

合金化元素对Al-Cu合金组织及性能调控

赵德斌*, 苑潇逸#, 韩梦园, 樊浩

北京工业大学材料科学与工程学院, 北京

收稿日期: 2025年4月1日; 录用日期: 2025年6月6日; 发布日期: 2025年6月16日

摘要

本文通过在Al-4.6Cu合金的基础上逐级添加过渡金属元素Ag、稀土元素Sc、陶瓷相形成元素Zr和C的方式, 从而研究耐热铝合金的多种元素对组织结构的调控机制, 明确了其力学性能的强化效果可叠加。同时逐级添加元素之后的合金晶粒尺寸逐渐减少, 析出相类型从单一的Al₂Cu增加至Al₂Cu、Al₃Sc和ZrC三类析出相复合的组织结构; 通过组织结构的均匀化程度作为判据, 获得了最佳的固溶处理工艺, 通过时效后组织的硬度, 获得了最佳的时效处理工艺; 结合力学性能测试, 发现逐级增加微量元素的方式会造成铸态及热处理态后力学性能的提升, 且高温测试表明250℃和300℃下的力学性能同样获得了改善。

关键词

Al-Cu系铝合金, 合金化, 微观组织, 力学性能, 析出相

Modulation of the Organization and Properties of Al-Cu Alloys by Alloying Elements

Debin Zhao*, Xiaoyi Yuan#, Mengyuan Han, Hao Fan

College of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing

Received: Apr. 1st, 2025; accepted: Jun. 6th, 2025; published: Jun. 16th, 2025

Abstract

In this paper, by adding the transition metal element Ag, the rare earth element Sc, and the ceramic phase forming elements Zr and C step by step on the basis of Al-4.6Cu alloy, so as to study the mechanism of regulating the organization and structure of heat-resistant aluminum alloys by a variety of elements,

*第一作者。

#通讯作者。

and to make clear that the reinforcing effect of its mechanical properties can be superimposed. Meanwhile, the grain size of the alloy after adding elements step by step was gradually reduced, and the type of precipitation phase increased from single Al_2Cu to the organizational structure of the composite of three types of precipitation phases, namely, Al_2Cu , Al_3Sc and ZrC ; the optimal solid solution treatment process was obtained by using the degree of homogenization of the organizational structure as a criterion and the optimal aging treatment process was obtained by using the hardness of the organization after aging; In conjunction with mechanical property tests, it was found that the stepwise increase of trace elements resulted in improved mechanical properties in the as-cast and heat-treated states, and high-temperature tests showed that the same improvement in mechanical properties was obtained at 250°C and 300°C .

Keywords

Al-Cu-Based Aluminum Alloy, Alloying, Microstructure, Mechanical Properties, Precipitation Phase

Copyright © 2025 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

耐热铝合金是指长期服役在 200°C 以上的铝合金结构材料, 其在高温下具有足够的强度、抗疲劳性能以及抗蠕变性能等[1]-[3]。耐热铝合金主要在发动机活塞以及缸体、飞机轮毂、高压输送电线、石油钻井以及航天火箭尾翼上等[4]-[7], 尤其是在航空航天领域具有广泛的应用。飞机在稠密的大气中飞行时, 机身表面与空气产生强烈摩擦, 飞机蒙皮的温度会迅速上升, 达到甚至超过耐热铝合金的服役温度。在这种苛刻条件下, 耐热铝合金主要引发的组织损伤包括位错滑移和应变的积累, 析出强化相的粗化, 以及晶界晶内裂纹的萌生。因此, 高强韧耐热铝合金的优化设计对于服役寿命的提升有较重要意义。

成分改性成为耐热铝合金主要设计方式之一。所添加元素从作用划分, 大致可以分为以下三种类型[8]-[11]: (1) 添加过渡金属元素; 添加适量的过渡金属元素一方面可以生成熔点高、硬度大、热稳定性好的第二相, 显著提高铝合金的高温强度、蠕变抗力和热物理性能, 另一方面这些元素可以在第二相界面偏聚, 一定程度上阻碍纳米析出相的粗化, 改善热物理性能, 降低层错能。(2) 添加稀土元素; 添加稀土元素的微合金化能细化合金晶粒, 改善合金组织结构, 提高合金的耐热、耐磨性能和高温强度, 提高合金的塑性和疲劳性能。稀土元素的种类及其在合金中的存在形式对合金性能的影响不同。(3) 添加陶瓷相形成元素; 即在铝合金中添加或原位生成高熔点的陶瓷相颗粒(包括氧化物、碳化物和硼化物等), 颗粒尺寸较为宽泛。该方法核心是利用陶瓷相的高热稳定性来改善铝基体的耐热性能, 并可以通过大体积分数(陶瓷相体积分数可高达 $>15\%$)而显著强化基体材料, 并大幅提高其弹性模量。本文采用逐级递增的方法, 在基础合金成分上引入过渡金属元素、稀土元素和陶瓷相形成元素, 并研究了合金在室温以及高温下的力学性能、变形行为和失效方式, 为高强韧耐热铝合金的设计提供参考指导。

