

溶质(Zn, Mg, Cu)含量对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织和性能的影响

李鹏飞¹, 隋育栋^{1*}

(1. 昆明理工大学, 云南省昆明市, 650093)

*通讯作者: 隋育栋, 男, 教授, 博士。E-mail: Suiyudong2016@163.com

摘 要: 铝合金作为最具发展趋势的轻质结构材料之一, 然而, 其自身强度主要受添加合金元素的含量、种类的影响。本文通过热处理工艺, 探索了添加等比例不同溶质 (Zn、Mg、Cu) 含量对合金力学性能的影响。结果表明: 当溶质 (Zn、Mg、Cu) 的质量分数添加较高时, 需要较长的固溶时间才能完全固溶于基体中。当合金元素添加比例超出基体材料的固溶度时, 剩余溶质会以共晶组织的形式存在于晶间, 对力学性能造成巨大影响。Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu 合金在 475℃ 固溶时, 剩余共晶组织比例分数从固溶时间 10H 的 9.1% 降低至固溶时间 40H 的 0.35%。合金极限抗拉强度从添加 12wt.%Zn 时的 190 MPa 增加至 6 wt.%Zn 时的 500MPa。延伸率从添加 12wt.%Zn 时的 1.15% 增加至 4wt.%Zn 时的 7.6%。较低的溶质原子 (Zn、Mg、Cu) 降低了析出相对位错的阻碍作用。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu 合金; 溶质(Zn, Mg, Cu); 显微组织; 力学性能

The effect of solute element (Zn, Mg, Cu) contents on the Al-Zn-Mg-Cu alloys: microstructural and mechanical properties

Pengfei Lia, Yudong Suia*,

a Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, 253, Xuefu Road, Kunming 650093, PR China

Abstract: As one of the most developing lightweight structural materials, aluminum alloy is mainly affected by the content and type of alloying elements. In this paper, the effect of adding different solute contents (Zn, Mg, Cu) in equal proportions on the mechanical properties of the alloy was explored by heat treatment. The results showed that when the mass fraction of solute (Zn, Mg, Cu) was high, it required a long solution time to be completely dissolved in the matrix. When the proportion of alloying elements exceeds the solid solubility of the matrix material, the remaining solute will exist in the form of eutectic structure, which will have a huge impact on the mechanical properties. When Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu alloy was solved at 475℃, the proportion fraction of remaining eutectic microstructure decreased from 9.1% of the solution time of 10 hours to 0.35% of the solution time of 40 hours. The ultimate tensile strength of the alloy increased from 190 MPa with the addition of 12 wt.%Zn to 500 MPa with 6 wt.%Zn. The elongation increased from 1.15% with the addition of 12 wt.%Zn to 7.6% with 4 wt.%Zn. The lower solute atoms (Zn, Mg, Cu) reduce the impediment to the precipitation of relative dislocations.

Keywords: Al-Zn-Mg-Cu alloys; Solute elements; Microstructural; Mechanical properties

1 前言

铝合金材料由于其低密度、高比强度以及抗腐蚀性性能优良等特点, 作为最具发展优势的轻质合金材料在航空航天、轨道交通、汽车轻量化等领域具

有不可替代的地位^[1-3]。这类合金的力学性能主要依赖于 Zn、Mg、Cu 等主合金元素的协同强化效应, 其中 Zn 和 Mg 通过形成纳米级 η ($MgZn_2$) 析出相实现时效强化, 而 Cu 的添加不仅能够优化析出相结构, 还可显著提升合金的抗应力腐蚀能力^[4, 5]。

然而,合金元素的含量配比及其在铝基体中的固溶行为,直接决定了析出相的类型、尺寸、含量与分布,进而影响合金的综合性能^[4,6]。尤其值得注意的是,Al 基体对 Zn、Mg、Cu 元素的最大固溶度是固溶强化效果的核心关键因素。当元素含量超过基体固溶极限时,过剩元素可能以粗大第二相形式析出,反而导致力学性能急剧恶化。由于可溶性成分的充分溶解,固溶处理倾向于通过增加溶质浓度来提高铝合金的强度。Li 等^[7]研究表明固溶温度从 470℃ 提升到 480℃,合金的力学性能明显提升。这是由于可溶性成分在基体中的含量增加导致。

同时,铸态组织中的第二相在基体中的固溶行为与固溶时间密切相关。固溶时间越长可溶解难溶粗大相并提升基体固溶度^[8,9]。铝合金中 Zn、Mg、Cu 在铝基体中的固溶行为主要由各元素的扩散速率及第二相溶解动力学决定^[10]。而 Cu 原子的扩散激活能高、扩散系数低而成为固溶时间的限制因素。尤其当粗大 Al₂CuMg 相存在时,溶解时间更长^[11,12]。固溶工艺(470~500℃)需通过高温加速扩散,同时以确保 Cu 充分溶解,避免过烧或能耗过高,最终实现元素均匀固溶,为时效强化提供基础。

近年来,针对 Al-Zn-Mg-Cu 合金的优化研究多聚焦于通过调整 Zn/Mg/Cu 比例并结合固溶时效工艺调控微观组织,以实现强度、塑性与耐蚀性的平衡^[13-16]。然而,关于元素最大固溶度与固溶时间之间的关系仍缺乏系统性探讨,尤其是多元素交互作用对固溶极限的影响机制尚未完全明晰。本文基于此背景,通过设计等比例不同 Zn、Mg、Cu 含量的合金体系,结合固溶、时效热处理工艺,系统研究元素配比对基体的最大固溶度、析出相特征及力学性能的影响规律。利用扫描电镜(SEM)、拉伸试验、硬度测试综合评价性能调控效果。研究旨在揭示 Al-Zn-Mg-Cu 合金中固溶强化与时效强化的协同作用机制,为开发兼具高强度与工艺适应性的新型铝合金提供理论依据。

