

# 铸造 Al-Zn-Mg-Cu 合金高温短时固溶处理研究

雷 华<sup>1</sup>, 李元浩<sup>2</sup>, 罗红品<sup>3</sup>

(1. 四川化工职业技术学院机械工程学院, 四川泸州 646300; 2. 福州大学机械工程及自动化学院, 福建福州 350108; 3. 西南大学工程技术学院, 重庆 400715)

**摘要:** 为改善Al-Zn-Mg-Cu合金铸造性能差、传统长时T6热处理成本高的问题, 采用光学显微镜(OM)、X射线衍射(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)等表征手段, 探究了高温短时固溶处理结合新型时效处理(非等温时效)对该铸造合金组织及性能的影响机理。结果表明: 高温短时结合非等温时效技术通过改变合金固溶处理过程, 促进非平衡共晶相溶解, 更多Mg(Zn, Al, Cu)<sub>2</sub>相于晶界析出, 实现晶粒细化; 同时保留位错作为形核点促进强化相析出。该技术通过晶界强化、析出强化和弥散强化的协同作用, 提高了合金的抗拉强度与伸长率等性能, 在470℃保温5 min固溶处理及非等温时效后性能最优, 抗拉强度达到510 MPa, 伸长率达到3.8%, 硬度达到HV212。本研究为优化Al-Zn-Mg-Cu合金热处理工艺、降低生产成本提供了参考。

**关键词:** Al-Zn-Mg-Cu合金; 高温短时固溶处理; 非等温时效; 晶粒细化; 力学性能; 沉淀强化; 热处理优化; 铸造性能

**中图分类号:** TG166.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977(2026)08-0921-08

**DOI:** 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0118

## Study on Short-Time High-Temperature Solution Treatment of Cast Al-Zn-Mg-Cu Alloy

LEI Hua<sup>1</sup>, LI Yuan-hao<sup>2</sup>, LUO Hong-pin<sup>3</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Sichuan Vocational and Technical College of Chemical Industry, Luzhou 646300, Sichuan, China; 2. School of Mechanical Engineering and Automation, Fuzhou University, Fuzhou 350108, Fujian, China; 3. College of Engineering and Technology, Southwest University, Chongqing 400715, China)

**Abstract:** To address the issues of poor castability and high cost of traditional long-term T6 heat treatment for Al-Zn-Mg-Cu alloys, the effects of high-temperature short-time solution treatment combined with a new type of aging treatment (non-isothermal aging) on the microstructure and properties of the cast alloy were investigated using characterization methods such as optical microscopy (OM), X-ray diffraction (XRD), and scanning electron microscopy (SEM). The results showed that the high-temperature short-time combined with non-isothermal aging technology changed the alloy solution treatment process, promoting the precipitation of more Mg(Zn, Al, Cu)<sub>2</sub> phases at the grain boundaries, achieving grain refinement; at the same time, it retained dislocations as nucleation points to promote the precipitation of nanoparticles. This technology achieved enhanced strength and elongation of the alloy through the synergistic effects of grain boundary strengthening, precipitation strengthening, and dispersion strengthening. At 470℃, the optimal performance was achieved, with a tensile strength of 510 MPa, an elongation of 3.8%, and a hardness of HV212. This research provides a reference for optimizing the heat treatment process of Al-Zn-Mg-Cu alloys and reducing production costs.

**Key words:** Al-Zn-Mg-Cu alloy; high-temperature short-time solution treatment; non-isothermal aging; grain refinement; mechanical properties; precipitation strengthening; heat treatment optimization; castability

轻量化与节能化是当前新能源汽车行业的核心发展趋势。Al-Zn-Mg-Cu合金因其较高的比强度、良好的抗腐蚀性能及优异的可加工性能, 作为关键轻量化结

构材料, 已得到广泛应用与推广<sup>[1-2]</sup>。然而Al-Zn-Mg-Cu合金铸造性能较差, 铸态组织中易富集大量Zn、Mg和Cu共晶相, 若未经过充分固溶处理, 合金极易产生严

**基金项目:** 机械结构优化及材料应用泸州市重点实验室项目(SCHYZSA-2026-02)。

**收稿日期:** 2026-04-08 收到初稿, 2026-05-09 收到修订稿。

**作者简介:** 雷华(1985-), 男, 本科, 主要研究方向为铸造、焊接及热处理方向。电话: 15883040580, E-mail: 843460275@qq.com

**引用格式:** 雷华, 李元浩, 罗红品. 铸造 Al-Zn-Mg-Cu 合金高温短时固溶处理研究[J]. 铸造, 2026, 75(8): 921-928.  
Lei Hua, Li Yuanhao, Luo Hongpin. Study on short-time high-temperature solution treatment of cast Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Foundry, 2026, 75(8): 921-928.

重热裂缺陷并引发应力集中, 最终导致力学性能显著劣化<sup>[3-5]</sup>, 难以完全满足汽车承载结构件严苛的服役要求。因此, 很多学者为了获得性能达标的Al-Zn-Mg-Cu合金, 在热处理方面进行了大量研究。例如, 实际生产中, Al-Zn-Mg-Cu合金采用固溶-时效处理, 通过析出相强化机制来改善合金的各项性能<sup>[6-7]</sup>, 可使合金抗拉强度、屈服强度提高70%~80%, 伸长率提高8%。但该热处理的固溶时间通常为4~8 h, 时效时间为12~24 h, 能耗较高, 且工艺流程过长, 大幅增加了铸造Al-Zn-Mg-Cu合金的制造成本<sup>[8-9]</sup>。

现阶段国内外研究已针对复合热处理方案展开探索: Sokolowski等<sup>[10-11]</sup>发现, 相较于传统单级固溶工艺, 高温短时复合固溶处理可有效减少并细化残余富Cu相, 同步提升合金强度与塑性, 但该工艺仍需配套长时间时效处理, 无法从根本上解决流程冗长、能耗偏高的问题。Chen等<sup>[12]</sup>提出非等温时效改性方法, 经强化固溶耦合非等温时效后合金可保持良好力学性能, 但其综合性能仍与商用主流高强Al-Zn-Mg-Cu合金存在明显差距。

