**引用格式**：庄大勇，武萍，任大为，等.均匀化过程中Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金微观结构演变[J].材料工程，2026，54(4)：250-257.
ZHUANG Dayong, WU Ping, REN Dawei, et al. Microstructure evolution of Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy during homogenization[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(4): 250-257.

# 均匀化过程中Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金微观结构演变

庄大勇[1*]，武 萍[1]，任大为[1]，刘 杰[2]，冯 翔[1]，于 鹏[2]
（1 中船重工龙江广瀚燃气轮机有限公司 质量部，哈尔滨 150070；
2 东北轻合金有限责任有限公司 工艺部，哈尔滨 150060）

**摘要**：通过扫描电子显微镜、差示扫描量热法、X射线衍射仪和透射电子显微镜研究Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金铸锭在单级低温均匀化热处理过程和三级均匀化热处理过程中的微观组织演变。结果表明：铸态Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金的微观结构与传统的商用Al-Zn-Mg-Cu合金一样，均由η′($Mg(Zn,Cu,Al)_2$)、η($MgZn_2$)和富Fe($Al_7Cu_2Fe$)相等组成，未发现θ($Al_2Cu$)、T($Al_2Mg_3Zn_3$)和S($Al_2CuMg$)相存在。在低温380 ℃/2、8、16、24 h均匀化热处理过程中，第二相回溶效果不佳，延长均匀化热处理时间回溶效果未有明显改善，大量第二相仍然呈现原始的网状结构。然而提高均匀化热处理温度到475 ℃(430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/15 h)后回溶效果得到极大改善，除了少量的富Fe($Al_7Cu_2Fe$)相难于回溶之外，其他相几乎完全回溶，整个单级低温均匀化和三级高温均匀化热处理过程中均未检测到η′相向S相转化，但是在475 ℃的三级均匀化热处理过程中检测到淬火裂纹的出现，严重恶化合金中裂纹附近组织的力学性能。

**关键词**：铝合金；均匀化热处理；微观结构；S($Al_2CuMg$)相
**doi**：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000157 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000157
**中图分类号**：TG166.3 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)04-0250-08

# Microstructure evolution of Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy during homogenization

ZHUANG Dayong[1*], WU Ping[1], REN Dawei[1], LIU Jie[2], FENG Xiang[1], YU Peng[2]
(1 Quality Department, CSIC Longjiang Guanghan Gas Turbine Co., Ltd., Harbin 150070, China;
2 Process Department, Northeast Light Alloy Co., Ltd., Harbin 150060, China)

**Abstract**: The microstructure evolution in Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy ingot during the one-step low-temperature homogenization and three-steps high-temperature homogenization is investigated by the scanning electron microscopy (SEM), differential scanning calorimetry (DSC), X-ray diffraction (XRD), and the transmission electron microscopy (TEM). The results indicate that the microstructure of the cast Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy is similar to that of traditional commercial Al-Zn-Mg-Cu alloys, consisting of η′ ($Mg(Zn, Cu, Al)_2$), η ($MgZn_2$), and Fe-rich ($Al_7Cu_2Fe$) phases. The θ ($Al_2Cu$), T ($Al_2Mg_3Zn_3$), and S ($Al_2CuMg$) phases are not present. The redissolution effect of the second phases is not enough after one-step homogenization heat treatment at low temperature (380 ℃/2, 8, 16, 24 h) and the change of redissolution effect is not obvious even if the homogenization heat treatment time is prolonged. A large number of the eutectic organization of the second phases still remains in the original mesh structure. However, the redissolution effect is improved by increasing the homogenization heat treatment temperature to 475 ℃ (430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/15 h), except for a small amount of Fe-rich ($Al_7Cu_2Fe$) phases that are difficult to redissolution, the other phases are almost completely redissolution, no η′ phase transformation of S phase is detected during the one-step low-temperature homogenization and three-steps

high-temperature homogenization heat treatment processes. The appearance of quench cracks occurs during the three-steps homogenization heat treatment at 475 ℃, which severely deteriorated the mechanical properties of the region near the crack in the alloy.

**Key words**: aluminum alloy; homogenization heat treatment; microstructure; S($Al_2CuMg$) phase

Al-Zn-Mg-Cu 合金因其优异的高强度、低密度和耐腐蚀特性，被广泛应用于航空、航天等领域[1-3]。然而合金凝固过程中会形成大量的元素偏析，这些元素偏析不仅严重恶化合金的力学性能，而且影响其使用寿命，必须通过均匀化热处理过程进行改善[4-6]。文献[7-8]指出，铸态 Al-Zn-Mg-Cu 合金的微观结构主要由 α(Al)、η′($Mg(Zn,Cu,Al)_2$)、S($Al_2CuMg$)、θ($Al_2Cu$)相和富 Fe($Al_7Cu_2Fe$)相等组成，但是相的类型和本质特征因合金成分和热处理条件等因素的不同而不同，争论的焦点主要是 S 相在均匀化热处理过程中是否完全溶解。Li 等[9]研究了 7B04 合金单级 470 ℃不同时间的均匀化热处理过程，指出有部分 η′相向 S 相转化，即使均匀化热处理时间持续到 72 h，S 相仍然无法完全溶解。文献[10-13]得到与其相同的结论。然而，有研究人员发现，高 Zn 含量的 Al-Zn-Mg-Cu 合金中 η′相没有向 S 相转化[14-16]。Liu 等[17]指出，当 Zn 含量超过 8%(质量分数，下同)时，Al-Zn-Mg-Cu 合金中 S 相的形成将变得非常困难。Zhang 等[18]也通过热力学计算的方式研究了元素含量对 Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织演变的影响，指出 Zn 和 Mg 元素的增加有利于 η($MgZn_2$)相的形成，同时 S 相随着 Zn 含量的增加而减少。Yu 等[19]研究了 Al9.1Zn2.1Mg2.2Cu0.1Zr0.07Ce 合金的均匀化热处理过程，指出少量 Ce 元素的添加能够阻碍 Cu 原子的扩散，导致在 Zn 含量超过 8% 以上的合金中检测到 S 相的存在。学者们从单级高温均匀化热处理和二级均匀化热处理的角度出发研究了 Al-Zn-Mg-Cu 合金的微观组织演变和 S 相是否完全溶解，但是针对低温均匀化和三级均匀化热处理过程微观组织演变和相溶解的研究较少。本工作聚焦 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金，探索单级低温均匀化热处理和三级均匀化热处理对其微观组织演变和相溶解的影响，并建立扩散动力学模型，用于鉴定最优均匀化热处理参数，同时讨论相转化理论，以期揭示 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金单级低温均匀化热处理和三级均匀化热处理演变规律，完善 Al-Zn-Mg-Cu 合金均匀化热处理制度。