2. 实验过程

本文选用 Al-4.5Cu 耐热铝合金作为基础合金。对于过渡元素的选择, 由于 Ag 元素能够形成界面偏聚, 以实现析出相的界面强化, 因此选用 Ag 元素。对于稀土元素的选择, 稀土元素 Sc 可以与 Al 基体形成 L_{12} 结构的 Al_3Sc , 从而很大程度上提高合金强度, 因此选用 Sc 元素。最后, 由于 MC 结构的陶瓷相 ZrC 与 Al_2Cu 具有近似的晶格常数, 且适量 Zr 的添加可以在铝合金基体中有 Al_3Zr 强化相生成, 所以添

加 Zr 和 C 元素作为陶瓷相形成元素。本文在 Al-Cu 合金的基础上以阶梯式增加的形式逐渐添加 Ag、Sc、Zr、C 元素，具体成分如表 1 所示。

合金的熔炼采用高纯石墨坩埚和电阻炉等设备。当炉温升到 740℃，首先加入锅块；坩埚加热为红热状态时将纯铝溶化，依次加入 Ag、Zr、Cu、Sc、Mg、Si、Ti、Fe、Mn 的中间合金，覆盖可防止坩埚中液态金属氧化的覆盖剂。待保温 40 min 后。中间合金及全部熔化，加入少量六氯乙烷(C₂Cl₆)除气剂除气，并套入钟罩缓慢放入炼体中。扒渣后再加一层覆盖剂。采用电火花线切割技术将试样加工成 10 mm × 10 mm × 1 mm 和 5 mm × 5 mm × 0.5 mm 的试样。然后将切割出的样品进行相应的热处理及长期时效实验，设备采用洛阳博莱曼特公司生产的 BLMT-GAG-16-6-30 真空管式炉，为了降低高温氧化对样品的损伤，通过机械泵及通入 N₂ 的方式将实验的真空气度设置为 10⁻² Pa 以下。

热处理制度为 T6 热处理，包含固溶处理和时效处理。固溶处理制度为在 510℃下保温 10 小时，随后在 60℃水中淬火。时效处理制度为 185℃下保温 4 小时，随后在空气中冷却。通过配备能谱仪(EDS)和电子背散射衍射(EBSD)的扫描电子显微镜、和配备能谱仪(EDS)的透射电子显微镜(TEM)等对微观结构进行研究。SEM 样品采用标准方法制备。为显示晶界，将抛光后的样品浸入 Keller 试剂中约 15 秒。TEM 样品使用双喷减薄的方法制备，在由 70%甲醇和 30%硝酸组成的溶液中，于 15 V 电压下，温度控制在 -30℃左右进行。

Table 1. The composition of four alloys (wt.%)
表 1. 四种合金成分(wt.%)

合金	Al	Cu	Ag	Sc	Zr	C
Al-Cu	Bal.	4.5				
Al-Cu-Ag	Bal.	4.5	0.3			
Al-Cu-Ag-Sc	Bal.	4.5	0.3	0.3		
Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C	Bal.	4.5	0.3	0.3	0.3	0.003

3. 结果与表征

3.1. 铸态微观表征

图 1 为铸态 Al-Cu 合金及三种改性合金的 X 射线衍射(XRD)测试结果。在 Al-Cu 和 Al-Cu-Ag-合金中，其相组成主要包含 α-Al 基体相和 θ-Al₂Cu 强化相。在 Al-Cu-Ag-Sc 和 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金中除了 α-Al 基体和 θ-Al₂Cu 外，还观察到 Al₃Sc 析出相的峰。Al₃Sc 析出相与 Al 基体完全共格，具有细小弥散的空间分布特征，能够通过位错钉扎机制有效抑制晶粒长大行为，进而对合金的强度、硬度及热稳定性产生显著提升作用。

图 2 为 Al-Cu 合金及三种改性合金的扫描显微组织图像与 EBSD 分析结果。图 2(a)为铸态 Al-Cu 合金的扫描电子显微镜(SEM)图像。白色衬度的相非均匀的呈网状分布于基体中，部分颗粒呈现细小颗粒状，另一部分则表现出较粗大的不规则形状。图 2(b)~(d)为三种改性合金的 SEM 图像，组织中均能够观察到白色衬度相，且其分布与 Al-Cu 合金类似，均为网状分布。其形貌也分为细小颗粒状和粗大的不规则形状。图 2(e)~(h)为 Al-Cu 合金及三种改性合金的 IPF 颜色图，其中右上角插图为对应取向的颜色示意图。可以看出，随着合金元素的逐步添加，晶粒尺寸逐渐下降，呈现显著的晶粒细化趋势。随着合金化的进行，晶粒随元素种类及含量的增加呈现细化的趋势。这一现象归因于合金化过程中形成的弥散强化相(如 Al₃Sc、ZrC 析出相等)通过晶界钉扎机制有效抑制晶粒生长。Sc、Zr 等元素易形成纳米级弥散分布的第二相粒子，通过阻碍晶界迁移显著细化铸态晶粒，从而实现细晶强化效应。

