

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5151

微量 Sc 添加对 Al-Mg-Si-Cu 合金微观组织及力学性能的影响

陈向荣¹, 陈忠伟¹, 汪泽瑾², 安 博¹, 张浩岚¹, 曾 毅², 牛虎明², 姜万明²

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072 2. 陕西有色榆林新材料集团有限责任公司, 陕西 榆林 719099)

摘 要:汽车轻量化对 6 系铝合金的力学性能提出了更高的要求, 因此急需开发高强高韧性 6 系铝合金满足日益增长的需求。通过扫描电镜、透射电镜和万能力学试验机研究了添加 0.4%Sc(质量分数, 下同)对 Al-Mg-Si-Cu 合金微观组织及力学性能的影响。结果表明, 添加 0.4%Sc 可显著细化铸态合金显微组织, 使铸态合金从粗大柱状晶转变为细小等轴晶, 铸态合金显微组织更加均匀。铸态合金中脆性相 β -AlFeSi 在 Sc 微合金化后形态发生转变, 粗大的片层状 β -AlFeSi 相转变为细针状。添加 0.4%Sc 的固溶+时效热处理轧制态合金中, 主要析出相包括次生 Al_3Sc 相 Q' 相 ($\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Mg}_9\text{Si}_7$) 及 β'' 相 (Mg_2Si), 3 种析出相协同作用对合金产生了综合强化效果。添加 0.4%Sc 使得铸态合金和固溶+时效热处理的轧制态合金综合力学性能均得到了显著提升, 铸态 Al-Mg-Si-Cu 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别从 151、114 MPa 和 1.96% 提升至 187、127 MPa 和 3.44%; 轧制态 Al-Mg-Si-Cu 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别从 368、303 MPa 和 15.4% 提升至 390、330 MPa 和 20.8%。

关键词: Al-Mg-Si-Cu 铝合金; 稀土元素 Sc; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG156.1

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)03-0305-09

Effect of the Microaddition of Sc on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Mg-Si-Cu Alloy

CHEN Xiangrong¹, CHEN Zhongwei¹, WANG Zejin², AN Bo¹, ZHANG Haolan¹,
ZENG Yi², NIU Huming², JIANG Wanming²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Shaanxi Nonferrous Yulin New Material Group, Yulin 719099, China)

Abstract: The lightweighting of automobiles has imposed greater requirements on the mechanical properties of 6xxx series aluminium alloys. Thus, the development of 6xxx series aluminium alloy sheets for automotive bodies with high strength and toughness is urgently needed. The effects of adding 0.4 wt.% Sc on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si-Cu alloys were investigated by scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), and universal mechanical testing machines. The results show that the addition of 0.4 wt.% Sc significantly refines the as-cast microstructure of the alloy, transforming coarse columnar grains into fine equiaxed grains and resulting in a more uniform microstructure. Under the influence of Sc, the morphology of the brittle β -AlFeSi phase in the as-cast alloy changes, with coarse lamellar β -AlFeSi transforming into fine needle-like structures. In the solution-treated and aged rolled alloy with 0.4 wt.% added Sc, the main precipitates include the secondary Al_3Sc phase, the Q' phase, and the β'' phase. The synergistic effect of these three phases enhances the alloy's strength. The addition of 0.4 wt.% Sc significantly improves the overall mechanical properties of both the as-cast and solution-treated + aged rolled alloys. For the as-cast Al-Mg-Si-Cu alloy, the average tensile strength, yield strength, and elongation increase from 151, 114 MPa, and 1.96% to 187, 127 MPa,

收稿日期: 2025-07-17

基金项目: 国家自然科学基金(51674204); 陕西有色榆林新材料集团有限责任公司科研项目(YSXC2024-YFZX-008)

作者简介: 陈向荣, 1999 年生, 硕士生. 研究方向为 Al-Mg-Si-Cu 合金的热处理工艺. Email: cxr0926@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 陈忠伟, 1970 年生, 博士, 教授. 研究方向为轻合金的凝固加工技术. Email: chzw@nwpu.edu.cn

引用格式: 陈向荣, 陈忠伟, 汪泽瑾, 安博, 张浩岚, 曾毅, 牛虎明, 姜万明. 微量 Sc 添加对 Al-Mg-Si-Cu 合金微观组织及力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2026, 47(3): 305-313.

CHEN X R, CHEN Z W, WANG Z J, AN B, ZHANG H L, ZENG Y, NIU H M, JIANG W M. Effect of the microaddition of Sc on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si-Cu alloy[J]. Foundry Technology, 2026, 47(3): 305-313.

and 3.44%, respectively. For the rolled Al-Mg-Si-Cu alloy after solution treatment and aging, the average tensile strength, yield strength, and elongation improved from 368, 303 MPa, and 15.4% to 390, 330 MPa, and 20.8%, respectively.

Key words: Al-Mg-Si-Cu aluminium alloy; rare earth element Sc; alloy microstructure; mechanical properties

随着经济发展和国民生活水平提升,我国汽车的保有量逐年增加,但同时也带来了环境污染和能源过度消耗等问题。现阶段,汽车轻量化^[1]是降低汽车能源消耗,减少污染物排放的重要研究方向。工业上应用的汽车轻量化材料主要有高强度钢、铝和镁合金及复合材料等。由于铝合金具有密度低、比强度高、耐蚀性好及高回收率等特性,是目前汽车轻量化的首选材料^[2]。铝合金中的 6000 系铝合金^[3-4]具有中高等强度、良好的成形性和耐蚀性,焊接性好、易着色,且烘烤处理后表面质量良好,可进行热处理强化等特点,是汽车轻量化的关键材料,被广泛用于汽车车身的覆盖件,如车顶盖、后盖板、引擎盖及车门。

Sc 是一种过渡金属元素,原子序数 21,但由于其外层电子结构与 La 系稀土金属相近,因此 Sc 也被列为一种稀土元素。Sc 添加对铝合金的微观组织及力学性能都会产生一定影响。汤振齐等^[5]研究发现,6066 铝合金添加质量分数为 0.2% 的 Sc 效果最好,平均晶粒尺寸最细,抗拉强度由 160 MPa 提高到 210 MPa,提高了 30% 以上;6066 铝合金的时效处理工艺,随时效时间延长,强化效果先上升后下降,最佳时效处理工艺为 175 °C×4 h。肖代华等^[6]研究发现,在 AA7085 铝合金中添加 0.3% Sc,有助于细化铸态合金的晶粒,细化后晶粒大小为 30~40 μm。AA7085 铝合金中添加微量 Sc 所形成的二次析出 Al₃Sc 弥散相可以有效阻碍合金的再结晶,保持形变回复组织,其主要强化机制为一次析出相 Al₃Sc 弥散相所引起的细晶强化、二次析出 Al₃Sc 引起的亚结构强化及 η' 相引起的沉淀强化共同作用的结果。Bo 等^[7]研究了 Sc 添加对 Al-0.5Mg-0.4Si 力学性能和耐蚀性的影响,Sc 的添加可促进早期时效过程中原子团簇和 GP 区的析出,从而加速 Al-Mg-Si 合金的时效硬化。Sc 添加提高了腐蚀电位,降低了腐蚀电流,使 Al-Mg-Si 合金腐蚀速率和腐蚀敏感性下降,耐蚀性获得显著提升。综上所述,相关研究认为 Sc 元素添加对铝合金的力学性能和微观结构都有影响,但是对其作用机理还存在一定分歧与争议。