## 1　实验材料与方法

### 1.1　实验材料

实验所用材料为 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金(Φ1000 mm×405 mm，购自东北轻合金有限责任公司)。从坯料边缘位置、中间位置和半径一半位置(四分之一)切取 3 个试样，用于 DSC 实验，以确定热处理工艺，再从半径的一半位置切取 11 个尺寸为 20 mm×20 mm×20 mm 的试样，分别用于单级低温和三级均匀化热处理。在单级低温均匀化热处理过程中，4 个试样以 5 ℃/min 的加热速率升温到 380 ℃，均匀化热处理时间分别为 2、8、16 h 和 24 h。在三级均匀化热处理过程中，首先以 5 ℃/min 的加热速率将 7 个试样加热到 430 ℃，保温 12 h，然后将其中 1 个试样从电阻炉中取出，室温水中淬火处理。然后，以相同的加热速率将剩余的试样加热到 470 ℃，保温 4 h，再将其中 1 个试样从炉中取出，室温水中淬火处理。最后，将其他 5 个试样以相同的加热速率加热到 475 ℃，然后分别保温 2、4、6、8 h 和 15 h，室温水中淬火处理。

### 1.2　实验方法

通过 TESCAN-MAIA3 型扫描电子显微镜对铸态和均匀化热处理态试样进行微观结构表征，同时通过其自带的能谱仪(EDS)对其第二相的化学成分进行定量分析。利用 Rigaku D/Max 2500 型 X 射线衍射仪(XRD)对铸态试样的微观结构进行分析，采用 NETZSCH STA 409C/CD 型差示扫描量热仪(DSC)对铸态试样中相的组成颗粒熔化温度进行测定，找出最佳均匀化热处理温度，升温速率为 20 ℃/min，温度范围为从室温到 600 ℃。

## 2　结果与分析

### 2.1　铸态合金的微观组织和相成分

图 1 为铸态 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金的 SEM 图、XRD 谱图和 DSC 曲线。由图 1(a)，(b)可知，白色、浅灰色和深灰色相共存。EDS 结果(表 1)显示，白色的相包含 Al、Zn、Mg 和 Cu 元素，推测为 η′相(点 2、5)，浅灰色相中检测到大量的 Cu 和 Fe 元素，推测为富 Fe 相(点 1、3、6)，在深灰色相中检测到 Fe 元素以及少量的 Zn 和 Mg 元素，推测可能是 $Al_3Fe$ 相(点 4)。因此，铸态 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金的第二相包含 η′相和富 Fe 相等。

铸态 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金的 XRD 谱图如图 1(c)所示，其中检测到四种相的峰，分别为

α(Al)、$Al_3Zr$、富 Fe 相和 η 相，其中 α(Al)相的峰强度最高，其他相的峰强度相对较弱，θ($Al_2Cu$)相的峰强度匹配度不高。因此，铸态合金显微结构的主要相为 α(Al)、$Al_3Zr$、富 Fe 相以及具有 η($MgZn_2$)相结构的 η′相。

图 1(d)为铸态 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金的 DSC 曲线，其中蓝色和黑色曲线分别是取自铸锭的中心和边缘位置的试样，红色曲线是取自铸锭半径中间位置的试样。可以看出，每一条 DSC 曲线至少有两个吸热峰，红色 DSC 曲线的第一个拐点(峰值Ⅰ)为 475.05 ℃，而蓝色和黑色 DSC 曲线的第一个拐点分别为 475.01 ℃和 475.04 ℃。3 个位置的熔化峰值相差不大，Shu 等[10]指出这个温度可能是 η′相的熔化温度。因此，单级均匀化热处理的温度不应该超出此温度，以避免过烧组织的出现。黑色 DSC 曲线的第一个拐点消失的温度在 480.66～481.33 ℃之间(峰值Ⅱ)，表明 η′相几乎完全溶解，黑色 DSC 曲线中第 2 个拐点消失的温度范围为 528.8～530.5 ℃(峰值Ⅲ)。考虑到重回溶峰的温度较高，并结合之前文献[10]的分析，推测峰值Ⅲ可能是 S 相或 θ 相的回溶峰。