基于此, 本研究针对上述研究空白与工业痛点通过将短时高温固溶处理与非等温时效两种热处理方式相结合, 研究固溶温度和时效对Al-Zn-Mg-Cu合金综合力学性能<sup>[13]</sup>的影响机制, 尝试开发一种短周期、低能耗且低成本的新型固溶工艺, 降低热处理成本, 改善铸造Al-Zn-Mg-Cu合金的热处理形式。

## 1 试验材料与方法

试验采用工业纯Al、纯Zn、纯Mg、纯Cu和Al-10Cr中间合金(质量分数)制备, 所得合金的名义成分为Al-5.6Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.2Cr(质量分数, 下同)。将工业纯Al放入预热至400℃的石墨坩埚中进行加热, 坩埚温度升至750℃后, 加入纯Cu和Al-10%Cr使至熔化, 降温至680℃, 加入铝箔包裹的工业纯Mg并使其熔化; 保温10 min后, 加入工业纯Zn, 将温度提升至700℃, 保温30 min后放入搅拌机, 搅拌30 s至640℃, 预热到400℃的不锈钢坩埚内, 使用取样勺进行取样后水淬, 剩余浆料浇注至挤压模具, 以100 MPa进行压力成形。

由模拟相图可知, Al-5.6%Zn-2.5%Mg-1.6Cu-0.2%Cr合金过烧温度为465℃, 本次试验选取低于和略高于过烧温度进行, 促进固溶处理中过饱和固溶体单相组织的形成。铸态试样分别采用三组工艺进行固溶处理: 460℃保温5 min、470℃保温5 min、480℃保温5 min和10 min, 固溶完成后立即水淬。随后所有试样统一进行非等温时效处理: 以5℃/min的升温速率从室

温(约20℃)加热至220℃, 到达温度后保温30 min, 取出试样并水淬冷却。

金相试样经金属带锯切割为方形, 水磨抛光后, 采用质量分数0.5%的HF腐蚀液腐蚀15 s, 使用Olympus BX51M光学显微镜观察显微组织。利用INSPECT 50型扫描电子显微镜(SEM)观察合金微观形貌, 并通过配套EDS能谱仪对同一试样进行微区元素成分分析。采用X'pert3多晶X射线衍射仪(XRD)开展物相表征, XRD测试与显微表征所用试样一致。使用HVS-1000维氏硬度计测试硬度, 隔2 mm测5次后取均值, 载荷4.9 N, 保荷时间15 s。随后将样品切割成如图1形状和尺寸的矩形截面拉伸试样进行力学性能测试, 拉伸速度设置为0.4 mm/min。

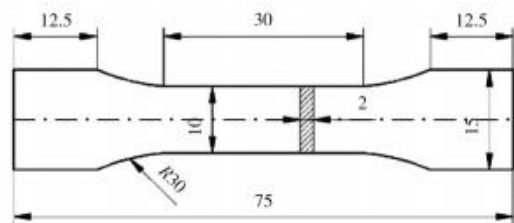


图1 矩形截面拉伸试样

Fig. 1 Rectangular section tensile specimen

采用金相分析软件Image-Pro Plus 6.0软件对试样组织进行分析, 然后根据公式(1)和公式(2)计算合金中初生相晶粒尺寸大小和形状因子。

$$\bar{D} = \frac{\sum_{i=1}^N \sqrt{4A/\pi}}{N} \quad (1)$$

$$\bar{F} = \frac{\sum_{i=1}^N 4\pi A/P^2}{N} \quad (2)$$

式中:  $\bar{D}$  为平均晶粒尺寸, 单位 $\mu\text{m}$ ;  $A$  是单个晶粒的截面积, 单位 $\mu\text{m}^2$ ;  $N$  是统计颗粒总数;  $\bar{F}$  是平均形状因子;  $P$  是单个颗粒的周长, 单位 $\mu\text{m}$ 。

## 2 试验结果及讨论

### 2.1 铸造 Al-Zn-Mg-Cu 合金显微组织

图2显示了经不同固溶处理后的Al-Zn-Mg-Cu合金的OM图像。由图可以看出, Al-Zn-Mg-Cu铸态合金的组织主要由 $\alpha$ -Al基体、基体析出相以及晶间析出相构成。图3为Al-Zn-Mg-Cu铸态合金经非等温时效处理后的显微组织。当合金分别在460℃和470℃保温5 min进行固溶处理及非等温时效后, 晶粒发生细化, 晶界处包含大量弥散的析出相, 如图2(a、b)和图3(a、b)所示。在宏观上这些弥散相会阻碍位错运动, 残留的位错可作为形核点, 从而在时效处理过程中促进强化相的析出。此外, 由于后续的非等温时效温度较低,