本文研究了添加微量稀土元素 Sc 对 Al-Mg-Si-Cu 微观结构和力学性能的影响,采用电子显微镜表征手段,揭示 Sc 对 Al-Mg-Si-Cu 析出相转变的作用机理,为开发综合力学性能优良的 6 系铝合金

汽车车身板材提供一定的技术参考。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验熔炼合金使用的原材料包括工业高纯铝(99%,质量分数,下同)、高纯 Mg(99.9%)Al-Si20、Al-Cu10、Al-Sc2 中间合金,按所需成分配料熔炼。熔炼过程中,首先将工业高纯铝放置于电阻炉石墨坩埚中,将电阻炉升温至 750 °C 使其完全熔化,依次加入高纯 Mg 及中间合金。随后,向熔体中通入高纯氩气除气精炼,氩气流量为 2 L/min,时间为 120 s。除气后进行扒渣处理,清理浮渣。最后使用石墨坩埚浇铸,浇铸温度控制在 730 °C,将熔体浇注到水冷铜模中。

熔炼出初始合金和添加 0.4% Sc 的合金后,需要对铸态合金进行轧制变形。在轧制前,对铸态合金切头和铣面,切取出 60 mm×40 mm×10 mm 的铸锭进行 520 °C/10 h 均匀化热处理。采用热轧工艺,热轧温度为 400 °C,压下量为 60%,将 10 mm 厚的铸态试样轧至 4 mm。轧制后的板材首先进行 560 °C/2 h 的固溶处理,理用水冷的方法进行淬火,水温为 25 °C。淬火结束立即转移样品,防止发生自然时效,之后进行 180 °C/6 h 的时效处理。

1.2 实验方法

使用 SPECTRO-M12 直读光谱仪分析铸态合金化学成分,如表 1 所示。使用 KSL-1200 箱式处理炉进行固溶热处理,电热鼓风干燥箱进行低效处理。使用蔡司 Gemini-500 扫描电镜观察合金的微观组织及析出相形貌,利用其配备的能谱仪(EDS)分析析出相种类,利用配备的电子背散射衍射信号(EBSD)分析其晶粒尺寸及晶粒取向。使用 TslosF200S-G2 透射电子显微镜观察合金的析出相种类与结构。从铸态合金和轧制态合金中分别取样,经电火花线切割成拉伸试样,拉伸样品尺寸为骨棒状,尺寸如图 1 所示。将试样表面及侧面使用砂纸打磨光滑,用 IN-

表 1 Al-Mg-Si-Cu 合金试样化学成分
Tab.1 Chemical composition of the Al-Mg-Si-Cu alloys
(mass fraction/%)

No.	Element						
	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Sc	Al
1	0.710	0.890	0.670	0.068	0.220	-	Bal.
2	0.692	0.950	0.671	0.076	0.299	0.433	Bal.

STRON-3382 万能力学试验机测试合金的力学性能, 拉伸使用的引伸计为 12.5 mm, 直到将样品拉断, 拉伸速率为 0.75 mm/min, 每组试样分别进行 3 次拉伸试验。

2 实验结果

2.1 铸态合金微观组织

通过扫描电子显微镜观察得到的铸态合金显微组织, 如图 2 和 3 所示。在 SEM 的背散射电子(BSE)模式下, 对铸态合金显微组织进行表征。图 2a 为初始铸态合金 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 显微组织 SEM 像, 初始铸态合金存在大量粗大的孔洞缺陷, 主要分布在晶界处。图 2b 为添加 0.4%Sc Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 铸态合金显微组织, 合金中缺陷数量减少, 尺寸减小, 铸态合金在 Sc 微合金化作用下显微组织得到改善。合金在铸造过程中产生了大量的第二相, 使用扫描电镜可以清晰观察到析出相的形貌和

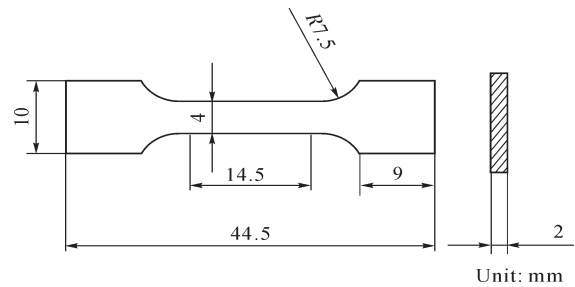


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of the tensile test samples

尺寸。第二相主要在晶界上析出, 呈片层状, 也有少量针状和球状第二相在晶粒内部析出。

图 3a 为铸态 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 合金 SEM 像, 合金晶界上含有大量粗大的片层状金属间化合物, 从图 2b SEM 面扫描结果可知, 晶界上析出的金属间化合物为 β -AlFeSi 相。 β -AlFeSi 相是 6xxx 铝合金中一种典型的脆性相^[8,12], 与 α -Al 界面结合不良, 存在空穴等缺陷, 在后续塑性变形过程中容易成

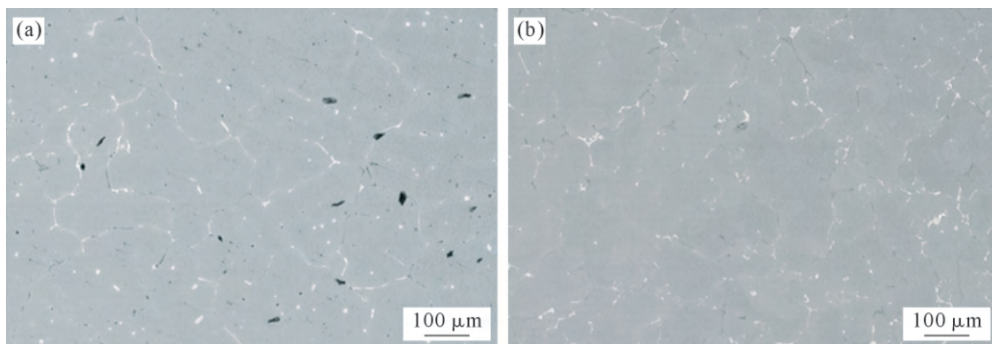


图 2 铸态 Al-Mg-Si-Cu 合金 BSE 像: (a) Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu; (b) 0.4 wt.% Sc/Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu