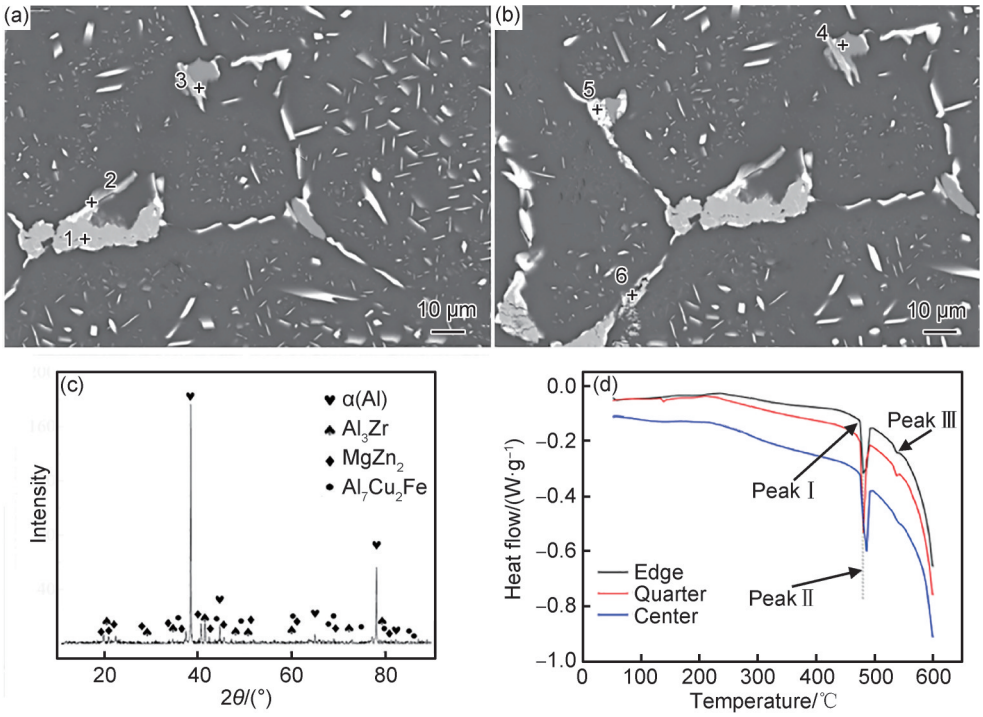



图 1 铸态 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金分析
(a)，(b)SEM 图；(c)XRD 谱图；(d)DSC 曲线
Fig.1 Analysis of as-cast Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy
(a)，(b)SEM images；(c)XRD pattern；(d)DSC curves

**表 1 图 1 中不同点的 EDS 分析结果(原子分数/%)**
Table 1 EDS analysis results of different points in Fig.1 (atom fraction/%)

| Point | Al | Zn | Mg | Cu | Ni | Si | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 75.22 | 0.58 | | 14.43 | 1.04 | | 8.73 |
| 2 | 47.34 | 17.19 | 21.15 | 10.52 | 0.49 | | 3.32 |
| 3 | 73.65 | 0.87 | 1.04 | 14.66 | 1.90 | | 7.88 |
| 4 | 84.66 | 0.80 | 0.56 | 1.78 | 4.47 | | 7.73 |
| 5 | 30.56 | 28.90 | 30.56 | 9.17 | | 1.47 | |
| 6 | 74.61 | 4.09 | 2.56 | 11.90 | 0.78 | | 6.05 |

## 2.2 单级低温均匀化热处理合金的显微组织和相成分

Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金的单级低温均匀化热处理后的 SEM 图，如图 2 所示。可以看出，在 380 ℃均匀化处理 2 h 后，大量的共晶组织第二相依然保持着原始的网状结构，晶粒内部的棒状或针状第二相并没有减少(图 2(a))；单级均匀化处理 8 h 后，共晶组织的网状结构和棒状或针状第二相依然可以被看到(图 2(b))；均匀化热处理时间延长到 16 h 后，棒状或针状第二相有所减少(图 2(c))；继续延长均匀化热处理时间到 24 h 后，网状结构依然存在，但是晶粒内部的棒状或针状第二相和晶界处的白色相都已大面积消失(图 2(d))。EDS 分析结果(表 2)显示，白色的相可能是 η′相(点 7、9、12、13)。Fe、Al、Cu 元素被检测出(点 8、11、14)，推断可能是富 Fe 相。380 ℃/24 h