2 试验过程

根据合金成分配比,使用电磁感应中频炉对合金进行熔炼。首先在石墨粘土坩埚中加入纯 Al 和 Al-50Cu 中间合金,完全融化后,降低温度至 690℃ 后加入纯 Zn 和纯 Mg。待 Zn 和纯 Mg 完全融化后,

升温至 730℃ 保温 30min 后扒渣并分别浇铸至金属模具中。重力铸造实验中采用金属型模具,模具材料为 45 钢,其形状和尺寸如图 1(a)所示,采用底注式浇注方式进行浇注。实验前先将模具预热到 150℃,每组不同元素含量的合金试样配置原料总质量为 2 kg。浇注过程中保持均匀的浇注速度,使金属液平稳充型。根据铝合金中镁、锌的质量,过量加入纯镁 15wt.%、纯锌 3wt.% 以补偿熔炼过程中的烧损。合金实际成分如表 1 所示。

表 1 合金实际化学成分表

Table 1 chemical compositions of experimental alloys.

Alloy	Al	Zn	Mg	Cu	Zr	Sc
1	Bal.	11.83	6.12	1.92	0.09	0.09
2	Bal.	10.15	5.15	1.70	0.09	0.09
3	Bal.	8.05	4.21	1.31	0.10	0.11
4	Bal.	7.15	3.45	1.12	0.10	0.10
5	Bal.	6.11	3.11	1.05	0.09	0.11
6	Bal.	3.95	1.98	0.63	0.10	0.10

使用热电偶测量并记录金属模具的温度变化,并计算冷却速率。使用 Zeiss EVO 180 扫描电子显微镜对制备的不同样品进行微观组织观察。使用 Image-Pro Plus 统计了 SEM 图片中共晶组织区域的比例分数以及二次枝晶臂间距。硬度测试结果采用维氏硬度表征,仪器选用岛津 HMV-G-FA 系列全自动显微维氏硬度计,压头在 980.7 mN 的力下加载 10 s,最终维氏硬度为去除最大值和最小值的 7 个读数的平均值。拉伸试验样品使用线切割技术在不同样品的同一部位获得,拉伸试样形状及尺寸如图 1(b)所示。实验进行前将拉伸片打磨抛光,使表面光滑平整。使用国家标准金属材料拉伸试验(GB/T228.1-2010)方法,通过 MTS-E45.305 型万能实验机进行拉伸实验,设定的拉伸速率为 1 mm/min,试样的极限抗拉强度由拉伸试验机得到,材料的屈服强度和延伸率则是通过与拉伸试验机配套连接的机械引伸计得到,每组实验选取 3 个样品进行,结果取其平均值。采用同步热分析仪(TGA/DSC1/1600)的差示扫描量热法测定了 Al-8Zn-4Mg-1.3Cu 合金的 DSC 曲线。

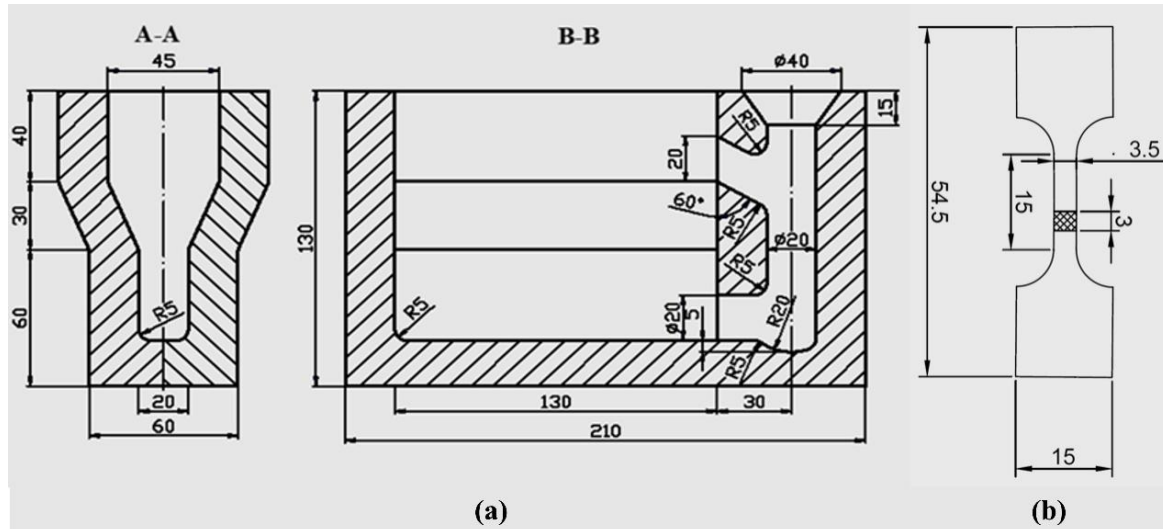
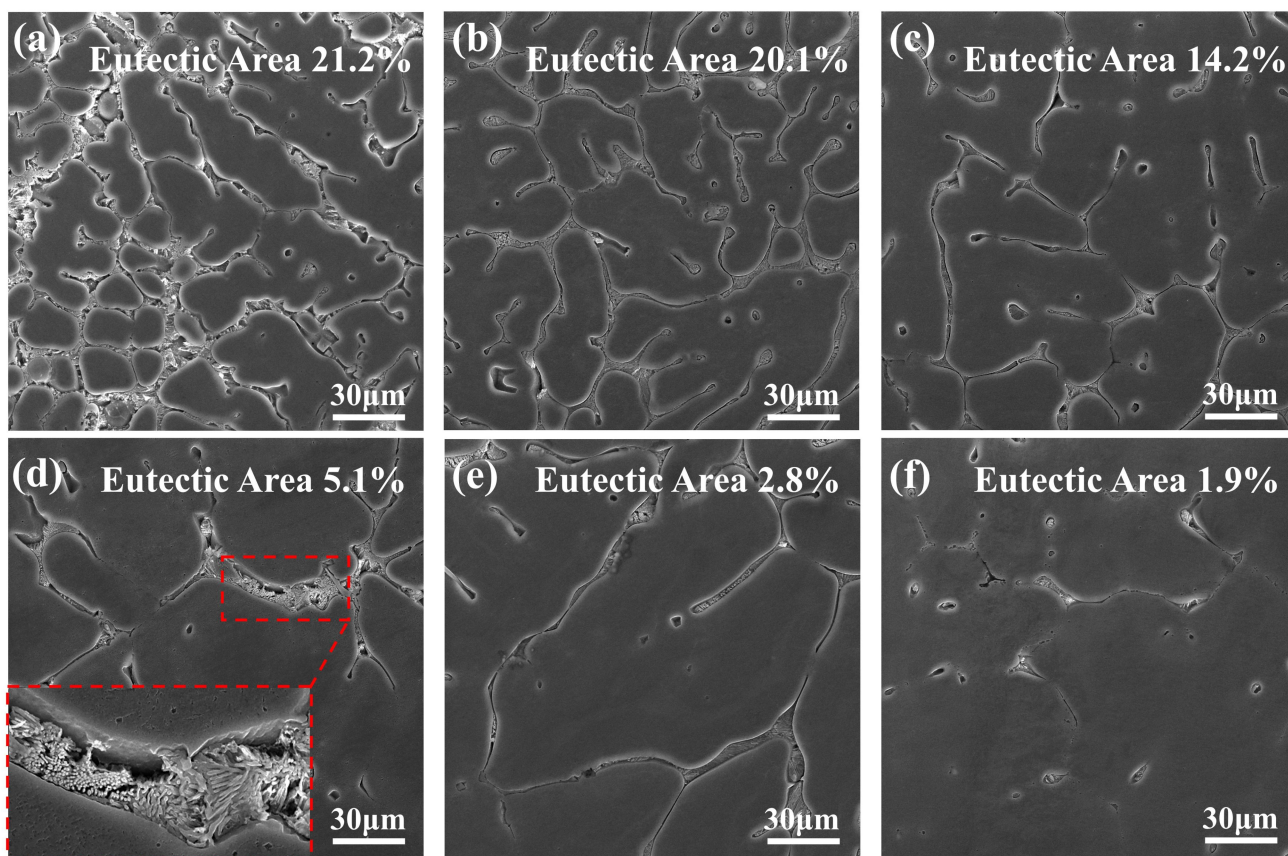