Fig.2 BSE images of the as-cast Al-Mg-Si-Cu alloy: (a) Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu; (b) 0.4 wt.% Sc/Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu

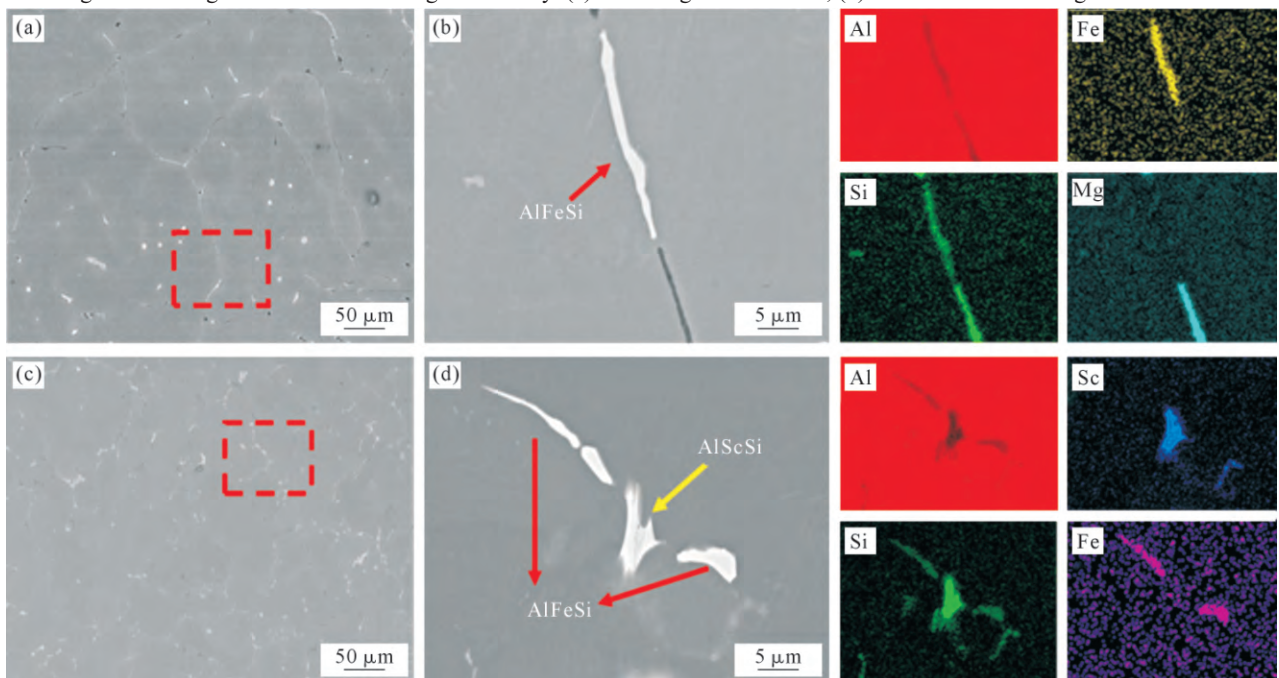


图 3 铸态 Al-Mg-Si-Cu 合金 SEM 像及 EDS 面扫结果: (a, b) Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu; (c, d) 0.4 wt.% Sc/Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu

Fig.3 SEM images and EDS mapping results of the as-cast Al-Mg-Si-Cu alloy: (a, b) Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu;

(c, d) 0.4 wt.% Sc/Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu

为裂纹扩展源,从而降低铸态合金的塑性。而从图3c 0.4%Sc/Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 面扫描图像可知,在添加 0.4%Sc 的铸态合金中, β -AlFeSi 相的形态发生了转变,新产生的 AlScSi 相将原来粗大的片层状 β -AlFeSi 相分割为细针状,使其尺寸显著减少,一定程度上阻碍了 β -AlFeSi 相在晶界上的析出,有利于改善铸态合金的组织形貌和力学性能。

图4为两种铸态合金的EBSD图及相应的晶粒尺寸分布统计。铸态 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 合金基本上均为柱状晶,只存在少量等轴晶,且晶粒尺寸分布不均匀,粗晶粒与细晶粒之间尺寸差异较大。铸造过程中由于合金熔体流动性差,且使用石墨坩埚浇铸,熔体冷却速率较慢,晶粒有充足时间长大,从而导致初始铸态合金晶粒较为粗大,平均晶粒尺寸为 537.18 μm ,最粗的晶粒尺寸达到了 760 μm ,严重影响了合金的塑性。添加 0.4%Sc 铸态合金的显微组织发生了明显变化,在相同铸造工艺下,Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc 合金晶粒明显细化,平均晶粒尺寸细化至 116.72 μm ,且晶粒分布均匀,大部分为等轴晶,柱状晶数量明显减少,铸态合金显微组织得到明显改善。这说明向铸态合金中添加 Sc 起到了显著细化晶粒的作用,且初始铸态合金中粗大的柱状晶大部分转变为细小的等轴晶,有效改善了铸态合金组织形貌。

铸态合金产生显著晶粒细化的原因是 Al_3Sc 在

凝固过程中的大量析出,在添加 0.4%Sc 的铸态合金中,使用透射电子显微镜观察到的 Al_3Sc 析出相如图5所示,明场相均沿 $\langle 100 \rangle$ 方向观察。从图6的 SAED 和 HRTEM 图像可以看出,合金中晶粒细化的主要原因为添加 Sc 使得合金在凝固过程中析出了大量的 Al_3Sc , Al_3Sc 为纳米级析出相, L_{12} 结构,与铝基体的错配度很小,界面处结合优良,析出的 Al_3Sc 与铝基体共格。在铸造过程中, α -Al 以 Al_3Sc 为异质晶核形核长大,从而大幅提高 α -Al 形核率。除此之外, Al_3Sc 还能强烈地钉扎位错,阻碍晶粒长大,起到细化晶粒的作用。

2.2 轧制态合金微观组织

铸态合金经过热轧冷轧变形处理为 4 mm 厚的板材后,对其进行固溶淬火处理(560 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$)和时效处理(180 $^{\circ}\text{C}/8\text{ h}$)^[25]。Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 的 TEM 明场相以及析出相的 HRTEM 如图6所示,明场相均沿 $\langle 100 \rangle$ 方向观察。由 TEM 明场相可知,初始合金的析出相主要为 Q' 相和 β'' 相两种第二相,均呈针状和板条状,图中的点状颗粒为 Q' 相或 β'' 相的横截面^[14]。从 Q' 相和 β'' 相 HRTEM 图像中可以看出,析出相内部的原子排列基本都是非周期性的无序结构,这些无序结构析出相内部实际上由多种短程有序结构排列组成,通过局部有序区域内的单胞结构,可以判断无序析出相的种类。在峰值时效阶段,Cu 原子进入 β'' 相晶格内,导致其原子排布扰乱,晶格

