



Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金 均匀化过程中的析出特性

李 亨^{1,2}, 唐 锴¹, 王 汉¹, 王可胜², 李玉坤³, 吴玉程^{1,3}

- (1. 合肥工业大学 航空结构件成形制造与装备安徽省重点实验室, 合肥 230009;
2. 合肥中南光电有限公司, 合肥 231600;
3. 合肥工业大学 有色金属与加工技术国家地方联合工程研究中心, 合肥 230009)

摘 要: 采用金属模熔铸工艺制备含 0.2% Sc (质量分数) 的 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金, 分别研究合金铸态下和 4 种均匀化热处理工艺下的组织转变与元素分布。结果表明: 加入 0.2% 的钪有助于抑制枝晶偏析, 消除非平衡共晶组织, 得到晶粒尺寸为 55~80 μm (占整体 75%) 的合金; 铸态组织晶界处分布有大量 $T(\text{AlZnMgCu})$ 相, 在 465 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 24 h 后, T 相完全转化为 $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相; 温度提高到 480 $^{\circ}\text{C}$ 后, 随着时间延长至 24 h, 晶界处的 S 相消失, 只有少量的杂质相 ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$) 残留; 在经过双级均匀化处理后, 平均晶粒尺寸减小到 40 μm , 合金内部析出大量弥散分布的尺寸约为 40 nm 的 $L1_2$ 型 Al_3Sc 相, 与 $\alpha(\text{Al})$ 基体保持完全共格, 有效阻碍了晶粒的粗化。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金; 均匀化; 相转变; Al_3Sc

文章编号: 1004-0609(2021)-09-2403-09

中图分类号: TG166.3

文献标志码: A

引文格式: 李 亨, 唐 锴, 王 汉, 等. Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金均匀化过程中的析出特性[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(9): 2403-2411. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40096

LI Heng, TANG Kai, WANG Han, et al. Precipitation behavior of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy during homogenization process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(9): 2403-2411. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40096

超高强度 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金, 具有比强度高、比刚度高、焊接加工性能好等特性, 常被用于机械制造、航天航空等领域^[1]。添加微量钪后的合金, 与不含钪的同类合金相比, 强度高、韧性好、耐腐蚀性能和焊接性更加优异。但合金在铸态组织中常含较脆的网状非平衡共晶相和少量杂质相 (Al_7CuFe), 导致在加工变形时产生裂纹而使合金开裂^[2-3]因此有必要研究合理的均匀化处理工艺, 消除或减少缺陷。

铝合金常使用的均匀化工艺是单级和双级均匀化退火工艺。在不同的均匀化工艺下, 由于具体

工艺存在差别, 组织中化合物的种类、数量和尺寸不同, 对后续的组织演变和性能会产生一定的影响^[4-5]。XIANG 等^[6]认为 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相与铝基体相干并分散在晶界, 从而阻碍晶粒生长和减缓再结晶; GAO 等^[7]研究 Fe 元素的添加对 Al_3Sc 的影响, 发现 Fe 的添加抑制了 W 相的形成, 使 Al_3Sc 分布更加均匀, 可大幅提高强度; 从 2000 年开始中南大学的姜锋等^[8]、李慧中等^[9]、潘清林等^[10]、徐国富等^[11]研究者对铝合金中添加微量钪后的组织性能及析出行为进行了大量的系统研究。

本文作者在前期研究的基础上, 通过在 Al-Zn-

基金项目: 安徽省博士后研究人员科研活动经费资助项目(2020A391); 国家自然科学基金资助项目(51605128); 安徽省科技重大专项(JZ2019AKKZ0268)

收稿日期: 2020-12-18; **修订日期:** 2021-03-11

通信作者: 李 亨, 副研究员, 博士; 电话: 18130469886; E-mail: liheng0205@hfut.edu.cn

Mg-Cu-Zr 合金中添加 0.2%Sc 并进行均匀化工艺,研究不同均匀化温度及保温时间对铸锭中相的转变、析出和各元素的均匀性的影响,为合金的均匀化工艺提供理论支持。

1 实验

实验用原材料包括: 99.9%纯铝、纯锌、纯镁、纯铜、Al-Sc 中间合金(含钪 2%)、Al-Zr 中间合金(含锆 5%)。将纯铝升温至 720 ℃至完全熔化,保温;接着升温到 750 ℃并依次放入纯铜、Al-Zr 中间合金、Al-Sc 中间合金搅拌;降温至 680 ℃,依次加入纯镁和纯锌;最后在 700 ℃下加入精炼剂(C₂Cl₆),进行除气、扒渣和浇注。所制备的合金化学成分由直读光谱(OES)测得,见表 1。

表 1 实验合金化学成分

Table 1 Composition of experimental alloy (mass fraction,%)

Zn	Mg	Cu	Zr	Sc	Al
6.42	2.07	2.65	0.1	0.17	Bal.