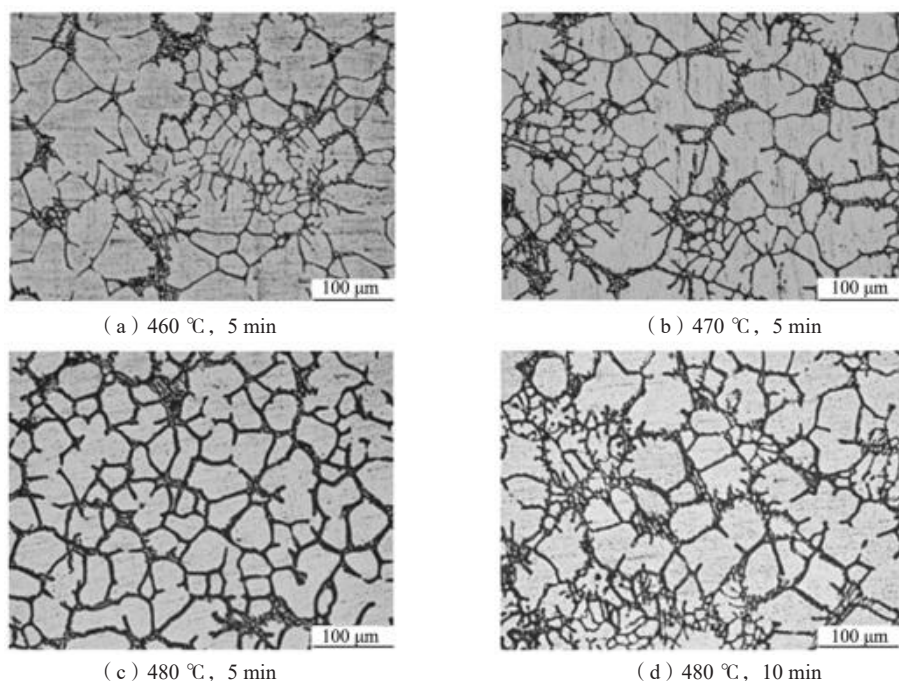


图2 不同固溶处理温度下铸造Al-Zn-Mg-Cu合金的铸态光学显微组织 (OM)

Fig. 2 As-cast optical microstructures of the cast Al-Zn-Mg-Cu alloy under different solution treatment temperatures (OM)

位错得以保留,从而改善了合金的加工硬化能力。而固溶温度超过470 °C后,如图3(c)所示,导致晶粒呈链状分布、组织整体粗化,力学性能下降。

图4为非等温时效对 $\alpha$ -Al基体平均晶粒尺寸与形状因子的影响。由图可见,非等温时效后 $\alpha$ -Al基体晶粒都有一定程度的变化。结合图3时效后的OM组织可知,合金经非等温时效后, $\alpha$ -Al晶粒形态由固溶态

的不规则状进一步趋于等轴化,晶界清晰度提升;同时,固溶态残留的粗大晶间共晶相未发生明显溶解,晶内与晶界处析出大量弥散分布的纳米级时效强化相,合金组织均匀性显著改善。这一细化效果源于高温短时固溶处理后保留的残留位错,在非等温时效以5 °C/min的升温过程中,Zn、Mg和Cu等溶质原子沿位错线定向扩散,残留位错作为优先形核点,促进了

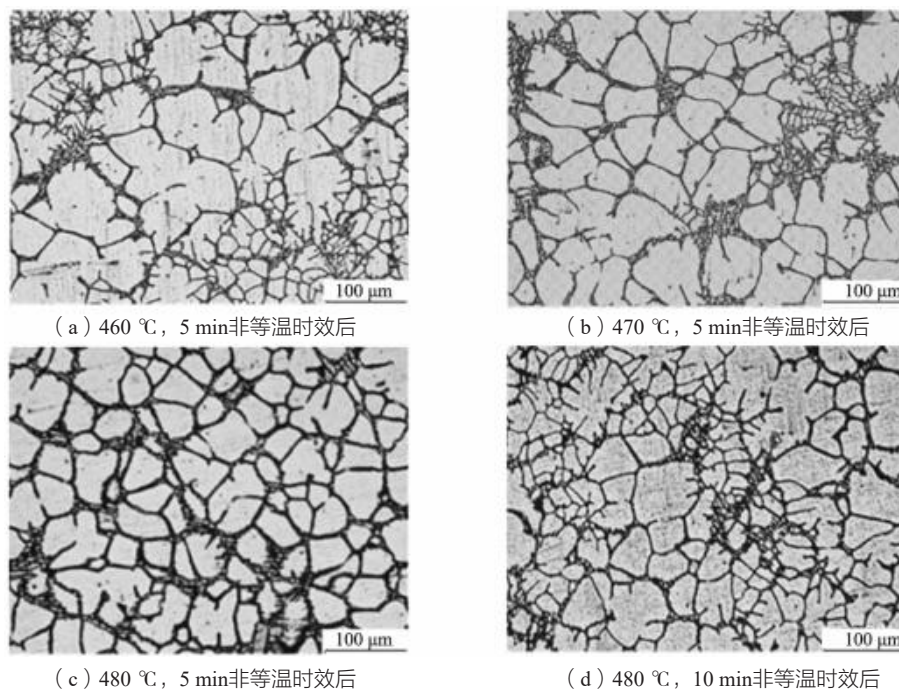


图3 非等温时效后Al-Zn-Mg-Cu合金的光学显微组织形貌 (OM)

Fig. 3 Optical microstructure morphologies of the Al-Zn-Mg-Cu alloy after non-isothermal aging treatment (OM)

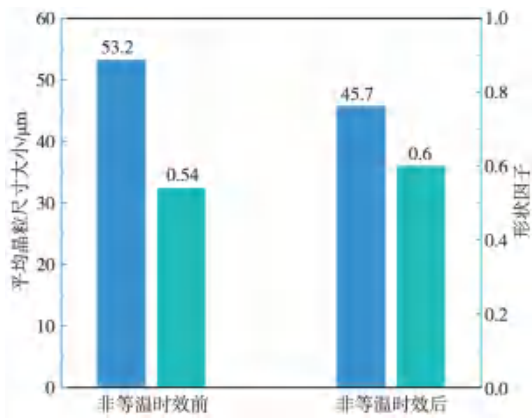


图4 非等温时效对470 ℃ α-Al初生相平均晶粒尺寸和形状因子的影响

Fig. 4 Effect of non-isothermal aging on the average grain size and shape factor of the primary α-Al phases