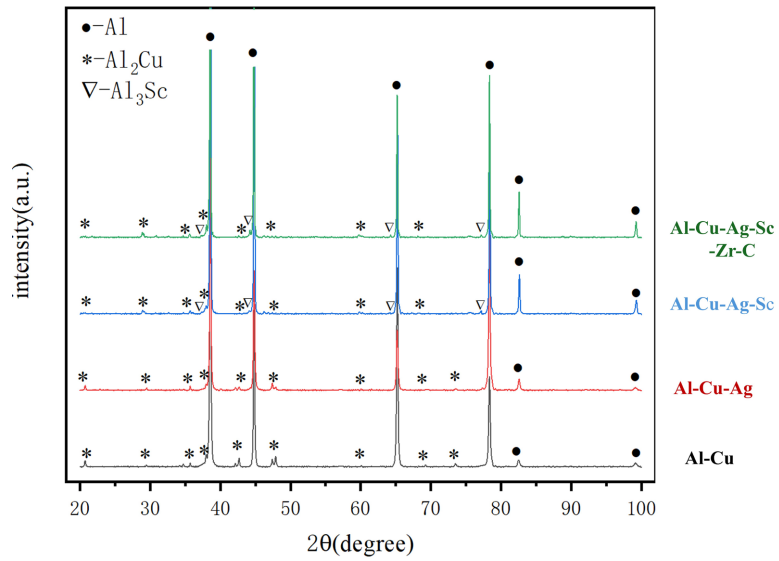


Figure 1. XRD results of Al-Cu alloy and three optimized alloys
图 1. Al-Cu 合金以及三种改性合金 XRD 结果

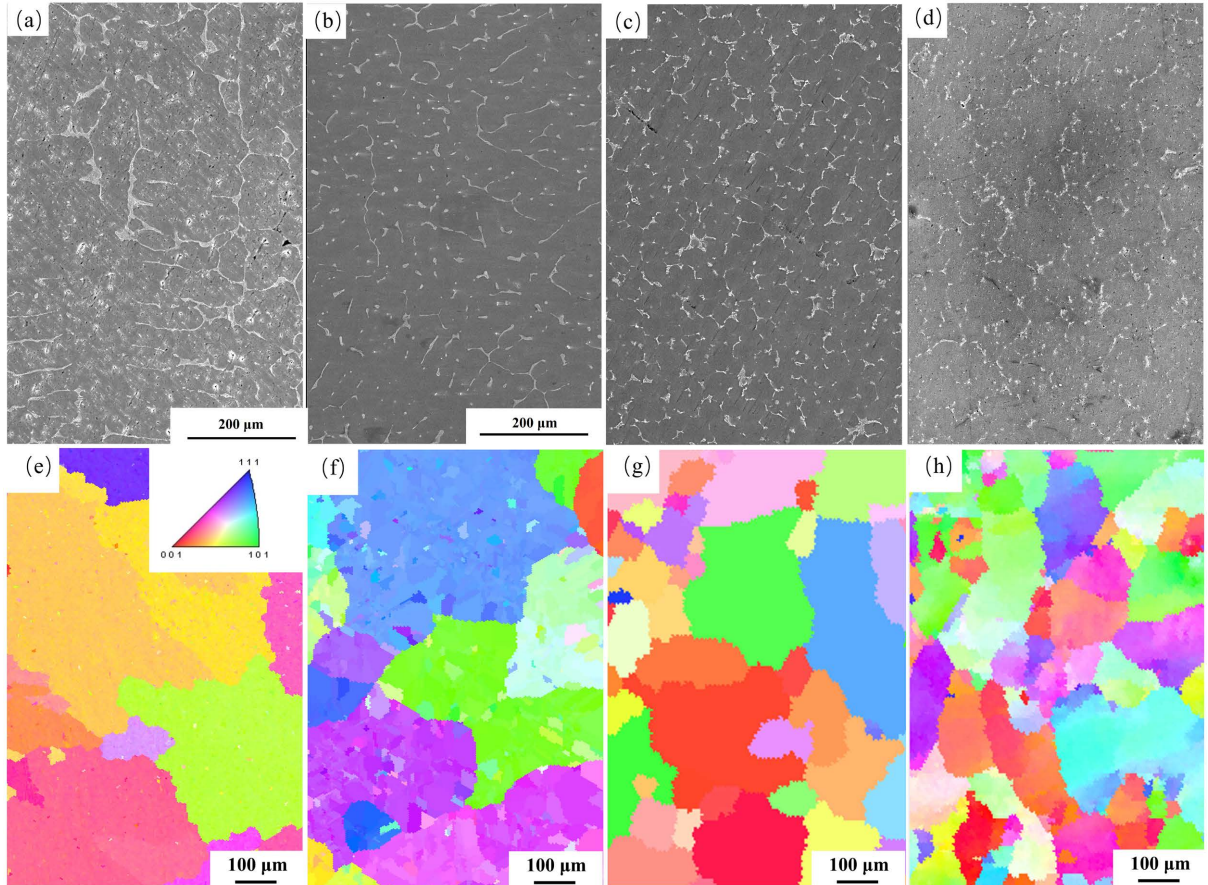


Figure 2. SEM images and EBSD characterization of Al-Cu alloy and three optimized alloys: (a) (e) Al-Cu alloy; (b) (f) Al-Cu-Ag alloy; (c) (g) Al-Cu-Ag-Sc alloy; (d) (h) Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C alloy
图 2. Al-Cu 合金及三种改性合金的 SEM 形貌及 EBSD 表征: (a) (e) Al-Cu 合金; (b) (f) Al-Cu-Ag 合金; (c) (g) Al-Cu-Ag-Sc 合金; (d) (h) Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金

