

# Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu 合金的强化模型建立及计算

doi:10.20269/j.cnki.1674-7100.2026.1007

吴 琴 吕华钦 范才河  
刘宇轩 陈国翔

湖南工业大学  
材料科学与工程学院  
湖南 株洲 412007

**摘要:**采用扫描电镜、电子背散射衍射和透射电镜表征方法,研究了双级固溶-时效处理对挤压态 Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu 合金组织和性能的影响。结果表明双级固溶处理后,合金中的残余第二相显著减少;时效处理后合金的极限抗拉强度、屈服强度和延伸率分别达到(630.3±12.3) MPa、(535.9±10.9) MPa 和 12.6%。基于 Al-Zn-Mg-Cu 合金主要强化机制建立了相应的理论强化模型,计算了合金抗拉强度和屈服强度与各强化机制(固溶强化、晶界强化、析出强化、加工硬化)之间的关系。通过计算结果发现时效态合金中析出强化占主导,且计算所得抗拉强度的相对误差仅为 0.22%,屈服强度的相对误差为 1.39%,计算结果与实验所测数据吻合度高,为后续制备高强度 Al-Zn-Mg-Cu 合金及深入研究该合金的强化机制提供了理论依据。

**关键词:**Al-Zn-Mg-Cu 合金; 双级固溶处理; 力学性能; 强化模型

**中图分类号:** TB31      **文献标志码:** A

**文章编号:** 1674-7100(2026)01-0057-08

**引文格式:** 吴 琴, 吕华钦, 范才河, 等. Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu 合金的强化模型建立及计算 [J]. 包装学报, 2026, 18(1): 57-64.

## 1 研究背景

Al-Zn-Mg-Cu 合金凭借其优越的性能,逐渐成为包装行业的优质材料之一。其高强度和轻量化特性在高端运输包装中具有显著优势。例如,在精密仪器和重型机械部件的防护包装中,Al-Zn-Mg-Cu 合金以其出色的抗冲击性和抗压性能,有效保障了内部产品的安全性和完整性。此外,在循环使用的包装容器中,该合金优异的耐腐蚀性和耐用性显著延长了包装材料的使用寿命,不仅降低了长期使用成本,还促进了资源的可持续利用<sup>[1-3]</sup>。然而,随着科学技术的不断进步和新型包装应用需求的提升,包装材料对 Al-Zn-Mg-Cu 合金的力学性能(如抗拉强度和屈服强

度)提出了更高的要求。这促使研究者们不断致力于通过优化合金成分设计、改进热处理工艺以及采用大塑性变形技术,进一步提升 Al-Zn-Mg-Cu 合金的整体性能,以满足行业日益复杂的技术需求。

Al-Zn-Mg-Cu 合金的强化机制主要为固溶强化、晶界强化、析出强化和加工硬化。固溶强化是改善超高强度 7 系铝合金组织和性能不可缺少的强化技术,固溶后溶质原子产生的晶格应变场与位错周围的弹性应力场之间的相互作用会有效阻碍位错的运动<sup>[4-5]</sup>。为了获得更大的溶质体积分数,Chen K. H. 等<sup>[6-7]</sup>提出了强化固溶处理(EST)的概念,其特点是将合金从低于非平衡共晶熔点的温度缓慢加热到另一个超过熔点的温度。在缓慢加热过程中,非平

收稿日期: 2025-09-24

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(5227010927); 湖南省科技创新领军人才基金资助项目(2021RC4036)

作者简介: 吴 琴, 女, 讲师, 博士, 主要从事轻量化材料制备及应用研究, E-mail: 420362747@qq.com

通信作者: 范才河, 男, 教授, 博士, 主要从事喷射成形快速凝固技术研究, E-mail: Fancaih@hut.edu.cn

衡态合金中的 $\eta$ 、T和S相逐渐溶解，Al-Zn-Mg-Cu合金中的可溶性成分被充分去除，即使在较高温度下进行固溶处理时合金也不会发生过烧。同时，随着Zn、Mg和Cu溶质浓度的增加，合金的强度逐渐增强。析出强化主要是靠时效处理或动态析出将固溶处理所获得的过饱和固溶体重新析出<sup>[8-9]</sup>。Al-Zn-Mg-Cu合金一般析出顺序为：过饱和固溶体（SSSS）→Guinier Preston（GP）区→亚稳态 $\eta'$ 析出→稳定 $\eta$ 析出<sup>[10-12]</sup>。位错与析出相的相互作用主要通过位错剪切穿过析出相和位错绕过析出相（Orowan强化）两种机制来实现。峰时效处理后，过饱和固溶体中大量析出相形成并弥散分布于基体中，有效阻碍了位错运动，从而提升合金的力学性能<sup>[13]</sup>。形变是调控晶界强化和加工硬化的重要手段，此外，形变还对合金的析出强化起到积极作用。形变过程中产生的各类缺陷，尤其是位错和晶界缺陷，在随后的热处理过程中可为析出相的形核和生长提供有利位点，从而增强材料的析出强化效应。这一机制在合金性能优化中起着关键作用，尤其是在提高强度和塑性方面<sup>[14-16]</sup>。形变过程中晶粒会细化，位错密度也会增加，晶界和高密度的位错会限制位错的运动，从而需要更大的外力来促使材料发生形变，导致材料强度的提升。许多早期的研究都是在热处理前进行单一温度下的变形，以改善可热处理合金的力学性能<sup>[17]</sup>。