图 1 (a)金属模具形状及尺寸 (b)拉伸试样形状及尺寸

Fig.1 (a) Shape and size of metal mold and (b) Shape and size of tensile specimen.



(a)12wt.%Zn (b) 10wt.%Zn (c) 8wt.%Zn (d) 7wt.%Zn (e) 6wt.%Zn (f) 4wt.%Zn.

图 2 铸态合金的扫描电镜图片

Fig.2. Scanning electron microscope image of as-cast alloy. (a)12wt.%Zn (b) 10wt.%Zn (c) 8wt.%Zn (d) 7wt.%Zn (e) 6wt.%Zn (f) 4wt.%Zn.

3. 结果和讨论

图 2 (a-f) 为合金的 SEM 图。从图 2 (a-f) 可以明显看出黑色的 α -Al 晶粒和白色的共晶组织，

共晶组织围绕在 α -Al 晶粒的晶界处生长。随着在 Al 基体中添加溶质 (Zn、Mg、Cu) 质量分数的减少，白色的共晶组织面积逐渐减少。图 2 (a-f) 可以看出溶质原子较多时，白色的共晶组织较多。统

计了共晶组织在 Al 基体中的面积占比。当添加 Zn 的质量分数为 12wt.% 时, 共晶组织的面积占比为 21.2%。当添加 Zn 的质量分数为 4wt.% 时, 共晶组织的面积占比仅为 1.9%。共晶组织的面积比例与溶质原子 (Zn、Mg、Cu) 的添加含量密切相关。在冷速一定时, 由于 α -Al 的溶解度有限。随着添加溶质 (Zn、Mg、Cu) 含量的增多, 导致凝固时固液界面前沿的溶质浓度增加, 最终导致晶间共晶组织的增加。

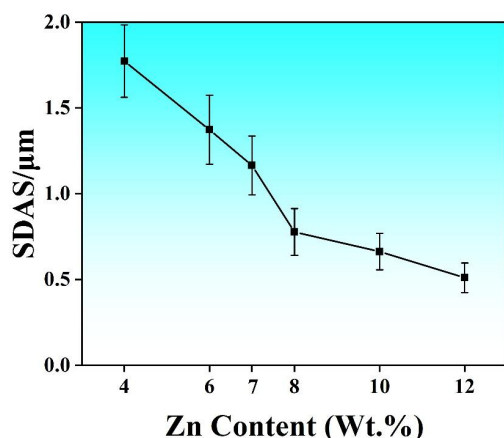


图 3. 合金的二次枝晶臂间距

Fig 3 Secondary dendrite arm spacing of the alloy

当 Zn 含量为 4wt.% 时, 二次枝晶臂间距为 1.77 μm 。随着溶质元素的添加量变多, 合金的二次枝晶臂间距逐渐减小。当 Zn 含量为 12wt.% 时, 二次枝晶臂间距降低至 0.51 μm 。这主要是由于添加的溶质元素较多, 凝固时由于溶质原子在固相中的溶解度有限, 就会从固相中排除溶质原子导致溶质原子在界面处堆积。界面处堆积的溶质原子增大了晶粒生长的阻力, 从而减小了合金的晶粒尺寸。此外, 溶质原子的聚集也为非异质形核提供了形核核心。当添加的溶质较少时, 界面处溶质元素聚集较少的地方枝晶生长的阻力小、生长比较快。导致部分枝晶尺寸较大、形貌丰富。

