

DOI:10.11973/jxgccl240396

铈、铈变质对 Al-5.5Mg-2.5Si-0.6Mn 合金组织及拉伸性能的影响

韩玉秀¹, 许荣福¹, 张文东², 冯以盛¹, 卢国丞¹, 王文浩³

(1. 山东建筑大学材料科学与工程学院, 济南 250101; 2. 山东省临朐县检验检测中心, 临朐 262600; 3. 山东豪迈机械科技股份有限公司, 高密 261500)

摘 要: 以 Al-5.5Mg-2.5Si-0.6Mn 免热处理铸造合金为研究对象, 分别研究了铈(质量分数 0.20%) 单一变质、铈(质量分数 0.20%) 和铈(质量分数 0.03%, 0.05%, 0.10%) 复合变质对 Al-Mg-Si 合金组织和拉伸性能的影响。结果表明: 铈单一变质后, 试验合金中的初生 α -Al 相由变质前的等轴状变为枝晶形貌, 平均尺寸增大, Al-Mg₂Si 共晶组织仍保持细小的纤维状; 铈和铈复合变质后, α -Al 相枝晶尺寸变大, 共晶组织由纤维状变为迷宫状, 当铈的质量分数达到 0.05% 时, 共晶组织变质完全, 且随着铈质量分数由 0.03% 增加到 0.10%, α -Al 相尺寸和共晶组织的层片间距先增大后减小。与未变质合金相比, 铈单一变质后试验合金的抗拉强度和断后伸长率分别提升了 6.0% 和 63.3%; 拉伸断口中存在大量细小的韧窝, 呈典型的韧性断裂特征, 该合金的拉伸性能最好。铈和铈复合变质后, 拉伸性能出现较大幅度的下降, 且随着铈含量的增加, 抗拉强度和断后伸长率均先升后降; 拉伸断口由解理面、缩孔和裂纹组成。铈的单一变质效果优于铈和铈的复合变质效果。

关键词: Al-Mg-Si 合金; 免热处理; 复合变质; 显微组织; 拉伸性能

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2025)xx-1-xx

0 引 言

随着汽车轻量化要求的提高以及新能源汽车的快速发展, 汽车行业对轻质、高强铝合金材料的需求量越来越高^[1-2]。然而, 现有铸造铝合金在铸态下的性能较差, 需要通过热处理进一步强化才能满足应用要求。传统的热处理过程制造周期长、能源消耗高, 一些铝合金铸件在热处理过程中可能会出现起泡、变形的问题^[3]。因此, 国内外许多学者致力于研究开发多种免热处理铸造铝合金, 使其在铸态就具有较高的强度和断后伸长率, 从而可以有效解决以上问题, 并满足汽车工业所需的轻量化、高强度、高效率等要求。

Al-Mg-Si 合金凭借其优异的力学性能和铸造性能, 近年来在免热处理铝合金方面的开发与应用方面逐渐成为研究热点^[4]。其中, 由德国莱茵菲尔德公司开发的 Magsimal-59 合金(名义成分为 Al-5Mg-

2Si-0.6Mn) 已广泛应用于实际生产中^[5]。常规铸造方法下得到的 Al-Mg-Si 合金的铸态组织较粗大, 共晶 Mg₂Si 相呈粗大的汉字状, 尖锐的棱角易引起裂纹扩展, 从而降低材料的力学性能^[6]。在实际生产中, 常通过变质处理改变共晶 Mg₂Si 相的形貌。然而, 目前有关 Al-Mg-Si 合金中共晶 Mg₂Si 相的变质主要集中在单一元素变质上, 但是也出现变质效果不佳、变质效率低下等问题^[7]。也有少数学者尝试采用复合变质的手段, 研究多种变质元素对共晶组织形貌的影响^[8-9]。研究^[10]表明, 铈元素可明显改变 Al-Mg-Si 合金中 Mg₂Si 相的形貌, 提升合金的力学性能。铈元素可以使共晶 Mg₂Si 相球化, 有效缓解共晶相与铝基体之间的应力集中, 减少裂纹的萌生和扩展, 从而有效提升合金的力学性能^[11]。目前, 铈和铈元素复合变质对 Al-Mg-Si 合金组织与力学性能的影响还缺乏深入的研究, 2 种元素之间的相互作用及其对共晶 Mg₂Si 相变质的潜在机理需要进行进一步的分析与探索。为此, 作者基于商用 Magsimal-59 合金成分, 确定了 Al-5.5Mg-2.5Si-0.6Mn 合金为研究对象, 分别研究了铈单一变质、铈和铈元素复合变质对合金显微组织和拉伸性能的影响, 以期高性能免热