基于此，本文采用喷射成形工艺制备了Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu合金，并通过热挤压进一步处理。随后，研究了双级固溶和时效处理对合金组织和力学性能的影响。为了更好地理解合金强化机制，本文基于固溶强化、晶界强化、析出强化和加工硬化，建立了理论计算模型，并对比了实验测试结果与理论计算值之间的差异。通过这一研究，旨在探索Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu合金在满足包装行业多样化需求方面的潜力，特别是为合金在更多包装场景中的应用提供理论依据和技术支持。

## 2 实验方法

### 2.1 材料制备

通过喷射成形的方法制备了Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu合金。在去除外层沉积表面后，在460℃下进行热挤压，挤压比为27:1，将锭坯挤压成10 mm × 90 mm的板材（extruded state, ES）。随后进行双级固溶处理（ST），淬火转移时间小于2 s，最后在120

℃下时效处理（AT）25 h。以水淬后的组织和时效处理后的组织及力学性能作为评估指标，具体工艺流程和对应的参数如图1所示。

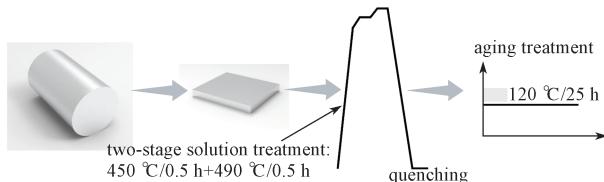


图1 工艺流程图及相关热处理工艺参数

Fig. 1 Process flow chart and related heat treatment process parameters

喷射成形设备，自主研发；金属型材挤压机，YJQ-850T，无锡市逸鹏机械有限公司；箱式电阻炉，KSL-1000X-M，合肥科晶材料技术有限公司；集热式磁力搅拌器，DF-101S，上海秋佐科学仪器有限公司。

### 2.2 表征测试

本研究所用表征测试设备包括：金相正置式显微镜，SOPTOP-MX4R，宁波舜宇仪器有限公司；透射电子显微镜（TEM），FEI Tecnai F20，Field Electron and Ion有限公司；电子背散射衍射系统（electron backscatter diffraction, EBSD）、场发射扫描电子显微镜（SEM），SEM5000，国仪量子技术（合肥）股份有限公司；电子万能试验机，Instron 3369，英士特公司。

金相试样经机械抛磨后用于显微组织观察。TEM样品通过多阶段离子研磨法制备：第一阶段采用8°入射角在5 kV的加速电压下研磨60 min；第二阶段采用7°入射角在4 kV下研磨10 min；第三阶段采用6°入射角在2.5 kV下研磨30 min。在进行SEM观察前，样品表面经标准流程制备以确保导电性与表面质量，EBSD测试区域经过精细机械抛光与低电压离子束清洗。拉伸试样按照GB/T 22—2010标准制备，表面用砂纸（800#）进行打磨，在室温下以2 mm/min的拉伸速率进行测试。

## 3 实验结果与分析

### 3.1 微观结构表征

图2为挤压态及固溶态合金在纵截面上的微观组织。从图2a可见，挤压态合金中有许多不连续的块状第二相粒子弥散分布在基体当中，根据面扫结果可以看到这些第二相粒子均为Mg、Zn和Cu元素富集的颗粒。基于SEM图像对第二相粒子的体积分数进

行了定量统计, 结果显示挤压态的第二相粒子体积分数为  $(12.1 \pm 1.7)\%$ 。从图 2b 可知, 合金经过双级固溶处理后, 第二相粒子的体积分数明显小于挤压态合金的, 大部分第二相粒子在固溶处理后已回溶到基

体中。第二相粒子的体积分数仅为  $(0.47 \pm 0.22)\%$ , 且固溶后的样品中第二相粒子尺寸明显减小, 仅观察到少量 Mg、Zn 和 Cu 元素富集的颗粒, 析出相成分与挤压态合金类似。