使用 DSC214 型热机械分析仪对合金进行 DSC 热分析,从-70 ℃加热至 600 ℃,加热速率为 10 ℃/min,结果如图 1。图中 465 ℃到 480 ℃间有一个明显的吸热峰,对应了低熔点共晶相的熔解温度区间^[7],依此设计具体均匀化工艺如表 2 所示,

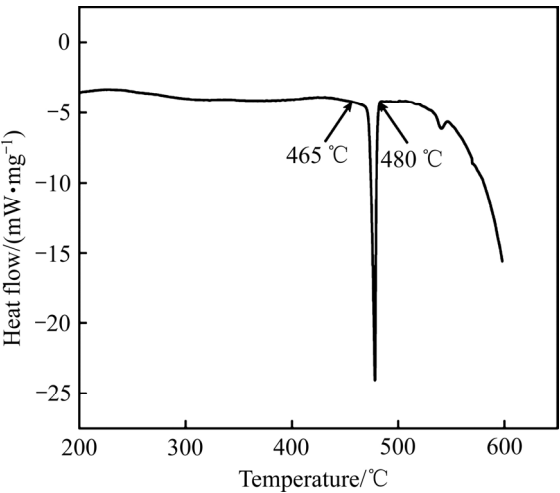


图 1 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金铸锭的 DSC 曲线
Fig. 1 DSC curve of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy ingot

表 2 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金均匀化工艺

Table 2 Homogenization process of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy

Experimental program	Homogenization process
I	(465 ℃, 12 h)
II	(465 ℃, 24 h)
III	(465 ℃, 24 h)+(480 ℃, 12 h)
IV	(465 ℃, 24 h)+(480 ℃, 24 h)

在箱式电阻炉中进行均匀化处理,每次的加热速率设定为 7 ℃/min,加热到所要求的温度后保温不同的时间。从铸锭和均匀化后的合金中段横截面取样进行金相和电镜分析。

2 结果与讨论

2.1 合金铸态组织分析

图 2 所示为合金铸态组织形貌图。图 2(a)所示为 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金的铸态组织形貌,与传统 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金铸态组织的形貌^[12]相比(见图 2(b)),发现 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金晶粒明显粗大,枝晶偏析严重,而添加 0.2%Sc 后枝晶网状组织消失,尺寸在 55~80 μm 范围的晶粒占整体 75%,但仍有少量溶质原子聚集,呈现网状结构(形如黑色棱角状,图 2(a)箭头所示)。通过扫描电镜观察,发现晶界处存在大量亮白组织如图 2(c)箭头所示,通过进一步放大,晶界处存在着更加细小的析出相。SEM 能谱分析确定其为共晶组织 T 相(AlZnMgCu)、α(Al)+T 相,和少量的含钪相,由于 Sc 本身的原子半径较大,在凝固的过程中 Sc 元素基本固溶在基体中形成了过饱和的固溶体,残留的 Sc 原子则倾向于在晶界处富集,如图 2(d)中箭头所指,这些富集在晶界处由钪所形成的化合物抑制了合金中 Al 及各元素的扩散,减缓了合金晶粒的生长速度,起到了细化晶粒的作用;铸态条件下并未观察到 S 相(Al₂CuMg)的存在,具体能谱分析结果如表 3 所示。

通过 SEM 能谱扫描分析各元素的分散情况,如图 3 所示,合金元素 Cu、Zn、Mg 在枝晶处富集,且越靠近晶界,合金元素的含量越高。相较 Zn、Mg 元素,Cu 元素的偏析较为严重,这是因为 Cu 在其中溶解度最低,在合金凝固过程中最难溶于铝基体中,同时在相同温度下,Cu 元素的扩散比 Zn、