对 Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu 合金的 DSC 分析结果如图 4 所示。差示扫描量热法 (Differential Scanning Calorimetry), 是一种热分析技术, 用来测量材料在加热或冷却过程中发生的物理和化学变化的热效应。通过测量样品和参比物之间的热量差, 可以确定相变温度、反应热等信息。而固溶处理需将合金加热至第二相完全溶解的温度区间。避免温度过高导致晶粒粗化或过烧, 同时防止温度不足导致未溶相残留, 影响后续时效强化效果。

从图 4 中可以看出合金在升温过程中有两个明显的吸热峰。处于温度较低阶段的为低熔点的共晶组织的吸热峰, 处于温度较高阶段的为高熔点的 α -Al 的吸热峰。根据 DSC 结果, 合金在 478.6 $^{\circ}\text{C}$ 开始有部分固相熔化。因此, 设置固溶的温度为 475 $^{\circ}\text{C}$ 。此时, 距离低熔点的共晶组织的熔点还有一定间隔, 以实现基质中的完全固溶, 而不会发生初期熔化。同时, 温度处于较高温度区间, 可尽可能高的溶解溶质原子 (Zn、Mg、Cu), 从而形成过饱和固溶体。

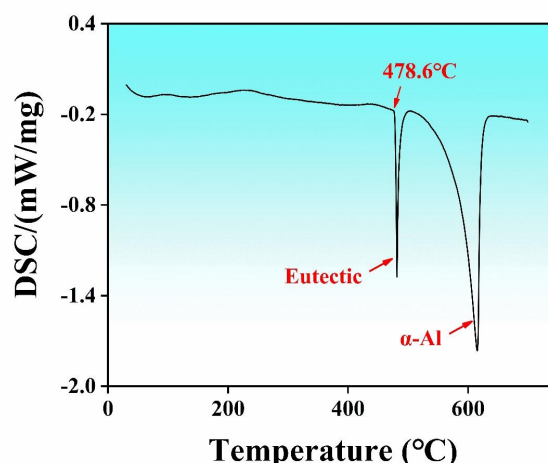


图 4 Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu 合金的差热分析结果

Fig 4. DSC Curve of Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu alloys

对 Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu 合金在 475 $^{\circ}\text{C}$ 固溶不同时间的 SEM 结果如图 5 所示。随着固溶时间的增加, Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu 合金中的共晶组织面积从固溶时间 10H 的 9.1% 减小至固溶时间为 40H 的 0.35%。与铸态组织对比, 固溶后的共晶组织边缘比较圆润, 大块的共晶组织的面积减小。发生固相扩散时, 溶质原子一般从共晶组织的边缘部位开始溶入 α -Al。因此, 最终固溶结束的位置处于共晶组织的中间位置。由于 α -Al 基体的溶解度有限, 短时间内溶质原子 (Zn、Mg、Cu) 的扩散距离有限。因此, 在温度一定时需要更长的时间才能完全将溶质原子 (Zn、Mg、Cu) 固溶进 α -Al 基体中, 形成过饱和固溶体。但是, 当固溶时间从 30H 增加至 40H 时, 共晶组织的减小速率下降。此时合金中的大块第二相消失, 只剩余部分的微米级别的第二相。对比固溶时间为 30H 时, 基体中的共晶组织几乎接近。由于固溶时间越长, 晶粒长期处于高温状态, 由于晶界能的催动导致晶粒尺寸变大而影响合金的强度。综合考虑, 当固溶时间为 30H 时, 可以认为基体中的共晶组织已经完全固溶。

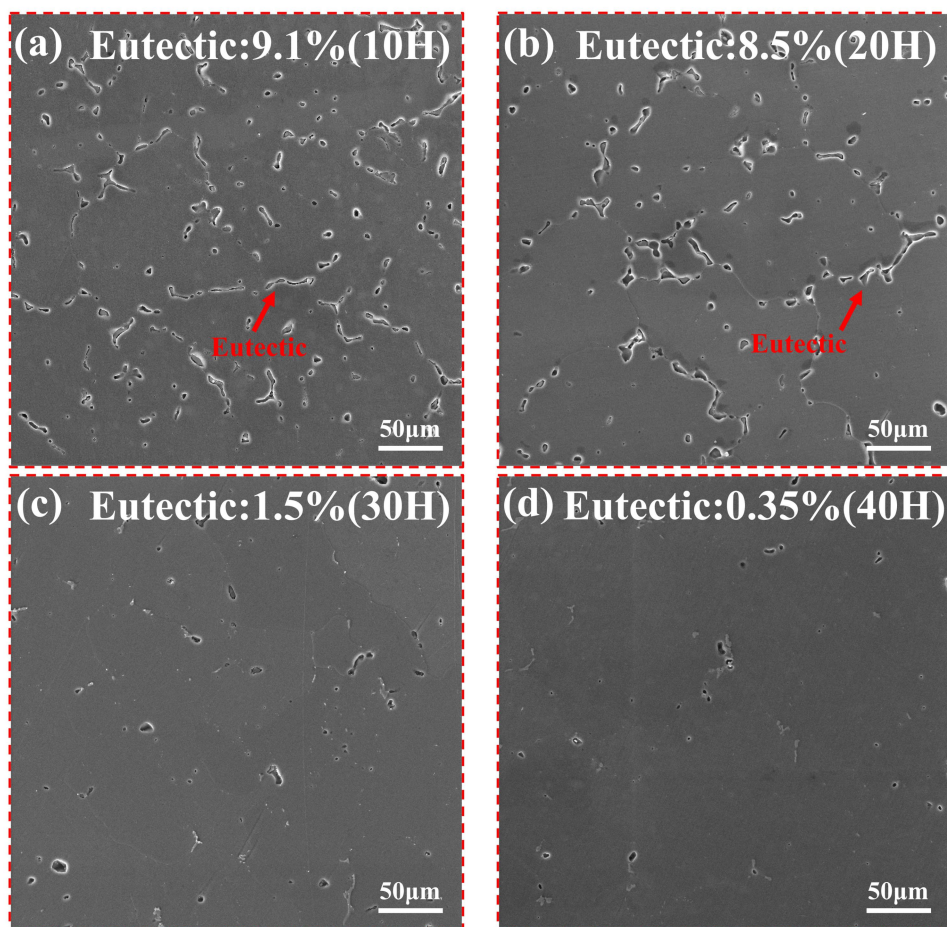


图 5 Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu 合金在 475°C 时的固溶时间。(a)10H (b) 20H (c) 30H (d) 40H