收稿日期: 2024-08-12; 修订日期: 2024-12-10

基金项目: 山东省重点研发计划项目(No. 2024TSGC0741); 山东建筑大学高层次人才科研基金资助项目(X24099)

作者简介: 韩玉秀(1999—), 女, 山东潍坊人, 硕士研究生

通信作者(导师): 许荣福副教授

处理 Al-Mg-Si 系合金的制备和生产提供理论指导。

1 试样制备与试验方法

试验合金为 Al-5.5Mg-2.5Si-0.6Mn 合金, 采用不同含量的铈或镧对该合金进行变质。试验原料包括工业纯铝、Al-20Mg 中间合金、高纯硅、高纯铈、Al-10Mn 中间合金、Al-10Sr 中间合金、Al-5Ti-B 中间合金以及 C_2Cl_6 等。按照表 1 中的成分进行配料, 采用 SG₂-12-13 型坩埚电阻炉对原料进行熔化制备合金。先将工业纯铝在 750 °C 下加热熔化, 然

后放入高纯硅、Al-20Mn 中间合金继续保温; 待上述金属全部熔化后, 将 Al-20Mg 中间合金分 3 次加入, 每次加入后保温 5 min; 待 Al-20Mg 中间合金完全熔化后, 加入 C_2Cl_6 对熔体进行精炼扒渣, 然后通 30 min 氩气进行精炼除气除渣, 通气完成后扒除漂浮在熔体表面的氧化夹杂; 随后加入纯铈或者纯镧和 Al-10Sr 中间合金进行单一或复合变质, 再加入 Al-5Ti-B 中间合金进行细化; 最后, 将熔体温度调整至浇注温度 730 °C 并浇注至金属模具中, 获得尺寸为 10 mm×20 mm×70 mm 的试验合金。

表 1 试验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of test alloys

合金名称	质量分数 / %						Al
	Mg	Si	Mn	Sb	Sr	其他	
0Sb-0Sr	5.5	2.5	0.6	0	0	<0.15	余
0.20Sb-0Sr	5.5	2.5	0.6	0.20	0	<0.15	余
0.20Sb-0.03Sr	5.5	2.5	0.6	0.20	0.03	<0.15	余
0.20Sb-0.05Sr	5.5	2.5	0.6	0.20	0.05	<0.15	余
0.20Sb-0.10Sr	5.5	2.5	0.6	0.20	0.10	<0.15	余

在试验合金中部截取金相试样, 分别经 400[#]、800[#]、1200[#] 的 SiC 水砂纸打磨, 再采用金刚石研磨膏粗抛、细抛后, 利用体积分数 0.5% HF 溶液腐蚀 10 s, 用酒精清洗, 热风吹干后, 采用 LV100ND 型显微镜观察合金的显微组织, 用 Image Pro 软件统计 α -Al 相的平均晶粒尺寸, 对于每个试样, 统计 5 个不同视野中约 200 个 α -Al 相的晶粒尺寸。采用 COXEM EM30 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察微观结构, 并用 SEM 附带的能谱仪 (EDS) 进行元素面扫描。采用 Netzsch DSC-404C 型差示扫描量热仪 (DSC) 对试验合金进行差热分析, 在测试过程中将合金温度由 700 °C 降至 20 °C, 冷却速率为 10 K·min⁻¹。按照 ASTM E8/E8M-24 标准, 在试验合金上截取如图 1 所示的拉伸试样, 采用 Zwick-Roell Z250 型拉伸试验机进行室温拉伸试验, 拉伸速度为 1 mm·min⁻¹。采用 SEM 观察拉伸断口形貌。