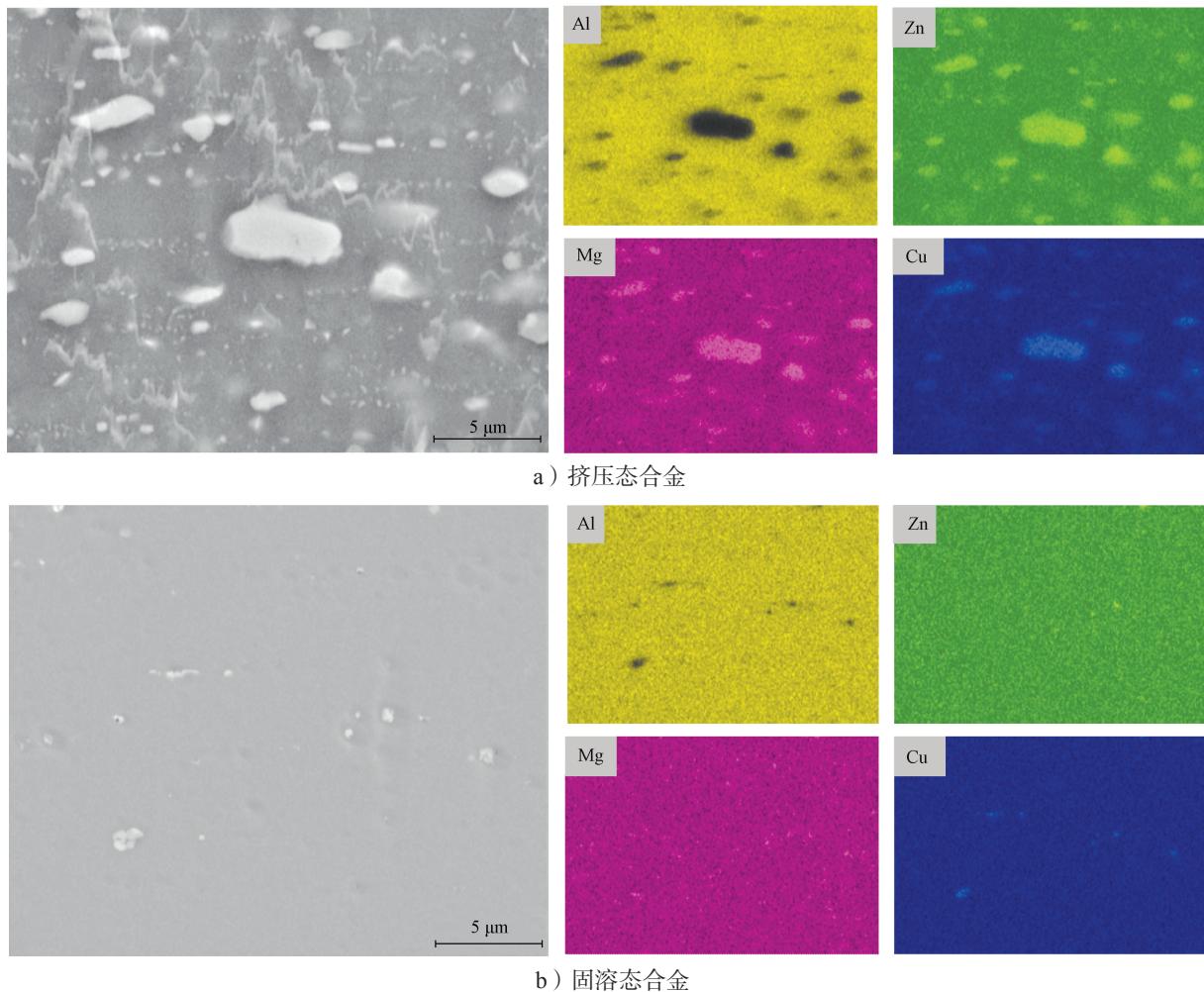


图 2 挤压态及固溶态合金的 SEM 图像

Fig. 2 SEM images of extruded state and solid solution state alloys

图 3 为合金固溶后的电子背散射衍射图像。

由图 3a 可知, 晶粒沿挤压方向发生了伸长, 呈现出双峰组织结构, 晶界呈锯齿状。晶粒尺寸主要集中在  $0\sim10\text{ }\mu\text{m}$ , 最大晶粒尺寸达上百微米, 最小的晶粒尺寸在  $(0.9 \pm 0.21)\text{ }\mu\text{m}$ , 平均晶粒尺寸为  $(7.52 \pm 0.31)\text{ }\mu\text{m}$  (见图 3b)。

由图 3c 和图 3d 可知, 固溶后的大部分晶粒都发生了再结晶 (蓝色区域), 再结晶比例达 71.6%。通过核平均错配角 (KAM, 图中绿色细线) 可以得知合金中位错的分布情况。

由图 3e 可知, 合金中的位错大部分分布在亚晶结

构中, 固溶后的局部平均取向差为  $0.36^\circ$  (见图 3f)。

图 4 为双级固溶并经过时效处理后的样品沿  $[110]_{\text{Al}}$  方向的 TEM 及相应的析出相尺寸统计结果。

从图 4a 试样析出相特征的明场像可以观察到, 大量且细小的细棒状和椭圆状析出相均匀分布在晶粒内。通过图 4a 右上角的选区电子衍射可以看出, 在  $\{022\}_{\text{Al}}$  晶面的  $1/3$  和  $2/3$  处发现了明亮的条纹和衍射斑, 可识别为 GP II 区和  $\eta'$  相。

从图 4b 样品的析出相尺寸分布直方图可以看出, 时效处理后, 样品的析出相半径集中在  $2\sim4\text{ nm}$ , 析出相的平均半径为  $(3.32 \pm 0.37)\text{ nm}$ 。

