

# Er、Zr 及热处理对高锌铝合金组织和力学性能的影响

王潇博<sup>1</sup>, 荣 莉<sup>1</sup>, 黄 晖<sup>1</sup>, 魏 午<sup>1</sup>, 高 倩<sup>1</sup>, 王泽忠<sup>2</sup>, 周 力<sup>2</sup>, 王 猛<sup>3</sup>, 聂祚仁<sup>1</sup>

(1. 北京工业大学 材料与制造学部, 北京 100124)

(2. 东风汽车集团股份有限公司, 湖北 武汉 430056)

(3. 西安航天动力机械有限公司, 陕西 西安 710025)

**摘 要:** 以 Al-30Zn-3Cu-2.5Si 高锌铝基合金为研究对象, 探究稀土元素 Er、Zr 对铸态及热处理态合金组织和力学性能的影响, 并分析和探讨了其作用机理。结果表明, 当添加 0.10% (质量分数, 下同) Er 和 0.10% Zr 元素后能够明显地细化合金晶粒, 平均晶粒尺寸由 74.28  $\mu\text{m}$  减小至 60.01  $\mu\text{m}$ , 且  $\alpha$ -Al 晶粒转变为细小的等轴晶。稀土元素 Er、Zr 的添加会在合金内部形成  $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Zr})$  细小的粒子并能够起到钉扎位错的作用, 从而提高合金的力学性能。添加 Er、Zr 后, 铸态合金的抗拉强度由未添加稀土元素的 323.01 MPa 提高到了 358.29 MPa, 提升了 10.93%; 屈服强度由 309.33 MPa 提高到了 315.00 MPa, 提升了 1.83%; 延伸率基本未发生变化。合金经固溶时效热处理强化后, 添加稀土元素合金的抗拉强度为 449.48 MPa, 屈服强度为 408.51 MPa, 比铸态合金分别提高了 25.45%、29.68%。粗大的第二相存在于晶界处, 导致合金的延伸率仍较差。

**关键词:** 高锌铝合金; 稀土元素; 热处理; 组织; 力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)01-0250-07

随着当今社会的快速发展, 人们对铝合金材料的节能、环保、安全等性能提出了更高的要求。开发新型铝合金、深入挖掘铝合金的性能成为新的发展目标。Al-Zn 系高强铝合金在航空航天、机械、船舶等领域已有广泛的应用, 但其产品主要为轧制、挤压板材和型材, 很难制备出形状复杂的零件<sup>[1]</sup>。其主要原因之一是目前使用的 Al-Zn 系铝合金铸造性能较差, 对于复杂的零部件来说很难铸造。因此亟需开发一种新型的高强铸造 Al-Zn 铝合金。

近年来, 针对 Al-Zn 合金的研究越来越受到重视, 在 Al-Zn 体系合金中, 普遍研究的是 Zn 含量在 10% 以下, 然而 Zn 含量大于 10%, 即含锌量在 10%~45% 铝锌合金尚未被深入研究。高锌铝合金是指含锌量为 10%~45% 的铝基合金, 具有强度高、熔点低、高阻尼和耐磨性能好等特点<sup>[2-9]</sup>, 高锌铝合金具有熔点低、制造成本低和原材料易获取等优点, 也是近几十年来科学家们热点研究开发的金属材料之一。

关于 Al-Zn 二元相图, 其中存在 4 个等温转变: (1) 在 443  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{L}+\text{Al} \rightleftharpoons \text{ZnAl}$ ; (2) 在 382  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{L} \rightleftharpoons \text{ZnAl}+\text{Zn}$ ;

(3) 在 340  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{Al}_2 \rightleftharpoons \text{Al}_1+\text{ZnAl}$ ; (4) 在 275  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\text{ZnAl} \rightleftharpoons \text{Al}+\text{Zn}$ 。根据 Al-Zn 二元相图, 从相图中可以发现高 Zn 铝合金合金距离共晶成分比较近, 具有良好的铸造性能<sup>[10-13]</sup>。此外, 高锌铝基合金得益于其含锌量比较高, 在 275  $^{\circ}\text{C}$  下, Zn 在 Al 基体中的固溶度高达 31.60%, 大量 Zn 元素的溶入能够起到很好的固溶强化作用, 因此可以达到高强度的优异表现。