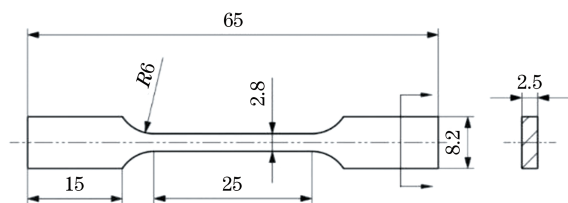


图 1 拉伸试样的尺寸

Fig. 1 Size of tensile specimens

2 试验结果与讨论

2.1 显微组织

根据 Al-Mg-Si 合金相图^[12], 该成分合金主要由初生 α -Al 相 (液相 L \rightarrow α -Al) 和共晶 Al-Mg₂Si 组织 (液相 L \rightarrow α -Al + Al-Mg₂Si) 组成。由图 2 可以看出: 在未变质的 0Sb-0Sr 合金中, 白色的初生 α -Al 相呈等轴状且其尺寸较大, 平均尺寸约为 86.5 μ m; 由于合金的冷却速率较高, 深灰色 Al-Mg₂Si 共晶组织呈短纤维状和点状, 尺寸较小。当在合金中单一添加质量分数 0.20% 铈元素进行变质后, 0.20Sb-0Sr 合金中 α -Al 相变为尺寸较小的细枝晶, 平均尺寸减小至 37.6 μ m, 而其共晶组织并未发生明显变化, 仍保持细小的纤维状和点状。该现象说明铈的添加可以细化 α -Al 相的晶粒尺寸。0.20Sb-0.03Sr 合金中的 α -Al 相晶粒尺寸由铈单一变质时的 37.6 μ m 增大至 64.8 μ m, 共晶组织的层片间距变宽, 并且边缘处的 Mg₂Si 开始出现近直角的弯折; 当铈的质量分数为 0.05% 时, 0.20Sb-0.05Sr 合金中的 α -Al 相的尺寸增加至 78.2 μ m, 共晶组织几乎全部变为粗糙的迷宫状, 说明共晶组织已变质完全; 当铈的质量分数为 0.10% 时, 0.20Sb-0.10Sr 合金的 α -Al 相晶粒尺寸又减小至 56.4 μ m, 但仍大于铈单一变质时的晶粒尺寸, 共晶组织仍为迷宫状, 但层片间距略微减小。可

