

微量 Mg 及热处理对 Al-7Si 合金组织和性能的影响^{*}

王博¹⁾²⁾ 江鸿翔^{1)2)†} 张丽丽¹⁾²⁾ 何杰^{1)2)‡}

1) (中国科学技术大学材料科学与工程学院, 沈阳 110016)

2) (中国科学院金属研究所, 师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016)

(2025 年 6 月 16 日收到; 2025 年 7 月 25 日收到修改稿)

随着电子通信等行业的快速发展, 对高导热铸造铝合金材料性能要求日益增加. 本文以在电子通信等行业广泛使用的 Al-7Si(质量分数, 下同) 铸造铝合金为对象, 系统分析了热处理工艺制度以及少量的 Mg 元素添加对 Al-7Si 系合金微观组织及性能的影响. 结果表明: 固溶后在 300 °C 下进行保温热处理有利于共晶 Si 的球化, 并减小溶质原子在铝基体中的固溶度, 从而导致 Al-7Si 合金导热性能的提升及硬度的降低; 在 Al-7Si 合金中添加微量 Mg(0.4%) 后进行三级热处理(固溶处理+300 °C 热处理+180 °C 热处理) 不仅有助于共晶 Si 的球化, 而且能促使纳米尺度(Mg, Si) 强化相的析出以及基体中固溶的 Mg, Si 元素含量的降低, 从而同时提高合金的力学性能和导热性能. 经历三级热处理的 Al-7Si-0.4Mg 合金热导率和显微硬度可达 189 W/(m·K) 和 73.5 HV, 相较于铸态 Al-Si 合金分别提升了 11.2% 和 62.6%.

关键词: Al-Si 合金, 微观结构, 热导率, 力学性能

PACS: 64.75.Op, 81.30.Fb, 68.37.Hk

DOI: 10.7498/aps.74.20250776

CSTR: 32037.14.aps.74.20250776

1 引言

铝硅系合金具有比强度高、耐腐蚀性好、铸造性能优良和较高的导热能力, 在电子通信设备的壳体铸造上有着广泛的应用. 随着 5G 通信技术的快速发展, 相关产品相比 4G 产品的集成度更高, 通道数和功耗大大增加, 使得产品的结构更加复杂, 设备热负荷显著增大, 对材料导热与力学性能的需求日益提升, 使得同步增强铝合金的导热性能和力学性能成为其实际应用的关键挑战^[1-3].

在 Al-Si 系合金中, Si 元素能提升合金强度和熔融态下的流动性, 但过多的 Si 元素会加剧晶格

畸变, 并导致共晶 Si 相增多、粗化. 这不仅损害合金塑性, 还会增强电子散射, 降低热导率. 为此, 近年来研究人员广泛探索了化学处理^[4-10]、冷却条件^[11-13] 及外加物理场^[14-17] 等手段对合金组织与性能的调控作用. 其中, 化学处理因成本低、操作简便且能有效地改善合金的组织性能而引起了学者们的广泛关注. 例如: 张瑞英等^[5] 发现经过 Sr 变质的 Al-7Si(质量分数, 下同) 合金中共晶 Si 由片层状转变为细小的珊瑚状, Al-12Si 和 Al-20Si 合金中共晶 Si 由片层状转变为枝条状; 郑秋菊等^[8,9] 研究表明在亚共晶 Al-Si 合金中添加微量稀土 La 不仅能细化 α -Al 晶粒, 还能变质共晶 Si, 从而提

^{*} 广西科技重大专项(批准号: AA23023032)、国家自然科学基金(批准号: 52174380, 51974288) 和中国载人航天工程空间应用系统项目(批准号: KJZ-YY-NCL06) 资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: hxjiang@imr.ac.cn

[‡] 通信作者. E-mail: jiehe@imr.ac.cn

升合金的塑性; 戚忠乙等^[10]研究发现向经 Sr, B 复合变质处理的 Al-7Si-0.6Fe 中添加适当的稀土 La 可以同时提升合金的热导率、抗拉强度和延伸率.

通常而言, 铸造 Al-Si 合金一般认为是不可热处理强化合金. 然而, 当添加 Mg, Cu 等合金元素后, Al-Si 合金变为可热处理强化合金, 通过开展适当的固溶、时效处理, 可以提升 Al-Si 合金的力学性能. 例如: Cheng 等^[18]研究表明, 对添加 Mg 元素的 Al-Si 合金进行热处理能大幅度提高合金的强度; Torres 和 Zoqui^[19]通过 T4 热处理显著提高了 Al-Si-Cu 合金的力学性能; Son 等^[20]在 Al-Si 合金中同时加入 Mg, Cu 元素后进行 T5 热处理, 可使合金强度达到 250 MPa 以上. 然而以往的研究在追求强度的同时忽略了 Mg 和 Cu 元素对 Al-Si 合金热导率的不利影响, 向合金中引入了过多的溶质元素.

本研究以在电子通信等行业广泛使用的 Al-7Si 铸造铝合金为对象, 系统地研究了微量 Mg 添加和热处理耦合作用对合金组织、力学性能、导热性能的影响, 分析了微量 Mg 元素及热处理工艺对 Al-7Si 合金的影响规律, 旨在为高导热铝硅合金的研发奠定理论基础.

2 实验方法

以工业纯铝 (99.7%) 以及 Al-12Si, Al-10B, Al-10La, Al-10Sr 以及纯 Mg(99.9%) 等为原料制备成分如表 1 所列的 Al-7Si 合金和 Al-7Si-0.4Mg 合金. 合金熔炼过程如下: 首先, 将称量好的工业纯铝置入石墨黏土坩埚中, 于 SJ-5-12 型井式电阻炉中加热至 720 °C 熔化. 加入配制好的 Al-12Si 中间合金, 待其完全熔化后充分搅拌, 并保温 10 min. 随后将熔体温度降至 690 °C, 加入铝箔包裹的纯 Mg 并搅拌, 待其熔化后保温 10 min (Al-7Si 合金无此过程); 调节熔体温度至 720 °C, 分别向熔体中加入称量好的 Al-10B, Al-10La, Al-10Sr, 并在搅拌均匀后保温 10 min. 以上步骤完成后除去熔体表面浮渣, 将合金液浇入预热至 200 °C 的石墨模具中获得合金铸锭. 待铸锭空冷至室温后, 取铸锭中心部位切成尺寸为 $\Phi 16\text{ mm} \times 6\text{ mm}$ 的圆柱形试样, 利用 SX2-12-10A 型箱式电阻炉在 530 °C 下对 Al-7Si 和 Al-7Si-0.4Mg 试样进行不同时间的固溶处理 (solid solution, SS) 后将其快速放入水中

冷却, 随后在 300 °C (high temperature heat treatment, HT) 下对样品进行不同时间保温热处理; 此外, 为探索不同热处理制度对合金组织、性能的影响, 选取 Al-7Si-0.4Mg 合金为对象, 将其在 300 °C 下进行热处理后, 在 180 °C (low temperature heat treatment, LT) 下进行不同时间的保温处理. 具体热处理工艺如表 2 所列.

表 1 实验合金的化学成分 (质量分数)(单位: %)
Table 1. Chemical compositions (weight percent) of the experimental alloys (Unit: %).