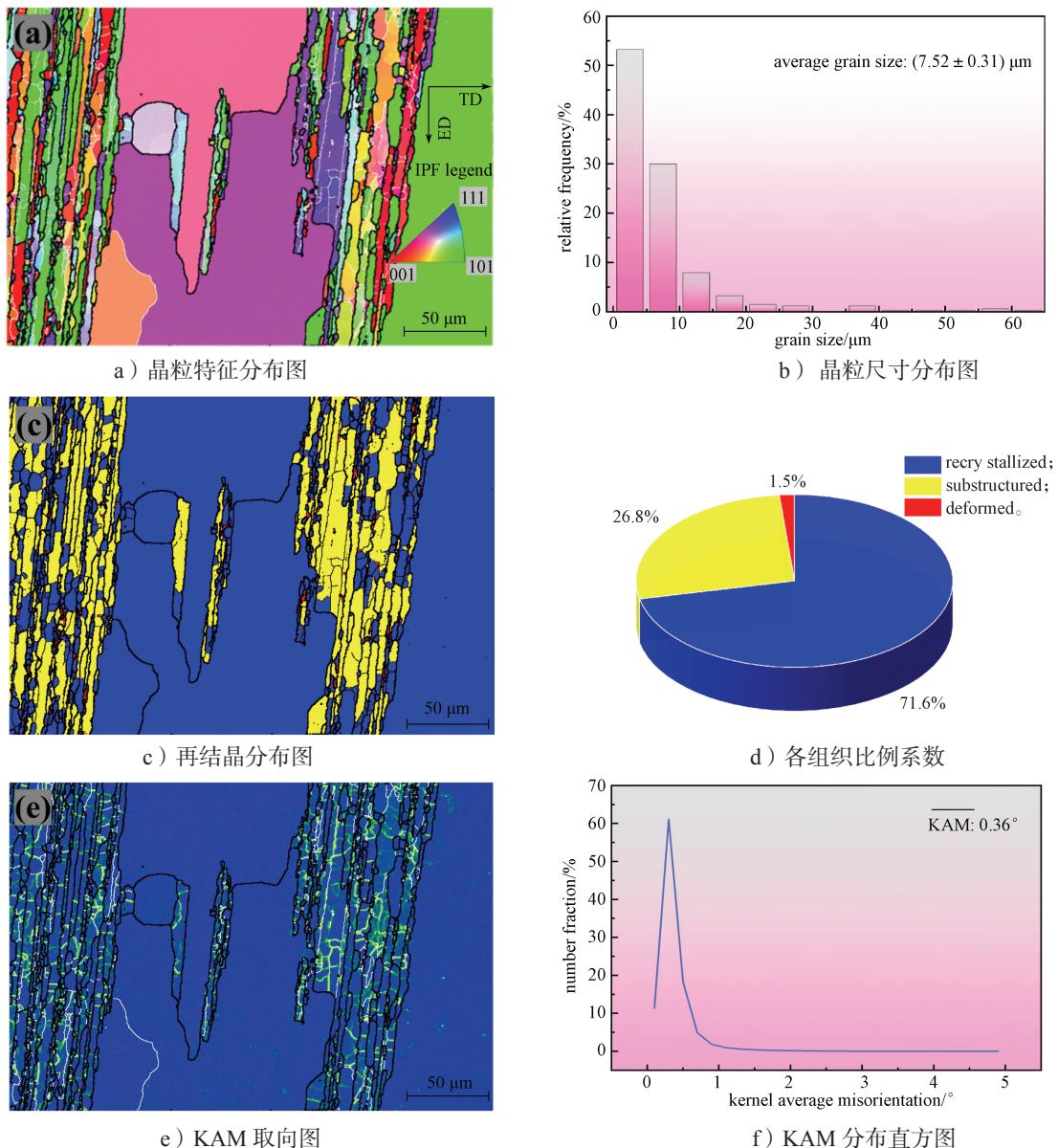
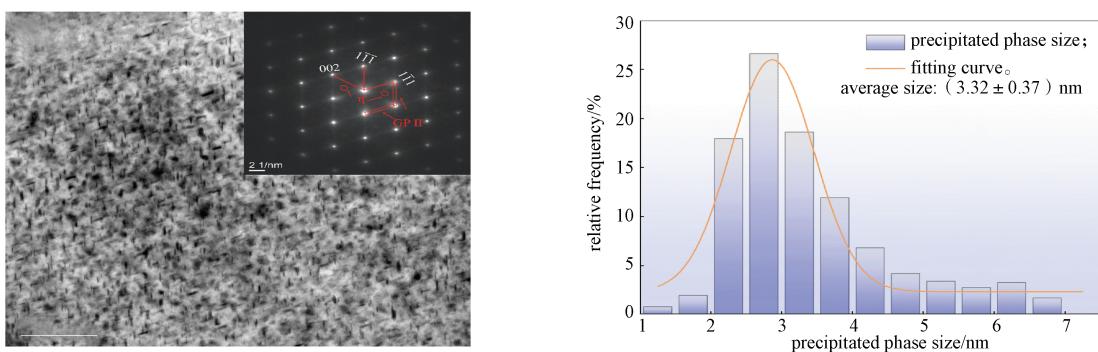