Al-Zn 二元合金性能较差, 因此需要通过合金化进行强化。Cu 是高锌铝合金中主要的强化元素, 起着固溶强化作用和异质形核的作用<sup>[14-18]</sup>。胡玉伸<sup>[18]</sup>研究发现 Al-30Zn-3Si 高锌铝合金添加适量 Cu 元素后, 组织中析出富铜的  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  相, 弥散分布在晶界及晶界附近, 明显细化 Al-30Zn-3Si 合金的晶粒。Si 的加入使得高锌铝基合金中形成共晶和初生的硅颗粒, 这些颗粒不同于 Al-Si 系合金中的 Si, 这些颗粒硬度高, 脆性高, 能够提高合金的耐磨性能。Nie<sup>[19]</sup>发现稀土元素能够细化晶粒和改善其力学性能。研究发现向铝合金中添加 Sc 元素后, 会形成  $\text{Al}_3\text{Sc}$  粒子, 该粒子和  $\text{Al}_3\text{Zr}$  相同, 同属于立方晶系,

收稿日期: 2023-01-25

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFB3700901)

作者简介: 王潇博, 男, 1998 年生, 硕士, 北京工业大学材料与制造学部, 北京 100124, E-mail: xiao\_bo\_wang@163.com

空间群为  $Pm3m$ ，能够和铝基体呈现良好的共格或半共格关系，熔点较高能够稳定存在，从而提高合金的热稳定性<sup>[20-21]</sup>。因为 Sc 的价格比较昂贵，因此选用相比之下较为廉价的 Er 元素代替是一种可行的方法。

目前，就 Al-Zn 系铸造合金来说，牌号较少，如 ZL401 和 ZL402。虽然都表现出不错的性能，但是对于高锌铝合金来说，其尺寸稳定性较差，另外，就 Zn 在 Al 中高的固溶度来说，现有 Al-Zn 的 Zn 含量也较低。因此，探究通过合金化和其他手段，如热处理，提高高锌铝合金的性能有待研究。

本工作以 Al-30Zn-3Cu-2.5Si 高锌铝基合金为研究对象，探究稀土元素 Er、Zr 对铸态及热处理态合金组织和力学性能的影响。

## 1 实验

实验室熔炼合金所采用的原材料为：纯 Al、纯 Zn、Al-60%Cu、Al-20%Si、Al-6%Er、Al-10%Zr 中间合金。实际熔炼的高锌铝合金化学成分如表 1，编号为 1# Al-30Zn-3Cu-2.5Si、2# Al-30Zn-3Cu-2.5Si-0.1Er-0.1Zr。为了使合金得到进一步强化，现对合金进行热处理强化，其中合金所采用的固溶制度为 440 °C/12 h；时效制度为 120 °C/1 h。

采用 HXD-1000TM/LCD 维氏硬度计测量硬度，载荷大小为 200 g，加载时间为 10 s，为了消除部分偏差较大的值，每个合金试样选取不同的位置测量 20 个点的硬度，最后取其平均值。高锌铝合金金相试样所采用的腐蚀剂为混合酸水溶液（2 mL HF + 3 mL 盐酸+ 5 mL 硝酸+250 mL 水）；偏光采用的试剂为 5% 氟硼酸溶液。用 Axio imager A2M 型金相显微镜（OM）、Gemini SEM 300 场发射扫描电镜、JEM-2100F 型透射电子显微镜（工作电压为 200 kV）观察显微组织。采用 D8 Advance 型号的 X 射线衍射仪对试样进行物相分析。

## 2 结果及讨论

### 2.1 显微组织

铸态高锌铝合金的 X 射线衍射图谱如图 1 所示，谱图中显示了 Al、Si、Zn 和  $Al_2Cu$  相，分别用○、□、♥和▽表示。合金在铸态时均只含有  $\alpha$ -Al、 $\eta$ -Zn、 $\theta$ - $Al_2Cu$  和共晶 Si 这 4 种相。

如图 2 所示，在金相显微镜下观察到灰色的显微组织为粗大树枝状的富铝  $\alpha$ -Al 相，晶界处呈现灰黑色连续的共析  $\alpha+\eta$  相，深黑色的初生 Si 相，亮白色的块

表 1 高锌铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of the high zinc aluminum alloys (wt%)

No.	Zn	Cu	Si	Er	Zr	Al
1#	31.06	3.16	2.42	-	-	Bal.
2#	30.30	3.17	2.39	0.09	0.08	Bal.