Alloy	Mg	B	La	Sr	Fe	Si	Al
Al-7Si	0	0.024	0.04	0.02	0.25	7	Bal.
Al-7Si-0.4Mg	0.4	0.024	0.04	0.02	0.25	7	Bal.

表 2 Al-7Si 和 Al-7Si-0.4Mg 合金的热处理工艺参数
Table 2. Heat treatment process parameters for the Al-7Si and Al-7Si-0.4Mg alloys.

Alloy	Process	Temperature/°C	Time
Al-7Si	SS	530	0 h, 0.5 h, 1 h, 1.5 h, 2 h
	HT	300	0 min, 20 min, 40 min, 60 min, 80 min, 100 min
Al-7Si-0.4Mg	SS	530	0 h, 0.5 h, 1 h, 1.5 h, 2 h
	HT	300	0 min, 20 min, 40 min, 60 min, 80 min, 100 min
	LT	180	0 h, 6 h, 12 h

对合金样品进行研磨、抛光, 然后采用 1.5% HCl+2.5 HNO₃+1%HF+95%H₂O 对样品进行腐蚀; 使用扫描电子显微镜 (SEM) 对共晶 Si 形貌和元素分布进行表征; 利用透射电子显微镜 (TEM) 表征合金中纳米尺度析出相的形貌及种类; 试样电导率采用 D60K 型数字金属材料电导率测试仪测量, 并通过 Wiedemann-Franz 定律换算为热导率; 合金样品的维氏硬度 (Vickers hardness, HV) 利用 FM-700 显微硬度计进行测量, 载荷 0.1 kg. 拉伸试样依据 GB/T 228.1-2021 标准加工, 室温拉伸试验在 Z150 试验机上以 1 mm/min 的速率执行.

3 结果与讨论

3.1 热处理对 Al-7 Si 合金组织及性能的影响

图 1 给出了铸态 Al-7Si 合金的二次电子图像 (secondary electron imaging, SEI) 和能谱 (energy dispersive spectroscopy, EDS) 分析结果. 由图 1

可见, 合金中共晶 Si 呈短棒状均匀地分布于 Al 基体中, Sr 元素的分布与 Si 的分布区域基本一致. 由于研究过程中使用的工业纯铝中含有一定量的 Fe 元素, 且室温下 Fe 在铝中的固溶度极低, 因此在合金中观察到了富 Fe 相的存在.

图 2 给出了经热处理后 Al-7Si 合金的显微组织. 可以看出: 未经固溶处理的 Al-7Si 合金中的共晶 Si 主要呈长棒状 (见图 2(a)); 随着固溶处理时间的延长, 共晶 Si 逐渐球化, 当固溶时间达到 2 h

时, 共晶 Si 基本完全转变为短棒状或近球形; 定量金相统计结果表明, 固溶 2 h 后 Al-7Si 合金中共晶 Si 的平均长径比由铸态时的 2.49 降至 1.41. 此外, 从图 2(d)—(f) 可以发现: Al-7Si 合金在 300 °C 下进行热处理后, 共晶 Si 的周围及 α -Al 中均析出了亚微米尺度的第二相, EDS 分析结果表明, 亚微米尺度的第二相为 Si 颗粒 (见图 3).

图 4 给出了不同热处理工艺对 Al-7Si 合金室温热导率和硬度的影响. 结果表明, 固溶处理 0.5 h

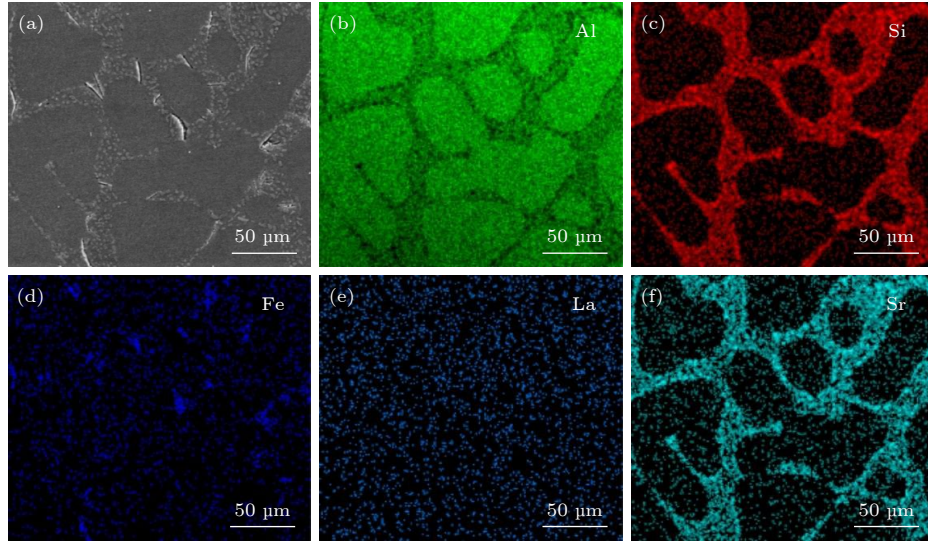


图 1 铸态 Al-7Si 合金的二次电子图像和能谱元素分布 (a) 二次电子图像; (b) 铝; (c) 硅; (d) 铁; (e) 镧; (f) 锶

Fig. 1. Secondary electron imaging and energy dispersive spectroscopy elemental distribution of as-cast Al-7Si alloy: (a) SEI; (b) Al; (c) Si; (d) Fe; (e) La; (f) Sr.

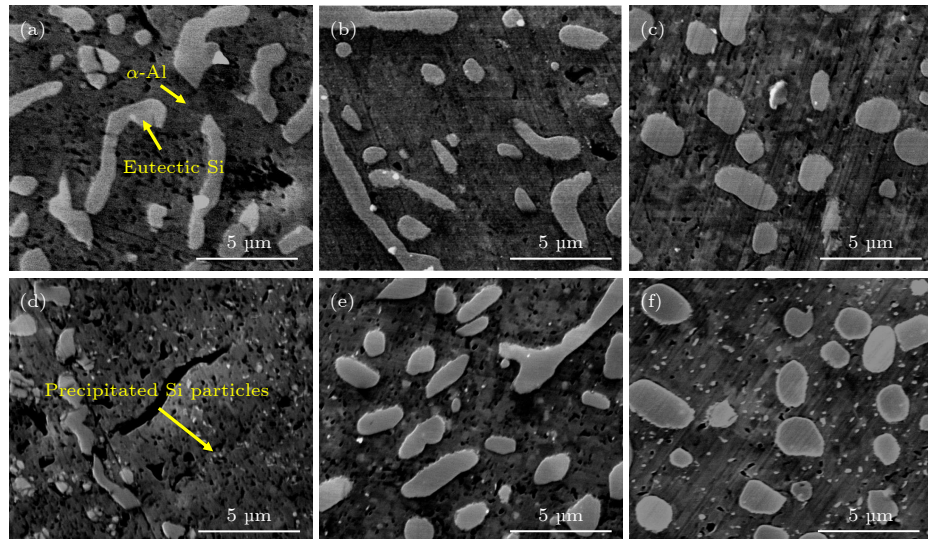


图 2 Al-7Si 合金的 SEM 图像 (a) 铸态; (b) 530 °C 固溶 1 h; (c) 530 °C 固溶 2 h; (d) 铸态, 300 °C 保温 80 min; (e) 530 °C 固溶 1 h 后, 300 °C 保温 80 min; (f) 530 °C 固溶 2 h 后, 300 °C 保温 80 min

Fig. 2. SEM images of the Al-7Si alloy: (a) As-cast; (b) after solution treatment at 530 °C for 1 hour; (c) after solution treatment at 530 °C for 2 hours; (d) as-cast, then held at 300 °C for 80 minutes; (e) after solution treatment at 530 °C for 1 hour followed by holding at 300 °C for 80 minutes; (f) after solution treatment at 530 °C for 2 hours followed by holding at 300 °C for 80 minutes.