由于 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金具有最复杂的成分种类及组织结构, 合金中存在多种非规则几何形态的析出相粒子。因此, 通过透射电子显微镜(TEM)对 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金进行微观结构表征与分析, 如图 3 所示。图 3(a)为晶界处长条形析出相的 TEM 组织图像及对应的选区电子衍射(SAED)图谱以及其能谱结果。该析出相呈现细长板条状结构, 以非连续方式分布于晶界附近, 其衬度在晶界区域表现出显著差异, 靠近晶界处衬度对比度更高。该析出相呈现细长板条状结构, 以非连续方式分布于晶界附近, 其衬度在晶界区域表现出显著差异, 靠近晶界处衬度对比度更高。EDS 图中显示 Cu 的富集, SAED 图分析显示, 该析出相的衍射斑点沿<001>晶向呈规则排列, 因此该相为 Al_2Cu 。图 3(b)为晶粒内部球形析出相的 TEM 组织图像及对应的 SAED 图及对应的 EDS 结果。可以看到该析出相具有较深的衬度, 以弥散均匀的方式分布于基体中, 颗粒尺寸细小且分布均匀性良好。SAED 图显示, 衍射斑点沿<112>晶向分布, 且在 $\alpha\text{-Al}$ 基体的衍射斑点之间呈现特征性衍射衬度。EDS 图中显示 Sc 的富集, 说明该弥散分布的球状析出相为 Al_3Sc 强化相。图 3(c)为晶粒内部块状析出相的 TEM 组织图像及对应的 SAED 图及对应的 EDS 结果。该析出相呈现不规则块状形态, 衬度较深且边界清晰, EDS 图中显示 Zr 和 C 的富集, 且 SAED 图显示其衍射斑点沿<110>晶向排列, 与 ZrC 的晶体学取向特征一致, 该块状析出物为 ZrC 陶瓷相。

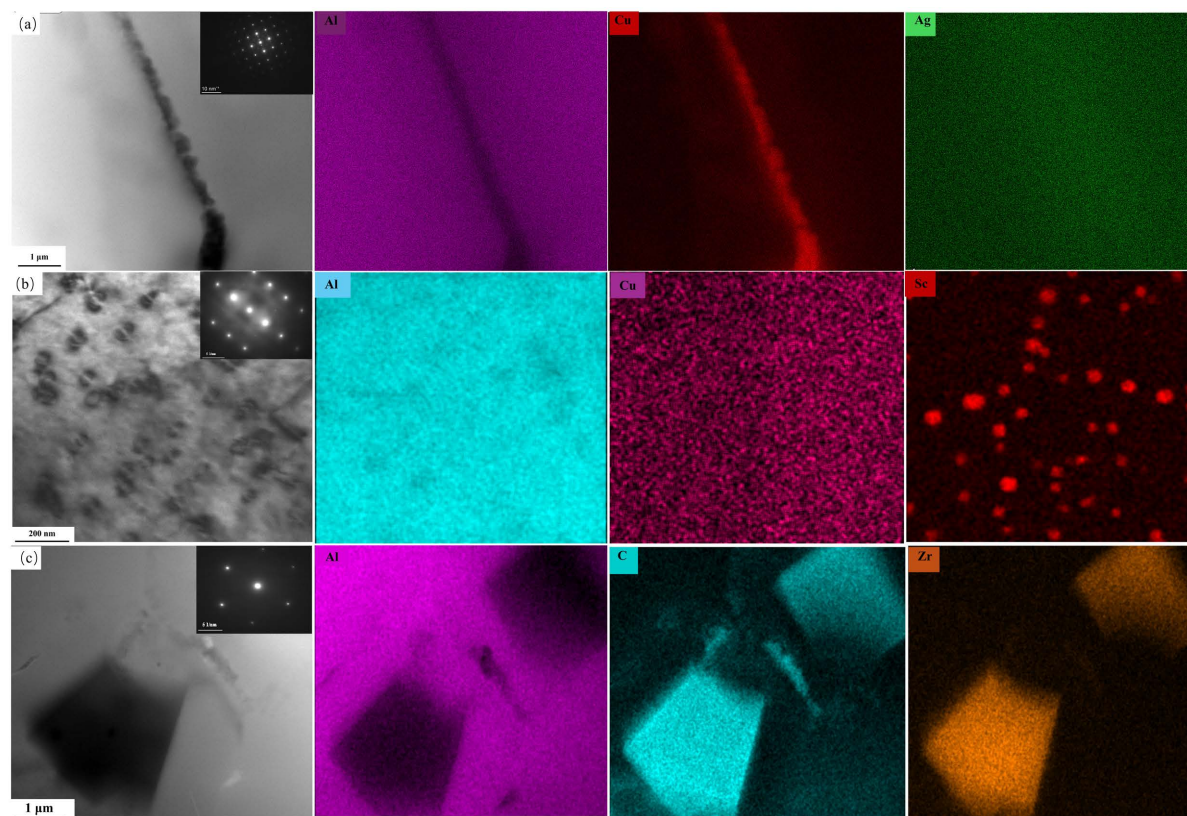


Figure 3. The TEM morphology, SAED image and EDS results of the precipitation phase in the Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C alloy
图 3. Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金中析出相的 TEM 形貌、选区电子衍射图和能谱结果