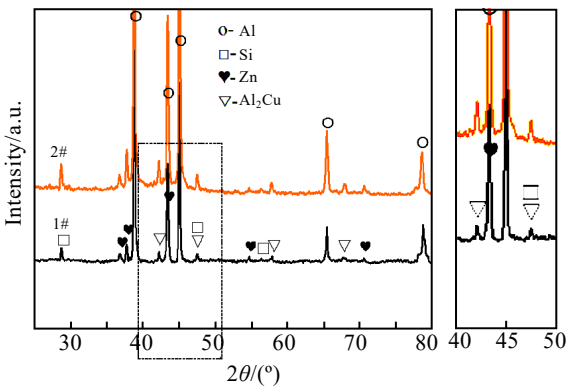


图 1 铸态高锌铝合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of high zinc aluminum alloys after solution heat treatment

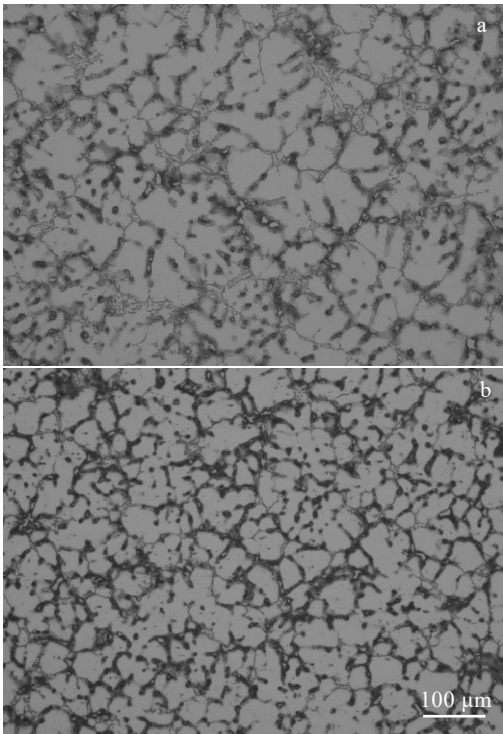


图 2 铸态合金的金相显微组织

Fig.2 Microstructures of the as-cast alloys: (a) 1# Al-30Zn-3Cu-2.5Si and (b) 2# Al-30Zn-3Cu-2.5Si-0.1Er-0.1Zr

状  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相。 $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$  相被共析  $\eta$  相所包裹, 该相相比富锌  $\eta$  相更早形成, 说明该相熔点较高, 更加稳定地存在于基体当中。浅灰色的针状 Si 分布在晶界周围, 与  $\eta$  相和  $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$  相共同组成了晶界复杂的网络结构。2#合金在添加了 Er、Zr 元素后, 晶粒组织明显得到了细化。

图 3 显示的是 4 种合金所对应的偏光显微组织照片, 对比发现, 晶粒形状大多呈树枝状, 在高锌铝合金中添加 Er、Zr 元素后, 晶粒明显细化,  $\eta$  相和共晶 Si 大多数沿晶界分布, 逐渐趋于网状结构的连接。这说明 Er、Zr 元素在合金凝固过程中提供了形核质点, 导致高锌铝合金晶粒尺寸减小。

高锌铝合金的铸态微观组织由深灰色富铝的  $\alpha\text{-Al}$  树枝晶、分布在晶界处深黑色的针状 Si、亮灰色的  $\eta$  相以及被包裹的块状  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相组成, 其中  $\alpha\text{-Al}$  为 Zn 元素固溶在 Al 基体而形成的以 Al 元素为主的铝基固溶体, 而  $\eta\text{-Zn}$  相是  $\text{ZnAl}$  基有序固溶体, 亮灰色的  $\eta$  相包围着  $\alpha$  枝晶呈连续或者半连续分布的状态。Cu 元素的添加旨在形成  $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$  强化相, 它被亮灰色的  $\eta$  相所包围, 共同组成复杂的显微组织结构。 $\text{Al}_2\text{Cu}$  强化相属于四方晶系, 晶格常数  $a=6.07\times 10^{-10}\text{ m}$ ,  $c=4.87\times 10^{-10}\text{ m}$ , 密度为  $4.34\text{ g/cm}^3$ 。

在合金冷却凝固时, 初晶相  $\alpha\text{-Al}$  首先从熔体中结晶, 随着温度的降低,  $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$  相紧随其后从液相中形成, 当温度继续降低,  $\alpha\text{-Al}$  会和剩余的液相发生包晶反应生成  $\beta(\text{ZnAl})$  相,  $\beta$  相分布在  $\theta$  相周围, 之后会发生共析反应生成  $\alpha$  和  $\eta$  相。但金属溶液凝固过程中