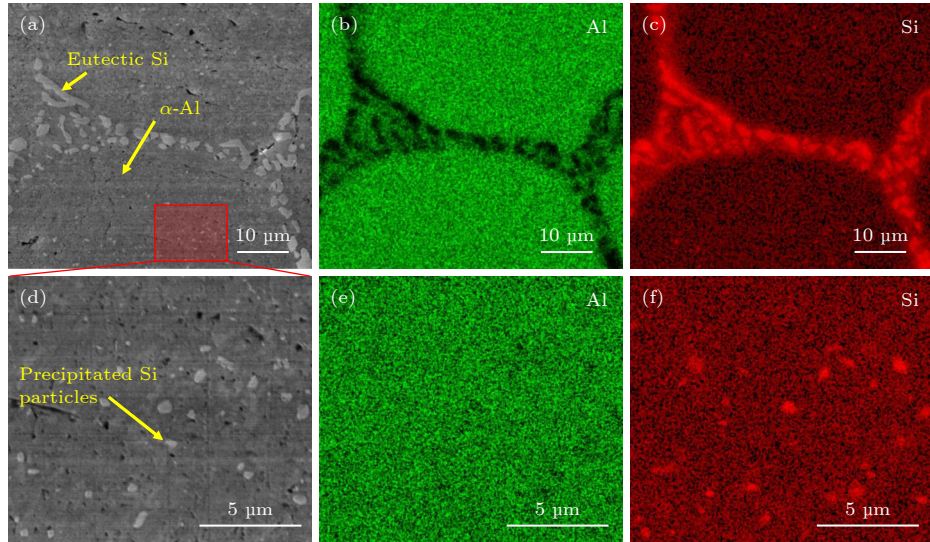


图3 Al-7Si合金在300 °C下保温80 min的二次电子图像和能谱元素分布 (a), (d) 二次电子图像; (b), (e) 铝; (c), (f) 硅
Fig. 3. Secondary electron imaging and energy dispersive spectroscopy elemental distribution of Al-7Si alloy at 300 °C for 80 minutes: (a), (d) SEI; (b), (e) Al; (c), (f) Si.

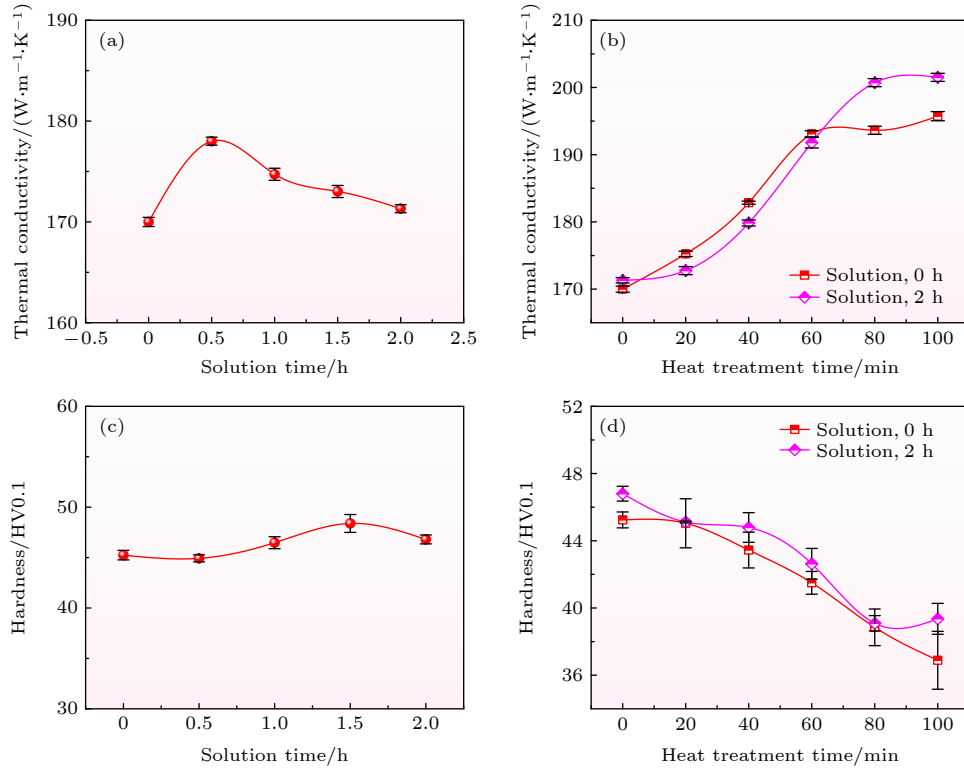


图4 Al-7Si合金热处理过程中热导率及硬度随时间的变化 (a) 固溶过程中的热导率变化; (b) 300 °C 保温热处理过程中的热导率变化; (c) 固溶过程中的硬度变化; (d) 300 °C 保温热处理过程中的硬度变化

Fig. 4. Variations in thermal conductivity and hardness of Al-7Si alloy during heat treatment as a function of time: (a) Thermal conductivity variation during solution treatment; (b) thermal conductivity variation during 300 °C isothermal heat treatment; (c) hardness variation during solution treatment; (d) hardness variation during 300 °C isothermal heat treatment.

后, 合金的热导率出现显著提升, 此后随着固溶时间的延长, 热导率逐渐下降 (见图 4(a)). 在 300 °C 对合金样品进行热处理过程中, 无论合金是否经历固溶处理, 合金的热导率均随着热处理时间的延

长而逐渐增加; 当热处理时间达到 80 min 后, 合金的热导率趋于平稳; 对于前期经历 2 h 固溶处理的 Al-7Si 合金样品, 在 300 °C 保温 100 min 后其热导率提升至 202 W/(m·K)(见图 4(b)). 此外,

由图 4(c) 可得: 固溶处理对 Al-7Si 合金的硬度影响较小, 但在 300 °C 对合金进行热处理将会显著降低合金的显微硬度 (见图 4(d)).