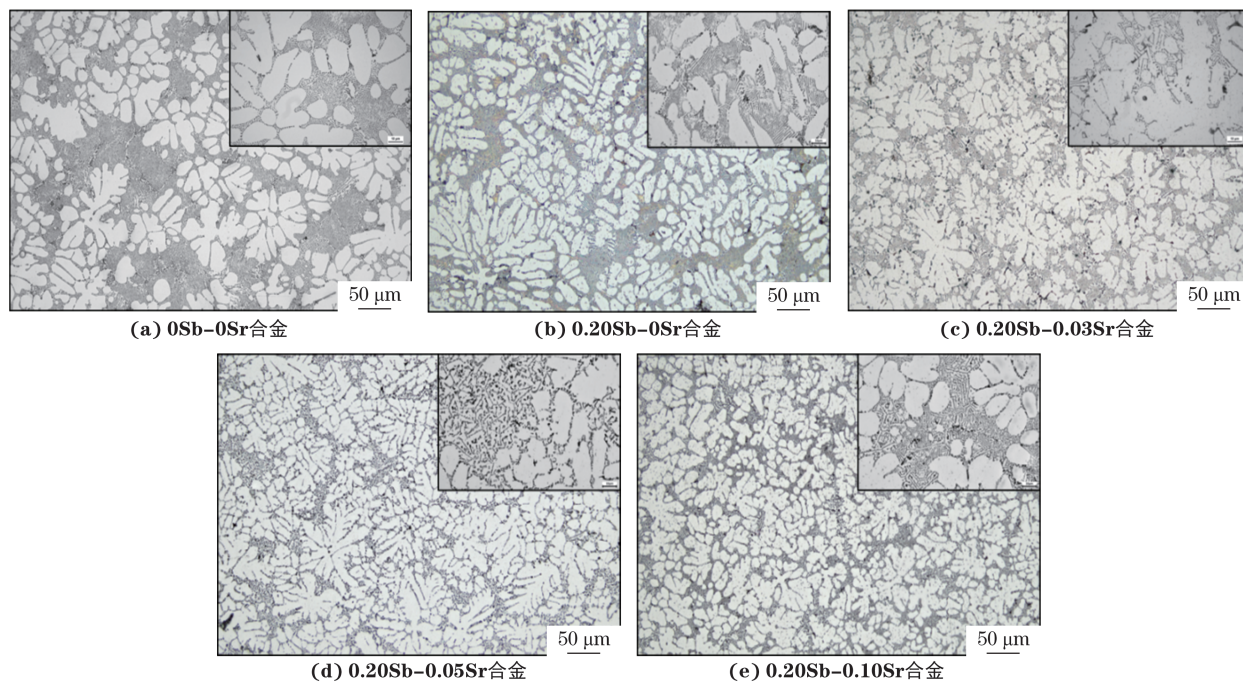


图2 不同试验合金的显微组织

Fig. 2 Microstructures of different test alloys: (a) 0Sb-0Sr alloy; (b) 0.20Sb-0Sr alloy; (c) 0.20Sb-0.03Sr alloy; (d) 0.20Sb-0.05Sr alloy and (e) 0.20Sb-0.10Sr alloy

见,当采用铈和铈进行复合变质时,合金的 α -Al相由铈单一变质时的尺寸较小的细枝晶转变为尺寸较大的粗枝晶,共晶组织由纤维状变为迷宫状,当铈的质量分数达到0.05%时,随着铈含量的增加, α -Al相尺寸和共晶组织的片层间距均先增大后减小。

为了探究铈、铈元素对合金显微组织的影响机理,分别对0Sb-0Sr合金、0.2Sb-0Sr合金、0.2Sb-0.05Sr合金进行DSC测试。由图3可以看出:3种合金的冷却曲线中存在2个放热峰,分别对应初生 α -Al相、共晶 Mg_2Si 相的析出;与0Sb-0Sr合金相比,0.20Sb-0Sr合金中 α -Al相的析出温度由617℃降低到609℃,共晶 Mg_2Si 相的析出温度由590℃降低到589℃,这表明在凝固过程中,铈的添加使初生 α -Al相和共晶 Mg_2Si 相析出时的过冷度更大,析出温度降低^[13];与0Sb-0Sr合金相比,铈和铈复合变质后0.2Sb-0.05Sr合金 α -Al相和共晶 Mg_2Si 相的析出温度几乎未发生变化。可知,单一添加铈引起的初生 α -Al相和共晶 Mg_2Si 相析出温度降低的现象,在复合添加铈后消失。

铈可以不断置换共晶 Mg_2Si 相中的硅原子,反复干扰共晶 Mg_2Si 相的生长过程,降低其生长速率,从而显著细化共晶 Mg_2Si 相的尺寸^[11]。然而,试验中铈的加入并未明显改变 Mg_2Si 相的形貌及尺寸,推测是由于在试验条件下较快的冷却速率使得未变质

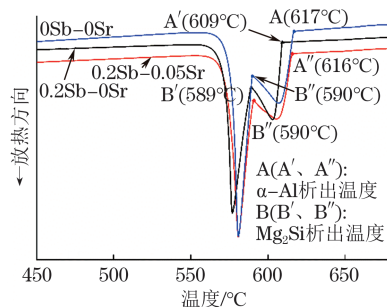


图3 不同试验合金的DSC冷却曲线

Fig. 3 DSC cooling curves of different test alloys

的合金中的共晶 Mg_2Si 相本就很细小,从而削弱了加入的铈元素对共晶 Mg_2Si 相的影响效果。铈的加入导致 α -Al相的析出温度降低,从而促进 α -Al相的形核,因此 α -Al相的尺寸明显减小。复合加入铈元素后,共晶 Mg_2Si 相的形貌变化显著,这是由于铈会吸附在共晶 Mg_2Si 相表面,影响 Mg_2Si 相的生长速率和生长方向,从而改变其形貌^[14-15]。此外,铈的复合加入抵消了单一添加铈引起的相析出温度降低的变化,从而影响了铈元素带来的组织细化效果。因此,在试验条件下铈的单一变质效果优于铈和铈的复合变质效果。