更多晶间析出相的均匀析出。这些析出相一方面通过“钉扎效应”限制晶界迁移，抑制晶粒长大，另一方面其弥散分布进一步割裂铝基体，降低α-Al晶粒的生长空间。

为阐明Al-Zn-Mg-Cu合金的基体与晶间析出相构成，揭示不同热处理下溶质原子的溶解与分布行为，对铸态合金经470 ℃/5 min固溶处理以及后续非等温时效处理后的微观组织进行了SEM表征与EDS面扫分析，结果分别如图5和图6所示。由图5可以看出，经470 ℃/5 min固溶水淬后，合金中大部分析出相已溶入α-Al基体，未溶残余相主要沿晶界连续分布，形成明显的晶界网络结构。结合EDS元素分布可知：Al元素如图5(b)所示均匀分布于晶粒内部，晶界处信号显著

减弱；而Zn元素如图5(c)所示，Mg元素如图5(d)所示，Cu元素如图5(e)所示。三种主要合金元素均在晶界处发生强烈偏聚，与SEM形貌中的亮白色晶界相完全对应，表明该固溶工艺可实现大部分溶质元素的有效回溶，未溶相为富含Zn、Mg和Cu的晶间析出相。表1为晶界区域的EDS定量分析结果，进一步证实晶界相的Zn、Mg和Cu元素含量远高于基体，与面扫结果一致。

对比图5与图6可见，经非等温时效处理后，合金的晶界网络结构仍清晰可见，但Zn、Mg元素的分布发生了显著变化：基体中过饱和的Zn、Mg元素不断析出，在晶内与晶界形成弥散分布的强化相，溶质分布整体更均匀；同时α-Al基体中仍存在少量未溶的残留相。这些残留相主要为杂质相和S相（Al<sub>2</sub>CuMg），其中杂质相通过整体元素检测可知主要成分为Fe，推测为常见的Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe相，这会严重劣化合金的力学性能、断裂韧性与耐腐蚀性能，而S相的残留也会影响时效强化效果。要进一步提高合金性能，可在接近过烧温度的范围内优化固溶工艺，同时可通过提升原料纯度降低Fe杂质含量，减少有害相的形成。

表1 Al-Zn-Mg-Cu合金局部EDS分析结果

Tab. 1 Localized EDS analysis results of the Al-Zn-Mg-Cu alloy

| 位置编号 | Al-Zn-Mg-Cu alloy |    |    |    | w <sub>B</sub> /% |
|------|-------------------|----|----|----|-------------------|
|      | Al                | Zn | Mg | Cu |                   |
| A1   | 35                | 34 | 13 | 17 |                   |
| A2   | 25                | 39 | 21 | 14 |                   |

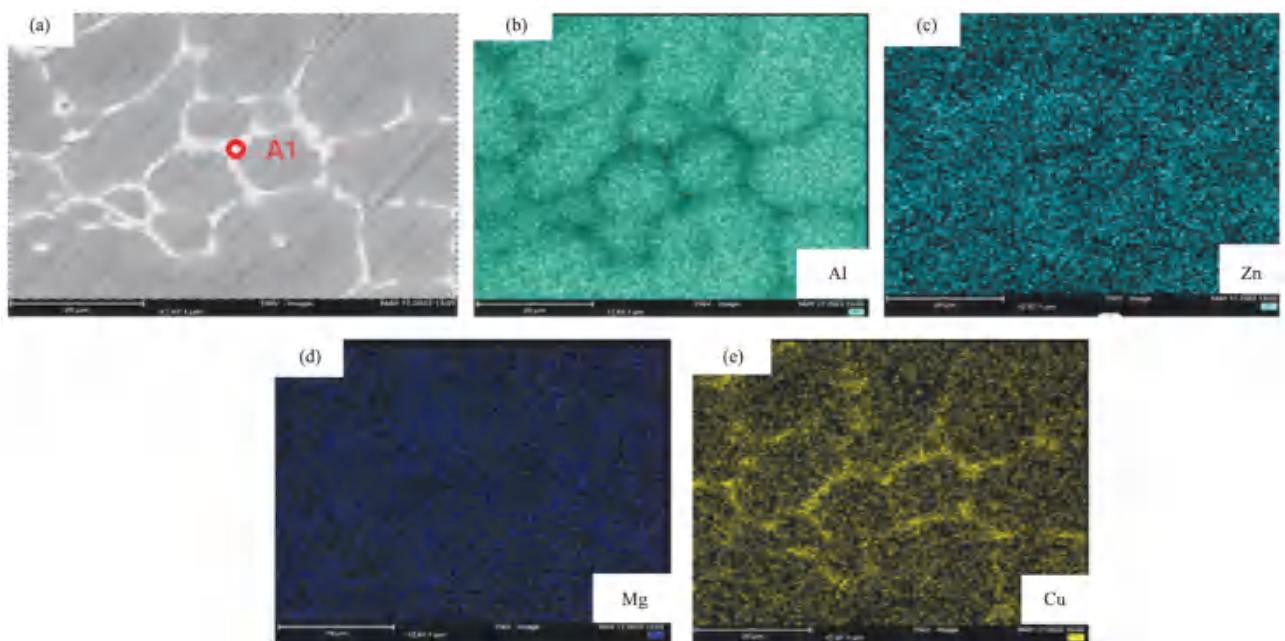


图5 固溶处理后Al-Zn-Mg-Cu合金的微观形貌及EDS图像

Fig. 5 Micromorphology and EDS images of the Al-Zn-Mg-Cu alloy after solution treatment