3.2 热处理与微量 Mg 耦合作用对 Al-7Si 合金组织及性能的影响

图 5 给出了铸态的 Al-7Si-0.4Mg 合金的二次电子图像和 EDS 元素分布结果. 可以看出: 其组

织与 Al-7Si 合金类似, 共晶 Si 呈短棒状均匀地分布于 Al 基体中, Sr 元素的分布与 Si 的分布基本一致. 图 6 为经历不同热处理后 Al-7Si-0.4Mg 合金的显微组织形貌. 可以看到: 固溶处理之前, Al-7Si-0.4Mg 合金中共晶 Si 呈粗大的板条状, 如图 6(a) 和图 6(c) 所示; 随着固溶处理时间的延长, 板条状共晶 Si 开始熔断, 当固溶时间达到 2 h 时, 共晶 Si 发生明显的球化, 转变为近球形, 如图 6(c) 和

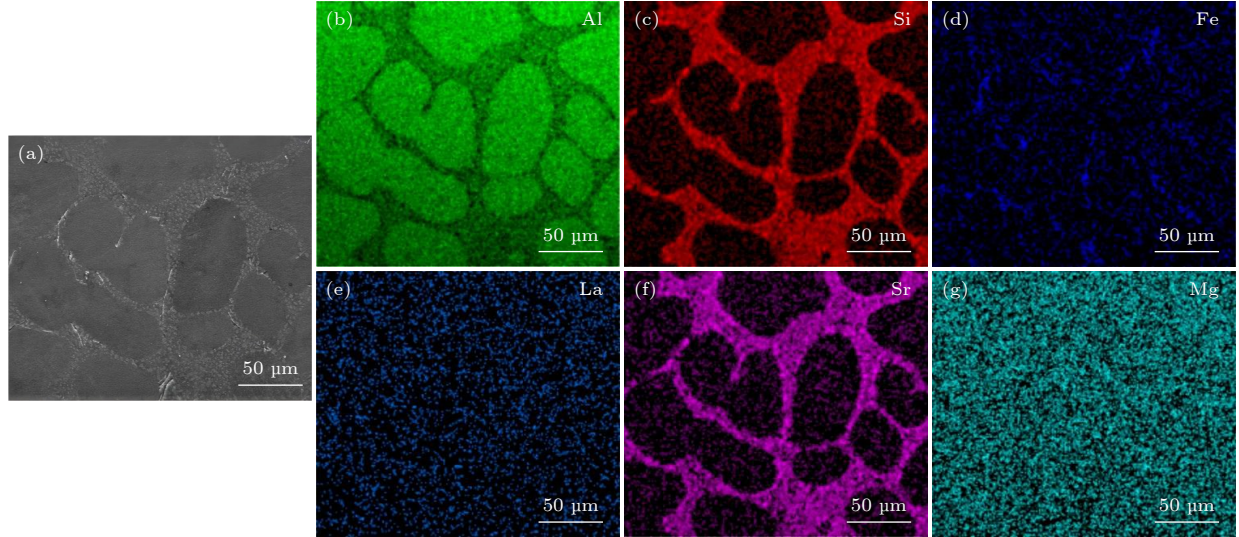


图 5 铸态 Al-7Si-0.4Mg 合金的二次电子图像和能谱元素分布 (a) 二次电子图像; (b) 铝; (c) 硅; (d) 铁; (e) 镧; (f) 锶; (g) 镁
Fig. 5. Secondary electron imaging and energy dispersive spectroscopy elemental distribution of as-cast Al-7Si-0.4Mg alloy: (a) SEI; (b) Al; (c) Si; (d) Fe; (e) La; (f) Sr; (g) Mg.

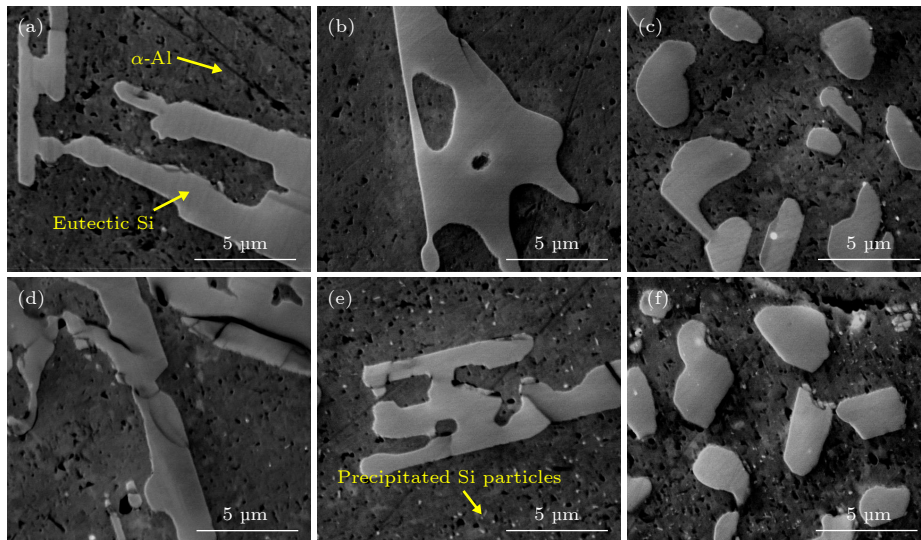


图 6 Al-7Si-0.4Mg 合金的 SEM 图像 (a) 铸态; (b) 530 °C 固溶 1 h; (c) 530 °C 固溶 2 h; (d) 铸态, 300 °C 保温 80 min; (e) 530 °C 固溶 1 h 后, 300 °C 保温 80 min; (f) 530 °C 固溶 2 h 后, 300 °C 保温 80 min

Fig. 6. SEM images of the Al-7Si-0.4Mg alloy: (a) As-cast; (b) after solution treatment at 530 °C for 1 hour; (c) after solution treatment at 530 °C for 2 hours; (d) as-cast, then held at 300 °C for 80 minutes; (e) after solution treatment at 530 °C for 1 hour followed by holding at 300 °C for 80 minutes; (f) after solution treatment at 530 °C for 2 hours followed by holding at 300 °C for 80 minutes.

图 6(f); 在 300 °C 下进行热处理后, 共晶 Si 的周围及 α -Al 中亦会析出亚微米尺度的 Si 颗粒. 固溶时间与 300 °C 下热处理时间对 Al-7Si-0.4Mg 合金显微硬度、导热性能的影响规律见图 7. 可以看出: 随着固溶时间的延长, 合金热导率持续下降、显微硬度逐渐增加; 在 300 °C 进行热处理过程中, 随着时间的延长, 合金的热导率逐渐升高, 而硬度随着热处理时间的延长呈现出先升后降的趋势.

考虑到 Al-7Si-0.4Mg 合金在 300 °C 进行热处理的前期会出现合金硬度增加的情况, 本研究探索了在 300 °C 热处理的基础上, 采用较低温度

(180 °C) 进行热处理来进一步提高合金性能的可行性. 通过对不同状态合金的性能进行测试发现: 铸态 Al-7Si-0.4Mg 合金样品热导率、硬度、屈服强度以及抗拉强度分别为 162 W/(m·K), 60.9 HV, 100 MPa 和 169 MPa. 经历 530 °C $\times$ 1.5 h 固溶+300 °C $\times$ 60 min+180 °C $\times$ 6 h 的三级热处理后, 合金的导热性能和力学性能同时得到了明显的提高, 热导率、硬度、屈服强度、抗拉强度分别提升至 183 W/(m·K), 79.5 HV, 148 MPa 和 206 MPa, 热导率、屈服强度和抗拉强度相较于铸态合金分别提高了 13.0%, 30.5%, 48.0% 和 21.9%, 延伸率则无明显变化, 见表 3 和图 8.