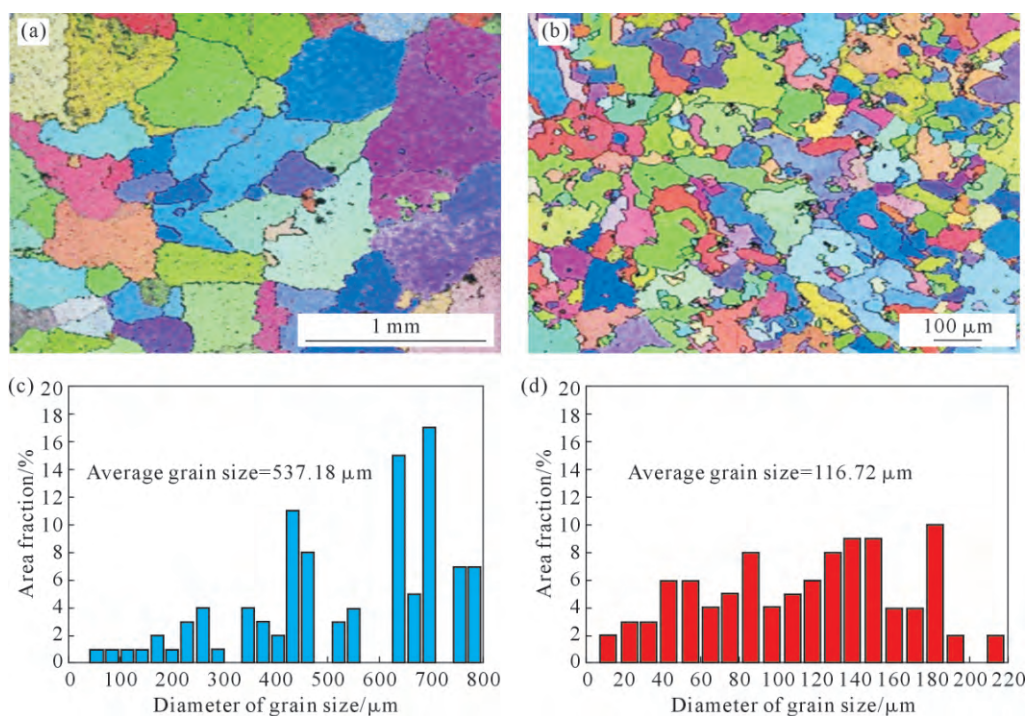


图4 铸态 Al-Mg-Si-Cu 合金 EBSD 图像及晶粒尺寸分布统计:(a, c) Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu;
(b, d) 0.4%Sc/Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu

Fig.4 EBSD images of the as-cast Al-Mg-Si-Cu alloy and statistical graph of the grain size distribution: (a, c) Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu;
(b, d) 0.4 wt.% Sc/Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu

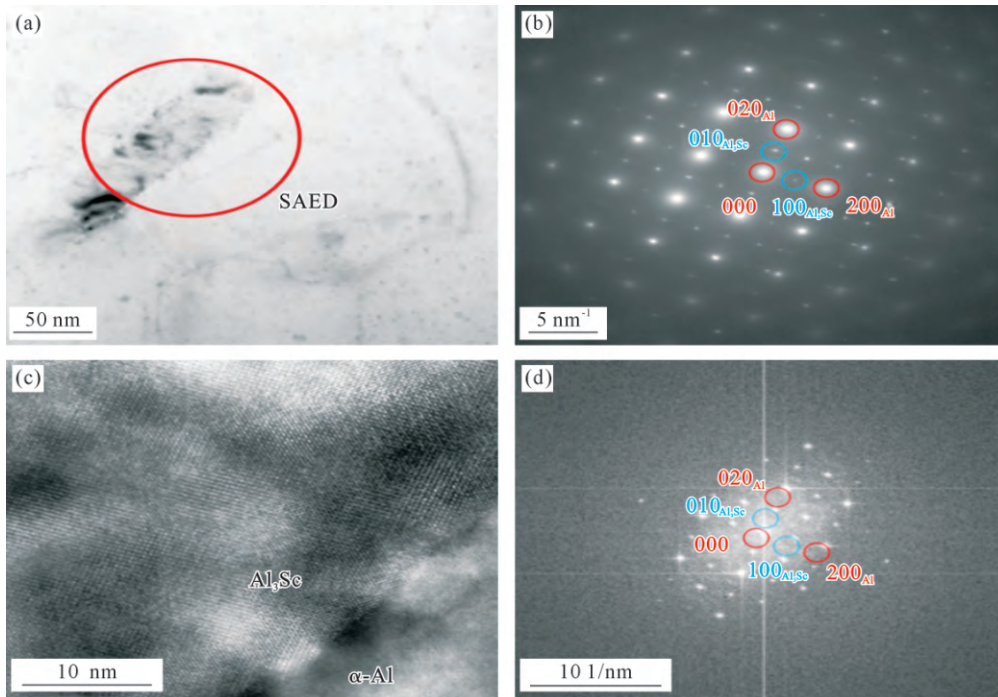


图 5 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc 铸态合金 TEM 图像:(a) BF 相;(b) Al_3Sc 相 SAED 照片;(c) Al_3Sc 相 HRTEM;(d) Al_3Sc 相 FFT 图片

Fig.5 TEM images of the as-cast Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc alloy: (a) bright-field image; (b) SAED pattern of the Al_3Sc phase; (c) HRTEM image of the Al_3Sc phase; (d) FFT pattern of the Al_3Sc phase

