

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5235

# 新型 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 铸造铝合金组织、 室温力学性能及干摩擦性能研究

李晓明, 徐涛, 王立志, 程林凯, 张丰华

(中国航空工业集团公司 西安航空计算技术研究所 陕西 西安 710065)

**摘要:** 铝硅合金是汽车工业进行材料轻量化设计的常用材料, 为满足重型汽车用液力缓速器定转子零件上的轻量化应用需求, 选择新型 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 铸造铝合金为研究对象。研究了实验合金的 T6 热处理(固溶+时效)工艺, 以及 T6 热处理对实验合金干摩擦性能的影响。结果表明, 铸态实验合金的组织主要由初生  $\alpha$ -Al 相、共晶 Si 相和  $Al_2Cu$  相组成。固溶热处理后, 共晶 Si 相球化,  $Al_2Cu$  相溶入基体。时效热处理后, 基体中弥散析出了大量纳米级  $\theta'$  相。铸态实验合金的 T6 热处理工艺为 470 °C 固溶 12 h, 水冷, 随后 180 °C 时效 10 h, 空冷。T6 热处理后, 铸态实验合金的室温力学性能显著提高, 抗拉强度和硬度分别从铸态的 221 MPa 和 92 HV 提高到 322 MPa 和 144 HV。同时, T6 热处理也显著提高了铸态实验合金的干摩擦性能, 这主要归因于 T6 态实验合金的高硬度, 导致磨损产生的磨粒不易被压入基体, 并产生更多的氧化物。

**关键词:** Al-Si-Cu-Mg 铸造铝合金; T6 热处理; 微观组织; 室温力学性能; 干摩擦性能

中图分类号: TG166.3

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)03-0323-09

## Research on the Microstructure, Room Temperature Mechanical Properties, and Dry Friction Performance of a Novel Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg Cast Aluminium Alloy

LI Xiaoming, XU Tao, WANG Lizhi, CHENG Linkai, ZHANG Fenghua

(Avic Computing Technique Research Institute, Xi'an 710065, China)

**Abstract:** Al-Si-based alloys are commonly used for lightweight material design in the automotive industry. To meet the lightweight application requirements of fixed rotor parts of hydraulic retarders for heavy-duty vehicles, a novel Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg cast aluminium alloy was selected as the research object. The T6 heat treatment process of the experimental alloys and its effect on the dry friction performance were investigated. The microstructure of the as-cast experimental alloy is mainly composed of a primary  $\alpha$ -Al phase, eutectic Si phase, and  $Al_2Cu$  phase. After solution treatment, the eutectic Si phase is spheroidized, and the  $Al_2Cu$  phase dissolves into the matrix. After aging treatment, a large amount of the nanosized  $\theta'$  phase is dispersed and precipitates in the matrix. The T6 heat treatment process for the as-cast experimental alloy was as follows: solution at 470 °C for 12 h and water cooling, followed by aging at 180 °C for 10 h and air cooling. After T6 heat treatment, the room temperature mechanical properties of the as-cast experimental alloy significantly improved, with the ultimate tensile strength and hardness increasing from 221 MPa and 92 HV in the as-cast state to 322 MPa and 144 HV, respectively. Moreover, the T6 heat treatment significantly improves the dry friction performance of the as-cast experimental alloy. The main reason is the high hardness of the T6 state experimental alloy, which makes it difficult for the abrasive particles generated by wear to press into the matrix and produce more oxides.

**Key words:** Al-Si-Cu-Mg cast aluminium alloy; T6 heat treatment; microstructure; room temperature mechanical properties; dry friction performance

收稿日期: 2025-10-28

作者简介: 李晓明, 1989 年生, 本科, 高级工程师。主要从事机械结构制造研究。Email: lixm007@avic.com

引用格式: 李晓明, 徐涛, 王立志, 程林凯, 张丰华. 新型 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 铸造铝合金组织、室温力学性能及干摩擦性能研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(3): 323-331.

LI X M, XU T, WANG L Z, CHENG L K, ZHANG F G. Research on the microstructure, room temperature mechanical properties, and dry friction performance of a novel Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg cast aluminium alloy[J]. Foundry Technology, 2026, 47(3): 323-331.

轻量化是节能减排的重要举措之一,汽车质量每减轻 10%,相应的油耗可降低 8%,排放量减少 10%<sup>[1]</sup>。作为汽车的重要部件,液力缓速器定转子零件目前使用的材料为球墨铸铁,铸铁密度大,铸造生产通常在较高温度下进行<sup>[2-3]</sup>。铸造铝合金的密度仅为钢铁的 1/3,是实现部件轻量化的关键材料,工业界逐渐出现以铝合金代替钢铁材料的发展趋势<sup>[4-5]</sup>。国内常用的铸造铝合金材料有 Al-Si 系和 Al-Cu 系合金,Al-Si 系合金耐磨性优良但强度较差,Al-Cu 系合金强度较高但耐磨性不佳,均难以单独满足液力缓速器定转子零件的使用要求<sup>[6-7]</sup>。Al-Si-Cu-Mg 系铸造铝合金兼具 Al-Si 系和 Al-Cu 系合金在耐磨性和力学性能方面的优点,是钢铁潜在的替代材料<sup>[8-9]</sup>。新型 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金属于共晶 Al-Si 系铝合金,其在铸造过程中具有最好的流动性,能够生产出尺寸精确的复杂薄壁铸件,与其他铸态 Al-Si-Cu-Mg 合金类似<sup>[9-10]</sup>,铸态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的共晶 Si 相粗大,第二相偏析且组织不均匀,需要通过组织调控来实现性能最优。