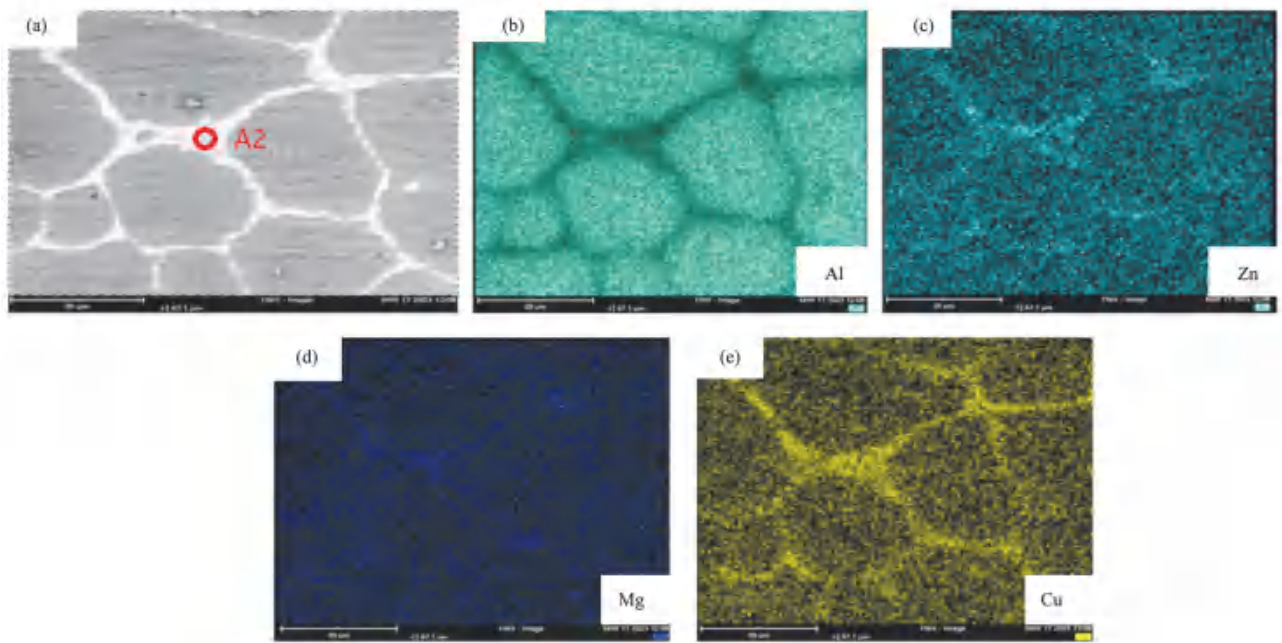


图6 非等温时效处理后Al-Zn-Mg-Cu合金的微观形貌及EDS图像

Fig. 6 Micromorphology and EDS images of the Al-Zn-Mg-Cu alloy after non-isothermal aging treatment

为准确识别热处理后Al-Zn-Mg-Cu合金晶界的非平衡共晶产物,采用XRD对铸态合金进行物相鉴定,结果如图7所示。从图谱看出,不同Zn含量铸造Al-Zn-Mg-Cu试样的XRD图谱特征相近,仅检测到 $\alpha$  (Al)基体与 $\text{MgZn}_2$ 相的衍射峰,未出现其他金属间化合物的明显信号。结合微观组织表征可知,铸态合金中的晶界非平衡相以 $\text{MgZn}_2$ 为主;而经固溶及时效处理后(图5、图6),组织中残留的微量富Cu、富Fe相等因含量较低、尺寸细小,未在XRD图谱中形成可识别衍射峰,与XRD检测结果相符。

根据表征结果及相关文献报道<sup>[14-15]</sup>,铸态Al-Zn-Mg-Cu合金组织中通常存在大量四元AlZnMgCu共晶相。但XRD未能检测到对应四元AlZnMgCu相的特征衍

射峰,仅观测到 $\alpha$  (Al)与 $\text{MgZn}_2$ 相的衍射信号。结合已有研究可推断<sup>[16-17]</sup>,合金在凝固过程中,Al原子与Cu原子会扩散进入 $\text{MgZn}_2$ 相晶格并替代部分Zn原子位点,降低该相的形成能,最终形成以 $\text{MgZn}_2$ 为基的四元固溶相,即 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$ 相。该相在SEM与EDS分析中呈现出与四元AlZnMgCu相似的组织与成分特征,因此未在XRD中产生独立衍射峰。由图3可知,随着短时固溶温度的升高,合金中残留第二相的数量逐渐减少、尺寸不断细化。上述结果表明,在未发生过烧的范围内,提高固溶温度可显著促进非平衡共晶相的溶解,晶界位置主要析出 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$ 型四元强化相。

非平衡共晶相包裹于 $\alpha$ -Al晶粒内部,不仅会严重割裂铝基体的连续性,还会诱发局部 $\alpha$ -Al相晶粒异常粗化,并呈现不规则形貌。由图2可知,随着固溶温度升高,合金组织中的晶界区域逐步减小,晶界非平衡共晶相含量持续降低, $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$ 相逐渐析出并发生显著细化。晶界区域的弱化有效降低了其对铝基体的割裂作用,使合金在拉伸变形过程中的应力集中程度得到缓解;晶粒尺寸得以整体细化和等轴化,逐渐趋于规则圆整。

综上,在固溶温度较大,稍高于过烧点时,合金的晶粒尺寸减小,变得更加圆整,向着等轴组织过渡。固溶温度超过470℃会发生较为明显的轻微过烧现象,使得晶界处出现低熔点液相,破坏了晶界的连续性与稳定性。同时晶粒发生异常粗化,原本趋向等轴化的组织形态恶化,呈链状分布,割裂铝基体的效应加剧;残留位错大量湮灭,晶粒粗化程度增加,且

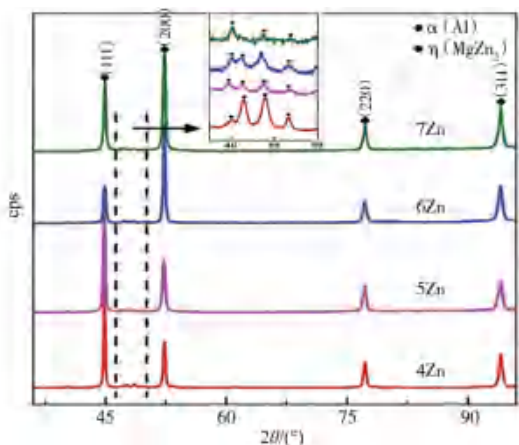


图7 铸造Al-Zn-Mg-Cu合金的物相组成X射线衍射分析图谱

Fig. 7 X-ray diffraction analysis patterns of the phase compositions for the cast Al-Zn-Mg-Cu alloys