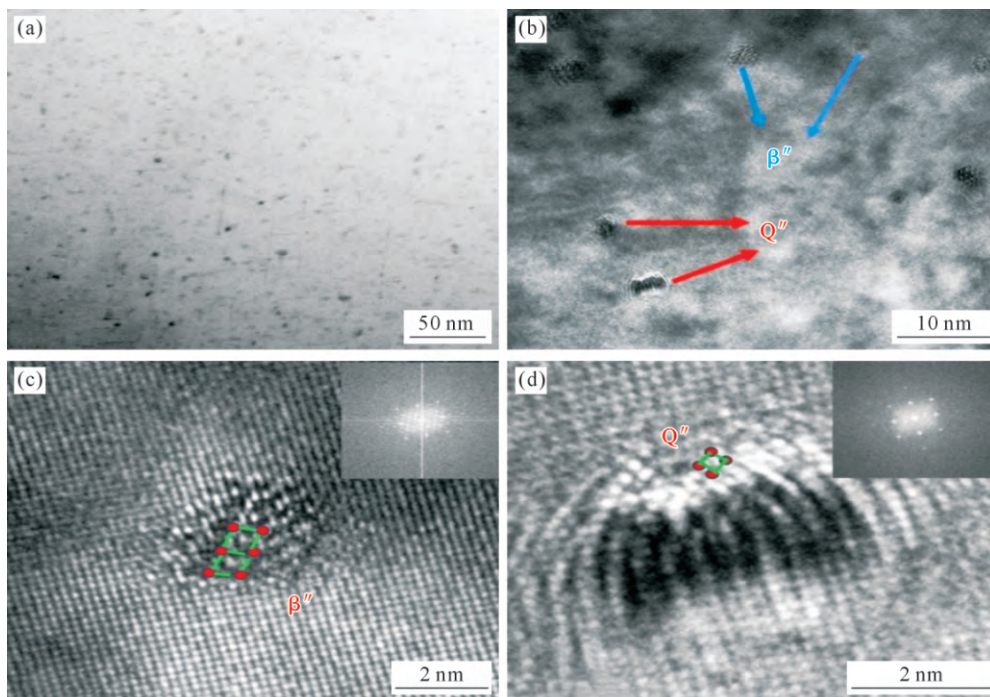


图 6 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 轧制态合金经固溶 + 时效处理后的 TEM 图像:(a) BF 相;(b) 析出相 HRTEM 图片;(c) β'' 相 HRTEM 图片;(d) Q' 相 HRTEM 图片

Fig.6 TEM images of the as-rolled Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu alloy after solution treatment and aging: (a) bright-field image; (b) HRTEM image of the precipitate phase; (c) HRTEM image of the β'' phase; (d) HRTEM image of the Q' phase

发生畸变,产生无序结构^[14]。在时效 6 h 下, β'' 相没有完全转变为 Q' 相, β'' 相仍起到了强化作用。 β'' 相约占析出相数量的 30%, Q' 相和 β'' 相共同起到了强化作用^[19]。

Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc 轧制态合金的 TEM 明场相以及析出相 Al_3Sc 的 HRTEM 如图 7 所示,

在固溶处理过程中,铸态合金原来粗大的第二相大部分被溶解于铝基体中,淬火时由于冷却速率较快,形成了过饱和固溶体^[7],原子团簇、GP 区以及大量的纳米级第二相只会在后续低温时效过程中析出。合金中除了析出 Q' 相和 β'' 相,还析出了少量的 Al_3Sc 相。次生 Al_3Sc 相 HRTEM 如图 7c 所示,沿 $\langle 100 \rangle$

晶带轴方向观察,其形态呈球状或椭圆状。由于低温时效温度较低,时效过程中析出的次生 Al_3Sc 相尺寸相较于初生 Al_3Sc 相显著减少,次生 Al_3Sc 相弥散分布在铝基体中,钉扎位错和晶界的移动,产生了优良的弥散强化效果。

2.3 合金力学性能

图 8a 为铸态 Al-Mg-Si-Cu 合金及添加 0.4%Sc 的铸态 Al-Mg-Si-Cu 合金拉伸曲线。图 8b 为相应的力学性能数据统计柱状图。铸态 Al-Mg-Si-Cu 合金的平均抗拉强度(UTS)、屈服强度(YS)和伸长率(EL)分别为 151、114 MPa 和 1.96%, 综合力学性能相对较差;而添加 0.4%Sc 铸态合金的 UTS、YS 和 EL 分别为 187、127 MPa 和 3.44%。其中抗拉强度原来的基础

上提升了约 30 MPa, 屈服强度以及伸长率均产生了提升, Sc 添加显著提高了铸态合金的强塑性, 改善了铸态合金的综合力学性能。

铸态合金经过轧制变形及固溶+时效热处理后,进行力学性能测试。图 9a 所示为轧制态 Al-Mg-Si-Cu 合金及添加 0.4%Sc 的轧制态 Al-Mg-Si-Cu 合金拉伸曲线。图 9b 为相应的力学性能数据统计柱状图。轧制态 Al-Mg-Si-Cu 合金的 UTS、YS 和 EL 分别为 368、303 MPa 和 15.4%, 而添加 0.4%的 Sc 轧制态合金的 UTS、YS 和 EL 分别为 390、330 MPa 和 20.8%。其中,伸长率在原来的基础上提高了 5.4%, 屈服强度、抗拉强度也均提升了约 30 MPa。Sc 添加不仅提高了铸态合金的强塑性,同时也显著提高了

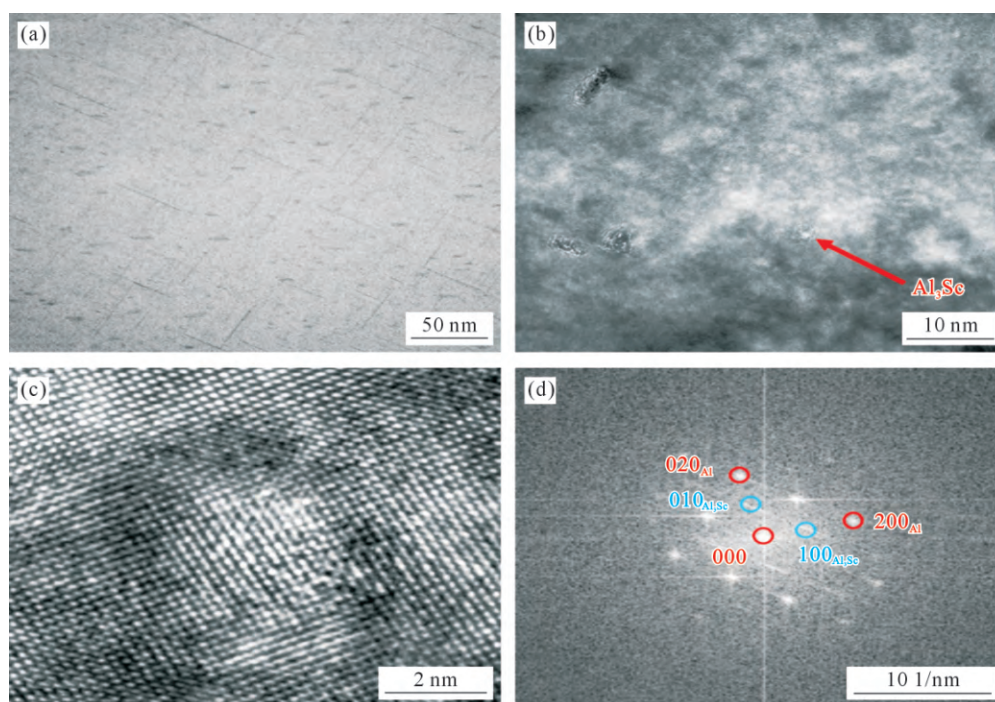


图 7 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc 轧制态合金经固溶+时效处理后的 TEM 像:(a) TEM 明场相;(b) 析出相高分辨 HRTEM 图;(c) Al_3Sc 相高分辨 HRTEM 图;(d) Al_3Sc 相 FFT 图