3.2. 热处理后的组织结构表征

对四种合金进行 DSC 测试, 依据合金的 DSC 测试结果来探究合金的最佳固溶温度, 测试结果如图 4。为了避免合金发生过烧现象, 从而分别选用四种合金的低熔点非平衡相的起始熔点为最高温度, 10°C 为区间, 设计出三组温度来具体探索合金的最佳固溶温度, 同时分别选用 5 h、10 h、15 h 作为固溶时间,

来依次进行固溶处理，并对固溶处理之后的合金分别在扫描电镜下进行表征，通过微观形貌来判断最佳固溶温度和固溶时间。

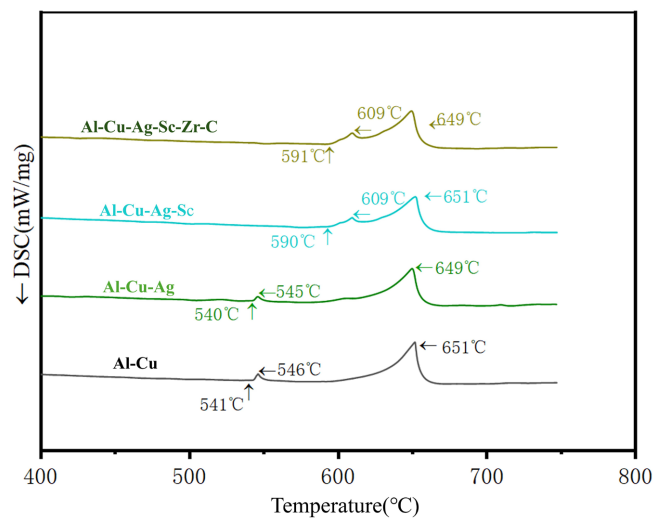


Figure 4. DSC curves of Al-Cu alloy and three optimized alloys
图 4. Al-Cu 及三种改性合金的 DSC 曲线

以 Al-Cu-Ag 合金为例，图 5 为 Al-Cu-Ag 合金分别在 520℃、530℃、540℃下固溶 5 h、10 h、15 h 时的 SEM 图像。在相同的温度下，随着时间的增加，白色相的含量也在逐渐下降。同样，在相同时间下，随着温度的升高，白色相的含量也同样减少。可以看出，当温度为 540℃，时间大于等于 10 h 时，合金组织中的白色相溶解程度几乎不再变化。为了避免合金固溶时间过长所导致的晶粒粗化，确定 Al-Cu-Ag 合金的最佳固溶制度为 540℃固溶 10 h。同样地，基于这一原则，确定 Al-Cu 合金的最佳固溶温度为 540℃固溶 10 h，Al-Cu-Ag-Sc 合金和 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 的最佳固溶温度和时间为 590℃，10 h。

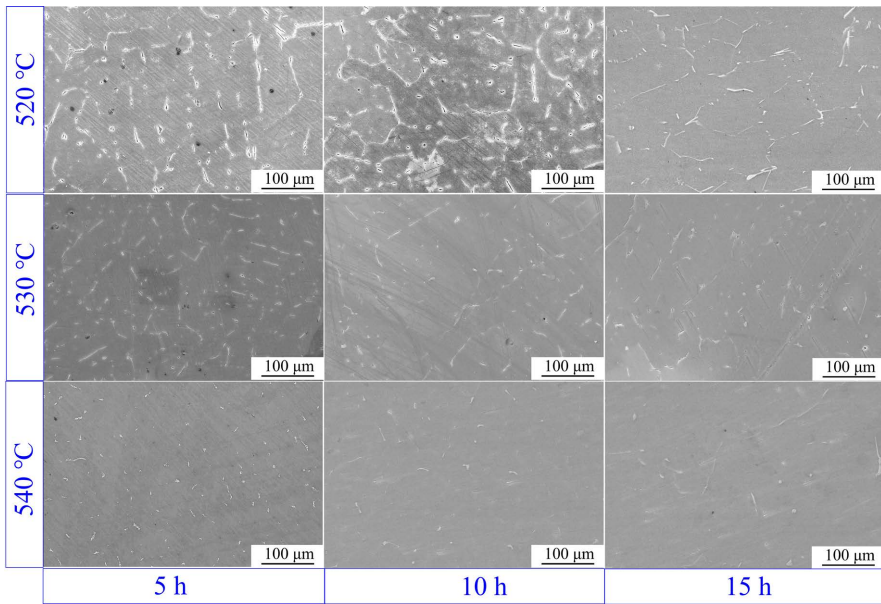


Figure 5. SEM images of Al-Cu-Ag alloy under different solution temperatures and time
图 5. Al-Cu-Ag 合金在不同固溶温度和时间下的 SEM 图像