热处理是改善铸造铝合金组织,提高力学性能和耐磨性能最经济有效的方式,目前研究者已经对 Al-Si-Cu-Mg 合金的热处理进行了大量研究<sup>[9-13]</sup>。Han 等<sup>[10]</sup>研究发现,经过固溶处理后,铸态 Al-7Si-3Cu-(0.3, 0.6)Mg(质量分数,除非特别提及全文通用)合金中的  $Al_3Mg_8Cu_2Si_6$  相  $Al_2Cu$  溶入基体,共晶 Si 相球化,这显著提高了实验合金的伸长率。上官晶晶等<sup>[11]</sup>通过正交实验研究了 Al-11Si-2.5Cu-Mg 合金的热处理工艺,发现实验合金最佳的 T6 热处理工艺为 510 °C×7 h+160 °C×8 h,此时合金的抗拉强度从铸态的 254 MPa 提高至 385 MPa。Beder 等<sup>[12]</sup>研究发现在相同的摩擦磨损参数下,T6 热处理限制了铸态 Al-12Si-3Cu-2Mg 合金的粘着磨损和剥层磨损,提高了其耐磨性能。郑海鹏等<sup>[13]</sup>发现时效温度为 160 °C,时效时间为 12 h 时,T6 态 Al-7Si-1Cu-0.3Mg-0.2Er-0.2Ti 铸造合金的硬度、抗拉强度和耐磨性能均处于最优状态。铸造铝合金的最佳 T6 热处理工艺与合金成分密切相关,新型 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 铸造铝合金的 T6 热处理工艺,室温力学性能和干摩擦性能尚未得到深入研究。因此,有必要对新型 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的 T6 热处理工艺进行进一步研究,使其力学性能和干摩擦性能达到最佳使用状态。

本文系统研究了铸态、固溶态、T6 态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金显微组织和室温力学性能的变化,优化得到了 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的 T6 热

处理工艺参数,对比分析了铸态和 T6 态实验合金的干摩擦性能,为 Al-Si-Cu-Mg 合金更加多元化的工业应用提供研究基础。

## 1 实验材料与方法

合金母料的名义名称为 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 铝合金,其中 Si 含量为 11.7%~12.6%,Cu 含量 3.2%~3.8%,Mg 含量 0.3%~0.5%。使用普通电阻丝加热炉熔炼合金母料,坩埚选用事先喷涂好脱模剂的石墨坩埚。当母锭完全融化后,升温至 780 °C,保温 30 min 后降温至 740 °C 开始精炼。采用旋转喷吹惰性气体氩气的方法进行精炼,精炼时间为 15 min。精炼完成后升温至 740 °C 进行变质处理,使用 Al-10Sr 二元变质剂,添加量为 0.75%,变质孕育 40 min。变质完成后升温至 780 °C,静置保温 30 min,使杂质充分沉淀。静置保温阶段结束后降温至 740 °C,扒渣后浇注到 200 °C 预热的金属型模具中,空冷获得合金铸锭。利用 Agilent 720 电感耦合等离子体光谱仪(ICP-AES)测定实验合金的实际成分为 Al-12.05Si-3.51Cu-0.42Mg。使用 KSL-1200X 型箱式热处理炉对铸态实验合金进行固溶和时效热处理,固溶和时效热处理后的冷却方式分别为水冷和空冷。

利用 STA 449 F3 型同步热分析仪(DSC)测定铸态实验合金的熔点和相变温度,保护气为氩气,升温速度为 10 K/min。使用 D8-ADVANCE 型 X 射线衍射仪对铸态实验合金进行物相分析,扫描角度为 5°~90°,每步时间为 0.3 s。使用 OLYMPUS 型光学显微镜(OM),配备能谱仪(EDS)的 TESCAN 型场发射扫描电镜(SEM),Talos-F200X 场发射高分辨透射电子显微镜(TEM)观察实验合金微观组织及摩擦磨损后的形貌。使用电火花线切割机将实验合金加工成直径 10 mm、高 5 mm 的圆柱形试样,并使用砂纸打磨至 2500 目。机械抛光打磨样品至无明显划痕,随后采用浓度为 5% 氢氟酸溶液腐蚀试样 15 s 后用于 OM 和 SEM 表征的样品。用电火花线切割在 T6 热处理后的实验样品上切取直径 10 mm、厚 0.9 mm 的圆片状薄片,然后用砂纸将其厚度打磨至大约 50 μm。使用冲孔器将薄片分解成直径 3 mm 的薄片后,使用 Gatan 656 PIPS COOL 型离子减薄仪进行减薄,减薄过程中使用液氮冷却。

硬度测试使用的样品为未腐蚀的实验样品,仪器为 HHYS-1000 型数显显微硬度计,载荷约为 1.96 N,保压时间为 20 s。利用 INSTRON 3382 型电子万能材料试验机进行室温拉伸实验,拉伸速率为 1 mm/min。拉伸样品通过车削制备,试样为标距 25 mm,总长

60 mm 的拉伸试棒。每个试样的硬度和室温拉伸实验分别测量 6 次和 3 次,取其平均值以减少误差。摩擦实验使用 LMT-100 型摩擦磨损试验机进行测试,摩擦副是直径为 6 mm 的 YG6 碳化钨硬质合金球。摩擦磨损实验前使用砂纸将摩擦试样打磨至 2 500 目,并超声波清洗 20 min。选择球块式干摩擦方式,采用室温循环往复模式,滑动摩擦行程 1 mm,摩擦 15 min。滑动速度分别为 2、5、8 mm/s,附加荷载分别为 5、20、35 N,共计 9 种实验条件。使用分析天平对摩擦磨损实验前后的样品进行称重并计算磨损率,磨损率是磨损前后的质量差与滑动摩擦行程之间的比值<sup>[14]</sup>。

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 铸态和固溶态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的组织

Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金铸态组织的 XRD 谱、OM 和 SEM 组织如图 1 所示。XRD 分析结果表明,实验合金铸态组织主要包括  $\alpha$ -Al 基体、共晶 Si 相、 $Al_2Cu$  相。如图 1b 和 c 所示,铸态实验合金展现出明显的枝晶特征,存在粗大块状和长条状等分布

形态的第二相。图 1d 和 e 为铸态实验合金的 SEM 组织及其相应的 EDS 分析结果,图 1d 中所示各析出相的能谱分析结果见表 1。根据表 1 可知,A 点所示的位置是  $\alpha$ -Al 基体,B 和 C 点所示的块状和长条状第二相是共晶 Si 相,而 D 点所示的亮白色第二相是  $Al_2Cu$  相。如图 1e 所示,铸态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金组织中的  $Al_2Cu$  相处存在明显的 Mg 元素富集。但  $Al_2Cu$  相处的 Mg 元素含量仅从基体的 0.3% (原子分数)增加至 0.8%,表明 Mg 元素掺杂进了  $Al_2Cu$  相,但未形成新的析出相。Li 等<sup>[15]</sup>基于密度泛函理论的第一性原理计算研究,发现相比于 Mg 原子和 Cu 原子间,Mg 原子和 Al 原子间具有更小的形成能和更相近的晶粒尺寸,导致掺杂元素 Mg 元素更容易取代  $Al_2Cu$  相中 Al 元素的位置。因此,推