弥散析出的 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$ 相易发生聚集长大, 钉扎晶界、阻碍位错运动的强化效应被大幅削弱。最终导致合金的抗拉强度、硬度等核心力学性能显著下降, 液相补缩能力减弱, 丧失高温短时固溶处理所带来的组织细化与性能提升优势。

非等温时效过程则在短时高温固溶的基础上, 通过残留位错作为形核点, 促进晶界处 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$ 相的形成, 减少非平衡共晶相和杂质相的形成, 提高晶粒细化度以提高组织性能, 但这种性能的提高相对于高温固溶过程而言作用有限。

## 2.2 固溶温度和非等温时效对铸造 Al-Zn-Mg-Cu 合金性能的影响和分析

对于传统的T6热处理工艺, 固溶处理的目的是尽可能促进溶质原子的溶解, 并通过后续的水淬提高合金的过饱和度。同时, 变形晶粒在固溶处理过程中完全再结晶, 消除部分位错。然而本研究中的高温短时固溶处理结合非等温时效的新技术改善了显微组织。固溶处理是一个扩散相变过程, 在高温短时固溶处理中, 原子可以获得大量能量, 合金元素的扩散更容易进行, 从而促进了固溶体的过饱和, 且更多过饱和原子与空位可加快析出动力学过程、增加析出相形核点。此外, 高温短时固溶处理较短的加热时间有助于抑制位错的湮灭。

表2为不同固溶处理温度对铸造Al-Zn-Mg-Cu合金力学性能影响。可以看出, 随着固溶温度升高, 合金伸长率稳步上升, 抗拉强度随晶粒细化与位错保留得到提升。但温度超过470℃后抗拉强度明显下降, 由509.3 MPa降至453.6 MPa。这是由于固溶温度过高引发过烧所致, 由图3(c)可见, 过烧导致晶粒粗化, 位错密度降低, 最终使力学性能下降。在随后的时效过程中, 与等温时效相比, 本研究采用的非等温时效技术在初始阶段较低的加热温度下可以促进纳米微型强化相的析出并抑制位错的退化, 残留位错与析出相相互作用形成位错亚结构。

固溶处理中的平衡结晶属于典型热激活过程, 可采用Avrami方程描述不同固溶工艺下试样的结晶动力

表2 不同固溶处理温度对铸造 Al-Zn-Mg-Cu 合金力学性能影响

Tab. 2 Effect of different solution treatment temperatures on the mechanical properties of cast Al-Zn-Mg-Cu alloy

| 固溶温度/℃ | 抗拉强度/MPa | 伸长率/% |
|--------|----------|-------|
| 460    | 460      | 3.6   |
| 470    | 509.3    | 3.8   |
| 480    | 453.6    | 3.9   |

学行为。

$$X_v = 1 - \exp \left[ -0.693 \left( \frac{t}{t_{0.5}} \right) \right] \quad (3)$$

$$t_{0.5} = D_1 e^{a_1 Z^{b_1}} \exp \left[ \frac{Q_{\text{rec}}}{RT_{\text{rec}}} \right] \quad (4)$$

式中:  $X_v$ 是结晶体积分数;  $t$ 是保温时间;  $n$ 、 $D_1$ 是材料常数;  $t_{0.5}$ 是结晶分数达到50%所需的退火时间;  $Z$ 为Zener-Hollomon参数;  $e$ 是预应变;  $a_1$ 、 $b_1$ 是常数;  $Q_{\text{rec}}$ 代表平衡结晶活化能;  $T_{\text{rec}}$ 是保温温度;  $R$ 为气体常数。

基于上述方程可知, 本研究中保温温度均显著高于合金平衡结晶温度, 因此保温时间对固溶过程中晶体的体积分数具有显著影响, 该分析与试验结果一致。总体而言, 高温短时固溶处理结合非等温时效可有效调控合金的析出相、位错及晶粒组织, 进而显著改善其力学性能。

图8为不同固溶温度及非等温时效合金的显微硬度曲线, 标点数字为柱状图数据, 未热处理、460℃ 5 min、470℃ 5 min、480℃ 5 min及480℃ 10 min固溶处理后的平均硬度分别为HV95、HV195、HV207、HV191、HV168。硬度变化规律呈先升高后降低趋势, 其中470℃试样硬度较铸态提升117%。固溶阶段合金相的弥散析出是硬度上升的主要原因, 高温短时处理促进了 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$ 相均匀析出, 非平衡共晶相转化为晶界四元强化相, 配合晶粒细化共同提升合金硬度。当固溶温度升至480℃并延长保温时间至10 min时, 合金出现明显过烧, 晶界处形成低熔点液相, 破坏晶界连续性与稳定性; 同时残留位错大量湮灭、晶粒粗化加剧, 析出相聚集长大, 强化效果显著削弱, 硬度降至HV168。上述结果充分表明固溶温度对铸造AlZnMgCu合金显微组织与强化效应具有关键调控作用。