图3 双级固溶后合金的EBSD图像

Fig. 3 EBSD images of alloy after two-stage solution treatment



a) 双级固溶工艺 - 时效处理后 TEM 测试结果

图4 TEM结果统计分析  
Fig. 4 The statistical analysis of TEM results

### 3.2 力学性能

图 5 显示了合金经双级固溶 - 时效处理后的应力 - 应变曲线及相关性能对比。挤压态合金 (ES) 的极限抗拉强度 (UTS)、屈服强度 (YS)、延伸率以及硬度分别为  $(314.2 \pm 10.8)$  MPa、 $(230.5 \pm 11.2)$  MPa、16.5% 和 99.8 HV。与挤压态样品相比, 经过固溶 - 时效处理后样品的综合力学性能明显提升, UTS、YS 和延伸率分别为  $(630.3 \pm 12.1)$  MPa、 $(535.9 \pm 11.9)$  MPa 和 12.6%。

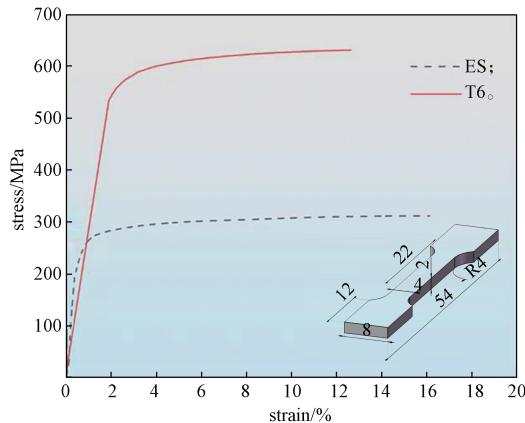


图 5 经过双级固溶 - 时效处理后合金的应力 - 应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curves after different two-stage solution treatment-aging

## 4 理论计算与分析

基于 Al-Zn-Mg-Cu 合金主要强化机制建立了理论强化计算模型, 模型所需计算参数汇总于表 1 中。其中抗拉强度主要由固溶强化、晶界强化、析出强化和加工硬化等因素决定<sup>[18]</sup>。而屈服强度可以通过考虑本征强度、固溶强化和析出强化来计算<sup>[19]</sup>。抗拉强度和屈服强度可通过式 (1) 和式 (2) 进行计算。

$$\sigma_u = \Delta\sigma_{gb} + \Delta\sigma_w + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{ppt}, \quad (1)$$

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{ppt}, \quad (2)$$

式中:  $\sigma_u$  为抗拉强度;  $\Delta\sigma_{ss}$  为固溶强化;  $\Delta\sigma_{gb}$  为晶界强化;  $\Delta\sigma_{ppt}$  为析出强化;  $\Delta\sigma_w$  为加工硬化;  $\sigma_y$  为屈服强度;  $\sigma_0$  为本征强度。

固溶强化的效果取决于溶质原子类型和浓度, 可以通过 Fleischer 公式 (式 (3)) 进行计算<sup>[20]</sup>。

$$\sigma_{ss} = MGb\varepsilon_{ss}^{3/2} \sqrt{c}, \quad (3)$$

式中:  $\varepsilon_{ss}$  为晶格畸变;  $c$  为溶质原子的质量分数。

材料中 Zn、Mg 和 Cu 的强度贡献分别为每质量分数 2.9, 18.6, 13.8 MPa<sup>[20-21]</sup>, 假设所有溶质原子均

固溶于基体, 则  $\Delta\sigma_{ss}$  的论值为 92.7 MPa。

表 1 合金理论强化计算中各参数符号的物理含义及对应值

Table 1 The physical meanings and corresponding values of each parameter symbol in the theoretical strengthening calculation theory of alloys

参数	取值	说 明
$\sigma_0/\text{MPa}$	10	纯铝的本征强度 <sup>[16]</sup>
$k_y$	0.12	霍尔 - 佩奇公式
$M$	3.06	FCC 金属的平均定向系数
$v$	0.33	Al 的泊松比
$G/\text{GPa}$	26.9	Al 的剪切模量
$\alpha$	362.7	引用来源 <sup>[16]</sup>
$b/\text{nm}$	0.2866	布尔兹矢量
$B$	0.2	FCC 材料值
$k$	0.75	位错计算的常用常数
平均半径 $r_1$ ( $< 2.1 \text{ nm}$ )	1.80	
平均半径 $r_2$ ( $\geq 2.1 \text{ nm}$ )	3.19	
体积分数 $f_1/\%$ ( $< 2.1 \text{ nm}$ )	0.65	数据来源于 TEM 测试结果
体积分数 $f_2/\%$ ( $\geq 2.1 \text{ nm}$ )	7.56	

晶粒细化通过增加晶界数量来阻碍位错运动, 提高合金强度, 晶粒越小, 变形过程中应力分布越均匀, 应力集中程度越低。晶界强化可通过 Hall-Petch 关系式 (式 (4)) 进行计算<sup>[22-23]</sup>, 通过计算得出晶界强化增量为 43.7 MPa。

$$\Delta\sigma_{gb} = k_y d^{-1/2}, \quad (4)$$

式中,  $d$  为平均晶粒尺寸,  $\mu\text{m}$ 。

析出强化通过析出相阻碍位错运动, 提高强度; 小尺寸 GP 区和  $\eta'$  相主要通过剪切机制来提高强度 (式 5); 而较大的  $\eta$  或  $\eta'$  相则通过 Orowan 强化机制提升强度 (式 6)<sup>[24-26]</sup>。其中,  $\lambda$  是析出相之间的平均自由程式, 其值由式 (7) 计算而得。析出强化的总体值可通过式 (8) 进行计算, 其值为 450.8 MPa。