Fig.7 TEM images of the as-rolled Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc alloy after solution treatment and aging treatment: (a) TEM bright-field image; (b) HRTEM image of the precipitate phase; (c) HRTEM image of the Al_3Sc phase; (d) FFT pattern of the Al_3Sc phase

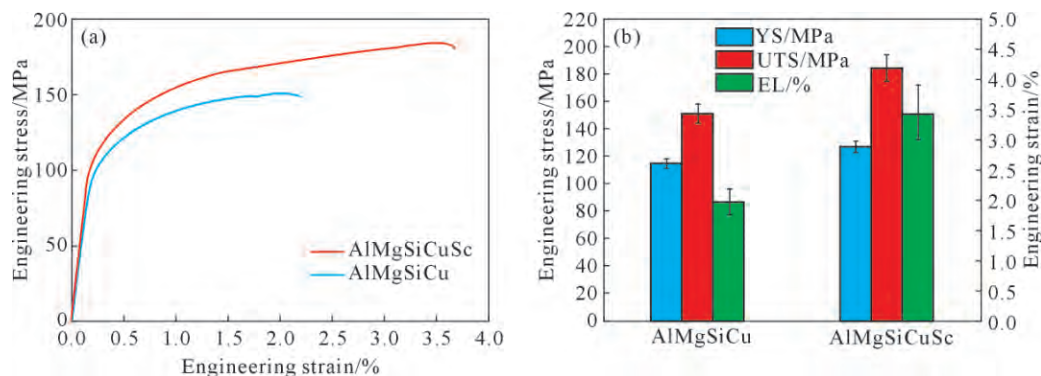


图 8 铸态合金力学性能:(a) 拉伸应力-应变曲线;(b) 屈服强度、抗拉强度及伸长率统计图

Fig.8 Mechanical properties of the as-cast alloy: (a) tensile stress-strain curves; (b) statistical charts of yield strength, tensile strength, and elongation

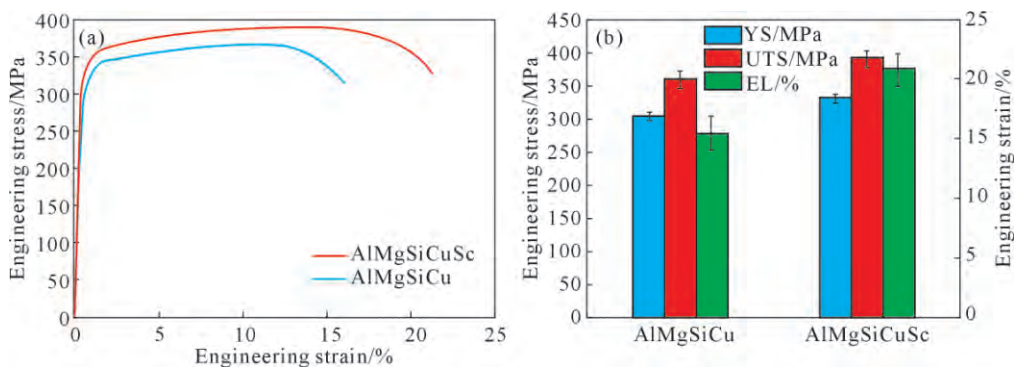


图9 轧制态合金力学性能:(a) 拉伸应力-应变曲线;(b) 屈服强度、抗拉强度及伸长率统计

Fig.9 Mechanical properties of the as-rolled alloy: (a) tensile stress-strain curves; (b) statistical charts of yield strength, tensile strength, and elongation

轧制态合金的强塑性,优化了 Al-Mg-Si-Cu 合金的力学性能。

3 讨论

3.1 Sc 元素对于合金微观组织演变的影响

铝合金微合金化是指在铝合金基体中添加某些微量元素使得铝合金的组织结构和性能得到改善的方法,目前常见的铝合金微合金化元素有 Sc、Er、Zr、Ti、和 Ce 等^[13]。研究表明,Sc 是对铝合金性能优化效果最显著的微合金化元素,添加微量 Sc 可以使铝合金的微观结构和性能发生明显变化^[4]。Sc 除了以固溶方式存在于铝基体中,主要以 Al_3Sc 形式在 $\alpha\text{-Al}$ 中析出^[9-10]。 Al_3Sc 与基体共格,能有效钉扎位错,阻碍晶粒长大,显著细化并对合金产生强化作用。

Fe 元素是铝合金中最主要的杂质元素,在熔炼过程中不可避免地混入到铝合金中^[11,17]。在 Al-Mg-Si-Cu 合金中, $\beta\text{-AlFeSi}$ 是最常见的 Fe 相^[12],如图 3b 所示,片层状的 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相容易在合金塑性变形时产生局部裂纹,从而引发开裂,严重降低合金的强度和塑性。如图 3d 所示,在添加 0.4%Sc 的合金中, $\beta\text{-AlFeSi}$ 相在 Sc 的改性作用下,形态发生转变, $\beta\text{-AlFeSi}$ 相被 AlScSi 相分割后尺寸明显减小,一定程度上降低了 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相对合金性能的损害。产生这种形态转变的原因是 Sc 元素和 Si 元素的结合能相较于 Fe 和 Si 元素更大,Sc 在铝基体中优先与 Si 偏聚形成 AlScSi 相,从而抑制了 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相的析出。

Sc 微合金化除了抑制 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相的析出,还使得铸态合金晶粒明显细化。由图 4 铸态合金 EBSD 图像可知,铸态 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 和 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc 合金的平均晶粒尺寸分别为 537.18 和 116.72 μm ,添加 0.4%Sc 的铸态合金相较于初始合金平均晶粒尺寸下降了约 78.27%,晶粒细化效果显著。合金中晶粒细化的主要原因为添加 Sc 使得合金在凝固过程中析出了大量的 Al_3Sc ,Al-0.7Mg-0.9Si-