表1 图1d中所示各析出相的能谱分析结果  
Tab.1 EDS analyses of these phases as marked in Fig. 1d (atomic fraction/%)

Position	Al	Si	Cu	Mg
A	97.9	1.0	0.8	0.3
B	0.6	99.2	0.2	0.0
C	1.0	98.8	0.1	0.1
D	63.6	1.1	33.9	0.8

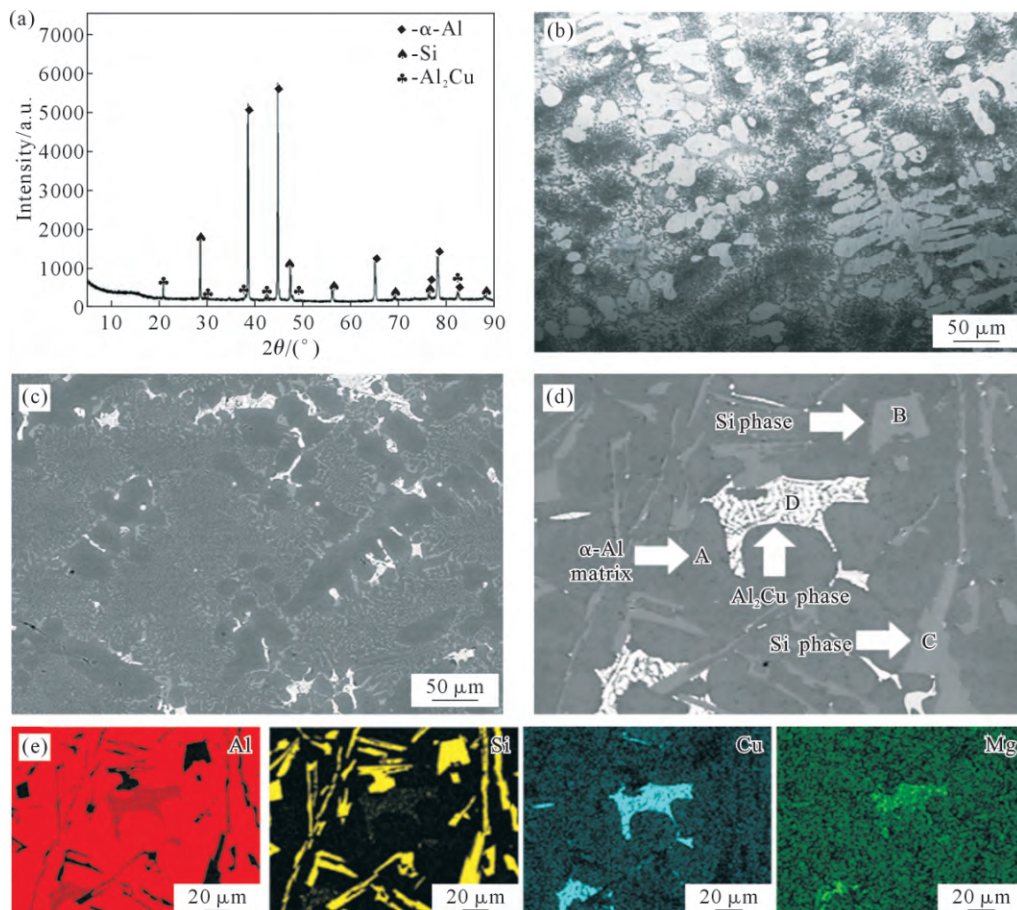


图 1 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金铸态组织:(a) XRD 谱;(b) OM 像;(c, d) SEM 像;(e) (d)的 EDS 面扫结果  
Fig.1 Microstructure of the as-cast Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloy: (a) XRD pattern; (b) OM image; (c, d) SEM images; (e) EDS mapping analysis results of (d)

测实验合金 Al<sub>2</sub>Cu 相中的少量 Al 元素被 Mg 元素取代, 考虑到极低的 Mg 元素含量, 本文仍使用 Al<sub>2</sub>Cu 相。

图 2 为铸态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的 DSC 分析曲线。如图所示, 铸态实验合金的 DSC 曲线存在 2 个吸热峰, 分别为 568.1 和 513.0 °C。586.1 °C 的吸热峰对应于实验合金的熔点峰, 513.0 °C 的吸热峰为实验合金中低熔点共晶相的溶解峰。根据铝合金固溶温度选取为 0.9T<sub>m</sub>~0.95T<sub>m</sub> 的经验公式, T<sub>m</sub> 为所测的析出相溶解峰<sup>[16]</sup>。计算得到实验合金的固溶温度为 462.1~487.7 °C, 选取 470 °C 作为实验合金的固溶热处理温度。

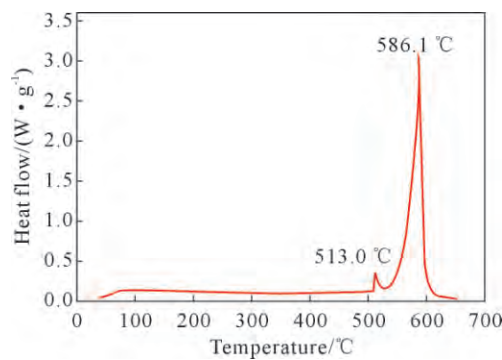


图 2 铸态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金 DSC 分析曲线  
Fig.2 DSC analysis curve of the as-cast Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloy

图 3a~d 为铸态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金 470 °C 固溶不同时间的 OM 组织。铸态实验合金固溶 4 h 后, α-Al 枝晶轮廓明显, 大量共晶 Si 相较为密集地

分布在枝晶间。固溶 8 h 后, 条状和块状共晶 Si 相明显变为细小颗粒, 逐渐球化并分散开来。固溶 12 h 后, α-Al 枝晶轮廓基本消失, 共晶 Si 相开始离散分布, 已经看不到粗大的共晶 Si 相了。继续延长固溶时间到 16 h, 部分共晶 Si 相也开始团聚粗化。图 3e 和 f 是铸态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金在 470 °C 固溶 12 h 后的 SEM 组织和相应的 EDS 分析结果。经过固溶处理后, 铸造实验合金中的共晶 Si 相球化和弥散化, Al<sub>2</sub>Cu 相及其偏聚的 Mg 元素溶入基体。基于上述分析, 将铸态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的固溶热处理工艺确定为 470 °C 和 12 h, 冷却方式为水冷。