$$\tau_{cut} = \alpha f_1^{1/2} r_1^{1/2}, \quad (5)$$

$$\sigma_{pass} = \frac{0.4}{\pi} \frac{MGb}{\sqrt{1-v}} \frac{\ln\left(\frac{4r_2}{b}\right)}{\lambda}, \quad (6)$$

$$\lambda = 4r_2 \left( \sqrt{\frac{\pi}{4f_2}} - 1 \right), \quad (7)$$

$$\Delta\sigma_{\text{ppt}} = \alpha f_1^{1/2} r_1^{1/2} + \frac{0.1}{\pi} \frac{MGb}{\sqrt{1-\nu}} \frac{\ln\left(\frac{4r_2}{b}\right)}{r_2 \left( \sqrt{\frac{\pi}{4f_2}} - 1 \right)}. \quad (8)$$

加工硬化发生在变形的屈服阶段之后，直接影响合金的极限抗拉强度和延伸率。根据不同条件，加工硬化的程度可以用不同的公式计算。其中式（9）主要用于加工过程中位错结构的演变对材料硬化的影响<sup>[18]</sup>，而式（10）用于评估位错密度对材料强度的直接贡献<sup>[22]</sup>。通过式（9）计算出合金强度因加工硬化而提升的数值为 44.7 MPa，通过式（10）进行计算的结果为 46.8 MPa。

$$\Delta\sigma_{\text{w1}} = \frac{BGb}{\lambda}, \quad (9)$$

$$\Delta\sigma_{\text{w2}} = M\alpha Gb\rho^{1/2}, \quad (10)$$

$$\rho = \frac{\theta \cdot k}{b}, \quad (11)$$

式中： $\rho$  为位错密度， $\text{m}^{-2}$ ； $\theta$  为 KAM 值， $\theta=0.36^\circ$ 。

计算结果表明，YS 的计算值为 553.5 MPa，与实验测得值的相对误差为 1.39%；其中固溶强化，析出强化和晶界强化的计算数值一致，主要差异来自加工硬化，而根据式（9）计算的结果， $\sigma_u$  为 631.9 MPa，相对误差为 0.22%；而使用式（10）计算的 $\sigma_u$  为 634.0 MPa，相对误差为 0.56%。其中，使用式（9）计算的结果更接近实验测试值。总体而言，模型计算结果与实验测试值的吻合度较高。

在大挤压比的高温热挤压过程中，大颗粒的析出相发生破碎，细小的破碎颗粒进一步溶解进入基体，形成饱和固溶体，同时还会伴随细小析出相的动态析出过程。在挤压后的缓慢冷却过程中，部分溶解的第二相可能重新析出，故在图 2a 中可观察到密集弥散分布的第二相颗粒。在 450 °C / 0.5 h 和 490 °C / 0.5 h 的双级固溶处理后，晶粒呈现粗晶粒与细晶粒混合的双峰组织现象（见图 3）。双峰组织的形成有可能是在剧烈热挤压变形过程中，因动态再结晶而形成了以细晶为主的基体组织<sup>[27-28]</sup>。而后在一级固溶阶段（450 °C），热挤压后的高位错密度区域及大量亚晶通过静态再结晶形成了新的细晶组织<sup>[29-30]</sup>。在二级固溶高温（490 °C）处理过程中，前期产生的细小再结晶晶粒以及未完全再结晶的原始晶粒在此过程中发生不均匀的晶粒生长从而形成了异常粗大的晶粒，而原本挤压态中残余的细小第二相粒子钉扎了部分晶粒的晶界<sup>[31-32]</sup>，阻碍了其生长，这导致组织中残留了部分细晶。水淬后形成

过饱和固溶体，引发晶格畸变和应力场，阻碍了位错滑移，从而提升了合金性能，为后续的时效处理创造有利条件<sup>[33-36]</sup>。

## 5 结论

本文系统研究了双级固溶–时效处理对挤压态 Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu 合金显微组织与力学性能的影响，并基于 Al-Zn-Mg-Cu 合金的主要强化机制构建了相应的理论强化模型，对各强化机制所贡献的强度进行了定量计算。主要得出以下研究结论：

1) 双级固溶处理后，合金的第二相体积分数从 12.1% 显著减少至 0.47%，残余第二相的尺寸显著缩小。晶粒沿挤压方向被拉长，呈现出双峰组织结构，晶界呈锯齿状，平均晶粒尺寸为  $(7.52 \pm 0.31) \mu\text{m}$ ，局部平均取向差为  $0.36^\circ$ 。

2) 时效态 Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu 合金的主要强化机制包括固溶强化、析出强化、晶界强化和加工硬化，其中析出强化是其主导机制。时效处理后的合金展现出优异的力学性能，其极限抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为  $(630.3 \pm 12.1) \text{ MPa}$ 、 $(535.9 \pm 11.9) \text{ MPa}$  和 12.6%。基于这些优异的力学性能，时效态 Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu 合金能够满足对强度、耐用性和轻量化要求较高的包装领域，尤其适合高端运输（集装箱）、航空航天、医疗器械以及高档消费品等应用场景。