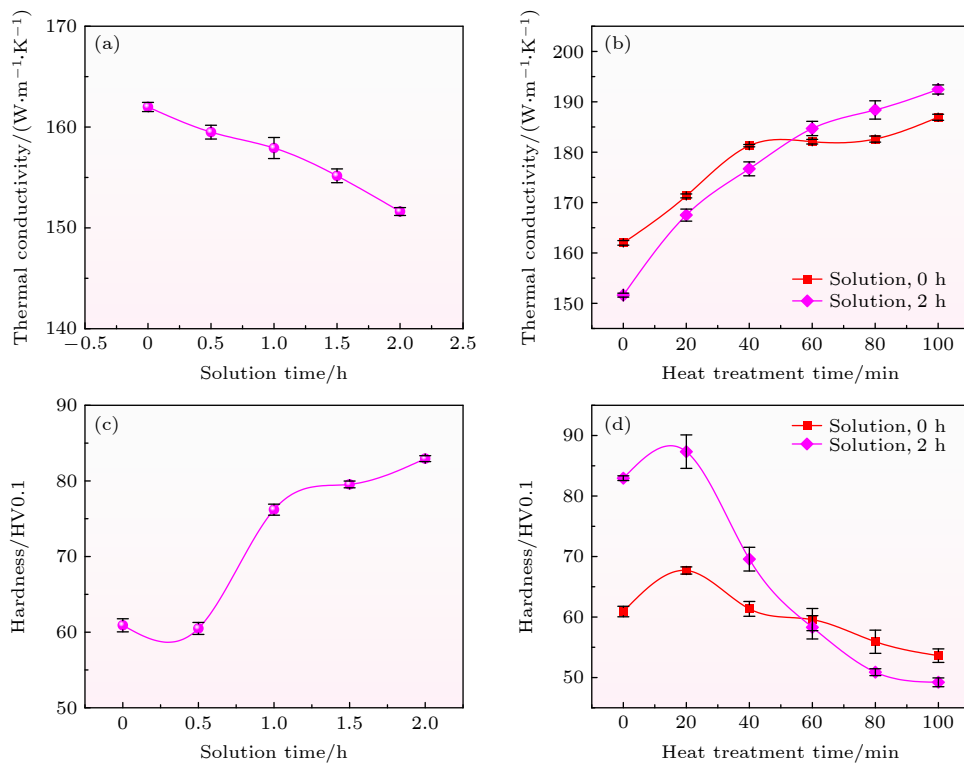


图 7 Al-7Si-0.4Mg 合金热处理过程中热导率及硬度随时间的变化 (a) 固溶过程中的热导率变化; (b) 高温保温热处理过程中的热导率变化; (c) 固溶过程中的硬度变化; (d) 高温保温热处理过程中的硬度变化

Fig. 7. Variations in thermal conductivity and hardness of Al-7Si-0.4Mg alloy during heat treatment as a function of time: (a) Thermal conductivity variation during solution treatment; (b) thermal conductivity variation during high-temperature isothermal heat treatment; (c) hardness variation during solution treatment; (d) hardness variation during high-temperature isothermal heat treatment.

表 3 Al-7Si-0.4Mg 试样的热处理工艺及性能

Table 3. Heat treatment process and properties of the Al-7Si-0.4Mg samples.

Heat treatment process	Thermal conductivity/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	Hardness/HV	Ultra tensile stress/MPa	Elongation/%
As-cast	162	60.9	169	6.25
SS1.5 h+HT60 min	185	62.9	176	8
SS1.5 h+HT60 min+LT6 h	183	79.5	206	6
SS1.5 h+HT60 min+LT12 h	189	73.5	186	5.75

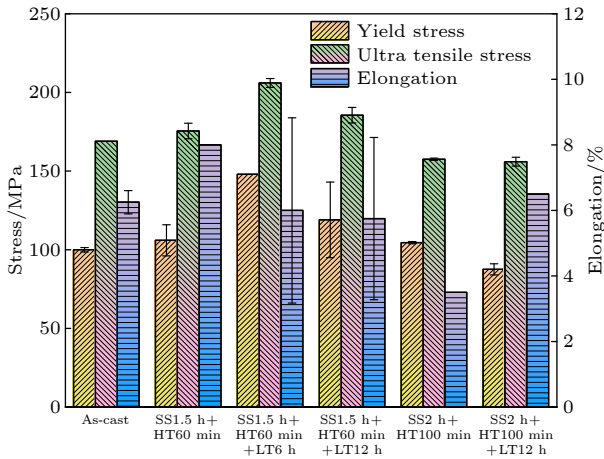


图8 不同热处理工艺后的 Al-7Si-0.4Mg 合金的室温拉伸性能

Fig. 8. Mechanical properties at room temperature of Al-7Si-0.4Mg alloy after different heat treatment processes.

图9为 Al-7Si-0.4Mg 合金分别经历 $530\text{ }^{\circ}\text{C} \times 1.5\text{ h}$ 固溶+ $300\text{ }^{\circ}\text{C} \times 60\text{ min}$ (双级热处理) 和 $530\text{ }^{\circ}\text{C} \times 1.5\text{ h}$ 固+ $300\text{ }^{\circ}\text{C} \times 60\text{ min} + 180\text{ }^{\circ}\text{C} \times 6\text{ h}$ (三级热处理) 的热处理后的 TEM 分析结果. 可以看出: 双级热处理工艺和三级热处理工艺的合金中均存在纳米尺度的析出相, 该析出相主要由 Mg, Si 元素

组成, 如图9(a)和图9(b)所示. 基于高分辨和快速傅里叶变换花样 (FFT) 可得, 纳米尺度析出相为 β'' 及 β' 相, 如图9(c). 定量分析表明: 经历三级热处理后合金中纳米尺度析出相的数量明显增加, 由 $7.42 \times 10^{23}\text{ m}^{-3}$ 增加到 $1.47 \times 10^{24}\text{ m}^{-3}$.

4 讨论部分

4.1 热处理过程中共晶 Si 的形态演变机理

由图2和图6可以看出, Al-7Si 合金和 Al-7Si-0.4Mg 合金在高温固溶处理后, 共晶 Si 的形貌均出现明显球化, 其球化机制主要为熔断和球化. 由于 Si 在 Al 基体中具有较高的固溶度 (且随温度升高而增加), 在凝固过程中, 因表面曲率不均及晶格畸变能等因素, 铝基体与共晶 Si 界面附近的 Si 溶解度存在差异. Si 在 Al 基体中的平衡固溶度与表面曲率的关系可表示为^[21]

$$\ln \frac{C(K, \mu_d)}{C} = \frac{2\bar{V}\sigma K}{RT} + \frac{\mu_d}{RT}, \quad (1)$$