并非平衡凝固, 因此  $\beta$  相并不会完全转变为  $\alpha+\eta$  相, 会有部分  $\beta$  相留存在  $\theta$  相周围, 并包裹着  $\theta$  相。综上所述, 高锌铝合金在凝固过程中相的形成顺序可能为  $\alpha\text{-Al}\rightarrow\theta\rightarrow\beta(\text{ZnAl})\rightarrow\eta$ 。

如图 4 所示, 经过  $440\text{ }^\circ\text{C}/12\text{ h}$  固溶后, 分布在晶界周围初生的共晶 Si 和  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相开始发生转变, 共

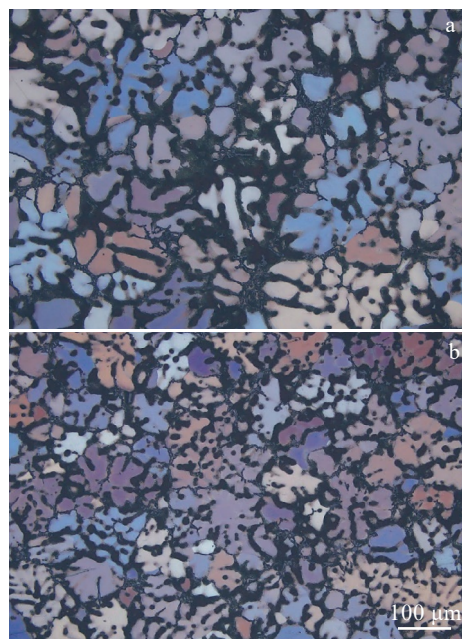


图 3 铸态合金的偏光显微组织

Fig.3 Polarized microstructures of as-cast alloys: (a) 1# Al-30Zn-3Cu-2.5Si and (b) 2# Al-30Zn-3Cu-2.5Si-0.1Er-0.1Zr

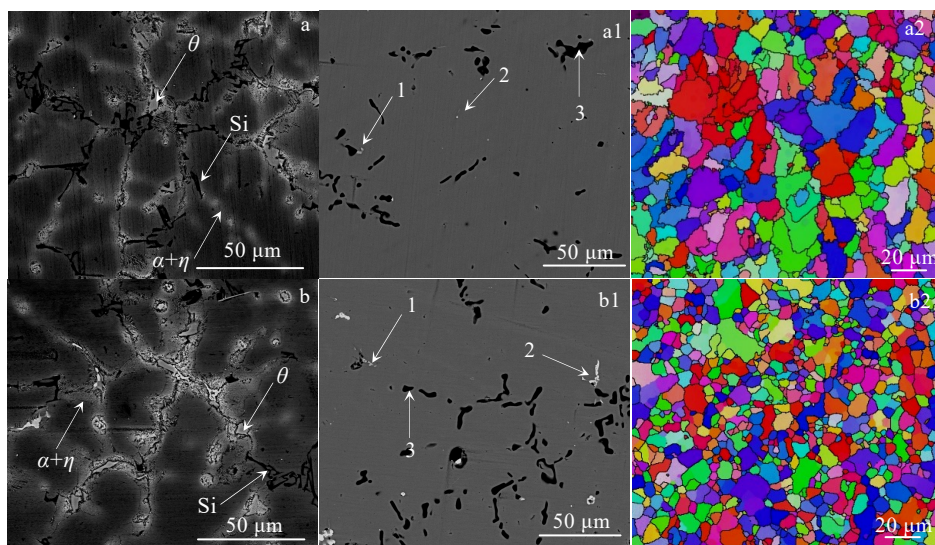


图 4 高锌铝合金的 SEM 照片

Fig.4 SEM microstructures of high zinc aluminum alloy: (a) as-cast alloy 1#; (a1) alloy 1# after solid solution; (a2) IPF diagram of alloy 1# after solid solution; (b) as-cast alloy 2#; (b1) alloy 2# after solid solution; (b2) IPF diagram of alloy 2# after solid solution



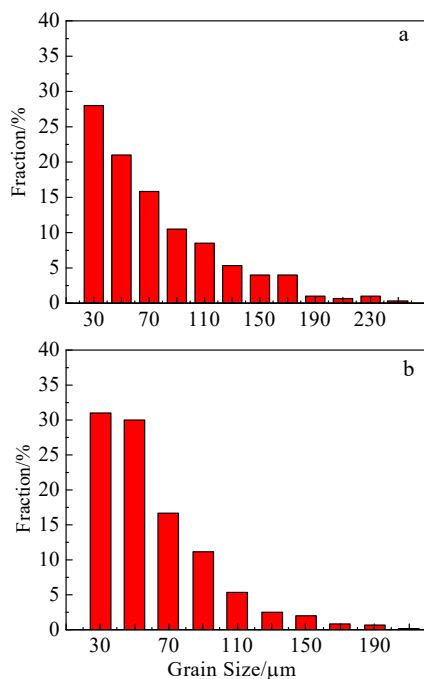


图 5 高锌铝合金晶粒尺寸统计图

Fig.5 Statistic diagrams of grain size of high zinc aluminum alloys 1# (a) and 2# (b)