3) 通过强化模型计算合金抗拉强度和屈服强度与各强化机制之间的关系，计算所得结果与实验测得结果吻合度高，其中抗拉强度的相对误差仅为 0.22%，屈服强度的相对误差为 1.39%。

## 参考文献:

- [1] FAN C H, LI Y H, WU Q, et al. Effect of Cold Rolling Deformation on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Spray Formed Al-Zn-Mg-Cu-Alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2024, 34(8): 2442-2454.
- [2] 吴 琴, 吕华钦, 范才河, 等. 高 Zn 含量 Al-Zn-Mg-Cu 系合金的热处理技术研究综述 [J]. 包装学报, 2024, 16(5): 72-82.
- [3] YU J J, LI X M, YU X Q. Thermodynamic Analyse on Equilibrium Precipitation Phases and Composition Design of Al-Zn-Mg-Cu Alloys[J]. Journal of Shanghai Jiaotong University (Science), 2012, 17(3): 286-290.
- [4] WANG Z P, GENG J W, XIA P K, et al. Phase

- Transformation from  $\eta$  Phase to S Phase at Grain Boundary during Annealing in Rapidly-Solidified Al-Zn-Mg-Cu Alloy[J]. Materials Characterization, 2023, 195: 112531.
- [5] LI H, ZHU C, GU X T, et al. Understanding the Strength Increment of Al-Zn-Mg-Cu Aluminum Alloys by Enhanced Solution-Treatment (EST)[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 903: 146677.
- [6] CHEN K H, LIU H W, LIU Y Z. Effect of Promotively-Solutionizing Heat Treatment on the Mechanical Properties and Fracture Behavior of Al-Zn-Mg-Cu Alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2001, 37(1): 29–33.
- [7] CHEN K H, LIU H W, ZHANG Z, et al. The Improvement of Constituent Dissolution and Mechanical Properties of 7055 Aluminum Alloy by Stepped Heat Treatments[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 142(1): 190–196.
- [8] ZHOU Q S, XU X J, YIN S Y, et al. A Novel Strategy to Enhance the Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Ultra-High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloy: Pre-Recovery Multi-Stage Solution Treatment (P-MST) [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 912: 146964.
- [9] HAN N M, ZHANG X M, LIU S D, et al. Effect of Solution Treatment on the Strength and Fracture Toughness of Aluminum Alloy 7050[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(10): 4138–4145.
- [10] ZHAO H, GEUSER FD, SILVA A K D, et al. Segregation Assisted Grain Boundary Precipitation in a Model Al-Zn-Mg-Cu Alloy[J]. Acta Materialia, 2018, 156: 318–329.
- [11] AZARNIYA A, TAHERI A K, TAHERI K K. Recent Advances in Ageing of 7xxx Series Aluminum Alloys: A Physical Metallurgy Perspective[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 781: 945–983.
- [12] MA P P, LIU C H, CHEN Q Y, et al. Natural-Ageing-Enhanced Precipitation near Grain Boundaries in High-Strength Aluminum Alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 46: 107–113.
- [13] SONG F X, ZHANG X M, LIU S D, et al. The Effect of Quench Rate and Overageing Temper on the Corrosion Behaviour of AA7050[J]. Corrosion Science, 2014, 78: 276–286.
- [14] LI H, XU W, WANG Z X, et al. Effects of Re-Ageing Treatment on Microstructure and Tensile Properties of Solution Treated and Cold-Rolled Al-Cu-Mg Alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 650: 254–263.
- [15] KHAN M A, XU C H, HAMZA M, et al. Enhanced Tensile Strength in an Al-Zn-Mg-Cu Alloy via Engineering the Precipitates Along the Grain Boundaries[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 22: 696–705.
- [16] ZHANG S, LUO X, ZHENG G Y, et al. Effect of Cryorolling and Ageing on the Microstructure and Mechanical Properties of Al7085 Alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 832: 142482.
- [17] NAGESWARA RAO P, SINGH D, JAYAGANTHAN R. Effect of Post Cryorolling Treatments on Microstructural and Mechanical Behaviour of Ultrafine Grained Al-Mg-Si Alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2014, 30(10): 998–1005.
- [18] GAO R S, LI Y N, LI Z H, et al. Quantitative Relationship Between Microstructure and Tensile Properties of Al-Zn-Mg-Cu Alloys with Various Alloying Degrees[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 18: 5394–5405.
- [19] GENG Y X, SONG Q, ZHANG Z R, et al. Quantifying Early-Stage Precipitation Strengthening of Al-Mg-Zn(-Cu) Alloy by Using Particle Size Distribution[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 839: 142851.
- [20] MA K K, WEN H M, HU T, et al. Mechanical Behavior and Strengthening Mechanisms in Ultrafine Grain Precipitation-Strengthened Aluminum Alloy[J]. Acta Materialia, 2014, 62: 141–155.
- [21] Gao R S, Li Y N, Li Z H, et al. Quantitative Relationship Between Microstructure and Tensile Properties of Al-Zn-Mg-Cu Alloys with Various Alloying Degrees[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 18: 5394–5405.
- [22] LEE S H, JUNG J G, BAIK S I, et al. Precipitation Strengthening in Naturally Aged Al-Zn-Mg-Cu Alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140719.
- [23] DIXIT M, MISHRA R S, SANKARAN K K. Structure–Property Correlations in Al 7050 and Al 7055 High-Strength Aluminum Alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 478(1/2): 163–172.
- [24] SEIDMAN D N, MARQUIS E A, DUNAND D C. Precipitation Strengthening at Ambient and Elevated Temperatures of Heat-Treatable Al(Sc) Alloys[J]. Acta Materialia, 2002, 50(16): 4021–4035.
- [25] BOOTH-MORRISON C, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Coarsening Resistance at 400 °C of Precipitation-Strengthened Al-Zr-Sc-Er Alloys[J]. Acta Materialia, 2011, 59(18): 7029–7042.
- [26] JIANG L, WANG C S, FU H D, et al. Discovery of Aluminum Alloys with Ultra-Strength and High-Toughness via a Property-Oriented Design Strategy[J].