### 2.2 固溶态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的时效热处理

固溶态铝合金一般要进行人工时效处理来进一步提升合金的力学性能。参照 Al-Si 系和 Al-Cu 系合金的时效处理工艺, 选取 160~200 °C 对固溶态实验合金进行时效热处理实验<sup>[17-18]</sup>。固溶态实验合金在 160~200 °C 的时效硬化曲线如图 4 所示。从图中可以看出, 在 160~200 °C 的时效温度下, 随着时效时间增加, 实验合金的硬度均先增加后减少。当时效温度为 160 °C 时, 峰值硬度出现在时效处理 14 h 时; 当时效温度为 170~190 °C 时, 峰值硬度均出现在时效处理 10 h 时; 当时效温度为 200 °C 时, 峰值硬度出现在时效处理 6 h 时。在所有的峰值硬度中, 180 °C 下时效 10 h 具有最高的峰值硬度, 为 144 HV。因此,

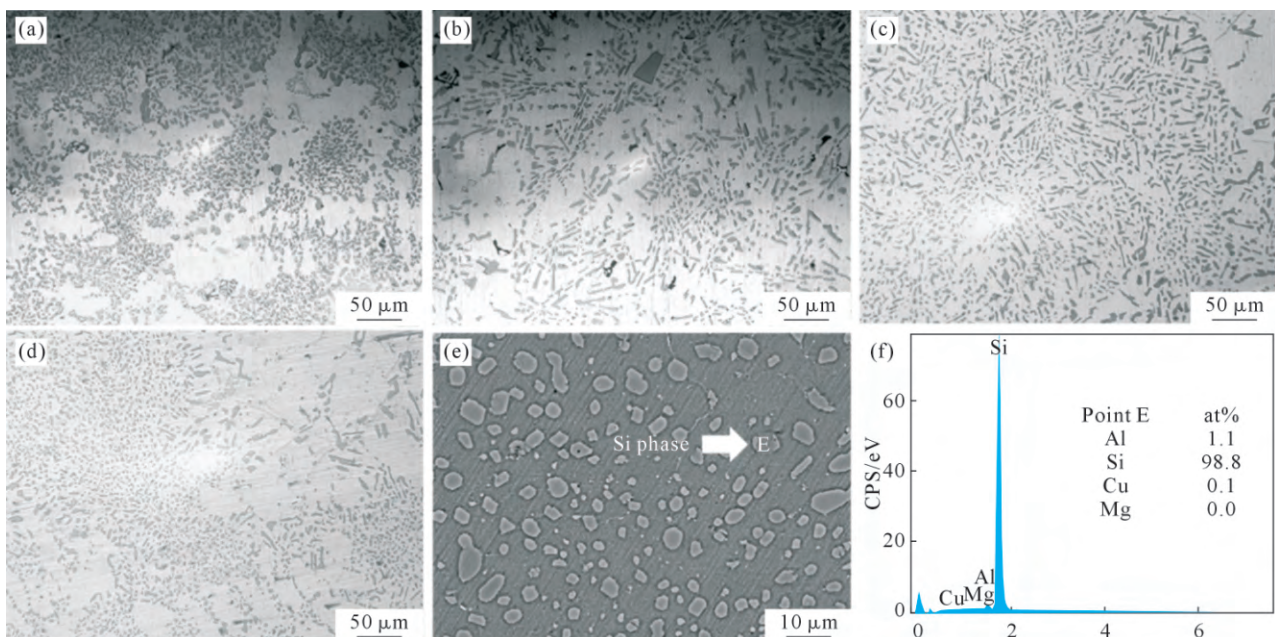


图 3 铸态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金在 470 °C 下固溶不同时间的显微组织: (a~d) 4、8、12、16 h 后的 OM 像; (e) 12 h 后的 SEM 像; (f) E 点的 EDS 分析结果

Fig.3 Microstructure of the as-cast Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloy after solution treatment at 470 °C for different durations: (a~d) OM images after 4, 8, 12, and 16 h; (e) SEM image after 12 h; (f) EDS analysis results at point E

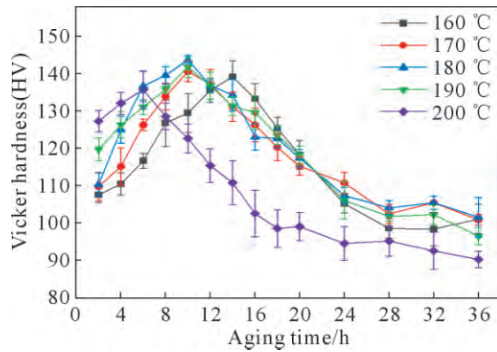


图4 固溶态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的时效硬化曲线

Fig.4 Aging hardening curves of the solid-solution

Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloy at the different aging temperatures

将实验合金的优化 T6 热处理工艺参数设为 470 °C 固溶 12 h 后水淬, 180 °C 人工时效 10 h 后空冷。

图 5 为固溶态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金在 180 °C 时效 10 h 后的 OM 和 TEM 组织。如图 5a 所示, 与固溶态实验合金相比, T6 态实验合金的共晶 Si 相尺寸和形貌基本没有太大变化。图 5b 和 c 为 T6 态实验合金的 TEM 组织和相应的选区电子衍射图谱(SAED)。在入射束为 [011] 方向下, T6 态实验合金基体内存在弥散分布的纳米析出相, 主要有针状和椭圆状两种形态。衍射条纹出现在沿 [00-2] 方向的衍射斑点之间, 但其亮度相对较弱。图 5d~h 为 TEM 组织和相应的 EDS 面扫描结果, T6 态实验合金中的针状和椭圆状第二相均富含 Cu 元素, 且未出现 Si 和 Mg 元素的富集。Al-Cu 系铝合金的常见析出序列为: 过饱和固溶体 → GP 区 →  $\theta'$  相 →  $\theta$  相, 其中  $\theta'$  析出相为 Al-Cu 合金主要的时效强化相, 其与 Al 基体之间取向关系为  $(001)_{Al} // (001)_{\theta'}$ ,  $[001]_{Al} // [001]_{\theta'}$ <sup>[19-20]</sup>。图 5i~l 为图 5b 中针状相和椭圆状相的 TEM 组织和相应的快速傅里叶变换(FFT)图谱。图 5j 的 FFT 图谱存在除 Al 基体以外的衍射图谱, 即沿 [-200] 方向的衍射斑点之间出现了明显的衍射条纹。与之相反, 而图 5d 只有属于 Al 基体的衍射斑点, 说明该方向上的椭圆状相与 Al 基体的排列相同。杨坤义等<sup>[20]</sup>研究了不同入射方向下 T6 态 Al-5Cu 铸造铝合金中  $\theta'$  相的形貌和 SAED/FFT 图谱, 其 [011] 方向下  $\theta'$  相的形貌和 SAED/FFT 图谱研究结果与本文的研究结果一致。[001] 入射方向下  $\theta'$  相呈现为相互垂直的两种针状变体, 而在 [011] 入射方向下两个针状  $\theta'$  相变体的形态转变为针状和椭圆状。根据 Al-Cu 合金的时效析出序列, SAED/FFT 图谱和杨坤义等的研究结果, 图 5b 中针状和椭圆状纳米级析出相均可以被确定为  $\theta'$  相。