晶 Si 由原来连续的组织开始发生断裂, 针状的共晶 Si 部分发生熔断、球化, 数量明显降低, 表明部分共晶 Si 相回溶到了铝基体当中;  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相的尺寸也明显减小且数量减少。

图 5 为高锌铝合金晶粒尺寸统计图, 合金的晶粒尺寸发生明显的细化, 合金平均晶粒尺寸由未添加稀土元素合金的  $74.28 \mu\text{m}$  减小至  $60.01 \mu\text{m}$ , 且  $\alpha\text{-Al}$  晶粒转变为细小的等轴晶。

表 2 为图 4 a1、b1 中各点处 EDS 能谱分析结果, 根据分析结果可知, 合金组织中存在少量的灰色含 Fe 杂质相, 通常情况下, Fe 元素不与 Zn 和 Cu 发生反应, 一般会 and Al 发生反应生成针状的  $\text{Al}_3\text{Fe}$  相。在选材以及熔炼过程中, 即使原料的纯度再高, 熔炼的环境再严格, 在熔炼过程中仍避免不了会产生 Fe 的相关杂质相。固溶热处理后的合金与铸态组织相比较, 发现了含 Al、Cu、Zn 元素的相, 这是  $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$  相存在于富 Zn 的  $\eta$  相固溶体之中, 并且尺寸变得细小且弥散分布, 晶界周围的层状  $\alpha+\eta$  结构发生溶解。由于富 Si 相是凝固过程中首先析出形成的, 因此黑色的共晶 Si 仍大量存在, 并未完全溶解。含 Er 相大多汇聚在富铜相之上, 和 Al、Cu 元素形成  $\text{Al}_3\text{Cu}_4\text{Er}$  相。

图 6 为铸态合金经  $440^\circ\text{C}/12 \text{ h}+120^\circ\text{C}/1 \text{ h}$  时效

处理后的 TEM 显微组织图, 通过透射电镜观察二次相的析出特征, 根据图 6a 可知, 未添加稀土元素的 1#合金大部分以点状细小的纳米 Zn 相弥散分布, 尺寸约为  $5.26 \text{ nm}$ , 衍射斑中如红圈所指, 这个细小的纳米 Zn 相阻碍位错的运动, 起到了钉扎位错的作用, 使得合金的力学性能要高于铸态; 其中还存在尺寸在  $50 \text{ nm}$  左右较大的纳米 Zn 颗粒。图 6b 为添加稀土元素的 2#合金, Er 元素在铸态形成过饱和固溶体将处于热力学不稳定状态, 在随后的热加工或时效过程中将会以细小弥散的第二相粒子形式析出<sup>[22]</sup>。基体中除了细小弥散的纳米 Zn 相外, 还存在针状或圆盘状的纳米 Zn 相, 此时对位错的钉扎作用稍显下降, 但在衍射斑中, 如黄色圈所指, 晶内发现具有  $\text{L}_{12}$  结构的  $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Zr})$  粒子, 具有良好热稳定性的该粒子通过钉扎位错和晶界, 阻碍其运动, 细化晶粒, 从而提高合金的综合性能。

## 2.2 力学性能

图 7a 和 7b 分别为铸态和时效态合金的力学性能。从图 7a 中可知, 2# 添加 Er、Zr 元素的铸态合金与 1# 铸态合金相比, 合金的抗拉强度由  $323.01 \text{ MPa}$  提升到了  $358.29 \text{ MPa}$ , 提升了  $10.93\%$ ; 屈服强度由  $309.33 \text{ MPa}$  提升到了  $315.00 \text{ MPa}$ , 提升了  $1.83\%$ ; 延伸率基本未发生变化, 表明形成的  $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Zr})$  相对铸态合金的强度提升有一定的作用。2# 合金经过  $440^\circ\text{C}/12 \text{ h}+120^\circ\text{C}/1 \text{ h}$  固溶时效热处理之后, 合金的力学性能最高, 抗拉强度达到了  $449.48 \text{ MPa}$ , 屈服强度达到了  $408.51 \text{ MPa}$ , 延伸率为  $1.52\%$ 。相比 2# 铸态合金分别提高了  $25.45\%$ 、 $29.68\%$ 、 $25.62\%$ 。由于 Cu 元素的加入会形成粗大的强化相  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , 并且粗大的第二相存在于晶界处, 导致合金的延伸率仍较差。另外, Er、Zr 元素的加入, 使得合金的晶粒尺寸减小, 进而在一定程度上也提高了合金的力学性能。