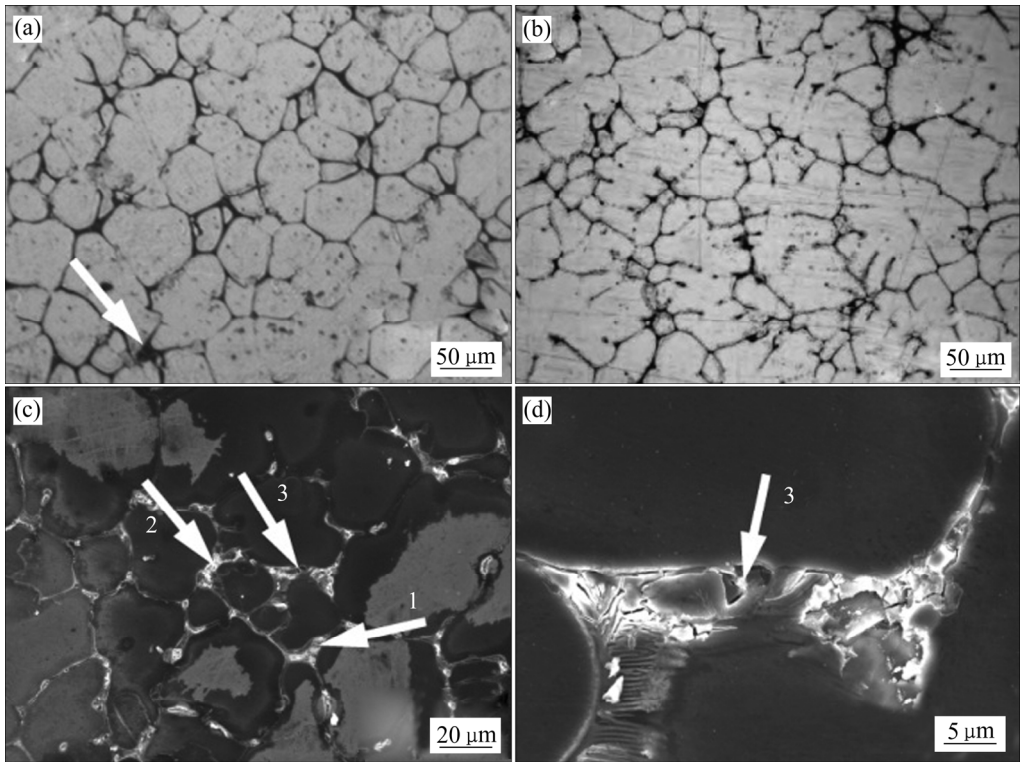


图 2 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金铸态组织形貌

Fig. 2 As-cast microstructures of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy: (a) Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy, OM; (b) Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy, OM^[12]; (c), (d) Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy, SEM

表 3 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金组态组织(图 2(c)、(d))中化合物能谱分析结果

Table 3 EDS analysis results of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy shown in Fig.2(c) and (d)

Point No.	Mole fraction/%						Possible phase
	Al	Zn	Mg	Cu	Zr	Sc	
1	58.4	14.3	18.5	8.8	—	—	T-phase
2	42.6	12.4	23.7	18.5	1.0	1.8	T-phase
3	54.6	3.5	5.4	6.1	4.7	25.7	Sc-phase

Mg 元素要慢, 使在合金凝固时 Cu 元素富集在晶界处; 并且溶质的溶解能力会在凝固时发生突变, 固相中无法被容纳的溶质原子将富集在结晶前沿的液态层中, 从而导致 Zn、Mg、Cu 等合金元素倾向于在晶界和枝晶界处集中, 形成 T 相(AlZnMgCu), 使晶界弯曲粗化^[13]; 在这两者的共同作用下使得 Cu 元素的偏析突显。这种铸锭中存在的严重的成分偏析若不经处理, 会在后续的变形加工中产生巨大的危害, 因而需要通过均匀化热处理来尽量消除此类危害。

2.2 合金均匀化组织分析

图 4 所示为不同均匀化处理后合金组织形貌。465 ℃ 下经过 12 h 后(见图 4(a)), 由于保温时间较短, 与铸态形貌(图 2(a))相比无明显的变化, 枝晶网状组织较为突出且低熔点共晶相并未溶解, 仍保留了共晶相的形貌, 同时晶粒内部开始析出大量细小弥散颗粒, 如图 4(a)中箭头所指。在 465 ℃ 下经过 24 h 的保温, 晶粒变得较为规整, 部分共晶相开始溶解, 但在晶界处仍存在较多的粗大第二相, 如图 4(b)中箭头所指, 同时晶粒内部细小的析出相并未有明显的变化; 经(465 ℃, 24 h)+(480 ℃, 12 h)的均匀化处理后, 共晶组织进一步消除, 只有少数的晶界交界处还有共晶组织的残留, 如图 4(c)中箭头所示, 晶粒内细小的析出相逐渐趋于均匀; 而经过 (465 ℃, 24 h)+(480 ℃, 24 h)的均匀化处理后, 共晶组织和残留的粗大化合物基本消失, 晶界变得窄小, 晶粒内部的弥散析出相也基本变得均匀, 如图 4(d)所示。