Fig 5. Different solution times of Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu alloy at 475°C. (a)10H (b) 20H (c) 30H (d) 40H

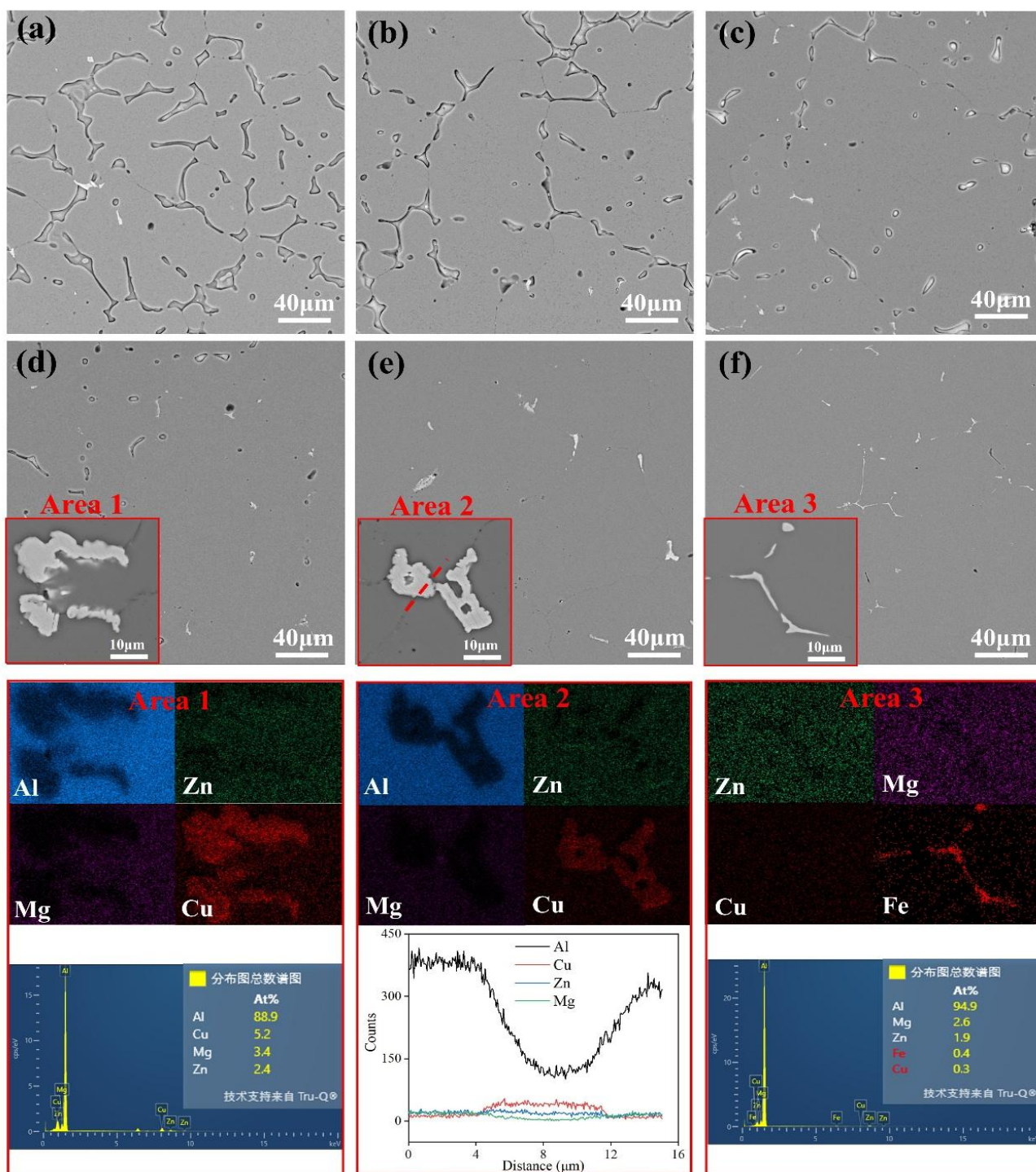
图 6 为添加不同溶质原子 (Zn、Mg、Cu) 的合金在 475°C 固溶 30H 的 SEM 结果。图 6(a) 为添加 12 wt.%Zn 时, 合金固溶后的 SEM 形貌。可以看出还有明显的共晶组织没有固溶进 α -Al 基体内部。图 6(c) 为添加 8 wt.%Zn 时, 合金固溶后的 SEM 形貌。此时共晶组织的面积比例分数下降。随着添加溶质原子 (Zn、Mg、Cu) 的比例下降。合金固溶后的 SEM 结果中共晶组织的比例分数下降。图 6(c-f) 中的共晶组织基本已经全部溶入 α -Al 基体中。但是仍然存在一下微米级别的第二相。通过对图 6(c-d) EDS 面扫结果可以确定这是存在于 Al-Zn-Mg-Cu 系合金中的 S-Al₂CuMg 相。对图 6(f) EDS 面扫结果分析可知, 由于存在部分的 Fe 杂质元素, 导致在合金中产生部分长条状的富 Fe 相。该相在拉伸变形过程中可以阻碍位错的运动, 有助于提升合金的强度。但是, 拉伸变形的过程中容易在该相附近发生位错塞积, 导致应力集中。从而发生应力开裂。S-Al₂CuMg 和富 Fe 相在固溶处理中比