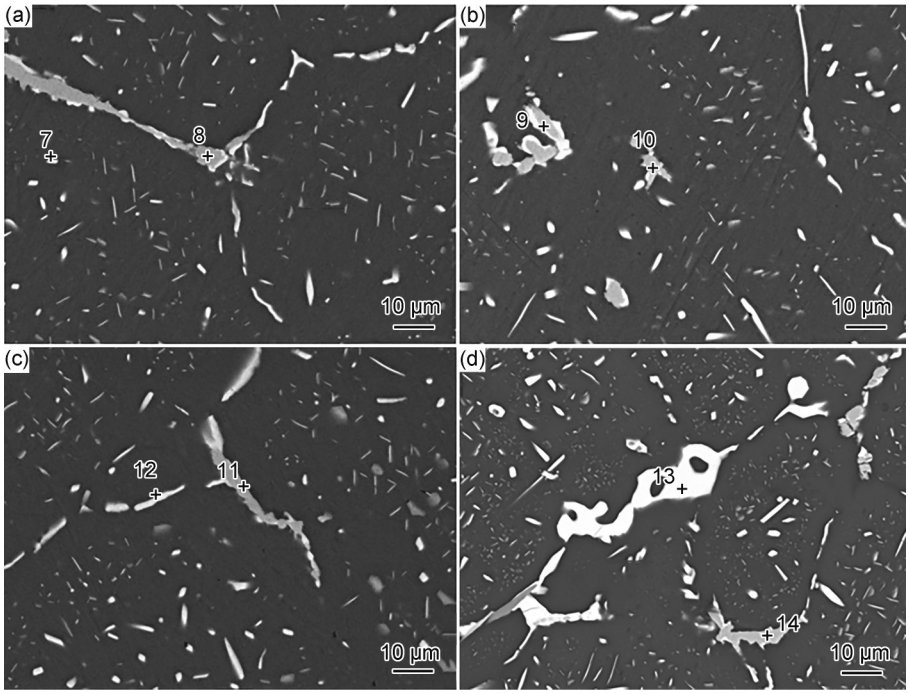



图 2　Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金单级低温均匀化热处理后 SEM 图

(a) 380 ℃/2 h;(b) 380 ℃/8 h;(c) 380 ℃/16 h;(d) 380 ℃/24 h

Fig.2　SEM images of Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy after one-step low-temperature homogenization heat treatment

(a)380 ℃/2 h;(b)380 ℃/8 h;(c)380 ℃/16 h;(d)380 ℃/24 h

**表 2　图 2 不同点的 EDS 分析结果(原子分数/%)**

Table 2　EDS analysis results of different points in Fig.2 (atom fraction/%)

| Point | Al | Zn | Mg | Cu | Fe |
|---|---|---|---|---|---|
| 7 | 62.09 | 13.33 | 19.40 | 5.18 | |
| 8 | 75.55 | | | 15.9 | 8.55 |
| 9 | 72.39 | 11.62 | 7.36 | 6.93 | 1.70 |
| 10 | 92.52 | 3.13 | 2.10 | 1.54 | 0.71 |
| 11 | 75.30 | | | 16.40 | 8.30 |
| 12 | 46.34 | 20.59 | 24.67 | 8.40 | |
| 13 | 24.70 | 23.70 | 37.58 | 14.02 | |
| 14 | 76.05 | 0.85 | 0.75 | 14.27 | 8.08 |

均匀化热处理后试样的 TEM 图、选区 SAED 及 mapping 图,如图 3 所示。从图 3(b),(c)可以看出,A 区的选区电子衍射图具有与 η 相相同的晶体结构,同时图 3(d)～(i)的 mapping 也证实,图 3(d)中 B 区的扫描图中有 Fe 元素,证明富 Fe 相的存在,但是未检测到 S 相。

### 2.3　三级均匀化热处理合金的显微组织和相成分

图 4 为 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金在三级均匀化热处理过程中的显微组织演变。可以看出,在 430 ℃/12 h 均匀化热处理后,晶界处存在大量非平衡共晶组织,同时在晶粒内部析出大量短棒状的 η 相(图 4(a))。在第二阶段 470 ℃均匀化热处理 4 h 后,大量合金元素被溶解回基体,晶界处的共晶结构呈现间歇性分布(图 4(b))。在第三阶段 475 ℃均匀化热处理 2 h 后,晶界上的共晶结构呈现零星分布(图 4(c))。当第三阶段的均匀化热处理时间增加到 15 h 时,晶界上的共晶结构减少,回溶效果更加明显(图 4(d))。表 3 的 EDS 分析结果表明,430 ℃/12 h 均匀化热处理后存在大量的 η′ 相(点 15)和富 Fe 相(点 16),430 ℃/12 h+470 ℃/4 h 均匀化热处理后 η′ 相(点 18)和富 Fe 相(点 17)仍然存在,只是数量有所减少。然而,在 430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/2 h 均匀化热处理后,η′ 相几乎消失,而富 Fe 相依然存在(点 20、21)。当第三阶段的均匀化热处理时间增加到 15 h 时,η′ 相完全消失,仅在晶界处存在少量富 Fe 相(点 22、23、24),也未检测到 S 相存在。

图 5 为 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金在 475 ℃第三阶段均匀化热处理不同浸泡时间的微观结构演变。可知,在试样的拐角区域有沿晶界的淬火裂纹出现,富 Fe 相呈断续分布(图 5(a));在第三阶段 475 ℃均匀化热处理 4 h 后,淬火裂纹的数量明显增加,富 Fe 相仍呈断续分布,富 Fe 相的比例从最初的 0.4% 降低到 0.3%,同时对裂纹的扩展无阻碍作用,均为穿过裂纹(图 5(b));均匀化热处理 6 h 后,淬火裂纹变得更加粗大,此时材料的脆性明显较大(图 5(c));均匀化热处理 8 h 后,依然有淬火裂纹出现,只是富 Fe 相的比例