3.3. 合金力学性能

对完整热处理后的四种合金进行室温拉伸和高温拉伸性能测试,以表征合金成分对其力学性能的影响规律。基于室温拉伸性能筛选出最佳性能合金,进一步开展 250℃ 和 300℃ 高温环境下的高温拉伸力学性能测试,并与 Al-Cu 合金进行对比。图 6 为四种合金的力学性能测试结果。图 6(a) 为四种合金的室温拉伸应力-应变曲线。与 Al-Cu 合金相比,三种改性合金的力学性能均展现出显著提升。其中 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金展现出最佳的力学性能,因此,选择其进一步表征高温拉伸性能。图 6(b),图 6(c) 分别为 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金在 250℃ 和 300℃ 高温条件下的拉伸应力-应变曲线。合金的强度随温度上升呈现下降趋势,其塑性逐渐上升。在 250℃ 时,两种合金仍可维持一定水平的强度;300℃ 时,强度进一步下降。由于高温环境下原子扩散速率加剧,位错滑移阻力降低,导致合金强度降低。在两个测试温度下,Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金的强度及塑性均显著优于 Al-Cu 合金,体现出多元合金化对高温力学性能的优化作用。

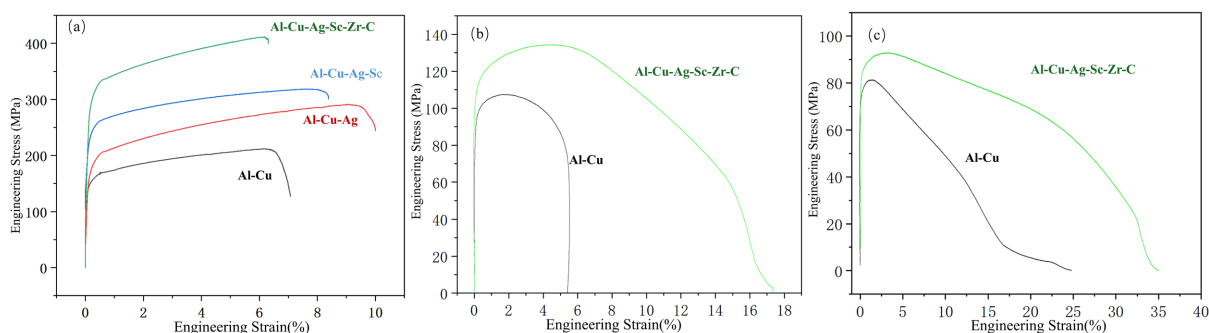


Figure 6. Tensile curves of four alloys in different conditions: (a) Tensile properties at room temperature of four alloys; (b) Tensile properties at 250℃ of the Al-Cu alloy and optimized alloy; (c) Tensile properties at 300℃ of the Al-Cu alloy and optimized alloy
图 6. 四种合金在不同状态下的拉伸曲线: (a) 四种合金的室温拉伸; (b) Al-Cu 合金和优选改性合金的 250℃ 高温拉伸; (c) Al-Cu 合金和优选改性合金的 300℃ 高温拉伸

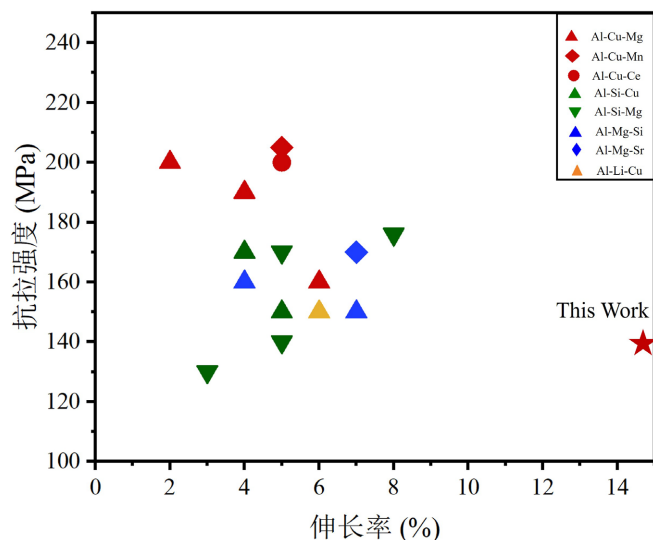


Figure 7. Comparison of tensile strength and elongation of common alloys at 250℃[12]-[17]

图 7. 常见合金 250℃ 下抗拉强度和伸长率比较[12]-[17]

在材料性能研究领域,精确测定并对比不同合金在特定服役工况下的力学性能,对于合金材料的优化设计与工程应用至关重要。统计了常见耐热铝合金在 250℃ 条件下的抗拉强度和伸长率数据,并将这

些数据与本文中自主制备的 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 多元合金进行对比, 对比结果呈现于图 7。经统计分析, 所制备的 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金在 250℃ 时, 抗拉强度相较于传统耐热铝合金和部分 Al-Cu 合金, 存在一定程度的不足。不过, 该合金的伸长率显著高于多数合金, 在塑性变形能力方面展现出明显优势。这一发现揭示了合金成分与微观结构对材料高温力学性能的复杂影响, 为后续合金成分的精确调控、微观结构的优化设计, 以及综合性能的进一步提升, 提供了理论依据与实践参考。