2.2 拉伸性能

由图4可以看出,与未变质合金相比,质量分数0.20%铈单一变质后合金的抗拉强度和断后伸长率

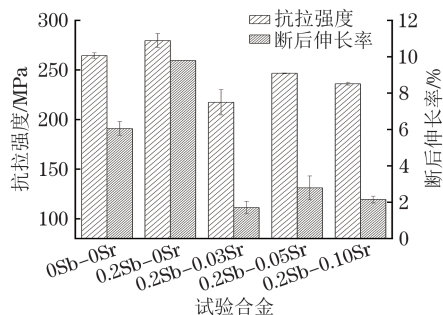


图4 不同试验合金的拉伸性能

Fig. 4 Tensile properties of different test alloys

由 264 MPa, 6.0% 提高到了 280 MPa, 9.8%。铋和锶复合变质后合金的性能出现较大幅度的下降; 随着锶含量的增加, 抗拉强度和断后伸长率均先升后降。0.20Sb-0.03Sr 合金中共晶 Mg_2Si 相变质不完全, 并且片层间距增大, 这种形貌的 Mg_2Si 相与基体结合不强, 在拉伸过程中极易脱落^[16], 导致抗拉强度和断后伸长率分别降低至 217 MPa 和 1.7%; 0.20Sb-0.05Sr 合金中共晶 Mg_2Si 相变质完全, 全部转变为迷宫状, Mg_2Si 相的长径比较 0.20Sb-0.03Sr 合金小, 应力不易集中, 合金的抗拉强度和断后伸长率分别略微回升至 246 MPa 和 2.8%; 0.20Sb-0.10Sr 合金的抗

拉强度和断后伸长率分别下降至 236 MPa 和 2.1%。

由图 5 可以看出: 未变质的 0Sb-0Sr 合金拉伸断口中韧窝数量较多, 理解面的面积相对较小, 因此其拉伸性能较好; 0.2Sb-0Sr 合金拉伸断口中存在大量细小的韧窝, 呈典型的韧性断裂特征, 该合金的拉伸性能最好; 0.2Sb-0.03Sr 合金拉伸断口中存在明显的裂纹和较大的解理面, 这是由于粗大的 Mg_2Si 与铝基体结合不强造成的; 0.2Sb-0.05Sr 合金中共晶 Mg_2Si 相变质完全, 断口解理面的面积相较 0.2Sb-0.03Sr 合金略微减小, 其拉伸性能略好, 但是此时断口产生了少量的微裂纹; 虽然 0.2Sb-0.10Sr 合金的共晶 Mg_2Si 片层间距最小, 但其拉伸断口中出现了明显的裂纹及缩孔缺陷。这是由于当锶含量过高时, 锶在熔炼过程中有明显的吸气倾向, 在凝固过程中这些气体无法从熔体中及时排除, 会导致合金中一些气孔、热裂的形成^[17]。另外, 气孔的存在也可能影响液态金属的流动和补缩, 因此一些缩孔往往也伴随着气孔的产生而形成。在拉伸过程中, 裂纹会沿着缩孔扩展, 严重恶合金的性能, 这也是添加质量分数 0.10% 锶时合金中组织较细小但是力学性能较差的原因。