图 5 所示为均匀化后样本的 SEM 像, 结合均

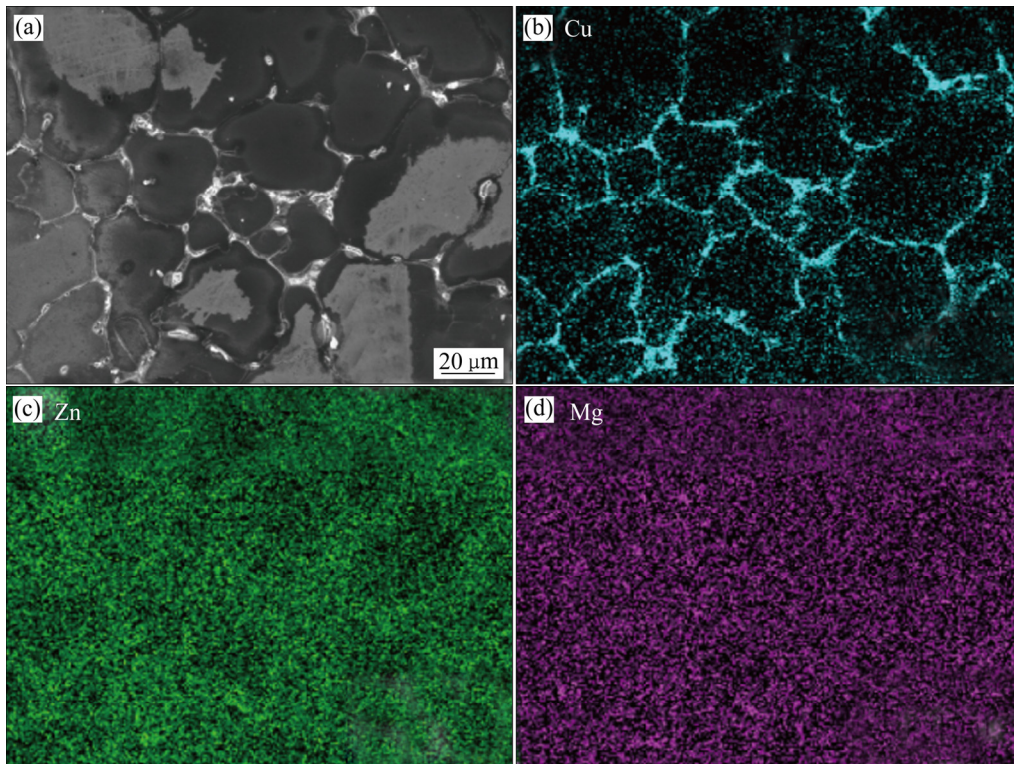


图 3 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金组织中各元素的分布

Fig. 3 Alloy elements distribution in Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloys: (a) SEM image; (b) Cu; (c) Zn; (d) Mg

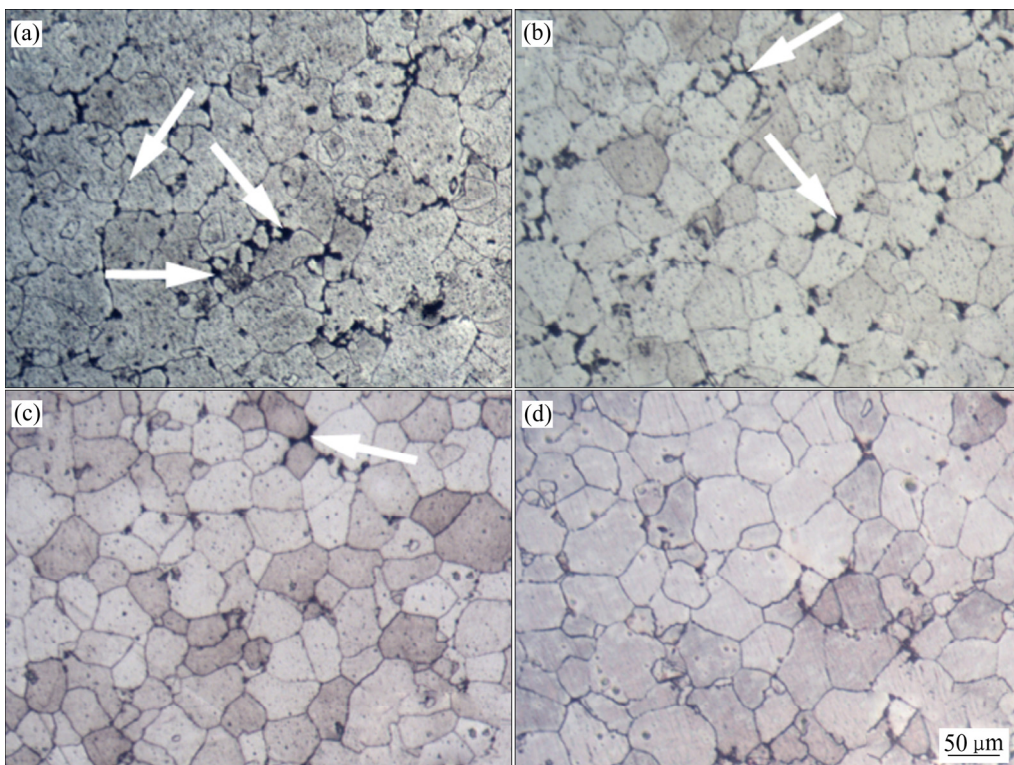


图 4 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金不同均匀化工艺后的组织

Fig. 4 Microstructures of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy after different homogenizing treatments: (a) I ; (b) II ; (c) III; (d) IV

均匀化组织中化合物的能谱分析结果见表 5, 进一步探究在不同的工艺条件下均匀化后的相转变。图 5(a)所示为(465 °C, 12 h)均匀化后的组织形貌, 在晶界和晶界交汇处分布着大量亮白色的 *T* 相(AlZnMgCu)并有少量的灰白色 *S* 相(Al₂CuMg)紧吸附在 *T* 相附近。由于 *S* 相在铸态条件下并未出现, 说明在 465 °C 保温的过程中从 *T* 相中析出了 *S* 相, *T* 相在向着 *S* 相进行转化; 465 °C 下保温时间延长到 24 h 后, 退火组织中 *T* 相明显减少, 在晶界交界处与 *S* 相相互缠结, 如图 5(b)所示; 经(465 °C, 24 h)+(480 °C, 12 h)的退火处理后的组织如图 5(c)所示, *T* 相基本消失, 晶界处存在的粗大化合物主要为 *S* 相, 因此在较高的均匀化温度下或较长的保温时间下, *T* 相向着 *S* 相完全转化; 继续延长均匀化时间, 在达到 24 h 后晶界处的 *S* 相基本消失, 晶界相比刚开始均匀化时变窄, 但在晶界处会残留少量杂质相(Al₇Cu₂Fe), 如图 5(d)箭头所示。通过线扫描发现: 铸态下各元素主要集中分布在晶界处, Cu 元素较其他元素在晶界处更为集中, 三种元素平均计量数为 65; 经过(465 °C, 24 h)后 Zn 元素率先变得均匀, 但 Cu 元素的偏析还十分严重, 三种元素