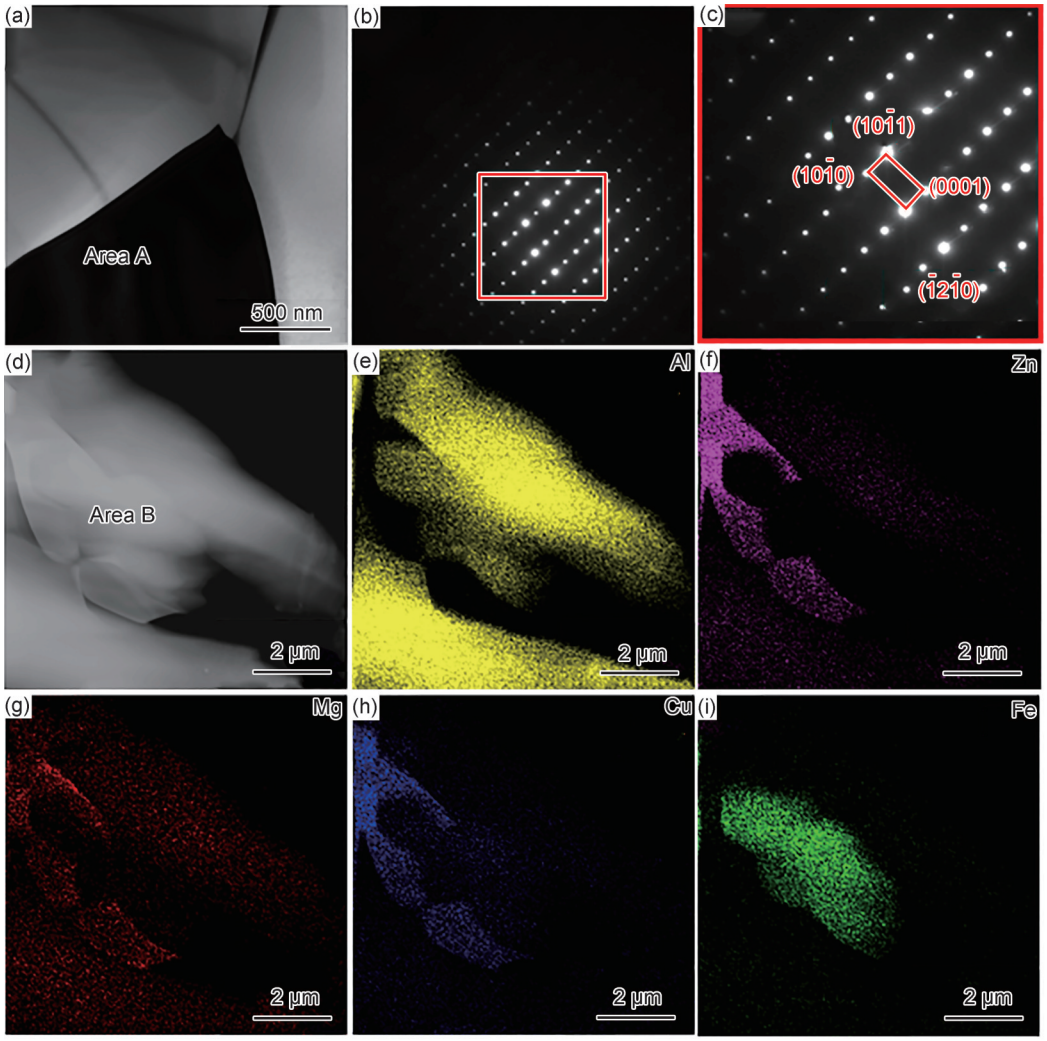



图3 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金在380 ℃/24 h均匀化热处理后微观组织分析

(a) TEM图;(b),(c)选区电子衍射谱图;(d)～(i)B区mapping图

Fig.3 Microstructure analysis of Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy after homogenization heat treatment at 380 ℃/24 h

(a)TEM image;(b),(c)SAED patterns;(d)-(i)mapping of area B

有所下降(图5(d))。维氏硬度检测结果显示裂纹附近区域的硬度值较低,如(图5(c)中点Ⅰ、Ⅱ),平均硬度值分别为159.4$HV_{0.3}$和168.8$HV_{0.3}$,而远离裂纹位置的中间区域硬度值相对较高,如图5(c)中点Ⅲ,平均硬度值为189.6$HV_{0.3}$。

### 2.4 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金扩散动力学模型

均匀化的主要目的是使大量具有抑制再结晶作用的$Al_3Zr$相成核并分散,使有害的η′相、S相和富Fe相溶解回基体中。根据图1的能谱分析,可以看出Zn、Mg和Cu主要聚集在晶界处。Cu元素的扩散速度较Zn和Mg元素的慢,因此认为均质过程受到Cu元素扩散的制约。

均匀化热处理动力学方程为[14-17]:

$$\frac{1}{100}=\exp\left[-\frac{4\pi^2 D_0 t}{L^2}\exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right)\right] \tag{1}$$

式(1)两边取自然对数,则

$$\frac{1}{T}=\frac{R}{\Delta H}\ln\left(\frac{4\pi^2 D_0 t}{4.6L^2}\right) \tag{2}$$

式中:$D_0$为频率因子,$cm^2\cdot s^{-1}$;$t$为均匀化热处理时间;$L$为铸态合金中η′相的枝晶间距;$\Delta H$为扩散激活能;$R$为气体常数;$T$为均匀化热处理温度。

单级均匀化热处理过程主要受限于Cu元素的扩散速度。将$Q$=136.8 kJ/mol和$R$=8.31 J/(mol·K)代入式(2),得到Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金不同η′($Mg(Zn,Cu,Al)_2$)相间距的均匀化动力学曲线,如图6所示。从时间与温度的关系曲线可以看出,当$T$=470 ℃、$L$=100 μm时,$t$为16.6 h,因此只有经过至少17 h的均匀化热处理,才能认为Cu元素的分布是均匀的。