图 8 为 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金 300℃ 高温拉伸后的断裂 TEM 形貌。合金组织中观察到位错与针状析出相, 经判定为 θ -Al₂Cu 相。大量位错线以环式或网状形态塞积于析出相附近, 如图 8(a) 所示。这说明在高温拉伸时, θ 相阻碍位错滑移, 为位错运动提供阻力。图 8(b) 为高密度针状 θ 相附近的位错形貌。在密度 θ 相附近观察到位错缠结, 进一步说明 θ 相对位错运动的阻碍能力。图 8(c) 为由位错塞积形成的位错墙结构。当大量位错缠结在 θ 相附近时, 发生位错反应和重排, 最终在析出相周围形成规则排列的位错阵列。图 8(d) 为位错与某圆形析出相的交互, 圆形析出相尺寸约为 300 nm, 为 Al₃Sc 相。位错成波状滑移线, 说明通过交滑移的方式绕过 Al₃Sc 相。图 8(e), 图 8(f) 为较小尺寸的 Al₃Sc 析出相与位错的交互。弥散分布的 Al₃Sc 相周围可见高密度位错线缠结, 表明该析出相通过钉扎位错线有效限制其滑移路径。由于 Al₃Sc 相的回溶温度远高于 300℃, 且与 α -Al 基体保持共格关系, 在高温变形过程中能够阻碍位错运动, 以提升合金的强度; 同时高密度共格相界面分散了相界面两端的背应力, 使其难以应力集中, 从而改善合金的塑性。

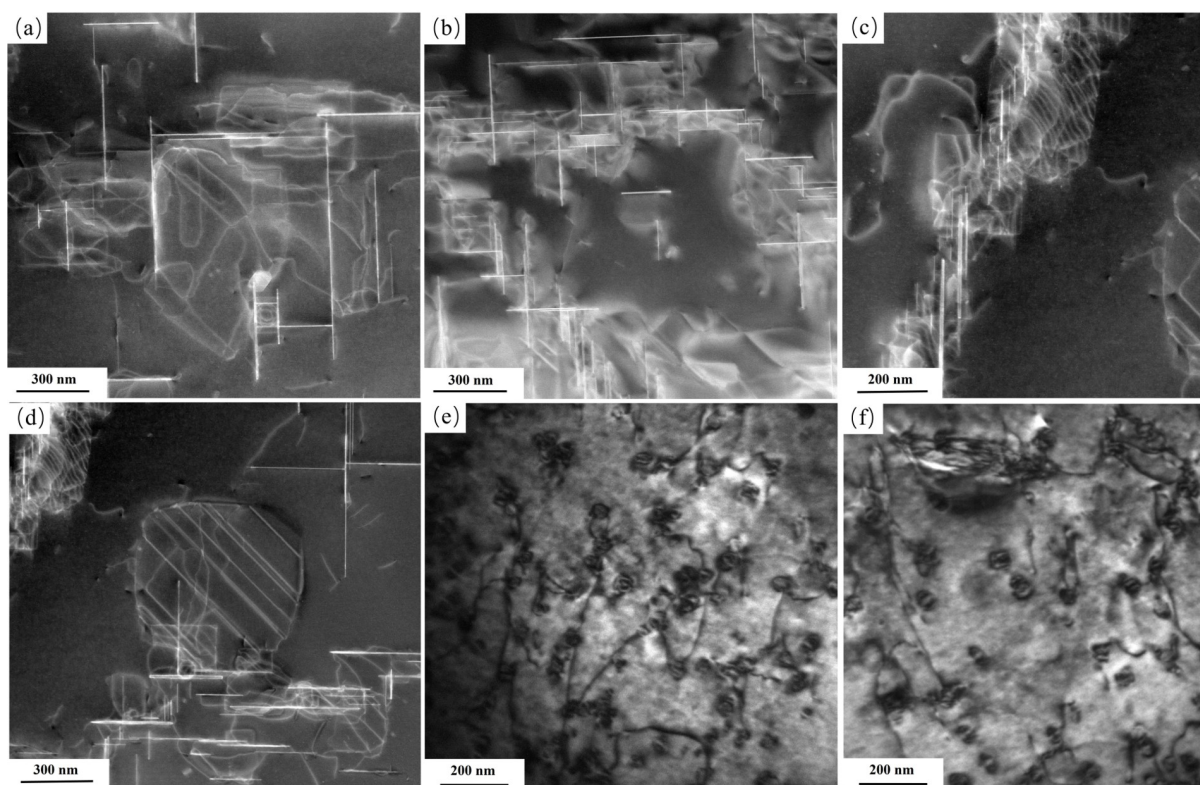


Figure 8. TEM morphologies at fracture of Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C alloy after 300℃ tensile test: (a) Interactions of Al₂Cu precipitates with dislocations; (b) Dislocation tangles around high density Al₂Cu precipitates; (c) Dislocation wall; (d) Interactions of Al₃Sc precipitates with dislocations; (e)~(f) Dislocation morphology around Al₃Sc precipitates

图 8. Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金 300℃ 高温拉伸的断裂 TEM 形貌: (a) Al₂Cu 相与位错交互; (b) 高密度 Al₂Cu 相周围的位错缠结; (c) 位错墙; (d) Al₃Sc 与位错交互; (e)~(f) Al₃Sc 周围位错形貌