较难分解而彻底溶入 α -Al 基体的内部。

图 7 为添加不同 Zn 含量的合金在 165°C 的时效硬化曲线。由于在人工时效时, 过饱和固溶体中的溶质原子重新析出从而形成纳米级的析出相, 导致合金的整体强度上升。因此, 可以用合金材料的硬度衡量最佳时效的时间。

对添加不同 Zn 含量的合金的时效硬度曲线可以看出, 添加 12wt.%Zn 的合金在 4H 硬度最高。添加 10wt.%、7wt.%、4Zn 的合金在 6H 时的硬度最高。而添加 8wt.%、4wt.%Zn 的合金在 2H 硬度最高。Al-Zn-Mg-Cu 中合金的析出顺序一般为过饱和固溶体 $\rightarrow$ GP 区 (Zn/Mg 富集) $\rightarrow$ η' 相 (亚稳强化相) $\rightarrow$ η 相 (稳定相)。Cu 的存在可能引入额外的中间相 (如 T 相或 S 相), 但主要强化机制仍由 η' 相主导。而在时效过程中, 合金会经历欠时效、峰时效、过时效三个阶段。欠时效阶段一般为溶质原子富集形成的 GP 区。峰时效阶段一般为第二相析出且合金强度达到最高。过时效阶段一般为析出的纳米级

第二相又重新溶解，从而导致合金强度降低。



(a)12wt.%Zn (b) 10wt.%Zn (c) 8wt.%Zn (d) 7wt.%Zn (e) 6wt.%Zn (f) 4wt.%Zn.

图 6 合金在 475°C 固溶 30H 后的扫描图。

Fig 6 Scan of the alloy after 30 hours of solid solution at 475°C.

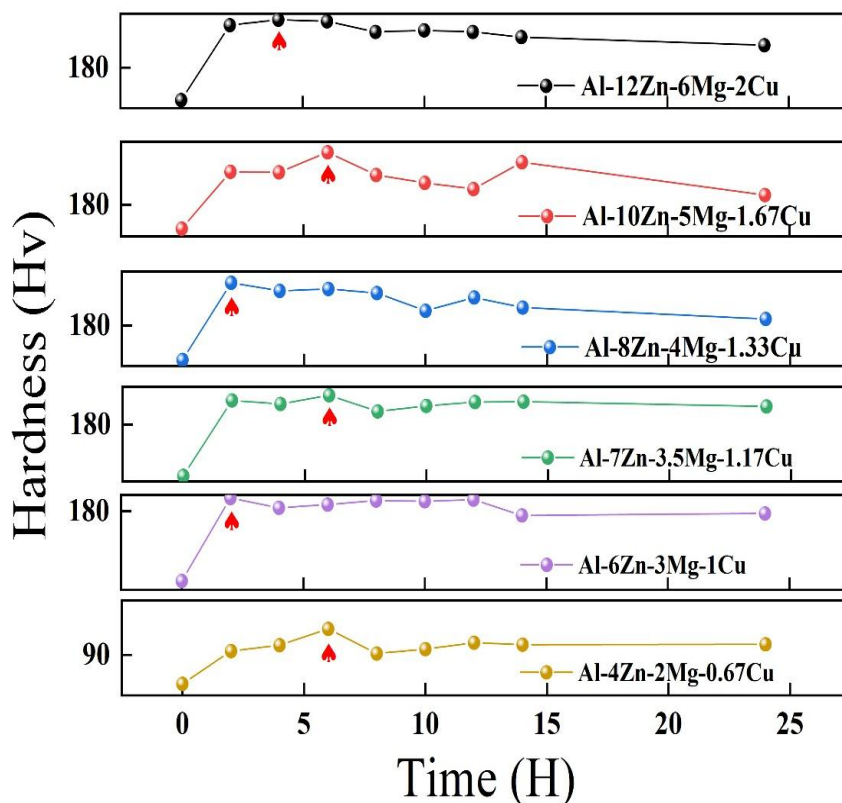


图 7 不同 Zn 含量的合金在 165°C 的时效硬化曲线

Fig 7 Age-hardening curves of alloys with different Zn content at 165°C.

对添加不同 Zn 含量的合金在峰时效时的工程应力应变曲线如图 8 所示。添加 12wt.%、10 wt.%、8 wt.%Zn 的合金的极限抗拉值分别为 190、230、300MPa，延伸率分别为 1.2%、1.8%、2.8%。添加 7wt.% Zn 的合金的极限抗拉值分别为 406 MPa，延伸率为 5%。从合金固溶后的 SEM 图中可以看到由于添加溶质含量的不同，导致溶质原子并不能完全溶入 α -Al 基体中，如图 6(a-d)所示。而残留的共晶组织及第二相在拉伸过程中，由于与基体不能完全共格，不能很好的传递应力从而导致应力塞积，容易造成脆性断裂^[9]。

添加 6wt.% Zn 的合金的极限抗拉值分别为 500 MPa，延伸率为 6.45%。添加 4wt.% Zn 的合金的极限抗拉值分别为 390 MPa，延伸率为 7.6%。由于溶质原子 (Zn、Mg、Cu) 添加较少，在固溶阶段可以完全固溶进 α -Al 基体中，减少了较大的脆性相存在。最终导致时效后合金的强度整体上升，而减少应力塞积开裂。虽然添加 6wt.% Zn 和 4wt.% Zn 的合金在固溶阶段溶质原子都可以完全固溶，但是由于添加 4wt.% Zn 的合金添加的第二相整体比例较少，因此析出的第二相数量较少而导致合金的强度降低。但是，合金的延伸率同时得到了提升。