平均计量数为 50; 经过(465 °C, 24 h)+(480 °C, 12 h)后, 晶内与晶界处 Cu 元素的偏析有所好转, 三种元素平均计量数达到 20; 最后在(480 °C, 24 h)后 Zn、Mg、Cu 三元素基本保持在平均计量数 10 以下, 各元素分布较为均匀。

MARQUIS 等^[14]认为在 Al-0.7Sc 二元合金中, 当熔体的温度下降到液相线温度时, 初生 Al₃Sc 相在熔体中的氧化物小颗粒上形核并长大。这些初生的 Al₃Sc 颗粒可以有效地成为基体 α(Al)的形核核心, 起到细化合金的作用。铝合金中 Sc 的共晶转变温度为 655 °C, 在 Al 中的最大溶解度为 0.38%^[15], 而本实验的 Sc 元素添加量仅为 0.2%, 因此微量

表 5 图 5 中各化合物的能谱分析结果

Table 5 EDS analysis results of intermetallic phases in Fig. 5

Point No.	Possible phase	Point No.	Possible phase
1	<i>T</i> -phase	5	<i>S</i> -phase
2	<i>S</i> -phase	6	<i>S</i> -phase
3	<i>T</i> -phase	7	<i>S</i> -phase
4	<i>S</i> -phase	8	Al ₇ Cu ₂ Fe

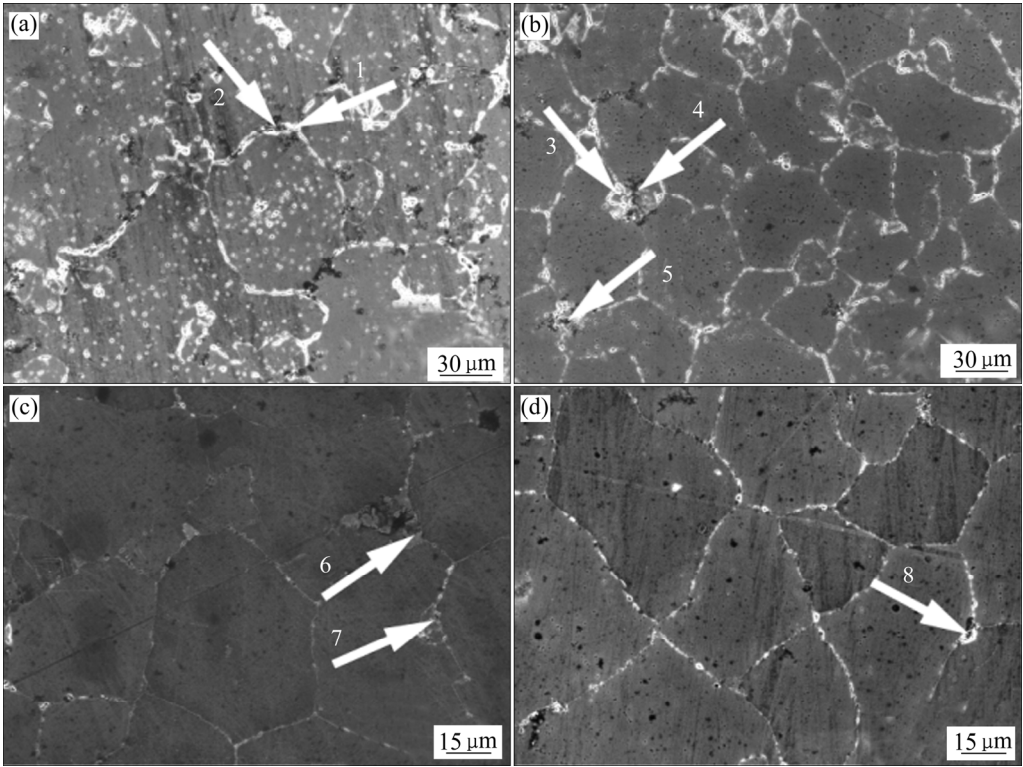


图 5 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金不同均匀化工艺后的 SEM 像

Fig. 5 SEM images of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy after different homogenizing treatments (a) I ; (b) II ; (c) III; (d) IV