### 2.5 S($Al_2CuMg$)相转化的理论分析

Liu等[17]研究了Zn含量在6.2%～6.6%范围内

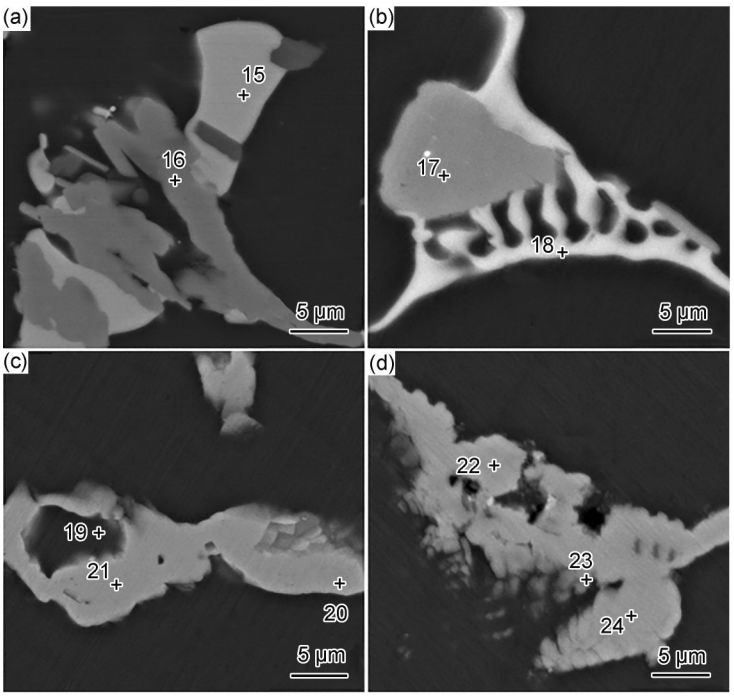



图 4　Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr 合金在三级均匀化热处理过程中的微观组织演变

(a)430 ℃/12 h一级均匀化热处理;(b)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h二级均匀化热处理;(c)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/2 h三级均匀化热处理;(d)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/15 h三级均匀化热处理

Fig.4　Microstructure evolution of Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy during three-steps homogenization heat treatment

(a)one-step at 430 ℃/12 h;(b)two-steps at 430 ℃/12 h+470 ℃/4 h;(c)three-steps at 430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/2 h;(d)three-steps at 430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/15 h

**表 3　图4不同点的EDS分析结果(原子分数/%)**

Table 3　EDS analysis results of different points in Fig.4 (atom fraction/%)

| Point | Al | Zn | Mg | Cu | Fe | Ni |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 15 | 24.11 | 26.77 | 32.17 | 16.75 | 0.20 | |
| 16 | 71.06 | 1.50 | 2.29 | 17.00 | 8.16 | |
| 17 | 68.85 | 1.02 | | 18.69 | 9.28 | 2.15 |
| 18 | 54.62 | 16.26 | 17.99 | 11.13 | | |
| 19 | 83.33 | 2.32 | 1.56 | 8.02 | 3.41 | 1.36 |
| 20 | 70.06 | 1.07 | | 17.13 | 9.01 | 2.73 |
| 21 | 69.33 | 0.90 | 2.55 | 18.04 | 9.18 | |
| 22 | 70.40 | 0.91 | 0.19 | 17.60 | 9.35 | 1.56 |
| 23 | 83.00 | 3.86 | 1.35 | 7.84 | 3.15 | 0.80 |
| 24 | 68.30 | 1.34 | | 18.92 | 9.54 | 1.91 |

Al-Zn-Mg-Cu 合金热力学计算,指出 Zn 含量的提高有利于 ($MgZn_2$)相的形成,而不利于 S 相的形成。Yuan 等[20]也通过 Thermo-Calc 软件研究了高 Zn 含量 Al-Zn-Mg-Cu 合金的铸态和均匀化态组织,指出 Cu 是 S 相和 θ 相的重要组成元素,随着 Cu 含量的提高 S 相和 θ 相的含量也逐渐增加。文献[21-25]指出,铝合金均匀化热处理过程中,Zn 元素含量的增加导致富 Zn 的 T 相($MgZn_2$ 或 η′)和 Z 相($Mg_2Zn_{11}$ 和 $Al_5Cu_6Mg_2$)增加,更不利于后续均匀化热处理过程中 T 相和 Z 相向 S 相的转化,同时在转化的过程中($MgZn_2$)相的形成需要消耗大量的 Mg 元素,导致含 Mg 元素的 S 相形成更加困难。Yuan 等[20]和 Liu 等[24]对 Al-8.4Zn-Mg-Cu 合金和 Al-9.1Zn-Mg-Cu 合金 470 ℃等 Zn 截面相图研究也证明,随着 Zn 含量的增加,η 相增加,S 相减少。众所周知,均匀化热处理过程本质是原子的扩散过程,根据 Arrhenius 方程可知,温度与扩散系数之间为:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{\Delta H}{k_B T}\right) \tag{3}$$

式中:$D$ 为扩散系数;$k_B$ 为玻尔兹曼常数。在式(3)中只考虑了温度变化对扩散系数的影响,但是实际上成分的变化对扩散系数也有影响,扩散的内在驱动力其实是合金浓度梯度的变化。在均匀化热处理过程中,随着时间的推移,相与基体组分之间浓度梯度的减小导致扩散系数的降低,所以扩散系数能够重新被写为:

$$D = gf\nu^0 a^2 \exp\left(\frac{\Delta S}{k_B}\right)\exp\left(-\frac{\Delta H}{k_B T}\right) \tag{4}$$