表 2 图 4a1、图 4b1 各点处 EDS 能谱分析结果

Table 2 EDS analysis results of each point in Fig.4a1 and Fig.4b1 (wt%)

Alloy Point	Al	Si	Fe	Cu	Zn	Er	Zr
1#	1	51.97	6.89	15.88	14.30	10.96	-
	2	38.34	20.47	0.65	9.35	31.19	-
	3	29.05	57.08	0.04	1.42	12.41	-
2#	1	54.88	0.47	9.24	26.51	8.78	0.02
	2	29.91	0.06	0.07	31.48	21.79	1.74
	3	25.53	61.23	0.04	1.05	11.84	0.11



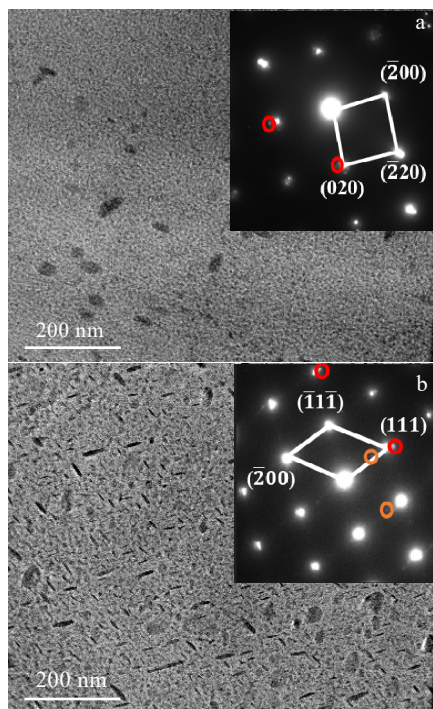


图 6 120 °C/1 h 时效后合金晶内 TEM 显微组织

Fig.6 TEM microstructures of Al-30Zn-3Cu-2.5Si (a) and Al-30Zn-3Cu-2.5Si-0.1Er-0.1Zr (b) alloys after 120 °C/1 h aging

合金经过 440 °C 固溶热处理之后, 大量的元素发生溶解, 得到过饱和固溶体, 再经过 120 °C/1 h 时效后, 基体内逐渐出现纳米级析出相, 并呈现细小弥散分布, 进而使得合金得到弥散强化。图 8 为时效态合金拉伸断口及元素分布图, 从元素分布图得知, 断裂处均含有 Si 和 Cu 元素, 大多沿此处断裂; 从断口形貌得知, 由于添加了大量的 Zn 元素, 使得合金的强度较高, 但其塑性却很差, 均存在较多的撕裂棱, 且韧窝较少, 故时效后与铸态合金延伸率相比并没有明显的改善。