0.65Cu-0.4Sc 合金中 Al_3Sc 析出相的 TEM 明场相如图 4 所示, Al_3Sc 与 $\alpha\text{-Al}$ 界面处结合良好,界面呈共格关系, Al_3Sc 界面处有效抑制了 $\alpha\text{-Al}$ 的长大,从而产生晶粒细化效果。铸态合金产生晶粒细化的原因主要有:①铸造过程中大量纳米级的 Al_3Sc 析出相在铝基体中弥散析出, $\alpha\text{-Al}$ 以 Al_3Sc 为异质晶核形核长大,从而大幅度提高 $\alpha\text{-Al}$ 形核率, Al_3Sc 还能强烈地钉扎位错,阻碍晶粒长大;② AlScSi 等金属间化合物可作为凝固过程中 $\alpha\text{-Al}$ 的异质形核核心,提高其形核率。

3.2 Sc 元素对于合金力学性能的影响

无论是铸态合金还是固溶+时效热处理的轧制态合金,Sc 微合金化均使得合金的综合力学性能得到提升,合金的强韧性更加优良。铸态合金中,在添加 0.4%Sc 后抗拉强度提升了约 30 MPa,屈服强度也提高了 13 MPa。合金添加 Sc 后在凝固过程中会析出初生 Al_3Sc ,初生 Al_3Sc 主要起到细化晶粒的作用。除了细化晶粒,产生细晶强化, Al_3Sc 还能强烈地钉扎位错和晶界,阻碍位错运动,对合金产生强化作用,因此,铸态合金的抗拉强度和屈服强度均获得提升。由于合金在铸造过程中易析氢,冷却时易产生针孔,且凝固时熔体收缩补缩不足,产生疏松缩孔等缺陷较多,易成为裂纹扩展源,严重降低 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 铸态合金的塑韧性。而在 Sc 微合金化后,合金的熔体得到有效净化,铝液流动性提高,减少了铸态合金疏松缩孔等缺陷的产生,优化了铸态合金的微观组织形貌,合金的伸长率获得大幅提升^[5],增加了约 43.03%。

轧制态合金经固溶淬火处理,以及低温时效处理后,Sc 微合金化后的合金综合力学性能获得显著提升。铸态合金中原先粗大的析出相经过固溶处理后部分溶解,经低温时效处理后,一系列纳米析出相在铝基体中弥散析出,产生了强化效果^[22]。其中,Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc 合金中的纳米析出相

主要包括 Q'相、 β'' 相以及 Al_3Sc 相, Q'相和 β'' 相协同产生了时效强化, Al_3Sc 相分为初生相和次生相, 初生 Al_3Sc 主要起到了细晶强化的效果, 而次生 Al_3Sc 相主要弥散分布于铝基体中, 产生了弥散强化, 因此合金的抗拉强度和屈服强度均获得了提升。Sc 微合金化后, 合金的伸长率也获得了显著提升, 轧制态合金在 560 °C 固溶处理中, α -Al 发生了回复和再结晶, 而 Sc 微合金化使得 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc 合金中的回复和再结晶得到了有效抑制。由于 Sc 原子偏聚于位错及亚晶界, 阻碍亚晶界转化为大角度晶界, 有效抑制了再结晶晶粒形核^[20]。同时由于 Al_3Sc 颗粒通过钉扎阻碍位错运动和晶界迁移, 进一步抑制了再结晶形核与长大, 因此使得 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc 合金的伸长率得到显著提升, 达到 20.8%。

4 结论

(1) Sc 添加使得铸态 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 合金中脆性相 β -AlFeSi 相形态发生转变, AlScSi 相的析出使得片层状 β -AlFeSi 相转变为细针状, β -AlFeSi 相尺寸大幅减小, 降低了脆性相 β -AlFeSi 析出对合金性能产生的危害。

(2) Sc 添加使得铸态 Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu 合金显著晶粒细化, 铸态合金的平均晶粒尺寸从 537.18 μm 细化至 116.72 μm , 下降了约 78.27%。铸态合金中原先粗大的柱状晶转变为细小的等轴晶, 晶粒分布明显变均匀。

(3) Al-0.7Mg-0.9Si-0.65Cu-0.4Sc 合金的主要强化机制为初生 Al_3Sc 的细晶强化、时效二次析出 Al_3Sc 的弥散强化及 Q'相和 β'' 相沉淀强化共同作用的结果。

(4) Sc 添加使得铸态合金和固溶+时效热处理的轧制态合金综合力学性能均得到了提升, 铸态 Al-Mg-Si-Cu 合金的平均抗拉强度、屈服强度和伸长率分别从 151、114 MPa 和 1.96% 提升至 187、127 MPa 和 3.44%; 轧制态 Al-Mg-Si-Cu 合金的平均抗拉强度、屈服强度和伸长率分别从 368、303 MPa 和 15.4% 提升至 390、330 MPa 和 20.8%。

参考文献:

- [1] 曹玉凤, 郭望, 李亨, 唐丽, 朱晓勇, 李明, 吴玉程. 铝合金在汽车轻量化中的研发应用及发展[J]. 汽车工程学报, 2025, 15(2): 125-136.
CAO Y F, GUO W, LI H, TANG L, ZHU X Y, LI M, WU Y C. Application and development of aluminum alloys in automobile lightweighting[J]. Chinese Journal of Automotive Engineering,

2025, 15(2): 125-136.