式中:$g$ 为几何因子;$f$ 为相关因子;$\nu^0$ 为尝试频率;$a$ 为晶格常数;$\Delta S$ 为扩散熵。

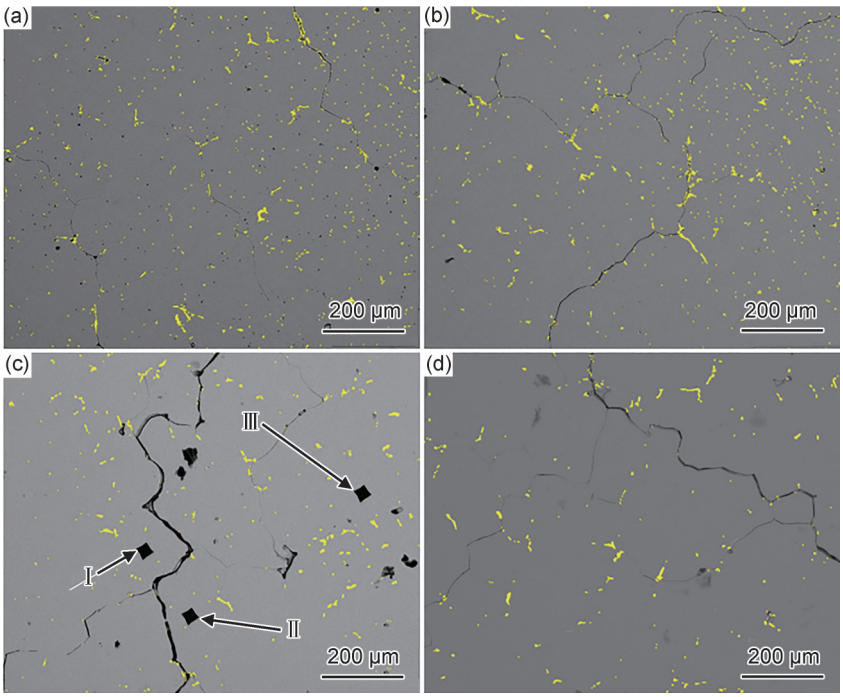



图5 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金在475 ℃三级均匀化热处理不同浸泡时间的显微组织演变
(a)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/2 h;(b)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/4 h;
(c)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/6 h;(d)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/8 h

Fig.5 Microstructure evolution of Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy with various soaking time during three-steps homogenization heat treatment at 475 ℃
(a)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/2 h;(b)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/4 h;
(c)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/6 h;(d)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/8 h

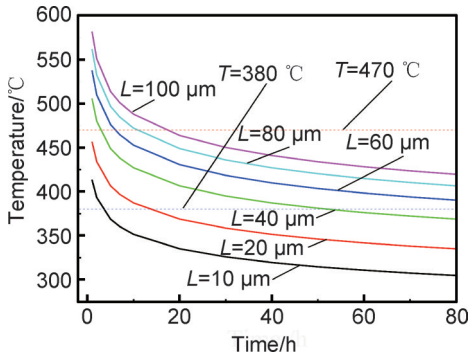



图6 Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金不同η′(Mg(Zn,Cu,Al)$_2$)相间距的均匀化动力学曲线

Fig.6 Homogenization kinetic curves of different η′(Mg(Zn,Cu,Al)$_2$) phase spacing in Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr alloy

$D_0$可表达为[14,26]:

$$D_0 = gf\nu^0 a^2 \exp\left(\frac{\lambda\Theta}{k_B T_m}\Delta H\right) \tag{5}$$

式中:$\lambda$为取决于扩散机制和晶体结构的常数;$\Theta$为常数;$T_m$为熔化温度,对于大多数金属材料,其值为−0.25～−0.45。可知,频率因子与扩散激活能呈正相关,然而扩散激活能又受到原子之间黏结力的影响,意味着原子之间键合力越大,扩散激活能越高。对于Al-Zn-Mg-Cu合金,Al-Zn原子的键合力最弱,Zn原子含量的提高,极大降低Zn原子和空位之间交换的能垒,更有利于η′(Mg(Zn,Cu,Al)$_2$)相的快速分解。这些都说明S相在高Zn含量Al-Zn-Mg-Cu合金中的形成非常困难,不容易被检测到。

## 3 结论

(1)铸态Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金的第二相主要由η′(Mg(Zn, Cu, Al)$_2$)、η(MgZn$_2$)相和富Fe(Al$_7$Cu$_2$Fe)相组成。

(2)经低温380 ℃/2、8、16、24 h均匀化热处理后,Al8.79Zn2.16Mg2.11Cu0.12Zr合金中的网状结构呈现不连续分布,原始网状结构依然清晰可见,表明第二相回溶效果有限,在此条件下,未检测到η′相向S相的转变。

(3)430 ℃/12 h+470 ℃/4 h+475 ℃/15 h三级均匀化热处理后,第二相回溶效果得到改善,组织中只残留少量富Fe相,然而该工艺提高了合金的淬火敏感性,导致表面淬火裂纹的出现,严重恶化合金的力学性能。此外,仍未检测到η′相向S相的转变。

## 参考文献


[1] SANDERS R E. High performance structural materials[M]. Pittsburgh: Journal of Metals Press, 1986.

[2] WANG H J, XU J, KANG Y L, et al. Study on inhomogeneous characteristics and optimize homogenization treatment parameter for large size DC ingots of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 585: 19-24.