非等温时效对合金硬度并未产生明显影响, 如图

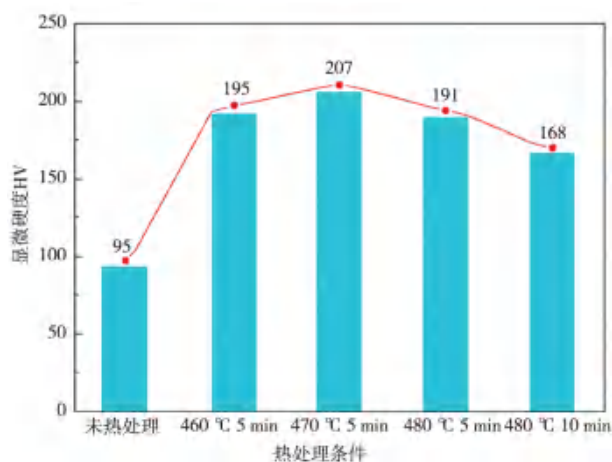


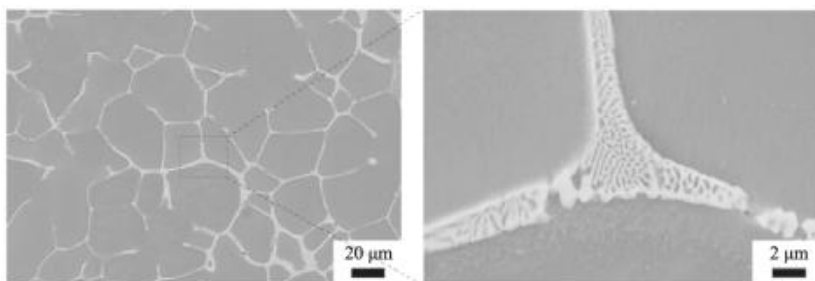
图8 不同固溶温度及非等温时效合金的显微硬度曲线

Fig. 8 Effect of solution temperature on the microhardness of the Al-Zn-Mg-Cu alloy

8折线所示,对相应合金进行相同条件的非等温时效处理后,铸态硬度未发生明显变化,460℃ 5 min和470℃ 5 min显微硬度发生了HV3与HV5的提升,480℃固溶温度条件下影响更小,硬度仅为HV170,提升了2。这是由于过烧的铸造AlZnMgCu合金位错密度较低,产生的形核点较少,最终难以进行晶粒细化,进一步验证非等温时效主要通过提高晶粒细化度

改善组织性能,提高合金硬度。

图9为非等温时效处理后的470℃ 5 min Al-Zn-Mg-Cu合金组织微观形貌图像。由图9(b)部分可看出,此时晶界处有大量微型强化相均匀析出,符合此前非等温时效过程中对于残留位错作为形核点,促进晶间析出相形成的分析,要进一步对温度的影响进行分析,需要运用Hall-Petch公式。



(a) 微观形貌

(b) 局部放大

图9 非等温时效处理后的470℃ 5 min Al-Zn-Mg-Cu合金组织微观形貌图像

Fig. 9 Microstructural morphology images of the Al-Zn-Mg-Cu alloy after non-isothermal aging treatment at 470 °C for 5 min

由表2可知,相同固溶时间条件下,合金力学性能呈先上升后下降的态势,结合图9显微组织分析,合金强度提升源于晶界强化、析出强化与阻碍位错的协同作用。依据Hall-Petch (HP) 关系,晶粒细化是提升铝合金强度的重要途径。

$$\Delta \sigma_{gb} = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (5)$$

式中:  $\sigma_{gb}$ 是晶界对材料屈服强度的贡献;  $\sigma_0$ 是摩擦应力;  $k_y$ 是材料常数;  $d$ 是材料的平均晶粒尺寸。对于470℃固溶温度的Al-Zn-Mg-Cu合金,高温短时固溶处理引起的晶粒细化提高了材料的强度。

析出强化机制可以通过以下方程解释:

$$\Delta \sigma_{pre} = \frac{Gb}{3d} \sqrt{\frac{f}{\pi}} \quad (6)$$

式中:  $\Delta \sigma_{pre}$ 是沉淀相对材料屈服强度的贡献;  $G$ 是材料的剪切模量;  $b$ 是位错滑移一个原子间距所需的距离;  $d$ 是沉淀相粒子的平均直径;  $f$ 是析出相的体积分数。

高温短时固溶处理产生更多的过饱和原子和空位有利于析出动力学,增加纳米尺度相的体积分数。此外,高温短时固溶处理使合金残存了大量的位错,这些位错可成为理想的形核点。在非等温时效过程中,促进纳米强化相析出,优化析出强化效应。如图9所示,大量强化相在晶界析出,有效改善了合金的组织力学性能。

高温短时固溶处理结合非等温时效的新技术对力学性能的改善可以通过晶粒结构解释。固溶处理的加热温度和保温时间决定了晶粒的结晶行为,从而影响晶粒的尺寸和取向。对于高温短时固溶处理,在过烧点以

上进行的结晶温度增加了晶粒在Mg (Zn, Al, Cu)<sub>2</sub>相上形核的可能性,从而增强了Mg (Zn, Al, Cu)<sub>2</sub>相沿晶界的分布。同时,短时间的固溶限制了平衡结晶过程,使得一些变形晶粒得以保持更细小的尺度。此外,高温短时固溶处理过程在铸态合金中保留了一些变形位错,使得后续的非等温时效过程可进一步利用保留的位错以形核。

峰值时效合金的显微组织包含位错墙亚结构,根据Bailey-Hirsch方程,这可以增强合金的强化响应。

$$\Delta \sigma_{dis} = \alpha M G b \sqrt{\rho} \quad (7)$$

式中:  $M$ 是泰勒因子;  $\alpha$ 是常数;  $\rho$ 是合金的位错密度。合金中较高的位错密度有助于加强弥散强化阻碍位错效果。

如图10所示,对取样勺取出直接进行水淬的Al-Zn-Mg-Cu合金而言,立刻进行的非等温时效处理也可在一定程度上改善Al-Zn-Mg-Cu合金的力学性能。本试验对降温至半固态温度的铝液浇注后直接进行水淬,内部晶格处于过饱和状态,因此时效过程中位错运动促进亚结构形成,保留的变形晶粒与亚结构使合金中位错与晶界比例提升。同时,残留位错为溶质原子提供扩散通道,抑制溶质在晶界过度偏聚。因此,高温短时固溶不仅能够使得晶粒等轴化,还可提高亚结构占比、调控晶界分布,利用晶界析出相的钉扎作用使晶界形貌优化,进而提升合金力学性能。