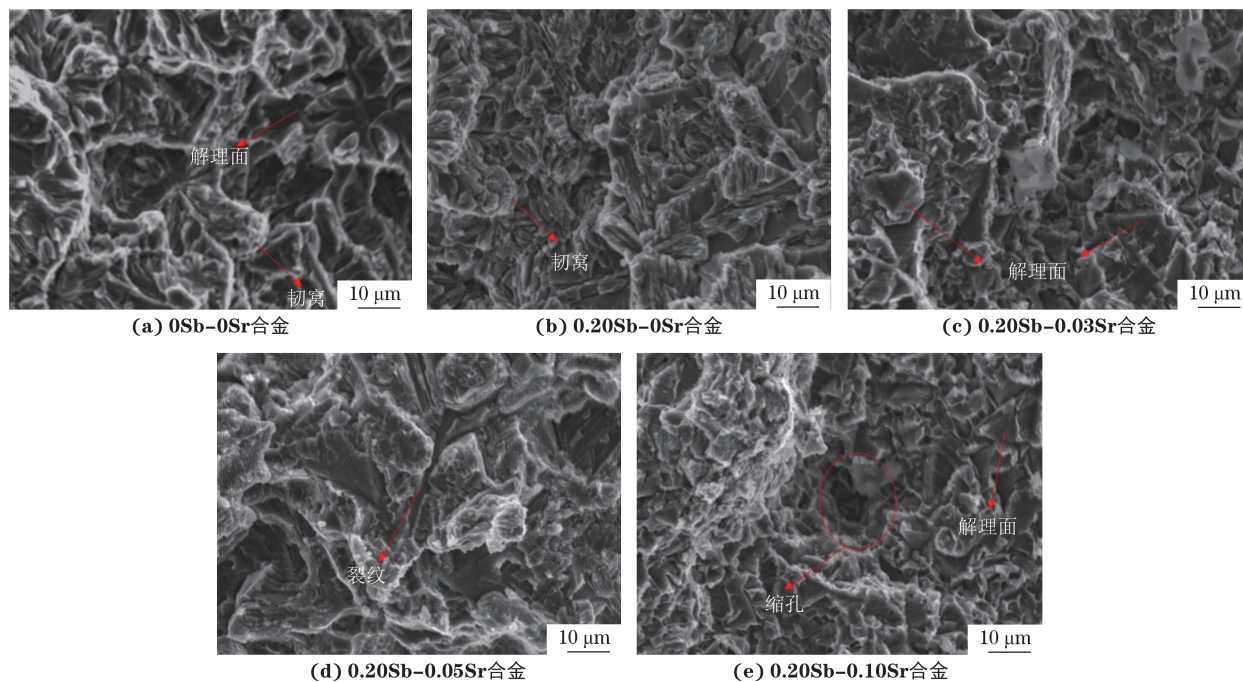


图5 不同试验合金的拉伸断口形貌

Fig. 5 Tensile fracture morphology of different test alloys: (a) 0Sb-0Sr alloy; (b) 0.20Sb-0Sr alloy; (c) 0.20Sb-0.03Sr alloy; (d) 0.20Sb-0.05Sr alloy and (e) 0.20Sb-0.10Sr alloy

单一铋变质后 Al-Mg-Si 合金的拉伸性能得到显著提升, 主要归因于铋对合金中 α -Al 相起到的细晶强化效果, 同时共晶 Mg_2Si 仍然维持细小的纤维

状, 可以缓解应力集中, 减少裂纹的萌生和扩展, 从而提升合金的拉伸性能。而铋和锶复合变质后 α -Al 相晶粒的尺寸增大, 锶的添加影响了铋对 α -Al 相晶

粒的细化效果; 铈改变了共晶 Mg_2Si 相的形貌, 使其片层间距变大, 在拉伸过程中极易与基体脱离, 加速了裂纹的扩展, 严重恶化了合金的性能; 当铈的质量分数大于 0.05% 时, 虽然合金组织细化, 但合金中出现裂纹、缩孔等缺陷, 这些都不利于提高合金的拉伸性能。

3 结 论

(1) 质量分数 0.20% 铈元素单一变质后, 试验合金中的初生 $\alpha\text{-Al}$ 相由变质前的等轴状变为枝晶形貌, 平均尺寸增大, $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ 共晶组织仍保持细小的纤维状; 铈和铈复合变质后, $\alpha\text{-Al}$ 相枝晶尺寸变大, 共晶组织由纤维状变为迷宫状, 当铈的质量分数达到 0.05% 时, 共晶组织变质完全, 且随着铈质量分数由 0.03% 增加到 0.10%, $\alpha\text{-Al}$ 相尺寸和共晶组织的层片间距均先增大后减小。