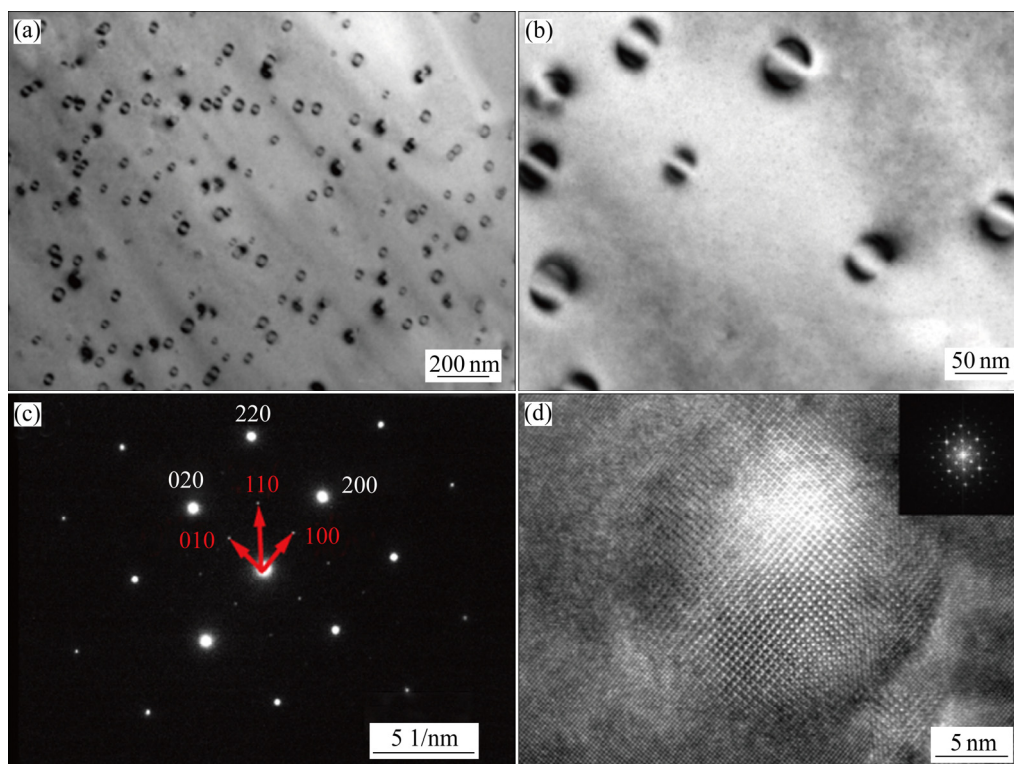


图6 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr合金在双级均匀化后的TEM像和 $\alpha(\text{Al})$ 相(白色字体)和 L_{12} - Al_3Sc 相(红色箭头)的选区电子衍射(SAED)标定以及 $\alpha(\text{Al})$ 与 Al_3Sc 界面的高分辨率(HRTEM)图(右上角为图像傅里叶变换(FFT)图)

Fig. 6 TEM images showing coherent Al_3Sc precipitates in Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloys ((a), (b)) after two-step homogenization treatments, selected area electron diffraction (SAED) patterns (c) of $\alpha(\text{Al})$ matrix (white font) indexed together with counterparts originated from L_{12} -type Al_3Sc precipitates (red arrows) and representative HRTEM image (d) to show coherency of $\alpha(\text{Al})/\text{Al}_3\text{Sc}$ interface (with corresponding FFT image in upper right corner)

的 Sc 固溶在基体中形成固溶体；而合金中来不及扩散的 Sc 原子则在晶界处形成如图 2(d)中箭头所指的富钪化合物，导致在铸态条件下观察到的是晶界处聚集的较大含钪化合物，没有足够的浓度能析出初生的 Al_3Sc 颗粒。但在随后较长时间的均匀化过程中，随着富钪区域化合物的重熔与含钪饱和固溶体的分解，不断析出次生 Al_3Sc 沉淀相。图 6(a)和(b)所示为 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金双级均匀化后的 TEM 像，从图中观察到大量弥散的呈马蹄状粒子存在于合金内部；图 6(c)所示为这种马蹄状粒子的选区电子衍射(SAED)标定，发现这些黑色马蹄状粒子是由 Sc 元素在均匀化过程中形成的 L_{12} 结构(面心立方结构)的二次析出相 Al_3Sc 相(见图 6(c)中红色箭头)，平均尺寸约为 40 nm，在均匀化退火过程中发生了一定程度的粗化，姜锋等^[16]发现温度在 300~450 °C 范围内，随着温度升高， Al_3Sc 相的粗化