- [2] 马鸣图, 游江海, 路洪洲, 王志文. 铝合金汽车板性能及其应用[J]. 中国工程科学, 2010, 12(9): 4-20.
MA M T, YOU J H, LU H Z, WANG Z W. Research progress of aluminum alloy automotive sheet and application technology[J]. Strategic Study of CAE, 2010, 12(9): 4-20.
- [3] 张震, 王鸿斌, 王贺, 张迪, 张济山. 汽车车身板用变形铝合金研究进展[J]. 精密成形工程, 2022, 14(1): 71-78.
ZHANG Z, WANG H B, WANG H, ZHANG D, ZHANG J S. Research progress of wrought aluminum alloy for automobile body sheet[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2022, 14(1): 71-78.
- [4] 徐振, 徐泽, 王洪斌, 曲九源, 李帅, 杨东亚. 6000 系铝合金微合金化研究进展[J]. 辽宁科技大学学报, 2020, 43(5): 327-331.
XU Z, XU Z, WANG H B, QU J H, LI S, YANG D Y. Research progress on microalloying of 6000 series aluminum alloys[J]. Journal of University of Science and Technology Liaoning, 2020, 43(5): 327-331.
- [5] 汤振齐, 刘宁, 苏宇, 刘爱军, 陈天宝. 钕对 6066 铝合金组织和性能的影响及其时效工艺研究[J]. 热处理, 2016, 31(1): 7-10.
TANG Z Q, LIU N, SU Y, LIU A J, CHEN T B. Influence of scandium on microstructure and property of 6066 aluminum alloy and study on the aging process[J]. Heat Treatment, 2016, 31(1): 7-10.
- [6] 肖代红, 巢宏, 陈康华, 黄伯云. 微量 Sc 对 AA7085 铝合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(12): 2145-2150.
XIAO D H, CHAO H, CHEN K H, HUANG B Y. Effect of minor Sc addition on microstructure and properties of AA7085 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(12): 2145-2150.
- [7] BO W, PAN S, LIAO G Z, ALI A, WANG S B. Sc-containing hierarchical phase structures to improve the mechanical and corrosion resistant properties of Al-Mg-Si alloy[J]. Materials & Design, 2022, 218: 110699.
- [8] YU M, ZHU B, LI N, ZHENG H Y, LU Y, YU X P. Study on microstructure, tensile performance and creep resistance of Al-Mg-Si-Sc-Zr alloy strengthened by $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ nanoprecipitates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 897: 146362.
- [9] LEE J S, KIM Y Y, EUH K, LEE W, SON H W. Synergistic effects of Ag and Sc addition on superior thermal stability in Al-Mg-Si-Cu alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1010: 177199.
- [10] XU P, JIANG F, JIANG J Y, LU G, YAN Q S, YANG W, ZHANG L. Morphology evolution and growth mechanism of primary Al_3Sc and eutectic AlSc in Al-Sc alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 5910-5920.
- [11] LU Q, KAI L, LI K, CHEN H N, YANG M J, LAN X Y, YANG T, LIU S H, SONG M, CAO L F, DU Y. Simultaneously enhanced strength and ductility of 6xxx Al alloys via manipulating meso-scale and nano-scale structures guided with phase equilibrium[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 41: 139-148.
- [12] QIAN W, KAI X Z, TAO R, GAO R, CHEN G, ZHAO Y T. Microstructure evolution and high-temperature performances of AA6111 alloy strengthened by Sc, Zr co-microalloying[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 887: 145788.
- [13] 甘佰辉, 赵愈亮, 刘欢, 何威想, 熊藤芳, 张猷锐, 孙振忠. 微量 Ce

- 添加对 Al-Si-Fe 铝合金微观组织及导热性能的影响[J]. 铸造技术, 2024, 45(5): 466-474.
- GAN B H, ZHAO Y L, LIU H, HE W X, XIONG T F, ZHANG Q R, SUN Z Z. Effect of the microaddition of Ce on the microstructure and properties of Al-Si-Fe aluminum Alloy[J]. Foundry Technology, 2024, 45(5): 466-474.
- [14] 丁立鹏. 汽车车身用 Al-Mg-Si-Cu 合金中析出相演变和热处理工艺研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2017.
- DING L P. Study on the precipitates evolution and heat treatment process of Al-Mg-Si-Cu alloys for automotive body[D]. Chongqing: Chongqing University, 2017.
- [15] 翁瑶瑶. 微合金化 Al-Mg-Si 合金中析出相演变和热处理工艺研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2019.
- WENG Y Y. The precipitates evolution and heat treatment process of microalloying Al-Mg-Si alloys[D]. Chongqing: Chongqing University, 2019.
- [16] BOBEL A, KIM K, WOLVERTON C, WALKER M, OLSON B. Equilibrium composition variation of Q-phase precipitates in aluminum alloys[J]. Acta Materialia, 2017, 138: 150-160.
- [17] 王培, 王万宏, 邵继鹏, 郭浩. 固溶工艺对 6xxx 系铝合金板材性能的影响[J]. 热加工工艺, 2015, 44(12): 214-216.
- WANG P, WANG W H, SHAO J P, GUO H. Influences solution treatment processes on performance of 6xxx series Al alloy plate [J]. Hot Working Technology, 2015, 44(12): 214-216.
- [18] 刘满平, 任晓宇, 陈昱林, 贾志宏, 丁立鹏. 纳米晶 Al-Mg-Si-Cu 铝合金的微观结构、力学性能和时效相演变[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(6): 1695-1706.
- LIU M P, REN X Y, CHEN Y L, JIA Z H, DING L P. Microstructure, mechanical properties and precipitation evolution of nanocrystalline Al-Mg-Si-Cu aluminum alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(6): 1695-1706.
- [19] 王敏驰. 高强高韧 Al-Mg-Si-Cu 合金的组织与性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2019.
- WANG M C. Study on microstructure and properties of high strength and toughness Al-Mg-Si-Cu alloy[D]. Shenyang: Northeastern University, 2019.
- [20] LIU Y, LAI Y X, CHEN Z Q, CHEN S L, GAO P, CHEN J H. Formation of β'' -related composite precipitates in relation to enhanced thermal stability of Sc-alloyed Al-Mg-Si alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 885: 160942.
- [21] 何康乐, 张昆, 吕纪雪, 周树军, 顾华锋, 孟双, 张华, 王继迪, 钟郝杰, 姜明明, 孙文悦. 一种高强度 6xxx 系铝合金板材生产方法: CN202411398849.9[P]. 2025-01-24.
- HE K L, ZHANG K, LV J X, ZHOU S J, GU H F, MENG S, ZHANG H, WANG J D, ZHONG H J, JIANG M M, SUN W Y. A production method for high-strength 6xxx series aluminum alloy sheets: CN202411398849.9[P]. 2025-01-24.
- [22] 刘贞山, 亓鹏, 孙中国, 赵丕植, 李学云, 赵经纬, 陈凯欣, 李秀磊, 史晓成. 一种 6xxx 铝合金的热处理工艺和一种汽车防撞梁: CN202411779561.6[P]. 2025-03-07.
- LIU Z S, QI P, SUN Z G, ZHAO P Z, LI X Y, ZHAO J W, CHEN K X, LI X L, SHI X C. A heat treatment process for 6xxx series aluminum alloy and an automotive anti-collision beam: CN202411779561.6[P]. 2025-03-07.
- [23] QIAN X M, NICK P, CHEN X. Effects of Mn addition and related Mn-containing dispersoids on the hot deformation behavior of 6082 aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 764: 138253.
- [24] 蒋俊. 亚快速凝固 Al-Mg-Si 系铝合金轧制组织演变及时效行为[D]. 长春: 吉林大学, 2021.
- JIANG J. The microstructure evolution and aging behavior of the rolled Al-Mg-Si alloys prepared by sub-rapid solidification [D]. Changchun: Jilin University, 2021.
- [25] 郭丰佳, 麻芳, 迟蕊. Al-Mg-Si 合金板材制备过程中微观组织的演变[J]. 热加工工艺, 2023, 52(15): 26-30.
- GUO F J, MA F, CHI R. Microstructure evolution of Al-Mg-Si alloy sheets during preparation[J]. Hot Working Technology, 2023, 52(15): 26-30.

(责任编辑: 李亚敏)