- Journal of Materials Science & Technology, 2022, 98: 33–43.
- [27] ZHOU T, WANG Y W, BAO J W, et al. Effects of Hot Extrusion Texture on Anisotropy in Microstructure and Mechanical Properties of Spray Formed Al-Zn-Mg-Cu 7055 Aluminum Alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 7295–7307.
- [28] ZHANG Z W, LIU R X, LI D Y, et al. Investigation on Deformation Behaviors and Dynamic Recrystallization Mechanism of Spray Formed Al-Zn-Mg-Cu Alloy Under Hot Compression[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 4401–4416.
- [29] LONG S, XIA R Z, JIANG Y P, et al. Recrystallization Behavior of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy During Hot Deformation and Subsequent Heat Treatment[J]. Materials Today Communications, 2023, 37: 107570.
- [30] TANG J, ZHANG H, TENG J, et al. Effect of Zn Content on the Static Softening Behavior and Kinetics of Al-Zn-Mg-Cu Alloys During Double-Stage Hot Deformation[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 806: 1081–1096.
- [31] CHEN X, XIA D B, ZHANG J L, et al. Ultrafine-Grained Al-Zn-Mg-Cu Alloy Processed via Cross Accumulative Extrusion Bonding and Subsequent Aging: Microstructure and Mechanical Properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 846: 156306.
- [32] ZHONG H L, LI S C, ZHANG Z Q, et al. Precipitation Behavior, Mechanical Properties, and Corrosion Resistance of Rare Earth-Modified Al-Zn-Mg-Cu Alloys[J]. Materials Today Communications, 2022, 31: 103732.
- [33] CHUNG T F, YEH C W, LIAW Y S, et al. Grain Structure and Co-Precipitation Behavior of High-Zn Containing Al-Zn-Mg-Cu Aluminium Alloys During Deformation via High-Temperature Upsetting-Extrusion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 968: 171871.
- [34] WU M D, XIAO D H, YUAN S, et al. Synergy of Strength-Ductility in a Novel Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sc-Hf Alloy Through Optimizing Hierarchical Microstructures[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 212: 105–122.
- [35] SUWAS S, RAY R K. Crystallographic Texture of Materials[M]. Cham: Springer London, 2014: 5–8.
- [36] XIAO P, ZHAO Q Q, SHENG Y P, et al. Superior Strength-Toughness Synergy of Heterogeneous TiB<sub>2</sub>p/AZ91 Composites Containing Hard/Soft Zones via Tailoring Bimodal Grain Structure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 887: 145775.

(责任编辑: 李 涛)

## Establishment and Calculation of Strengthening Model for Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu Alloy

WU Qin, LÜ Huaqin, FAN Caihe, LIU Yuxuan, CHEN Guoxiang

(School of Materials Science and Engineering, Hunan University of Technology, Zhuzhou Hunan 412007, China)

**Abstract:** The effects of two-stage solution treatment and aging on the microstructure and properties of an extruded Al-8.2Zn-2.0Mg-2.3Cu alloy were investigated using SEM, EBSD, and TEM. The results indicate that the residual second-phase particles significantly decrease after the two-stage solution treatment. Following aging, the alloy's ultimate tensile strength, yield strength, and elongation reached  $(630.3 \pm 12.3)$  MPa,  $(535.9 \pm 10.9)$  MPa and 12.6%, respectively. A theoretical strengthening model was developed based on the primary strengthening mechanisms of Al-Mg-Zn-Cu alloys. The model calculated the relationship between tensile strength, yield strength, and the strengthening mechanisms, including solid solution strengthening, grain boundary strengthening, precipitation strengthening, and work hardening. The analysis revealed that precipitation strengthening was the dominant mechanism in the aged alloy. The relative error of the calculated tensile strength was only 0.22%, while the relative error for yield strength was 1.39%. These results closely matched experimental data, providing a theoretical foundation for the development of higher-strength Al-Zn-Mg-Cu alloys and further research into their strengthening mechanisms.

**Keywords:** Al-Zn-Mg-Cu; two-stage solution treatment; mechanical property; reinforcement model