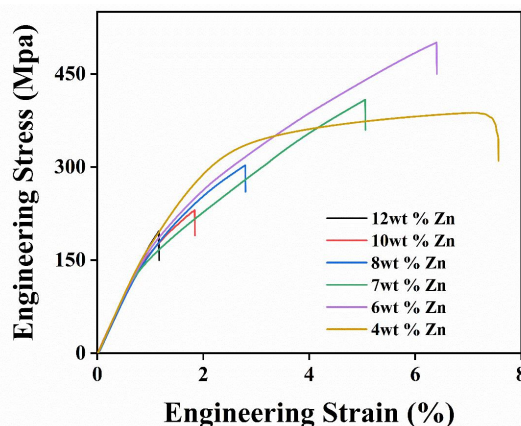


图 8 不同 Zn 含量合金的工程应力应变曲线

Fig 8 Engineering stress-strain curves of alloys with different Zn contents.

图 9 为添加不同等比例溶质 (Zn、Mg、Cu) 热处理态合金的断口形貌图。从宏观断口形貌看，6 种合金的断裂面基本垂直于拉伸应力方向。添加较高含量的溶质 (Zn、Mg、Cu) 时，断口中存在大量的层片状结构，是典型的解理断裂。溶质 (Zn、Mg、Cu) 含量较低时，断裂表面上存在细小的凹凸不平的不规则纤维状断层，是典型的塑性断裂断口。从图 9(a-c)可以看出在断口中存在大量的层片状结构，

并且在层片状结构的内部或边缘存在微裂纹。根据合金的微观组织分析已知晶间共晶组织是层片状结构。沿晶断裂的发生主要是由于晶界处存在杂质元素,使晶界强度低于晶体强度,而晶界共晶相是合金的主要强化相,对晶界具有强化作用。共晶组织被容纳在合金中,在外应力作用下,共晶组织经历塑性变形并产生微裂纹。通过位错的塞积、导致应力塞积、应力开裂和扩展,最终发生断裂。主要原因是由于 α -Al基体的溶解度有限,不能使所有的溶质原子溶入而导致共晶组织的存在。

同时,溶质(Zn、Mg、Cu)含量较低时拉伸断裂后的拉伸试样表面出现了颈缩阶段产生的塑性变形,因此Zn含量较低时合金的断裂属于韧性断裂。通过

分析合金断面的微观形貌可得,不同Zn含量的合金的断裂面主要由尺寸和深度不同的韧窝组成。随着Zn含量从4wt.%增加到7wt.%,断面中的韧窝数量逐渐减少,并且韧窝的深度减小。韧窝是塑性断裂的主要断裂机理,因此可以看出Zn含量升高使合金的韧性逐渐降低。Zn含量为4wt.%至7wt.%的合金断口中的韧窝内壁具有相对平坦的小平面和河流状花样,并且在韧窝边缘的顶部有一些撕裂棱存在,断裂过程包括少量的解理断裂和准解理断裂[9]。同时,随着Zn含量的增加,解理面和河流状花纹逐渐减少,撕裂棱数量增加,这表明合金断裂过程中的解理断裂转变为准解理断裂。

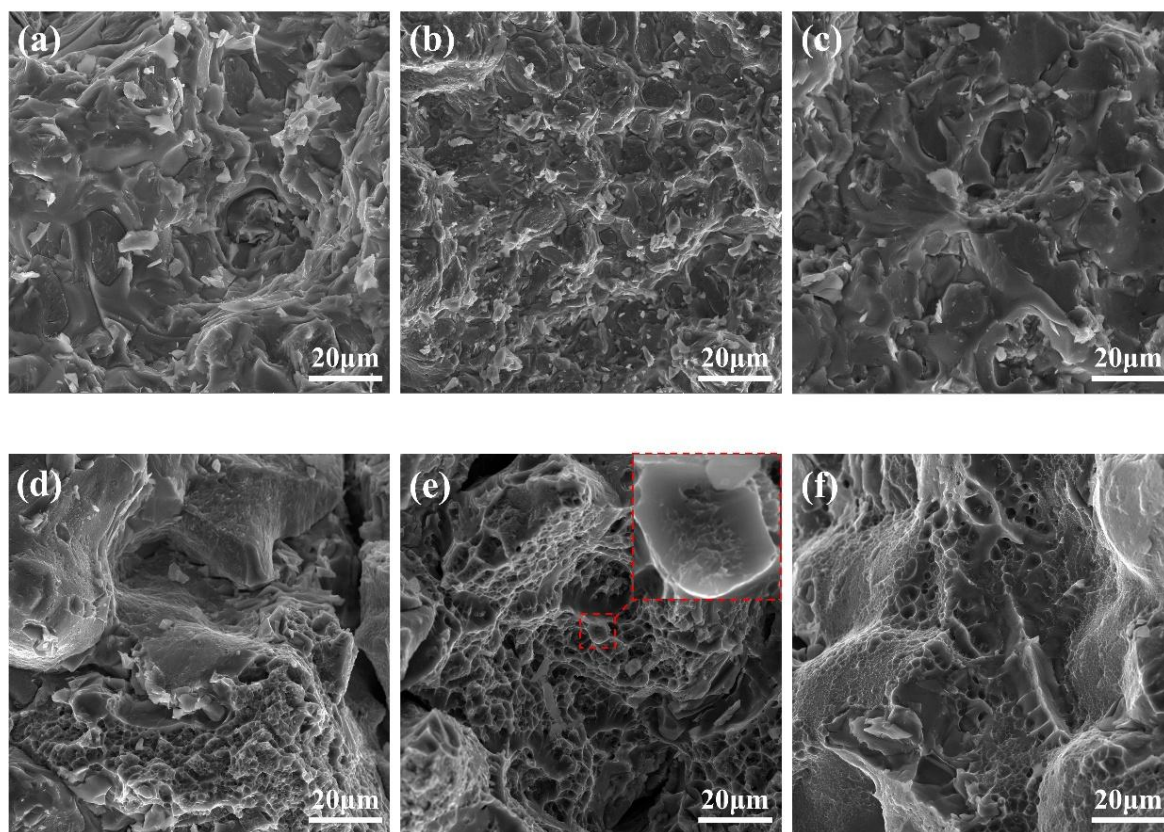


图 9 不同锌含量的拉伸断口形貌

Fig 9 Tensile fracture morphology with different zinc contents.