式中, C 为平面完整 Si 在平衡铝基体中固溶度, $\bar{V}$ 是 Si 的偏摩尔体积, σ 为 α -Al 和 Si 之间的界面

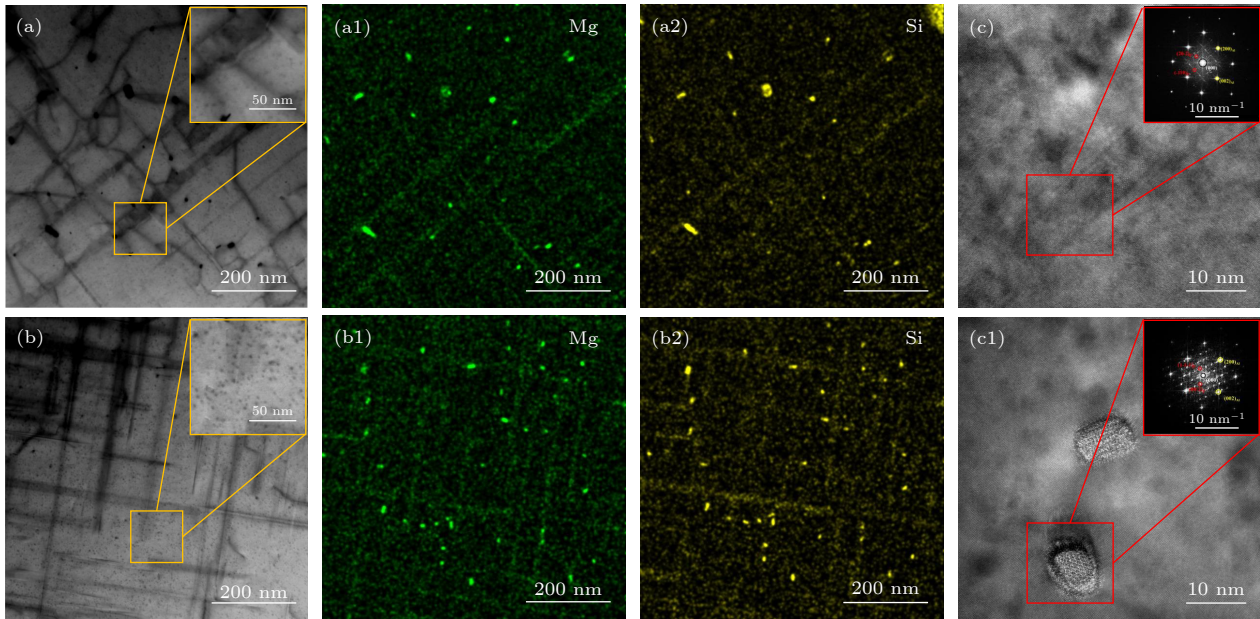


图9 经历不同热处理后 Al-7Si-0.4Mg 合金的 TEM 分析结果 (a) 双级热处理 ($530\text{ }^{\circ}\text{C}$ 固溶 $1.5\text{ h} + 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 60 min) 样品的明场像及 Mg, Si 元素分布; (b) 三级热处理 ($530\text{ }^{\circ}\text{C} \times 1.5\text{ h}$ 固溶+ $300\text{ }^{\circ}\text{C} \times 60\text{ min} + 180\text{ }^{\circ}\text{C} \times 6\text{ h}$) 样品的明场像及 Mg, Si 元素分布; (c) β'' 及 β' 相的高分辨图像及傅里叶变换花样

Fig. 9. Representative TEM images of Al-7Si-0.4Mg alloy after different heat treatments: (a) Bright-field images, Mg element distribution and Si element distribution of the double-step heat treatment samples (solution at $530\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 1.5 h + holding at $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 60 min); (b) bright-field image, Mg element distribution, Si element distribution of the triple-step heat treatment samples ($530\text{ }^{\circ}\text{C} \times 1.5\text{ h}$ solution + $300\text{ }^{\circ}\text{C} \times 60\text{ min} + 180\text{ }^{\circ}\text{C} \times 6\text{ h}$); (c) high resolution TEM images and corresponding FFT images of β'' and β' phase.

能, R 为气体常数, T 为绝对温度, μ_d 为每摩尔 Si 分子晶格畸变能; K 为共晶 Si 的表面曲率. 由 (1) 式可知, 由于共晶 Si 相的分枝和尖端处具有较大的表面曲率及晶格畸变能, 导致该区域 Si 原子浓度较高; 而其他区域因表面曲率低、晶格畸变小, Si 浓度较低. 热处理过程中, 随温度升高和时间延长, Si 原子从高浓度区域 (分枝/尖端) 向低浓度区域扩散, 致使分枝和尖端处发生溶解, 从而实现共晶 Si 的熔断与球化. 共晶 Si 球化的驱动力主要来自于界面能的减少和第二相引起的畸变能降低. 随着 Si 颗粒的球化, 第二相界面积减小, 界面自由能降低; 同时, 在高温下, Si 原子具有足够时间可以由晶格非平衡位置移动至晶格平衡位置, 这使得第二相畸变能降低. 长时间的高温固溶处理使得 Si 原子具有足够的扩散距离, 小尺寸 Si 颗粒附近的 Si 原子浓度高, 大尺寸 Si 颗粒附近的 Si 原子浓度低. 因此, Si 原子容易从小颗粒扩散至大颗粒, 最终导致小颗粒消失, 大颗粒长大. 随着保温时间的延长, 共晶 Si 颗粒长大速度变缓. 这可能是由于随着共晶 Si 颗粒之间的间距越来越大, 浓度梯度减小, Si 原子需要通过长距离运动才能落在共晶 Si 颗粒上. 这一过程所消耗的能量远大于表面能降低所获得的驱动力, 因此共晶 Si 颗粒在一定尺寸后, 粗化速度放缓.

4.2 热处理对 Al-Si 合金热导率的影响规律

由 Wiedemann-Franz 定律^[22] 可得, 合金的热导率与电导率成正相关, 如:

$$\lambda = L\sigma T, \quad (2)$$

式中, λ 为热导率; L 为洛伦兹常数, 在室温下通常认为金属的洛伦兹常数是变化的^[23]; σ 为电导率; T 为绝对温度. 在某一确定的温度下, (2) 式可简化为

$$\lambda = K\sigma, \quad (3)$$

其中 K 为常数, 只与温度有关, 即 $\lambda \propto \sigma$. 此外, 金属的导电率与电阻率成反比, 即:

$$\sigma = 1/\rho. \quad (4)$$

故金属的热导率与电阻之间的关系可以简化为

$$K = \lambda\rho. \quad (5)$$

即导热性能可以近似认为与电阻成反比. 根据 Mattissen-Flemming 关系^[24,25], 对非理想状态的金属材料而言, 其电阻率可通过下式计算:

$$\rho = \rho_0 + \rho_{ss} + \rho_d + \rho_{gb} + \rho_p, \quad (6)$$

式中, ρ_0 为纯金属基体对电阻的贡献, ρ_{ss} 为固溶元素对电阻的贡献, ρ_d 为位错对电阻的贡献, ρ_{gb} 为晶界对电阻的贡献, ρ_p 为第二相对电阻的贡献.

本研究所制备的 Al-7Si-(0.4Mg) 合金为铸造后直接热处理, 未经过塑性变形, 合金样品晶粒较大, 且位错密度较低, 故 ρ_{gb} 和 ρ_d 对合金电阻的贡献可忽略不计^[26,27]. 因此, 影响电阻的主要因素为固溶的杂质原子以及第二相.