速率发生大幅提高，由最小的 10 nm 以下发展到 50 nm 以上。图 6(d)所示为该粒子的高分辨率(HRTEM)和傅里叶变换(FFT)图，对其进行反傅里叶变换，测量出原子间距为 0.2053 nm。除了 Al_3Sc 相外，其中还存在着 $\alpha(\text{Al})$ 基体(见图 6(c)白色字体)，通过反傅里叶变换后测量出 $\alpha(\text{Al})$ 基体的原子间距为 0.2018 nm，计算得到它们的错配度 δ 小于 5%，因此， Al_3Sc 相与 $\alpha(\text{Al})$ 基体为完全共格界面，这些与基体共格的纳米级次生 Al_3Sc 相能够大量弥散分布于晶粒内部和晶界处，钉扎在晶界阻碍了晶界的迁移和晶粒的粗化，同时能够提高合金后续变形时的再结晶温度，通过钉扎位错产生显著的亚结构强化和弥散强化；与铸态下的硬度 143.5 HV 相比，均匀化后的硬度达到 181.2 HV，提升了 26%。

图 7 所示为不同均匀化工艺后合金的平均晶粒尺寸变化图。与铸态合金相比，经过(465 °C, 12 h)

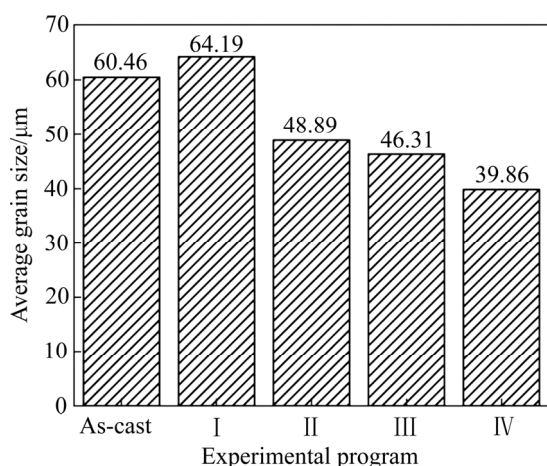


图7 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金不同均匀化工艺下平均晶粒尺寸

Fig. 7 Average grain size of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy after different homogenizing treatments

保温后, 合金的平均晶粒尺寸有所增加, 但经后续的 (465 °C, 24 h)、(465 °C, 24 h)+(480 °C, 12 h)、(465 °C, 24 h)+(480 °C, 24 h) 工艺处理后, 合金的平均晶粒尺寸明显下降。其原因可能为: 在 465 °C 开始保温到 12 h 时, 晶界处的 T 相开始向 S 相转化, 同时粗大的化合物开始溶解, 使得晶界处的缝隙增大; 在高温长时间保温的状态下, 晶粒开始长大以填补缝隙, 直观表现为晶界变得窄小, 如图 5 所示, 这使得晶粒发生略微长大; 但随着均匀化温度的升高和保温时间的延长, 粗大化合物的溶解达到饱和, 熔炼过程中析出的次生相 Al_3Sc 粒子分布在晶界处, 不断成为异质形核核心促使晶粒的形核长大, 使得总体晶粒平均尺寸减小; 经(465 °C, 24 h)+(480 °C, 24 h)处理后, 最小晶粒平均尺寸为 40 μm。

由上述分析可知: Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金铸态组织在 465 °C 下保温至 24 h 时, 共晶相开始分解并且 T 相完全转化为 S 相; 在温度提高到 480 °C 后进行保温, 随着时间的延长, S 相逐渐溶解, 并且绝大部分粗大化合物也发生溶解, 只有少数杂质相残留在晶界处; 通过均匀化工艺(465 °C, 24 h)+(480 °C, 24 h)处理后, 在晶界和晶粒内部析出大量的次生 Al_3Sc 相, 通过钉扎在晶界处或充当异质形核核心促使晶粒的长大和阻碍晶粒的粗化, 得到最小晶粒平均尺寸为 40 μm。因此, 通过添加微量的 Sc 和采取双级均匀化能够使铸态组织中的共晶相

和粗大化合物溶解, 并得到较为细小的晶粒, 进而达到较好的均匀化效果。

3 结论

1) Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金铸态晶粒尺寸为 55~80 μm, 组织内部存在枝晶网状结构, 并在晶界处分布着层片状 $\alpha(Al)+T(AlZnMgCu)$ 相和少量的杂质相 Al_7Cu_2Fe 。

2) 合金在 465 °C 下保温 24 h 后, 共晶相分解并且 T 相完全转化为 S 相; 在 480 °C 下保温至 24 h 后, S 相逐渐溶解消失, 且各元素分布均匀。但在晶界处仍会残留少量的含 Fe 相(Al_7Cu_2Fe)无法通过均匀化过程消除。

3) Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金均匀化后, 晶界和晶粒内部析出大量已粗化的平均尺寸为 40 nm(整体占比 65%)的次生 Al_3Sc 相与 $\alpha(Al)$ 基体产生共格, 同时晶粒得到细化, 平均晶粒尺寸由铸态的 60 μm 减小到 40 μm, 合金硬度由铸态的 143.5 HV 提高到 181.2 HV, 增幅 26%。

REFERENCES

- [1] LUKASAK D A, HART R M. Aluminum alloy development efforts for compression dominated structure of aircraft[J]. Light Metal Age, 1991, 49: 11-15.
- [2] DUMONT D, DESCHAMPS A, BRECHET Y. On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 356(1/2): 326-336.
- [3] 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.
- [4] CHEN Kang-hua, LIU Hong-wei, ZHANG Zhuo, 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.
- [5] IBRAHIM M F, SAMUEL A M. A preliminary study on optimizing the heat treatment of high strength Al-Cu-Mg-Zn alloys[J]. Materials and Design, 2014, 57(13): 342-350.