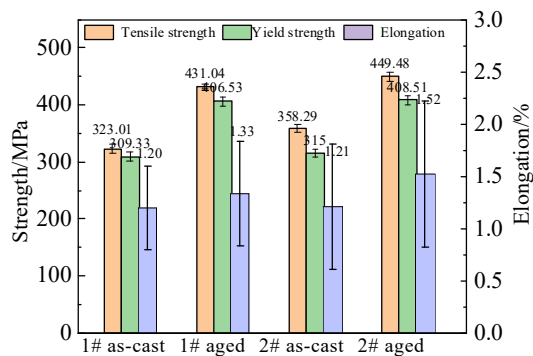


图 7 铸态和时效后合金的力学性能

Fig.7 Mechanical properties of as-cast and aged alloys

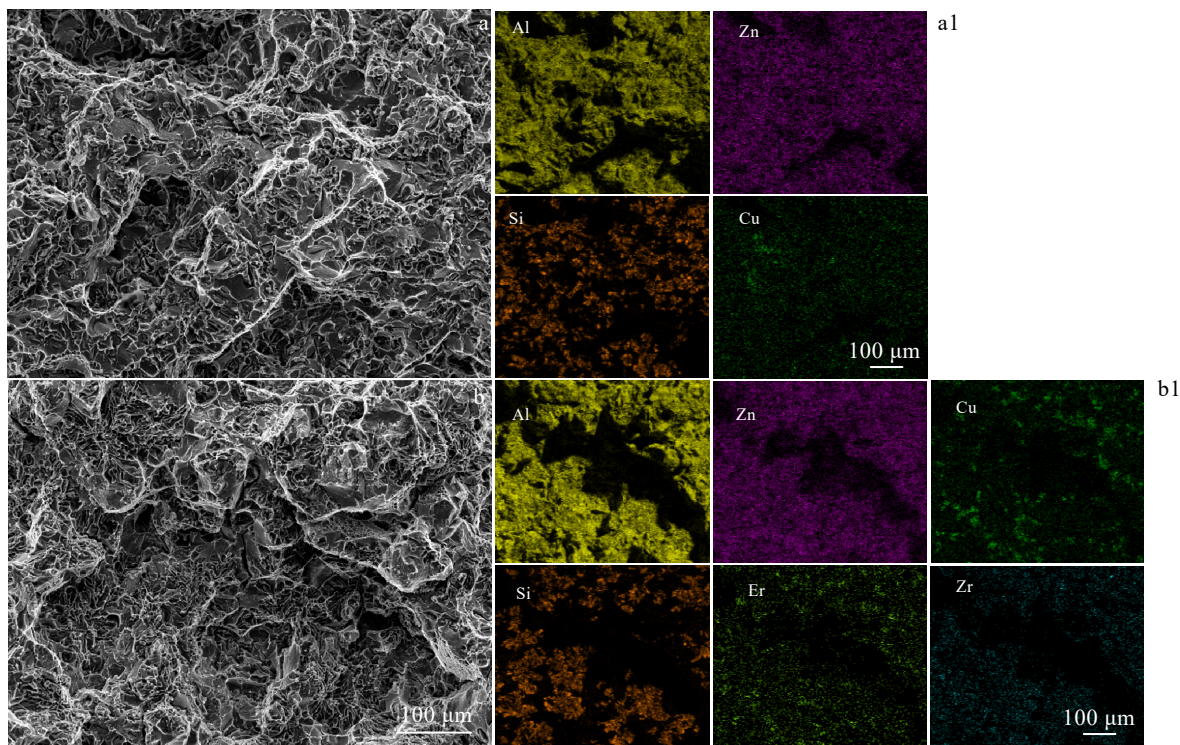


图 8 时效态合金拉伸断口的 SEM 照片及 EDS 元素分布图

Fig.8 SEM images (a, b) and EDS element distributions (a1, b1) of tensile fracture of aged alloys: (a, a1) alloy 1# and (b, b1) alloy 2#

### 3 结 论

1) 稀土元素 Er、Zr 的加入能够显著细化合金的晶粒; 合金的平均晶粒尺寸由 74.28  $\mu\text{m}$  减小至 60.01  $\mu\text{m}$ 。

2) 在高锌铝合金当中加入少量的稀土元素 Er、Zr 后, 合金铸态的抗拉强度由未添加稀土元素的 323.01 MPa 提高到了 358.29 MPa, 提升了 10.93%; 屈服强度由 309.33 MPa 提高到了 315.00 MPa, 提升了 1.83%; 延伸率基本未发生变化。

3) 添加稀土元素 Er、Zr 后, 在铸态合金中, Er 元素一部分部分依附于  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相聚集, 经时效处理后会有部分 Er 以  $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Zr})$  粒子的形式析出。

4) 合金经固溶时效热处理强化后, 添加稀土元素合金的抗拉强度为 449.48 MPa, 屈服强度为 408.51 MPa, 比铸态合金分别提高了 25.45%、29.68%。粗大的第二相存在于晶界处, 导致合金的延伸率仍较差。

5) 目前大部分 7xxx 系合金均为变形合金, 很难制造出复杂的零部件, 而高锌铝合金的铸态性能较为优异, 但塑性较差, 故可通过压铸或挤压铸造成型工艺实现高锌铝合金更高的强度以及更加优异的塑性性能。