表 2 为铸态和 T6 态实验合金的室温力学性能。由表可知, T6 热处理后, 铸造实验合金的屈服强

表2 铸态和T6态Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg合金的室温力学性能

Tab.2 Room temperature mechanical properties of the as-cast and T6 state Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloys

Heat treatment	YS/MPa	UTS/MPa	Elongation/%
As-cast	153±5	221±10	0.4±0.2
T6 state	241±2	322±4	3.5±0.3

度(YS)和抗拉强度(UTS)由 153 和 221 MPa 显著提升至 241 和 322 MPa, 伸长率由 0.4% 显著提升至 3.5%。T6 热处理后, 粗大的  $Al_2Cu$  相溶入基体后以纳米级  $\theta'$  相的形式弥散析出, 通过沉淀强化的方式显著增强了实验合金的室温强度和硬度。T6 热处理后, 长条状和块状共晶 Si 相球化, 减弱了析出相对  $\alpha$ -Al 基体的割裂作用, 显著提高了合金的伸长率。

### 2.3 铸态和 T6 态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金干摩擦性能的对比研究

图 6 为铸态和 T6 态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的磨损率。在不同滑动速度下, 铸态实验合金磨损率均随载荷的增加而增加, 但是增长的幅度明显不同。在 2 mm/s 低滑动速度条件下, 磨损率随施载荷的增加近似为线性关系。当滑动速度增加为 5 mm/s 和 8 mm/s 时, 磨损率随载荷增加而增加的趋势更加剧烈。在不同载荷下, 试样磨损率随着滑动速度的增加而增加。当载荷较低 5 N 时, 低滑动速度和较高滑动速度下试样的磨损率差值较低。当载荷增加至 25 和 35 N 时, 磨损量差值迅速扩大。与铸态实验合金类似, T6 态实验合金的磨损率也随着载荷或滑动速度的增加而增加。不同的是, 随着滑动速度的增加, T6 态实验合金的磨损率随载荷增加而增大的趋势更加平缓, 在 8 mm/s 的应变速度下才与载荷近似成线性关系。在相同的摩擦磨损参数下, T6 态实验合金的磨损率均显著低于铸态实验合金, T6 热处理显著增强了铸态实验合金的干摩擦性能。

图 7 是部分摩擦磨损参数下铸态和 T6 态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的磨损面形貌。在载荷为 5 N, 滑动速度为 2 mm/s 时, 铸态实验合金磨损面较为光滑, 犁沟整体较为平整, 磨损表面几乎没有变形剥落的痕迹。当载荷和滑动速度增加至 20 N 和 5 mm/s 时, 铸态实验合金的磨损面中均出现了磨粒和磨屑, 形成大量的犁沟和剥落坑, 当载荷和滑动速度进一步增加至 35 N 和 8 mm/s, 铸态实验合金的磨损面呈现出破碎杂乱的形貌, 肉眼可见的深坑和大量亮白色区域。在相同的摩擦磨损参数下, 相比于铸态合金, T6 态合金磨损后犁沟较窄, 剥落坑较少, 且具有更多亮白色的区域。