[3] WARNER T. Recently-developed aluminium solutions for aerospace application[J]. Materials Science Forum, 2016, 519/521: 1271-1278.

[4] WANG G J, XIONG B Q, ZHANG T G, et al. Microstructural characterization of as-cast and homogenized 2D70 aluminum alloy [J]. International Journal of Minerals Metallurgy and Materials, 2009, 16(4): 427-431.

[5] KARAMIS M B, HALICI I. The effects of homogenization and recrystallization heat treatments on low-grade cold deformation properties of AA6063 aluminum alloy[J]. Material Letters, 2007, 61(4/5): 944-948.

[6] DEHMAS M, WEISBECKER P, GEANDIER G, et al. Experimental study of phase transformations in 3003 aluminium alloys during heating by *in situ* high energy X-ray synchrotron radiation [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 400(1/2): 116-124.

[7] MONDAL C, MUKHOPADHYAY A. On the nature of T($Al_2Mg_3Zn_3$) and S($Al_2CuMg$) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy[J]. Material Science Engineering: A, 2005, 391 (1/2): 367-376.

[8] FAN X G, JIANG D M, MENG Q C, et al. Evolution of eutectic structures in Al-Zn-Mg-Cu alloys during heat treatment[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(3): 577-581.

[9] LI N K, CUI J Z. Microstructural evolution of high strength 7B04 ingot during homogenization treatment[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18(4): 769-773.

[10] SHU W X, LIU J C, HOU L G, et al. Microstructural evolution of Al-8.59Zn-2.00Mg-2.44Cu during homogenization[J]. International Journal Miner, Metallurgy, and Materials, 2014, 21: 1215-1221.

[11] XU D, LI Z H, WANG G J, et al. Phase transformation and microstructure evolution of an ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization[J]. Materials Characterization, 2017, 131: 285-297.

[12] FAN X G, JIANG D M, MENG Q C, et al. The microstructural evolution of an Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization [J]. Materials Letters, 2006, 60(12): 1475-1479.

[13] DENG Y, YIN Z M, CONG F G. Intermetallic phase evolution of 7050 aluminum alloy during homogenization[J]. Intermetallics, 2012, 26: 114-121.

[14] WEN K, XIONG B Q, ZHANG Y G, et al. Microstructure evolution of a high zinc containing Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46 (4): 928-934.

[15] XIAO Y P, LI W B, PAN Q L, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Cu-Mg-Sc-Zr alloy after retrogression and re-aging treatments[J]. Journal of Central South University, 2011, 18: 279-284.

[16] LI H, CAO D H, WANG Z X, et al. High-pressure homogenization treatment of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. Journal of Materials Science, 2008, 43: 1583-1586.

[17] LIU Y, JIANG D M, XIE W L, et al. Solidification phases and their evolution during homogenization of a DC cast Al-8.35Zn-2.5Mg-2.25Cu alloy[J]. Materials Characterization, 2014, 93: 173-183.

[18] ZHANG C, WAN Y J, ZOU W J, et al. Composition optimization for Al-Zn-Mg-Cu alloys based on thermodynamics and first principles calculations[J]. Computational and Theoretical Chemistry, 2021,1201:8.

[19] YU X X, SUN J, LI Z T, et al. Solidification and homogenization behaviors of Al-9.1Zn-2.1Mg-2.2Cu-0.1Zr-0.07Ce alloy[J]. Materials Research Express, 2019,6:026574.

[20] YUAN D L, CHEN S Y, ZHOU L, et al. Microstructures in as-cast and as-homogenized Al-Zn-Mg-Cu alloys with high zinc ultra-high strength[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018(12):7-17.

[21] PRIA P. Microstructural evolution during the homogenization heat treatment of 6×× and 7×× aluminum alloys[M]. West Lafayette: Purdue University Press, 2016.

[22] LIU H, YE L Y, REN K X, et al. Evolutions of $CuZn_5$ and $Mg_2Zn_{11}$ phases during ECAP and their impact on mechanical properties of Zn-Cu-Mg alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 21: 5032-5044.

[23] HOU S H, FENG J, CHEN S, et al. Effects of Zn contents on microstructure and mechanical properties of semisolid rheo-diecasting Al-*x*Zn-2Mg-1.5Cu alloys[J]. Metals, 2022, 15(8): 2873.

[24] LIU C L, DAVIS A, FELLOWES J, et al. Calphad-informed phase-field model for two-sublattice phases based on chemical potentials: η-phase precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Acta Materialia, 2022, 226:1359.

[25] GANDIN C A, JACOT A. Modeling of precipitate-free zone formed upon homogenization in a multi-component alloy[J]. Acta Materialia, 2007, 55(7): 2539-2553.

[26] ROBSON J D, PRANGNELL P B. Dispersoid precipitation and process modelling in zirconium containing commercial aluminium alloys[J]. Acta Materialia, 2001, 49: 599-613.


**基金项目**:重点基础材料技术提升与产业化专项(2016YFB0300900)
**收稿日期**:2024-03-05;**录用日期**:2024-08-07

**通讯作者**:庄大勇(1985—),男,工程师,硕士,研究方向为铝合金、镍基合金、叶片涂层等,联系地址:黑龙江省哈尔滨市道里区洪湖路31号中船重工龙江广瀚燃气轮机有限公司(150070),E-mail:zhuangdayongyong@163.com

(本文责编:王 晶)