当Zn含量超过6wt.%时,合金的断裂形貌相对稳定,主要为解理面同时具有少量的韧窝和撕裂棱。因此,由断面形貌分析断裂形式为具有韧性断裂和脆性断裂的复合断裂。韧窝是塑性断裂的主要断裂机理,韧窝的数量和深度的逐渐减小表明合金的塑性逐渐降低。解理断裂主要是脆性断裂,解理断裂的减弱表明合金韧性提高。当Zn含量小于8wt.%时,解理断裂减弱。因此,由溶质(Zn、Mg、Cu)含量的变化引起的断裂形式的复合转变导致合金的

韧性的变化,呈现出增加的变化规律。

4 结论

本文研究了添加不同含量的等比例溶质元素(Zn、Mg、Cu)对力学性能的影响,主要研究如下:

(1) Al-7Zn-3.5Mg-1.18Cu合金在475℃固溶时,剩余共晶组织比例分数从固溶时间10H的9.1%降低至固溶时间40H的0.35%

(2) 合金的极限抗拉强度从添加12wt.%Zn时

的 190 MPa 增加至 6 wt.%Zn 时的 500MPa。较多的溶质原子 (Zn、Mg、Cu) 超过了 α -Al 基体的溶解度, 而导致性能下降。

(3)合金的延伸率从添加 12wt.%Zn 时的 1.15% 增加至 4 wt.%Zn 时的 7.6%。较低的溶质原子 (Zn、Mg、Cu) 添加量降低了析出相对位错的阻碍作用。

参考文献

- [1] Li L, J Tang, Z Liu, et al. Micro-alloying effects of Ni on the microstructure and mechanical properties of an Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023; 947: 169667. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.169667>.
- [2] Li P, Y Sui, W Shen, et al. High content of solute elements (Zn, Mg, Cu) increases the hot tearing susceptibility resistance of Al-Zn-Mg-Cu alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025; 1022: 179852. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.179852>.
- [3] Yang M, S Wang, M Zhang, et al. Aging hardening and precipitation behavior of high Zn/Mg ratio Al-Zn-Mg alloys with and without Cu. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025; 1022: 180017. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.180017>.
- [4] Jo Y H, H Jung, S Jeon, et al. The effect of Zn content on tensile properties and fracture toughness of Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.04.096>.
- [5] Yang M, F Lu, S Zhou, et al. Effect of Cu on precipitation hardening and clustering behavior of Al-Zn-Mg alloys in the early stage of aging. *Materials Characterization*, 2025; 219: 114632. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114632>.
- [6] Guo J L, J F Wu, X Y Chen, et al. Microstructure evolution and constitutive model for Al-Zn-Mg-Cu alloy in hot compression with instantaneously switching strain rates. *Materials Today Communications*, 2025; 44: 111844. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.111844>.
- [7] Li H, C Zhu, X Gu, et al. Understanding the strength increment of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloys by enhanced solution-treatment (EST). *Materials Science and Engineering: A*, 2024; 903: 146677. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146677>.
- [8] Han Q, S Zhao, Y T Tang, et al. FCC/B2 phase boundary variant-sensitive fatigue cracking in a eutectic high entropy alloy at high temperature. *International Journal of Plasticity*, 2025; 185: 104223. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2024.104223>.
- [9] Tan P, J Qin, X Quan, et al. Co-strengthening of the multi-phase precipitation in high-strength and toughness cast Al-Cu-Zn-Mg alloy via changing Zn/Mg ratios. *Materials Science and Engineering: A*, 2023; 873: 145024. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145024>.
- [10] Tang S, X Wu, L Cao, et al. Anomalous precipitation behavior in T-phase strengthened Al-Mg-Zn(-Cu) alloys: Effects of aging temperatures and Cu contents. *Materials Science and Engineering: A*, 2025; 933: 148287. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148287>.
- [11] Huang R, H Yang, S Zheng, et al. The evolution mechanism of the second phase during homogenization of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy. *Materials & Design*, 2023; 235: 112395. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.112395>.
- [12] Villanueva E, I Vicario, I Crespo, et al. Development of a new ductile heat-treated multi-component aluminium by HPDC with high-performance properties for temperature applications. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025; 1020: 179146. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.179146>.
- [13] Akuata C K, L T Belkacemi, and D Zander Revisiting Ag addition in 7xxx aluminum alloys: Insights into its impact on the microstructure and properties of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy with a Zn/Mg ratio of 4. *Materials Characterization*, 2024; 215: 114186. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114186>.
- [14] Lu Y, S Wen, K Gao, et al. The phase transformation and enhancing mechanical properties in high Zn/Mg ratio Al-Zn-Mg-Cu(-Si) alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024; 31: 1693-1702. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.153>.
- [15] Yin H, K Wen, Z Li, et al. Investigation on precipitate behavior and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys with various Zn/Mg ratios. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024; 33: 5769-5783. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.10.237>.
- [16] Zhao Y, T Tian, H Jia, et al. Effects of Mg/Zn ratio and pre-aging on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Zn-Cu alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023; 27: 1874-1885. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.09.319>.