#### 参考文献 References

- [1] Chen Z G, Yuan Z G, Ren J K *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 828: 154446
- [2] Mazilkin A A, Straumal B B, Rabkin E *et al.* *Acta Materialia*[J], 2006, 54(15): 3933
- [3] Savaşkan T, Bican O. *Tribology Letters*[J], 2010, 40(3): 327
- [4] Shin S S, Won S J, So H *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(12): 6630
- [5] Mondal D P, Das S, Rajput V J M S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 406(1-2): 24
- [6] Savaşkan T, Turhal M S, Murphy S. *Materials Science & Technology*[J], 2003, 19(1): 67
- [7] Shin S S, Lee J C, Park I M. *Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 690(6): 177
- [8] Archana S R, Arun P S, Sreelekshmi B R *et al.* *Materials Science and Engineering B*[J], 2020, 261(5): 114768
- [9] Shin S S, Lim K M, Park I M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 679: 340
- [10] Shin S S, Lim K M, Park I M. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2016, 671: 517
- [11] Zhang Deyu(张得宇), Li Chenxi(李晨希), Yang Hongwang(杨红旺). *China Foundry Congress 2010*(2010 中国铸造活动周)[C]. Hangzhou: Chinese Mechanical Engineering Society, 2010: 330
- [12] Savaşkan T, Pürçek G, Hekimoğlu A P. *Tribology Letters*[J], 2003, 15(3): 257
- [13] Cao Fengjiang(曹凤江), Tan Jianbo(谭建波), Li Wenge(李文革) *et al.* *Hebei Journal of Industrial Science & Technology* (河北工业科技)[J], 2006, 23(6): 381
- [14] Wang Ruiliang(王瑞亮), Li Xintao(李新涛), Gao Zuowen(高作文) *et al.* *Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2010, 38(5): 50
- [15] Yang Dixin(杨涤心), Gao Cunzhen(高存贞), Xie Jingpei(谢敬佩) *et al.* *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2010, 31(11): 1448
- [16] Savaşkan T, Alemdağ Y. *Wear*[J], 2010, 268(3-4): 565
- [17] Savaşkan T, Hekimoğlu A, Pürçek G. *Tribology International* [J], 2004, 37(1): 45
- [18] Hu Yushen(胡玉伸). *Effect of Si, Cu and Heat Treatment on Microstructure and Properties of Al-30Zn High Zinc Aluminum Alloy*(Si、Cu 元素与热处理对 Al-30Zn 高锌铝合金组织及性能的影响)[D]. Zhengzhou: Zhengzhou University, 2017
- [19] Nie Z R, Jin T N, Fu J B *et al.* *Mater Sci Forum*[J], 2002, 396-402: 1731
- [20] Mondolfo L F. *Microstructure and Properties of Aluminum Alloy*(铝合金的组织与性能)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988
- [21] Kendig K L, Miracle D B. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(16): 4165
- [22] Wen Shengping(文胜平), Lin Shuangping(林双平), Gong Bo(宫博) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2010, 34(6): 802

## Effect of Er, Zr and Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of High Zinc Aluminum Alloy

Wang Xiaobo<sup>1</sup>, Rong Li<sup>1</sup>, Huang Hui<sup>1</sup>, Wei Wu<sup>1</sup>, Gao Qian<sup>1</sup>, Wang Zezhong<sup>2</sup>, Zhou Li<sup>2</sup>, Wang Meng<sup>3</sup>, Nie Zuoren<sup>1</sup>

(1. Department of Materials and Manufacturing, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

(2. Dongfeng Automobile Group Co., Ltd, Wuhan 430056, China)

(3. Xi'an Aerospace Power Machinery Co., Ltd, Xi'an 710025, China)

**Abstract:** Al-30Zn-3Cu-2.5Si high Zn Al-based alloy was taken as the research object, the effects of Er and Zr on the microstructure and mechanical properties of as-cast and heat-treated alloys were investigated, and the action mechanism was analyzed and discussed. The results show that the grain size of the alloy can be obviously refined by adding 0.10wt% Er and 0.10wt% Zr, the average grain size is reduced from 74.28  $\mu\text{m}$  to 60.01  $\mu\text{m}$ , and the grains of  $\alpha$ -Al are changed into fine equiaxed grains. The addition of rare earth elements Er and Zr can form fine particles of  $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Zr})$  in the alloy and pin dislocations to improve the mechanical properties of the alloy. After adding Er and Zr, the tensile strength of as-cast alloy increases from 323.01 MPa to 358.29 MPa, which increases by 10.93%; the yield strength increases from 309.33 MPa to 315.00 MPa, which increases by 1.83%; the elongation barely changes. The tensile strength and yield strength of the alloy strengthened by solution-aging heat treatment are 449.48 and 408.51 MPa, which are 25.45% and 29.68% higher than those of the as-cast alloy, respectively. The coarse second phase exists at the grain boundary, which results in the poor elongation of the alloy.

**Key words:** high zinc aluminum alloy; rare earth elements; heat treatment; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Wei Wu, Master, Lecturer, Department of Materials and Manufacturing, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, E-mail: weiwu@bjut.edu.cn