图 8 为载荷 35 N、滑动速度 5 mm/s 下 T6 态实

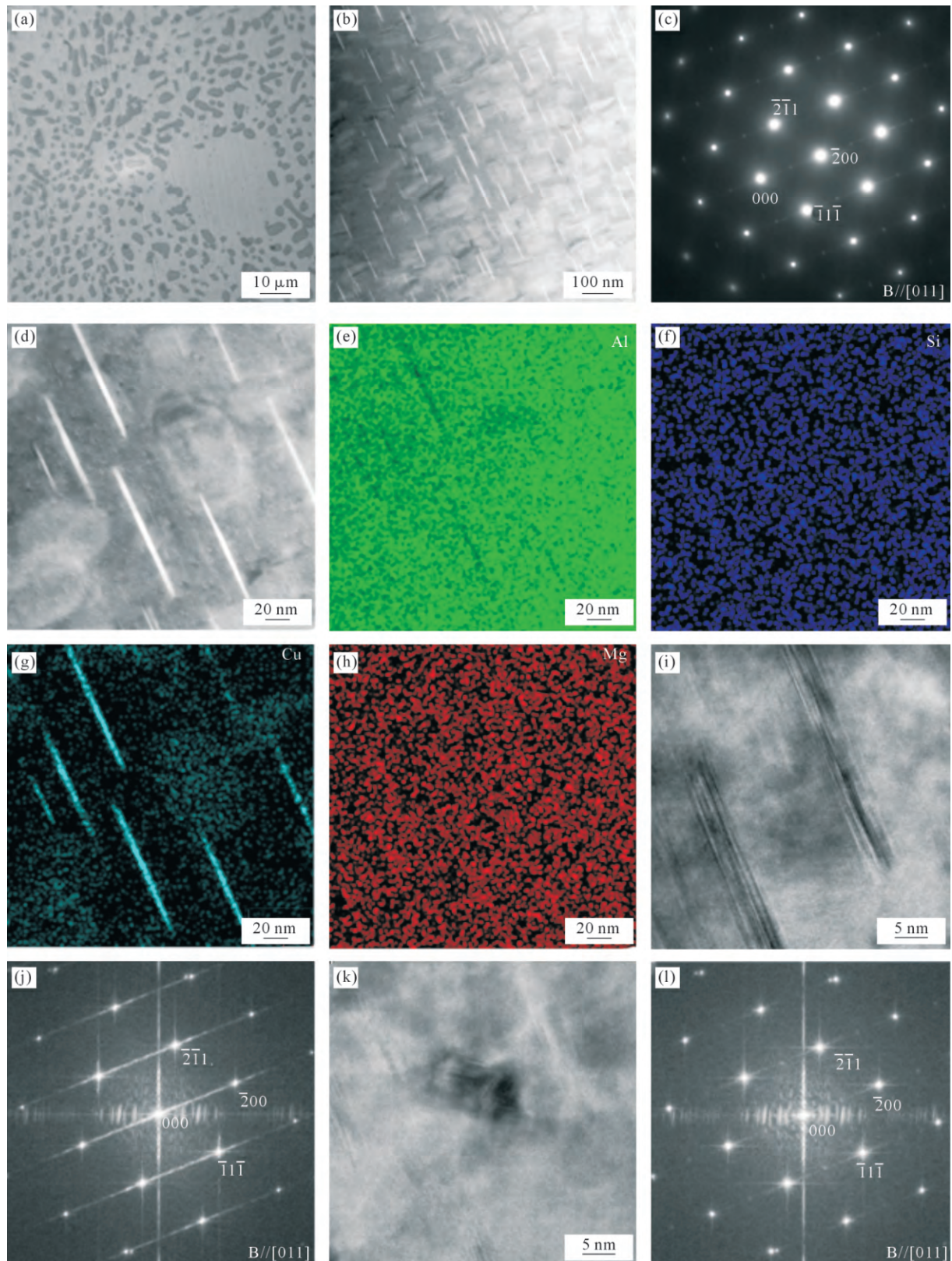


图5 固溶态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金在 180 °C 时效 10 h 后的 OM 和 TEM 像:(a) OM 像;(b, c) TEM 像和相应的选区电子衍射图谱;(d~h) TEM 像及相应的 EDS 面扫描结果;(i, j) (b) 中针状相的 HRTEM 像和相应的快速傅里叶变换图谱;(k, l) (b) 中椭圆状相的 HRTEM 像和相应的快速傅里叶变换图谱

Fig.5 OM and TEM images of the as-homogenized Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloy after aging at 180 °C for 10 h: (a) OM image; (b, c) TEM image and corresponding SAED patterns; (d~h) TEM image and corresponding EDS elemental mapping results; (i, j) HRTEM image and corresponding FFT patterns of the needle-like phase in (b); (k, l) HRTEM image and corresponding FFT patterns of the ellipsoidal phase in (b)

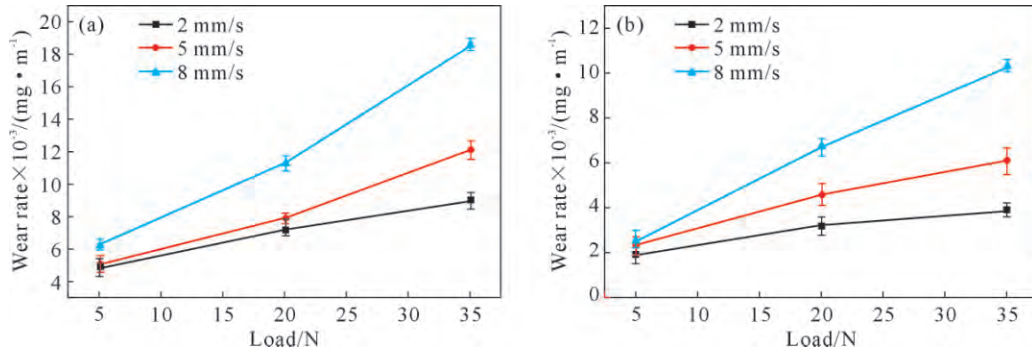


图6 不同滑动速度下铸态和 T6 态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金磨损率随载荷的变化:(a) 铸态;(b) T6 态  
Fig.6 Variations in the wear rate of the as-cast and T6 state Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloys with loading at different sliding speeds:  
(a) as-cast; (b) T6 state

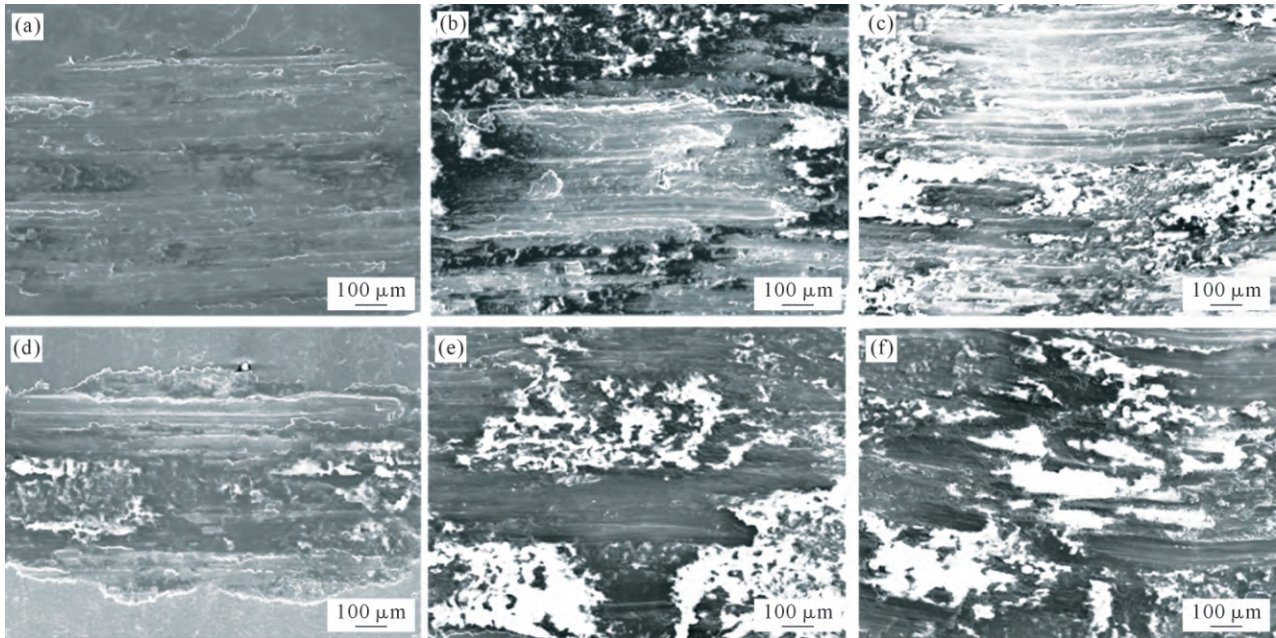


图7 部分载荷和滑动速度下铸态和 T6 态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金的磨损面形貌:(a, d) 5 N, 2 mm/s; (b, e) 20 N, 5 mm/s;  
(c, f) 35 N, 8 mm/s