(2) 与未变质合金相比, 质量分数 0.20% 铈单一变质后试验合金的抗拉强度和断后伸长率分别提升了 6.0% 和 63.3%; 拉伸断口中存在大量细小的韧窝, 呈典型的韧性断裂特征, 该合金的拉伸性能最好。铈和铈复合变质后, 试验合金的拉伸性能出现较大幅度的下降, 且随着铈含量的增加, 抗拉强度和断后伸长率均先升后降; 拉伸断口由解理面、缩孔和裂纹组成。质量分数 0.20% 铈和质量分数 0.05% 铈复合变质后的抗拉强度和断后伸长率较质量分数 0.20% 铈单一变质后的合金分别降低 13.8% 和 61.2%。铈的单一变质效果优于铈和铈的复合变质效果。

参考文献:

- [1] XU R F, WANG W H, ZHENG H L, et al. Study on preparation process and performance properties of high-solid-fraction semi-solid A380 alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2024, 18(3): 2633-2645.
- [2] 段宏强, 韩志勇, 王斌. 汽车结构件用非热处理压铸铝合金研究进展[J]. 汽车工艺与材料, 2022(5): 1-6.
DUAN H Q, HAN Z Y, WANG B. Research progress on non-heat treatment die casting aluminum alloy for automotive structural parts[J]. Automobile Technology and Material, 2022(5): 1-6.
- [3] 罗国健, 孙有平, 何江美, 等. 热处理对高真空压铸 AlSi10MnMg 合金拉伸性能的影响[J]. 机械工程材料, 2024, 48(4): 44-50.
LUO G J, SUN Y P, HE J M, et al. Influence of heat treatment on tensile properties of high vacuum die casted AlSi10MnMg alloy[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2024, 48(4): 44-50.
- [4] YUAN L Y, HAN P W, ASGHAR G, et al. Development of high strength and toughness non-heated Al-Mg-Si alloys for high-pressure die-casting[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34(6): 845-860.
- [5] JIANG F, QIU K Q, WANG H D, et al. Effects of Bi modification and ultrasonic treatment on microstructure evolution and mechanical properties of $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 901: 163486.
- [6] 张海涛, 何昊, 尹纲, 等. 合金元素在铝合金汽车结构件铸件的研究现状[J]. 铸造技术, 2021, 42(2): 153-158.
ZHANG H T, HE H, YIN G, et al. Research status of alloy elements in aluminum alloy for automobile structure parts castings[J]. Foundry Technology, 2021, 42(2): 153-158.
- [7] 谭震林, 周全, 张连腾, 等. 铈和硼复合变质对 Al-Si-Cu-Mg 合金组织及力学性能的影响[J]. 机械工程材料, 2020, 44(9): 24-30.
TAN Z L, ZHOU Q, ZHANG L T, et al. Effect of strontium and boron compound modification on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg alloy[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2020, 44(9): 24-30.
- [8] 刘波. 铈、铈变质初生 Mg_2Si 的生长形态[D]. 长春: 吉林大学, 2010.
LIU B. The growth morphologies of primary Mg_2Si with Sr or/and Sb modification[D]. Changchun: Jilin University, 2010.
- [9] YANG M B, PAN F S, SHEN J, et al. Comparison of Sb and Sr on modification and refinement of Mg_2Si phase in AZ61-0.7Si magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(2): 287-292.
- [10] 杜阳, 索忠源, 姜峰, 等. Sr 变质对 $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ 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.
DU Y, SUO Z Y, JIANG F, et al. Effects of Sr modification on microstructures and mechanical properties of $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ [J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2022, 42(7): 855-858.
- [11] LI C, WANG C, MA P K, et al. Effect of Sb modification on microstructure and mechanical properties of hypoeutectic $\text{Al-11Mg}_2\text{Si}$ alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 782: 139247.
- [12] MURAYAMA M, HONO K, SAGA M, et al. Atom