- [6] XIANG H, PAN Q L, YU X H, et al. Superplasticity behaviors of Al-Zn-Mg-Zr cold-rolled alloy sheet with minor Sc addition[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 676: 128–137.
- [7] GAO Y H, KUANG J, LIU G, et al. Effect of minor Sc and Fe co-addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu alloys during homogenization treatment[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 746: 11–26.
- [8] XU Pian, JIANG Feng, TANG Zhong-qin, et al. Coarsening of Al_3Sc precipitates in Al-Mg-Sc alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 781: 209–215.
- [9] 何振波, 李慧中, 梁霄鹏, 等. Al-Zn-Mg-Sc-Zr 合金的热变形行为及加工图[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(6): 1220–1228.
- HE Zhen-bo, LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, et al. Hot compression deformation behavior and processing maps of Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(6): 1220–1228.
- [10] 陈 琴, 潘清林, 王 迎, 等. 微量 Sc 和 Zr 对 Al-Mg-Mn 合金组织与力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2012, 22(6): 1555–1563.
- CHEN Qin, PAN Qing-lin, WANG Ying, et al. Effect of trace Sc and Zr on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2012, 22(6): 1555–1563.
- [11] DENG Ying, YIN Zhi-min, PAN Qin-lin, et al. Nano-structure evolution of secondary $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$ particles during superplastic deformation and their effects on deformation mechanism in Al-Zn-Mg alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 695: 142–153.
- [12] 鲁法云, 赵 风, 穆 楠, 等. 7050 铝合金均匀化过程中组织转变[J]. *材料热处理学报*, 2015, 36(5): 17–23.
- LU Fa-yun, ZHAO Feng, MU Nan, et al. Microstructure transformation during homogenization of 7050 aluminum alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2015, 36(5): 17–23.
- [13] 李承波, 韩素琦, 何克准, 等. 7075 铝合金铸锭组织及均匀化研究[J]. *特种铸造及有色合金*, 2016, 36(12): 1248–1252.
- LI Cheng-bo, HAN Su-qi, HE Ke-zhun, et al. Study on as-cast structure and homogenization of 7075 aluminum alloy[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2016, 36(12): 1248–1252.
- [14] MARQUIS E A, SEIDMAN D N. Coarsening kinetics of nanoscale Al_3Sc precipitates in an Al-Mg-Sc alloy[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(15): 4259–4268.
- [15] 李念奎, 凌 杲, 聂 波, 等. 铝合金材料及其热处理技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2012: 4–5.
- LI Nian-kui, LING Gao, NIE Bo, et al. *Aluminum alloy materials and heat treatment technology*[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2012: 4–5.
- [16] XU Pian, JIANG Feng, TANG Zhong-qin, et al. Coarsening of Al_3Sc precipitates in Al-Mg-Sc alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 781: 209–215.

Precipitation behavior of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy during homogenization process

LI Heng^{1,2}, TANG Kai¹, WANG Han¹, WANG Ke-sheng², LI Yu-kun³, WU Yu-cheng^{1,3}

(1. Anhui Province Key Laboratory of Aerospace Structural Parts Forming Technology and Equipment, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China;

2. Chinaland Solar Energy Co., Ltd., Hefei 231600, China;

3. National-Local Joint Engineering Research Center of Nonferrous Metals and Processing Technology, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: In this paper, the structure transformation and element distribution of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy with 0.2% Sc(mass fraction) in different states were studied. The results show that the addition of 0.2% Sc can help suppress dendrite segregation and eliminate the non-equilibrium eutectic structure, then an alloy with a grain size of 55–80 μm (accounting for 75% of the total) is obtained. A large number of $T(\text{AlZnMgCu})$ phases are distributed at the grain boundaries of the as-cast structure. After being kept at 465 $^{\circ}\text{C}$ for 24 h, the T phase is completely transformed into $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ phase. Holding at 465 $^{\circ}\text{C}$ for 24 h, the S phase disappears at the grain boundary and only a small amount of impurity phase ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$) remains. Through the two-stage homogenization treatment, the average grain size is reduced to 40 μm . A large amount of $L1_2$ -type Al_3Sc phases with the sizes of about 40 nm are dispersed inside the alloy, which are completely coherent with the $\alpha(\text{Al})$ matrix and effectively hinder the coarsening of grains.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy; homogenization; phase transformation; Al_3Sc

Foundation item: Project(2020A391) supported by the Postdoctoral Researchers' Research Activities of Anhui Province, China; Project(51605128) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(JZ2019AKKZ0268) supported by the Science and Technology Major Special Project of Anhui Province, China

Received date: 2020-12-18; **Accepted date:** 2021-03-11

Corresponding author: LI Heng; Tel: +86-18130469886; E-mail: liheng0205@hfut.edu.cn

(编辑 何学锋)