4. 结论

本文基于成分设计调控组织结构的调控, 在 Al-4.5Cu 合金的基础上制备了三种不同成分的合金, 并测试其室温及高温力学性能, 结论如下:

(1) 合金的晶粒尺寸随元素含量增加而逐渐减小, 且 Sc 元素添加对晶粒尺寸的细化效果最显著。

(2) 随着元素的添加, 合金中的强化相除 Al₂Cu 相之外同时还出现了 Al₃Sc。对四种合金依次进行室温拉伸测试, 发现合金的室温力学性能逐步增加。

(3) 对 Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 和 Al-Cu 合金在分别 250℃ 和 300℃ 下进行高温拉伸测试。相比于 Al-Cu 合金, Al-Cu-Ag-Sc-Zr-C 合金在 250℃ 和 300℃ 拉伸时均展现出更高的强度和塑性。

参考文献

- [1] Czerwinski, F. (2020) Thermal Stability of Aluminum Alloys. *Materials*, **13**, Article No. 3441. <https://doi.org/10.3390/ma13153441>
- [2] 管仁国, 娄花芬, 黄晖. 铝合金材料发展现状, 趋势及展望[J]. 中国工程科学, 2020, 22(5): 68-75.
- [3] 熊艳才, 刘伯操. 铸造铝合金现状及未来发展[J]. 特种铸造及有色合金, 1998(4): 3-7.
- [4] Xue, H., Yang, C., Zhang, P., Wu, S.H., Liu, G. and Sun, J. (2024) Heat-Resistant Al Alloys: Microstructural Design and Microalloying Effect. *Journal of Materials Science*, **59**, 9749-9767. <https://doi.org/10.1007/s10853-023-09295-5>
- [5] 杨守杰, 戴圣龙. 航空铝合金的发展回顾与展望[J]. 材料导报, 2005, 19(2): 76-80.
- [6] 熊柏青, 闫宏伟, 张永安. 我国航空铝合金产业发展战略研究[J]. 中国工程科学, 2023, 25(1): 88-95.
- [7] 贾祥磊, 朱秀荣, 陈大辉. 耐热铝合金研究进展[J]. 兵器材料科学与工程, 2010(2): 108-113.
- [8] Rakhmonov, J., Liu, K., Rometsch, P., Parson, N. and Chen, X. (2021) Effects of Al(MnFe)Si Dispersoids with Different Sizes and Number Densities on Microstructure and Ambient/Elevated-Temperature Mechanical Properties of Extruded Al-Mg-Si AA6082 Alloys with Varying Mn Content. *Journal of Alloys and Compounds*, **861**, Article ID: 157937. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157937>
- [9] Shi, Q., Huo, Y., Berman, T., Ghaffari, B., Li, M. and Allison, J. (2021) Distribution of Transition Metal Elements in an Al-Si-Cu-Based Alloy. *Scripta Materialia*, **190**, 97-102. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.08.034>
- [10] Xie, K., Nie, J., Liu, C., Cha, W., Wu, G., Liu, X., et al. (2023) A Novel Al-Cu Composite with Ultra-High Strength at 350 °C via Dual-Phase Particle Reinforced Submicron-Structure. *Advanced Science*, **10**, Article ID: 2207208. <https://doi.org/10.1002/adv.202207208>
- [11] 高一涵, 刘刚, 孙军. 耐热铝基合金研究进展: 微观组织设计与析出策略[J]. 金属学报, 2021, 57(2): 129-149.
- [12] Polmear, I.J., Pons, G., Barbaux, Y., Octor, H., Sanchez, C., Morton, A.J., et al. (1999) After Concorde: Evaluation of Creep Resistant Al-Cu-Mg-Ag Alloys. *Materials Science and Technology*, **15**, 861-868. <https://doi.org/10.1179/026708399101506599>
- [13] 黄朝文, 梁益龙, 杨明. 211Z.X 耐热高强韧铝合金的疲劳特性[J]. 金属热处理, 2013, 38(2): 43-45.
- [14] 张德恩, 卢锦德, 张晓燕. 时效工艺对新型高强度铸造铝合金组织和力学性能的影响[J]. 现代机械, 2009(3): 85.
- [15] Colombo, M., Gariboldi, E. and Morri, A. (2017) Er Addition to Al-Si-Mg-Based Casting Alloy: Effects on Microstructure, Room and High Temperature Mechanical Properties. *Journal of Alloys and Compounds*, **708**, 1234-1244. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.03.076>
- [16] Colombo, M., Gariboldi, E. and Morri, A. (2018) Influences of Different Zr Additions on the Microstructure, Room and High Temperature Mechanical Properties of an Al-7Si-0.4Mg Alloy Modified with 0.25% Er. *Materials Science and Engineering: A*, **713**, 151-160. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.068>
- [17] Shaha, S.K., Czerwinski, F., Kasprzak, W., Friedman, J. and Chen, D.L. (2016) Ageing Characteristics and High-Temperature Tensile Properties of Al-Si-Cu-Mg Alloys with Micro-Additions of Cr, Ti, V and Zr. *Materials Science and Engineering: A*, **652**, 353-364. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.049>