- probe studies on the early stages of precipitation in Al-Mg-Si alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 250(1): 127-132.
- [13] LI C, FAN Z, JIA H L, et al. Synergetic modification effects on primary Mg₂Si in Al-20Mg₂Si alloy induced by the co-addition of beryllium and antimony[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 888: 161477.
- [14] 杜阳, 索忠源, 姜峰, 等. Nd变质对 Al-Mg₂Si 合金组织和力学性能的影响[J]. *铸造*, 2021, 70(11): 1265-1269.
- DU Y, SUO Z Y, JIANG F, et al. Effect of Nd modification on microstructures and mechanical properties of Al-Mg₂Si alloy[J]. *Foundry*, 2021, 70(11): 1265-1269.
- [15] JIANG W Q, XU X F, ZHAO Y G, et al. Effect of the addition of Sr modifier in different conditions on microstructure and mechanical properties of T6 treated Al-Mg₂Si in-situ composite[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 721: 263-273.
- [16] 王振成. Cu及热处理工艺对亚共晶 Al-Mg₂Si 合金显微组织与力学性能的影响[D]. 锦州: 辽宁工业大学, 2021.
- WANG Z C. Effect of Cu and heat treatment process on microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-Mg₂Si alloy[D]. Jinzhou: Liaoning University of Technology, 2021.
- [17] 中国机械工程学会铸造分会. 铸造手册-第3卷-铸造非铁合金[M]. 2版. 北京: 机械工业出版社, 2002.
- Casting branch of Chinese Mechanical Engineering Society. Handbook of foundry Volume 3: Foundry of ferroalloys[M]. 2nd ed. Beijing: China Machine Press, 2002.

Influence of Sb and Sr Modification on Microstructure and Tensile Properties of Al-5.5Mg-2.5Si-0.6Mn Alloy

HAN Yuxiu¹, XU Rongfu¹, ZHANG Wendong², FENG Yisheng¹, LU Guocheng¹, WANG Wenhao³

(1. School of Materials Science and Engineering, Shandong Jianzhu University, Jinan 250101, China;

2. Shandong Linqu Inspection and Testing Center, Linqu 262600, China; 3. Himile Mechanical Science and Technology (Shandong) Co., Ltd., Gaomi 261500, China)

Abstract: Taking Al-5.5Mg-2.5Si-0.6Mn non-heat-treated cast alloy as research object, the effects of single modification with Sb (0.20wt%) and composite modification with Sb (0.20wt%) and Sr (0.03wt%, 0.05wt%, 0.10wt%) on the microstructure and tensile properties of Al-Mg-Si alloy were studied. The results show that after the single modification of Sb, the primary α -Al phase in the test alloy changed from equiaxed shape before modification to dendritic morphology, with an increase in average size, and the Al-Mg₂Si eutectic structure still maintained a fine fibrous shape. After the composite modification of Sb and Sr, the dendritic size of the α -Al phase increased, and the eutectic structure changed from fibrous shape to labyrinthine shape. When the mass fraction of Sr reached 0.05%, the eutectic structure was completely modified, and as the Sr mass fraction increased from 0.03% to 0.10%, the size of the α -Al phase and the interlayer spacing of the eutectic structure first increased and then decreased. Compared with those of the unmodified alloy, the tensile strength and percentage elongation after fracture of the test alloy after the single modification of Sb increased by 6.0% and 63.3%, respectively; there were numerous small ductile dimples in the tensile fracture, exhibiting typical ductile fracture characteristics, and the alloy had the best tensile properties. After the composite modification of Sb and Sr, the tensile properties showed a significant decrease, and with the increase of Sr content, the tensile strength and percentage elongation after fracture first increased and then decreased; the tensile fracture was composed of cleavage planes, shrinkage cavities and cracks. The single modification effect of Sb was superior to the composite modification effect of Sb and Sr.

Key words: Al-Mg-Si alloy; non-heat treatment; composite modification; microstructure; tensile property