Fig.7 Wear surface morphology of the as-cast and T6 state Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloys under partial loading and sliding speed:  
(a, d) 5 N, 2 mm/s; (b, e) 20 N, 5 mm/s; (c, f) 35 N, 8 mm/s

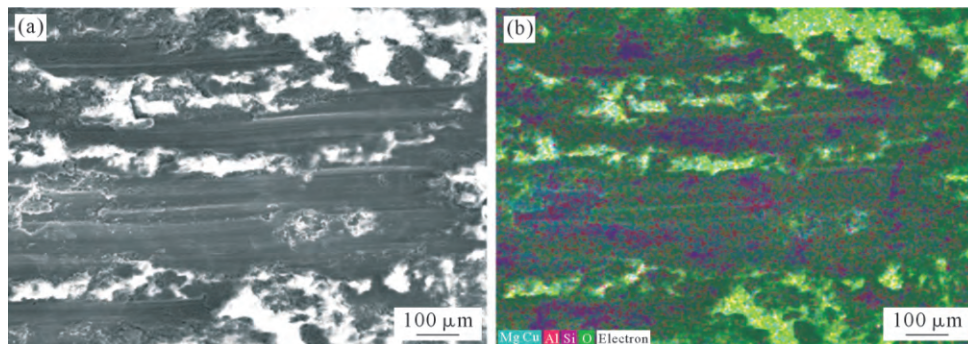


图8 载荷 35 N、滑动速度 5 mm/s 下 T6 态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg 合金磨损面的 SEM 组织和 EDS 面扫描分析结果:  
(a) SEM 组织;(b) EDS 面扫描

Fig.8 SEM image and EDS surface scanning analysis results of the T6 state of the Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloy wear surface under a load of 35 N and a sliding speed of 5 mm/s: (a) SEM image; (b) EDS surface scanning

验合金的 EDS 面扫描能谱分析图。这些白色区域富含氧元素,表明这些亮白色物质为氧化物。表面塑性变形促使空气中的氧扩散到变形层并逐次向表层内扩散,进而形成  $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{Si}_2\text{O}$  等不同形式的氧化物<sup>[21-22]</sup>。随着载荷和滑动速度的增加,摩擦过程中磨

损表面温度升高,加快了氧化膜的生成速率。选取磨坑正中间  $500\ \mu\text{m} \times 1\ 000\ \mu\text{m}$  的区域进行长时间的 EDS 面扫描能谱分析,结果如图 9 所示。从图中可以看出在相同的摩擦磨损参数下,T6 态实验合金的氧含量均要高于铸态实验合金,表明 T6 态实验

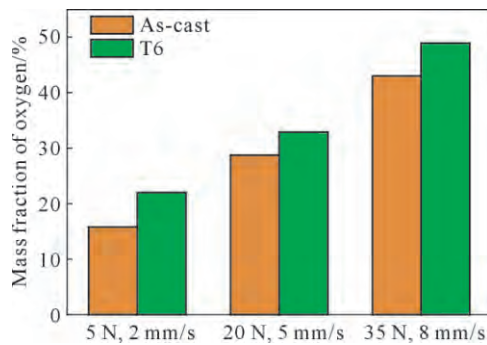


图9 不同摩擦磨损参数下铸态和T6态 Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg合金磨损后的表面氧含量

Fig.9 Surface oxygen content of the as-cast and T6 state Al-12Si-3.5Cu-0.4Mg alloys after wear under different wear rates

合金具有更多的氧化物和更显著的氧化磨损。在循环往复多次滑动摩擦之后,微凸体被干涉破坏剥离出合金表面形成磨粒,表现出磨粒磨损机制<sup>[23]</sup>。实验合金T6热处理后硬度显著增强,磨粒不易被压入合金基体,有效的抑制了剥落坑的产生,并减少了犁沟的宽度。此外,磨损面的磨粒在磨损过程中增大了摩擦副的做功,在摩擦过程中会生成更多的摩擦热,导致氧化物更容易生成并具有更大的覆盖面积。

### 3 结论

(1)铸态实验合金的组织主要由初生 $\alpha$ -Al相、共晶Si相、 $Al_2Cu$ 相组成。固溶热处理后,共晶Si相球化, $Al_2Cu$ 相溶入基体。时效处理后,基体中弥散析出了大量纳米级 $\theta'$ 相。

(2)铸态实验合金的最优热处理工艺为470℃固溶12h,水冷,然后180℃时效10h,空冷。T6态实验合金的室温抗拉强度从铸态的221MPa提高到322MPa,增加了45.7%,硬度从铸态的92HV提高到144HV,增加了56.5%。

(3)在相同的载荷和滑动速度下,T6态实验合金的磨损率显著低于铸态实验合金,具有更优异的干摩擦性能。T6实验合金更优异的干摩擦性能主要归因于磨损产生的磨粒由于高硬度不易被压入基体,且其在摩擦过程中生成了更多的氧化物。

#### 参考文献:

- [1] 刘静安. 大力发展铝合金零部件产业促进汽车工业的现代化进程[J]. 铝加工, 2005(3): 8-17.  
LIU J A. Make great efforts to develop aluminum parts industry and promote the modernization progress of automobile industry [J]. Aluminium Fabrication, 2005(3): 8-17.
- [2] 魏立斌, 赵庆礼. QT400-18L风电球墨铸铁件铸造工艺改进[J]. 铸造设备与工艺, 2024(1): 6-8, 14.  
WEI L B, ZHAO Q L. Improvement of casting process for

