstructure and Mechanical Properties of AlSi7Mg0.3 Alloy

MA Xiao-jun<sup>1</sup>, LI Lian-chi<sup>1</sup>, LIU Hai-bin<sup>1</sup>, SU Wei-qiang<sup>1</sup>, HUANG Qing<sup>2</sup>, WU Meng-wu<sup>2</sup>

(1. Hubei Hangte Equipment Manufacturing Co., Ltd., Jingmen 448000, Hubei, China; 2. Hubei Key Laboratory of Advanced Technology for Automotive Components, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, Hubei, China)

### Abstract:

The AlSi7Mg0.3 aluminium alloy was smelted using a centralized smelting furnace and subsequently transferred to a crucible furnace for modification treatment with an Al-Sr master alloy. The influence of holding time on the modification effect of Sr was investigated through metallographic structure observation and mechanical properties testing. The results indicate that when the holding time of the molten aluminium is 7 h, the grain boundaries of the  $\alpha$ -Al matrix are well-defined, and the eutectic Si phase is uniformly distributed within the matrix, resulting in relatively high mechanical properties for the sample. After T6 heat treatment, the tensile strength, yield strength, and elongation of the sample were 306.2 MPa, 236.9 MPa, and 10.2%, respectively. However, once the holding time exceeds 8 h, significant deterioration in modification occurs within the metallographic structure; specifically, grain boundaries become indistinct and noticeable pores appear in solidification structures. Consequently, there is a marked decline in mechanical properties of the sample. When subjected to an 11-hour holding time prior to T6 heat treatment, tensile strength decreases to 282.8 MPa while yield strength drops to 220.3 MPa; elongation also reduces to 7.0%.

### Key words:

AlSi7Mg0.3 aluminum alloy; Sr modification; holding time; microstructure; mechanical properties