高温固溶使非平衡共晶相逐步溶解,转变为 $\eta'$ 与 $\eta$ 相,即Mg (Zn, Al, Cu)<sub>2</sub>相。该相对基体具有一定可动性,可阻碍晶粒间相对运动。非等温时效过程

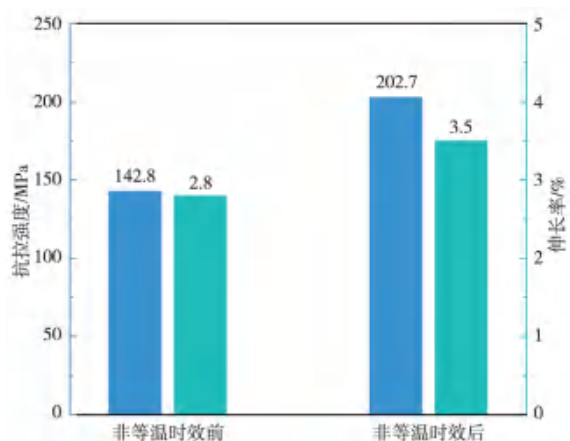


图10 非等温时效对水淬Al-Zn-Mg-Cu样品合金力学性能影响  
Fig. 10 Effect of Non-Isothermal Aging on the Mechanical Properties of Water-Quenched Al-Zn-Mg-Cu Alloy

中, 位错运动诱发亚结构与晶格畸变, 在晶界强化、析出强化、阻碍位错协同作用下, 合金机械强度显著提升, 塑性略有下降。

#### 参考文献:

- [1] 陈水生, 段九一, 徐志超, 等. 分级固溶处理对7075铝合金组织和综合性能的影响 [J/OL]. 河南理工大学学报 (自然科学版), 1-10 [2026-06-05]. <https://link.cnki.net/urlid/41.1384.N.20251028.1257.002>.
- [2] 阙石生, 黄瑞银, 亓鹏, 等. 淬火冷却强度对7075铝合金组织性能的影响 [J]. 铝加工, 2025 (5): 43-49.
- [3] 陈文杰, 彭时勇, 牟登志, 等. 大规格铝合金铸锭铸造技术发展现状 [J]. 铝加工, 2026 (1): 1-11.
- [4] 黄文彬, 李朝荣, 宋啟林, 等. 7075铝合金的铸造工艺与组织性能提升研究 [J]. 金属加工 (热加工), 2026 (1): 144-148.
- [5] 邢书明, 石洪伟, 肖廷旭, 等. 挤压铸造技术与装备的若干新发展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45 (12): 1779-1785.
- [6] 盛晓菲, 吴先焕, 赖瑞林, 等. AlZnMgCu合金高温时效温度区间的优化与确定 [J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45 (12): 1833-1837.
- [7] 宋娜, 孙奥, 于惠玲, 等. 双级时效对7075铝合金硬化行为和组织演变的影响 [J]. 材料热处理学报, 2025, 46 (10): 31-39.
- [8] 冯超, 侯兆敏, 葛义勇, 等. 重复固溶时效对高合金化铝合金厚板组织性能的影响 [J]. 轻合金加工技术, 2025, 53 (9): 20-27.
- [9] 徐戊娇, 龚利华, 王玉松, 等. 强化固溶对7050铝合金组织与性能的影响 [J]. 金属热处理, 2015, 40 (4): 57-60.

### 3 结论

(1) 高温短时固溶结合非等温时效处理工艺, 可改善铸造Al-Zn-Mg-Cu合金的微观组织, 抑制结晶过程中位错的湮灭, 促进非平衡共晶相的溶解, 并在非等温时效阶段驱动  $(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$  相的弥散析出, 实现晶粒细化及组织均匀化, 从而提升合金力学性能, 缩短热处理周期并降低生产成本。

(2) 铸造Al-Zn-Mg-Cu合金在470 °C保温5 min固溶及非等温时效后的性能最佳, 抗拉强度达509.3 MPa, 伸长率达3.8%, 硬度比铸态提高122%。当固溶温度大于470 °C, 合金组织过烧, 晶粒粗化, 强化相聚集长大, 位错密度降低, 综合力学性能下降。

(3) 铸造Al-Zn-Mg-Cu合金通过高温短时固溶及非等温时效处理, 实现了合金晶界强化、析出强化和弥散强化的协同作用, 提升了合金的综合力学性能。

- [10] Sokolowski J H, Sun X C, Byczynski G, et al. The removal of copper-phase segregation and the subsequent improvement in mechanical properties of cast 319 aluminum alloys by a two-stage solution heat treatment [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1995, 53: 385-392.
- [11] Huang L P, Chen K H, Li S, et al. Influence of high-temperature pre-precipitation on local corrosion behaviors of Al-Zn-Mg alloy [J]. Scripta Materialia, 2007, 56 (4): 305-308.
- [12] Chen M W, Ma Z Y, Ma X L, et al. Effect of solution treatment on the microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 777: 452-461.
- [13] 刘晓涛, 王群骄, 张云龙, 等. 均匀化退火工艺对Al-Zn-Mg-Cu-Zr高强合金第二相的影响 [J]. 轻合金加工技术, 2023, 51 (10): 14-21.
- [14] 刘文义, 胡小会, 李军, 等. 7085超高强铝合金的研究进展 [J]. 热加工工艺, 2021, 50 (8): 10-44.
- [15] 李想, 李元东, 樊博阳, 等. 不同铸造方法对7075铝合金热导率及力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41 (1): 93-98.
- [16] 臧鑫鑫, 邢清源, 陈军洲, 等. 800MPa级超高强度铝合金的时效析出行为 [J]. 材料工程, 2021, 49 (4): 71-77.
- [17] 朱亮. 汽车用高成形性Al-Mg-xSi-Cu-Zn系合金时效硬化及耐蚀机理研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2023.