- QT400-18L wind turbine ductile iron parts[J]. Foundry Equipment and Technology, 2024(1): 6-8, 14.
- [3] ZHANG Y H, GUO X C, FU B G, DONG T S, LI J K, LI G L. Microstructure and low-temperature impact fracture behavior of QT400-18AL containing Ni[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 880: 145327.
- [4] WANG J, DONG S, WANG F L, QIAN C, DENG Z, WANG F H, ZENG J, JIN L, DONG J. The combined strengthening of multiple intragranular precipitates and intergranular eutectic structure in a cast heat-resistant Al-Cu-Ce-Mn-Sc-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 945: 148979.
- [5] NIU G D, WANG Y, ZHU L J, YE J W, MAO J. Fluidity of casting Al-Si series alloys for automotive light-weighting: A systematic review[J]. Materials Science and Technology, 2022, 38(13): 902-911.
- [6] LIU T, HUANG W Z, HU Y, LUO J Y, WU J G, ZHU L. Influence of in-situ  $TiB_2$  particles on microstructure and mechanical properties of ZL101A alloy[J]. Materials Today Communications, 2025, 42: 111368.
- [7] 郭廷彪, 钱丹晨, 王炳, 王楠, 丁万武, 金玉花. ZL205A合金热处理参数优化及其组织性能演变[J]. 材料科学与工程学报, 2025, 43(1): 23-30.  
GUO T B, QIAN D C, WANG B, WANG N, DING W W, JIN Y H. Optimization of heat treatment parameters and evolution of microstructure and properties of ZL205A alloy[J]. Journal of Materials Science & Engineering, 2025, 43(1): 23-30.
- [8] MA X X, PAN Y P, CHEN L W, HUO H, HOU J B, ZHAO Y H. Effects of Cu and Mg alloying and low-temperature aging on microstructure characteristics and mechanical properties of heat treatment-free cast Al-Si-Cu-Mg alloys [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 36: 7081-7093.
- [9] HAO J F, CHEN C, ZHAO Y L, TONG M M, ZHAO D D, KE Y B, LIU G, LI R X, WANG B. Microstructure evolution and aging strengthening behavior of in-situ TiC nano-reinforced Al-Si-Cu-Mg alloy[J]. Materials Characterization, 2025, 222: 114808.
- [10] HAN Y, SAMUEL A M, DOTY H W, VALTIERRAS S, SAMUEL F H. Optimizing the tensile properties of Al-Si-Cu-Mg 319-type alloys: Role of solution heat treatment [J]. Materials & Design, 2014, 58: 426-438.
- [11] 上官晶晶, 刘伟, 刘云. 热处理对 Al-11Si-2.5Cu-Mg合金组织及性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(3): 335-337.  
SHANGGUAN J J, LIU W, LIU Y. Effect of heat treatment on the microstructure and properties of Al-11Si-2.5Cu-Mg alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2017, 37(3): 335-337.
- [12] BEDER M, ALEMDAG Y. Influence of Mg addition and T6 heat treatment on microstructure, mechanical and tribological properties of Al-12Si-3Cu based alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(8): 2208-2219.
- [13] 郑海鹏, 李俭英, 蔡增辉, 于忠军, 李勇军. Cu含量及热处理工艺对铸造 Al-Si合金力学和耐磨性能影响[J]. 铸造, 2025, 74(4): 487-493.  
ZHENG H P, LI J Y, CAI Z H, YU Z J, LI Y J. Effect of Cu content and heat treatment process on mechanical and wear resistance properties of cast Al-Si alloy[J]. Foundry, 2025, 74(4): 487-493.

- [14] 韩墨林. Al-Si-Cu-Mg 变形铝合金的组织及性能研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2020.  
HAN M L. On the structures and properties of deformed Al-Si-Cu-Mg aluminum alloy[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2020.
- [15] LI J Y, HUANG Y, CHEN C F, ZHANG L, ZHANG L. The structural stability and mechanical properties of doped Al<sub>2</sub>Cu precipitates with different elements by first-principles calculations [J]. Computational Condensed Matter, 2024, 41: e00957.
- [16] 林泊宇, 孟云鹏, 李霞, 张华, 王利飞, 张强, 樊建锋. 铸态 2A14 合金均匀化热处理工艺优化与组织演变[J]. 热加工工艺, 2025, 54(2): 85-90, 96.  
LIN B Y, MENG Y P, LI X, ZHANG H, WANG L F, ZHANG Q, FAN J F. Optimization of homogenization heat treatment process and microstructure evolution of as-cast 2A14 alloy[J]. Hot Working Technology, 2025, 54(2): 85-90, 96.
- [17] CACERES C H, DJURDJEVIC M, STOCKWELL T, SOKOLOWSKI J H. The effect of Cu content on the level of microporosity in Al-Si-Cu-Mg casting alloys[J]. Scripta Materialia, 1999, 40: 631-637.
- [18] 潘复生, 张丁非. 铝合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.  
PAN F S, ZHANG D F. Aluminum alloy and its applications[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005.
- [19] ZHU R F, CHEN W D, YAN S F, CHEN Z, HU W X, SUI Y, YUE J Y, QU Y H, JIANG H S. Effect of Ni and Sc additions on non-isothermal aging precipitation behavior of Al-Cu-Mn-Zr alloy [J]. Materials Today Communications, 2025, 47: 113119.
- [20] 杨坤义. Si 元素及热处理对析出强化相  $\theta'$  的影响[D]. 南昌: 南昌大学, 2023.  
YANG K L. Effect of aging and Si on precipitated phase and mechanical properties of cast Al-5Cu Alloy[D]. Nanchang: Nanchang University, 2023.
- [21] ALEMDAG Y, BEDER M. Effects of Mn content on microstructure, mechanical and dry sliding wear properties of eutectic Al-Si-Cu alloy[J]. Metals and Materials International, 2020, 26: 1811-1819.
- [22] 刘启跃. 摩擦学基础及应用[M]. 成都: 西南交通大学出版社, 2015.  
LIU Q Y. Fundamentals and applications of tribology[M]. Chengdu: Southwest Jiaotong University Press, 2015.
- [23] 马乾力. 钛铝碳增强铝基复合材料的制备与摩擦学性能研究 [D]. 北京: 北京交通大学, 2010.  
MA Q L. Fabrication and tribological properties of Ti<sub>2</sub>AlC/Al Composites[D]. Beijing: Beijing Jiaotong University, 2010.

(责任编辑: 李亚敏)