对于 Al-7Si-(0.4Mg) 合金而言, 共晶 Si 的形态以及基体中溶质元素的含量会极大地影响合金的热导率^[6,28,29]. 短时 (30 min) 固溶处理导致 Al-7Si 合金热导率迅速变化的主要原因是 α -Al 基体中固溶 Si 原子浓度的变化. 常规重力铸造条件下, 冷却速度较快, 铸态 Al-7Si 合金的 α -Al 基体中固溶 Si 原子通常为过饱和状态. 在 530 °C (30 min) 固溶处理时, α -Al 基体中处于过饱和状态的 Si 原子迅速析出, 使合金热导率迅速提升. 然而, 不论是对 Al-7Si 合金还是 Al-7Si-0.4Mg 合金而言, 随着固溶时间的延长, 合金中共晶 Si 出现明显球化, 这有助于合金导热性能的提高^[5,30]; 但实验结果表明合金的热导率随固溶时间的延长均出现明显下降, 其主要原因为: 固溶过程中部分共晶 Si 发生溶解, 合金中溶质 Si 元素的含量提高, 从而增加了电子散射, 导致合金电阻升高, 导热性能下降.

在 300 °C 下对合金进行热处理有助于微纳米尺度共晶 Si 的析出, 如图 2、图 3 和图 6 所示. 共晶 Si 的析出将导致基体中固溶 Si 含量的降低, 从而促使合金导热性能的提升; 此外, 对于 Al-7Si-0.4Mg 合金, 经历三级热处理后合金中纳米尺度 (Mg, Si) 相的数量明显增加, 这进一步降低了基体中 Mg, Si 溶质的浓度, 有利于导热性能的增加.

4.3 热处理及微量 Mg 对合金力学性能的影响

铝合金的强度可由下式计算^[31]:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_d + \sigma_{gb} + \sigma_p, \quad (7)$$

式中, σ 为合金总强度; 等号右边第一项 σ_0 为纯铝对强度的贡献, 第二项 σ_{ss} 为固溶原子对强度的贡献, 第三项 σ_d 为位错对强度的贡献, 第四项 σ_{gb} 为晶界对强度的贡献, 最后一项 σ_p 为析出相对强度的贡献.

由于本研究未对样品进行塑性变形, 故 σ_d 可以忽略不计. 对 Al-7Si-(0.4Mg) 合金来说, 在 300 °C 和 180 °C 下进行热处理对合金晶粒大小的影响极小^[32], 故 σ_{gb} 对合金强度的影响也可以忽略. 本研究中影响合金强度变化的主要因素为: 溶质元素引起的固溶强化以及 Si 相、 β' 和 β'' 相导致的第二相强化. Al-7Si 合金在 300 °C 热处理过程中, 基体中固溶的 Si 元素发生脱溶, 形成亚微米尺度的 Si 颗粒, 从而减小固溶强化对合金强度的贡献, 导致合金硬度和强度的降低; Al-7Si-0.4Mg 合金在 300 °C 热处理初期, 硬度增加, 而随着热处理时间的延长合金硬度下降, 其原因为: 在热处理初期, 固溶于基体中的 Mg 元素和 Si 元素从基体中析出形成纳米尺度的 β'' 相, 从而提升合金的硬度; 然而, 由于热处理温度较高, 随着时间的延长, 形成的 β' 相开始溶解, 导致合金的力学性能下降. 在 180 °C 下对合金进行热处理能够提升 Al-7Si-0.4Mg 合金的力学性能, 其主要原因为: 在该温度下, 300 °C 溶于基体中的 Mg 元素和 Si 元素从基体中重新析出形成纳米尺度的 β' 和 β'' 相, 即使随着热处理时间的延长, 析出的 β' 相和 β'' 相也几乎不会发生溶解, 从而通过弥散强化的方式来提升合金的强度.

5 结 论

本文以在电子通信等行业广泛应用的 Al-7Si 铸造铝合金为对象, 研究了微量 Mg 及热处理对合金组织、力学性能、导热性能的影响规律, 主要结论如下:

1) 固溶后在 300 °C 下进行保温热处理有助于促使共晶 Si 的球化, 并减小溶质原子在铝基体中的固溶度, 从而促使 Al-7Si 合金导热性能的提升及硬度的降低. 铸态时 Al-7Si 合金的热导率和硬度分别为 170 W/(m·K) 和 45.2 HV, Al-7Si-0.4Mg 合金则为 162 W/(m·K) 和 61 HV; 经历 530 °C × 2 h 固溶 + 300 °C × 100 min 双级热处理后, Al-7Si 合金的热导率和硬度分别变为 202 W/(m·K) 和 39 HV, Al-7Si-0.4Mg 合金的热导率和硬度分别为 192 W/(m·K) 和 49 HV, 两种合金热导率均有大幅提升, 而硬度则显著下降.

2) 在 Al-7Si 合金中添加微量 Mg(0.4%) 后进行适当的三级热处理不仅有助于共晶 Si 的球化, 而且能促使纳米尺度 β' 和 β'' 强化相的析出和溶质

元素固溶度的降低, 从而同时提高合金的力学性能和导热性能. Al-7Si-0.4Mg 合金经历三级热处理 (固溶 1.5 h + 300 °C 保温 60 min + 180 °C 保温 12 h) 后其热导率和硬度达到 189 W/(m·K), 73.5 HV, 相较于铸态 Al-7Si 合金分别提升 11.2%, 62.6%.

数据可用性声明

本篇论文的关联数据可在科学数据银行 <https://doi.org/10.57760/sciencedb.29251> 中访问获取.

参考文献

- [1] Liu J A, Xie S S 2004 *Application and Technical Development of Aluminum Alloy Materials* (Beijing: Metallurgical Industry Press) p139 (in Chinese) [刘静安, 谢水生 2004 铝合金材料的应用与技术开发 (北京: 冶金工业出版社) 第 139 页]
- [2] Zhang J X, Zhang M J, Li H F, Gu H Z, Chen D, Zhang C H, Tian Y F, Wang E J, Mu Q N 2024 *J. Mater. Sci. Technol.* **176** 48
- [3] Gao X P, Li X T, Qie X W, Wu Y P, Li X M, Li T J 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 1188 (in Chinese) [高学鹏, 李新涛, 郗喜望, 吴亚萍, 李喜孟, 李廷举 2007 物理学报 **56** 1188]
- [4] Zhao Z Y, Li D X, Yan X R, Chen Y, Jia Z, Zhang D Q, Han M X, Wang X, Liu G L, Liu X F, Liu S D 2024 *J. Mater. Sci. Technol.* **189** 44
- [5] Zhang R Y, Li J C, Sha J H, Li J K 2024 *Trans. Mater. Heat Treat.* **45** 53 (in Chinese) [张瑞英, 李继承, 沙君浩, 李家康 2024 材料热处理学报 **45** 53]
- [6] Gan J Q, Huang Y J, Du J, Wen C, Liu J 2020 *Mater. Res. Express* **7** 086501
- [7] Zhang L L, Ji Z W, Zhao J Z, He J, Jiang H X 2023 *Acta Metall. Sin.* **59** 1541 (in Chinese) [张丽丽, 吉宗威, 赵九洲, 何杰, 江鸿翔 2023 金属学报 **59** 1541]
- [8] Zheng Q J, Ye Z F, Jiang H X, Lu M, Zhang L L, Zhao J Z 2021 *Acta Metall. Sin.* **57** 103 (in Chinese) [郑秋菊, 叶中飞, 江鸿翔, 卢明, 张丽丽, 赵九洲 2021 金属学报 **57** 103]
- [9] Zheng Q J, Zhang L L, Jiang H X, Zhao J Z, He J 2020 *J. Mater. Sci. Technol.* **47** 142
- [10] Qi Z Y, Wang B, Jiang H X, Zhang L L, He J 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 076401 (in Chinese) [戚忠乙, 王博, 江鸿翔, 张丽丽, 何杰 2024 物理学报 **73** 076401]
- [11] Dong X X, He L J, Li P J 2014 *J. Alloys Compd.* **612** 20
- [12] Chen Z W, Lei Y M, Zhang H F. 2011 *J. Alloys Compd.* **509** 27
- [13] Zhan M Y, Chen Z H, Yan H G 2008 *J. Mater. Process. Technol.* **202** 269
- [14] Taghavi F, Saghaian H, Kharrazi Y H K 2009 *Mater. Des.* **30** 115
- [15] Mao W M, Zhao W M, Cui C L, Zhong X Y 1999 *Acta Metall. Sin.* **35** 971 (in Chinese) [毛卫民, 赵爱民, 崔成林, 钟雪友 1999 金属学报 **35** 971]
- [16] Jin C K, Bolouri A, Kang C G 2014 *Metall. Mater. Trans. B* **45** 1068
- [17] Wang J Y, Wang B J, Huang L F 2017 *J. Mater. Sci. Technol.* **33** 1235
- [18] Cheng W, Liu C Y, Huang H F, Zhang L, Zhang B, Shi L 2021 *Mater. Charact.* **178** 111278

- [19] Torres L V, Zoqui E J 2024 *Int. J. Metalcast.* **18** 769
- [20] Son H W, Lee J Y, Cho Y H, Jang J I, Kim S B, Lee J M 2023 *J. Alloys Compd.* **960** 170982
- [21] Liu Q Y, Li Q C, Zhu P Y 1987 *Met. Sci. Technol.* **6** 65 (in Chinese) [刘启阳, 李庆春, 朱培钺 1987 *金属科学与工艺* **6** 65]
- [22] Bakhtiyarov S I, Overfelt R A, Teodorescu S G 2001 *J. Mater. Sci.* **36** 4643
- [23] Wang A, Sheng Y F, Bao H 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 037201 (in Chinese) [王奥, 盛宇飞, 鲍华 2024 *物理学报* **73** 037201]
- [24] Hou J P, Wang Q, Zhang Z J, Tian Y Z, Wu X M, Yang H J, Li X W, Zhang Z F 2017 *Mater. Des.* **132** 148
- [25] Wang W Y, Pan Q L, Jiang F Q, Yu Y, Lin G, Wang X D, Ye J, Pan D C, Huang Z Q, Xiang S Q, Li J, Liu B 2022 *J. Alloys Compd.* **895** 162654
- [26] Zhang J Y, Peng J 2023 *J. Mater. Res.* **38** 1488
- [27] Raecisia B, Poole W J, Lloyd D J 2006 *Mater. Sci. Eng. , A* **420** 245
- [28] Chen J K, Hung H Y, Wang C F, Tang N K 2015 *J. Mater. Sci.* **50** 5630
- [29] Weng W P, Nagaumi H, Sheng X D, Fan W Z, Chen X C, Wang X N 2019 *Light Metals Symposium at the 148th TMS Annual Meeting* San Antonio, TX, March 10–12, 2019 p193
- [30] Li S S, Tang J L, Zeng D B 2008 *Spec. Cast. Nonferrous Alloys* **0117** 04 (in Chinese) [李双寿, 唐靖林, 曾大本 2008 *特种铸造及有色合金* **0117** 04]
- [31] Sauvage X, Bobruk E V, Murashkin M Y, Nasedkina Y, Enikeev N A, Valiev R Z 2015 *Acta Mater.* **98** 355
- [32] Li X S, Cai A H, Chen H, Zeng J J 2009 *Hot Work. Technol.* **38** 117 (in Chinese) [李小松, 蔡安辉, 陈华, 曾纪杰 2009 *热加工工艺* **38** 117]

Effect of trace Mg and heat treatment on microstructure and properties of Al-7Si alloy^{*}

WANG Bo¹⁾²⁾ JIANG Hongxiang^{1)2)†} ZHANG Lili¹⁾²⁾ HE Jie^{1)2)‡}

1) (*School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China*)

2) (*Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China*)

(Received 16 June 2025; revised manuscript received 25 July 2025)

Abstract

Al-Si alloys have been widely used in automotive, aerospace, electronics and communication industries due to their excellent castability, low thermal expansion, and good wear and corrosion resistance. However, the presence of coarse eutectic Si often results in relatively low thermal conductivity. With the rapid development of the electronics and communication industries, the requirements for thermal conductivity and mechanical properties of materials are increasing. In this study, the effects of heat treatment and minor Mg addition on the microstructure, mechanical properties, and thermal conductivity of Al-7Si alloys are systematically investigated.

The results indicate that heat treatment at 300 °C after solution treatment promotes the spheroidization of eutectic Si and reduces the solid solubility of solute atoms in the aluminum matrix, thereby enhancing the thermal conductivity and reducing the hardness of the Al-7Si alloy. The three-step heat treatment process (solution treatment +300 °C treatment +180 °C treatment) not only facilitates the spheroidization of eutectic Si, but also induces the precipitation of nanoscale (Mg, Si) strengthening phases, further reducing the solid solubility of solute elements in the Al-7Si alloy with 0.4%Mg addition. After the three-step heat treatment, the Al-7Si-0.4Mg alloy reaches to 189 W/(m·K) in thermal conductivity and 73.5 HV in microhardness, respectively, which are increased by 11.2% and 62.6% respectively, compared with the as-cast Al-7Si alloy.

According to the Wiedemann-Franz law and the Matthiessen-Fleming rule, the primary factors influencing the thermal conductivity of alloys are solute atoms in solid solution and secondary phases. In this study, a three-step heat treatment process is used to transform the plate-like eutectic silicon in the Al-7Si-0.4Mg alloy into fine spherical particles. Additionally, micrometer-sized silicon particles and nanoscale (Mg, Si) precipitates are induced within the alloy matrix. This microstructural modification simultaneously enhances the thermal conductivity and mechanical properties of the alloy. Our work is expected to inspire the design of Al-Si alloy with high strength and high conductivity.

Keywords: Al-Si alloy, microstructure, thermal conductivity, mechanical property

PACS: 64.75.Op, 81.30.Fb, 68.37.Hk

DOI: [10.7498/aps.74.20250776](https://doi.org/10.7498/aps.74.20250776)

CSTR: [32037.14.aps.74.20250776](https://cstr.cn/32037.14.aps.74.20250776)

* Project supported by the Guangxi Science and Technology Program, China (Grant No. AA23023032), the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 52174380, 51974288), and the Space Utilization System of China Manned Space Engineering (Grant No. KJZ-YY-NCL06).

† Corresponding author. E-mail: hxjiang@imr.ac.cn

‡ Corresponding author. E-mail: jiehe@imr.ac.cn