

# 综合提升 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金强度和耐蚀性的双级时效研究

陈炯燊, 荣莉, 魏午, 黄晖, 高坤元, 吴晓蓝, 文胜平, 亓鹏, 聂祚仁

(北京工业大学 新型功能材料教育部重点实验室, 北京 100124)

**摘要:** 本研究以 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金为研究对象, 测试获得合金在不同时效工艺下硬度、电导率、力学性能、剥落腐蚀性能的变化规律, 同时使用 EBSD、XRD、SEM 及 TEM 等组织与成分表征手段对其微观组织进行分析, 阐明合金最佳综合性能与其组织模式的关系。结果表明: 最优的双级时效工艺为 90 °C/12 h+145 °C/18 h; 此工艺下的屈服强度为 388 MPa, 延伸率为 14.0%, 剥落腐蚀评级为 PB, 此时合金主要强化相 (GP 区和  $\eta'$  亚稳相) 在晶内大量弥散析出, 晶界处的  $\eta$  相呈断续分布。对比该合金 T6 (120 °C/24 h) 单级时效处理态性能: 屈服强度为 328 MPa, 延伸率为 17.75%, 剥落腐蚀评级为 EC, 双级时效后合金综合性能得到显著提升。

**关键词:** Al-Zn-Mg-Er-Zr; 双级时效; 微观组织; 力学性能; 剥落腐蚀

**中图分类号:** TG146.21

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)07-2453-08

铝型材由于其密度低、耐腐蚀性能好、力学性能优良、导电导热性能好、整体结构成型度高等特点, 在航空航天、交通运输等领域中被广泛应用, 并向结构大型化、截面复杂化的方向发展<sup>[1-3]</sup>。Al-Zn-Mg 系铝合金可通过调控热处理工艺获得优异的综合性能, 其中用于铁路交通车体结构的中强可焊铝合金型材 (例如 7N01、7003、7005 等), 变形性能优良、耐蚀性优异、焊接性能好, 但其力学性能难以满足未来轨道交通应用需求<sup>[4]</sup>。由于工业应用需求对铝合金型材要求逐渐提高, 提升中强可焊 Al-Zn-Mg 系合金综合性能变得尤为重要。

Al-Zn-Mg 系铝合金的力学性能和耐蚀性在很大程度上受析出相的成分、形貌、含量、尺寸和分布的影响。因此, 合理设计热处理制度对于该系列合金达到服役所需的综合性能极其重要。一般认为通过 T6 处理可以使纳米级强化析出相 (GP 区和  $\eta'$  亚稳相) 密集分布, 从而使合金达到最高强度, 但耐腐蚀性变差限制了其实际服役应用<sup>[5-8]</sup>。或是通过 T7X 双级时效处理, 低温时效促进纳米级硬化析出相大量形核, 再加上高温短时时效使合金晶界处析出相断续分布且无沉淀析出带 (PFZ) 变宽, 从而使合金在损失部分强度的前提下耐蚀性得到提高<sup>[9-14]</sup>, 因而, 双级时效通常被认为属于过时效 (T7 态), 其强度一般低于 T6 态强

度, 而耐蚀性优于 T6 态。除此之外, 可通过回归再时效 (retrogression and reaging, RRA) 处理, 有效提高合金耐蚀性, 且力学性能接近 T6 处理, 但工艺较为复杂且工艺窗口狭窄限制了其工业应用<sup>[15-17]</sup>。

微合金元素 Sc、Zr 的添加可以促使合金析出稳定的 L1<sub>2</sub> 结构的 Al<sub>3</sub>(Sc, Zr) 析出相, 其可以起到钉扎位错和亚晶界的作用, 有效抑制 Al-Zn-Mg 系合金再结晶, 从而提高合金的强度和耐腐蚀性能<sup>[18-22]</sup>。近年来发现, 在铝合金中添加微合金元素 Er、Zr 后也可以得到具有核壳结构的 Al<sub>3</sub>(Er, Zr) 析出相, 同时赋予合金显著的时效强化效应和优异的抗再结晶性能<sup>[23-27]</sup>。

现阶段对于 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金热处理工艺与合金组织及性能探讨较少, 需要为工业化 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金提供热处理工艺窗口, 寻找合适的组织模式与最优性能匹配。本研究主要目的是探讨不同时效处理对 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金力学性能和耐蚀性的影响, 优化出一种可同时提升合金强度和耐蚀性的双级时效热处理工艺, 并揭示合金在双级时效下的组织演变规律。

## 1 实验

实验合金采用金属模铸造, 实测的化学成分如表 1 所示。对实验合金铸锭先在 280 °C/12 h+460 °C/20 h 条件下均匀化, 然后在 460 °C 下轧制 (90%压下量),

收稿日期: 2022-06-14

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFB3700901)

作者简介: 陈炯燊, 男, 1994 年生, 博士生, 北京工业大学新型功能材料教育部重点实验室, 北京 100124, 电话: 010-67392971, E-mail: chenjionshen@emails.bjut.edu.cn

表 1 实验合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy (wt%)

Zn	Mg	Cu	Mn	Er	Zr	Al
4.03	2.09	0.35	0.39	0.15	0.18	Bal.

风冷,得到 3 mm 厚的薄板。在 470 °C 下固溶处理 1 h,水淬,然后进行单级、双级时效处理。单级时效温度选取 80~160 °C、时间为 0~72 h;双级时效的第 1 级时效工艺固定为 90 °C/12 h,第 2 级时效温度选取为 100~190 °C、时间为 0~72 h。

实验样品在磨抛机上使用 400#~2000#砂纸打磨,在 SIGMATEST 2.069 电导率测试仪上进行电导率测试;在 HXD-1000TM/LCD 维氏硬度计上测硬度值,载荷为 200 g,加载时间为 10 s;将合金样品加工成实验面尺寸为 30 mm×50 mm 的样品,将样品放置在配置好的剥落腐蚀溶液中进行全浸实验,溶液温度恒定为 25 °C,在 12、24、48 h 时取出拍照,对 48 h 下的潮湿状态试样按照国标 GB/T 22639-2022 时进行剥落腐蚀敏感性(exfoliation corrosion susceptibility, ECS)评级;静态拉伸测试参考国标 GB/T 228.1-2021。通过 Gemini SEM 300 场发射扫描电镜及 JEM-2100F 型透射电镜对不同状态试样进行组织分析。

## 2 结果

### 2.1 热轧及固溶态组织

热轧态 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金显微组织如图 1 所示。

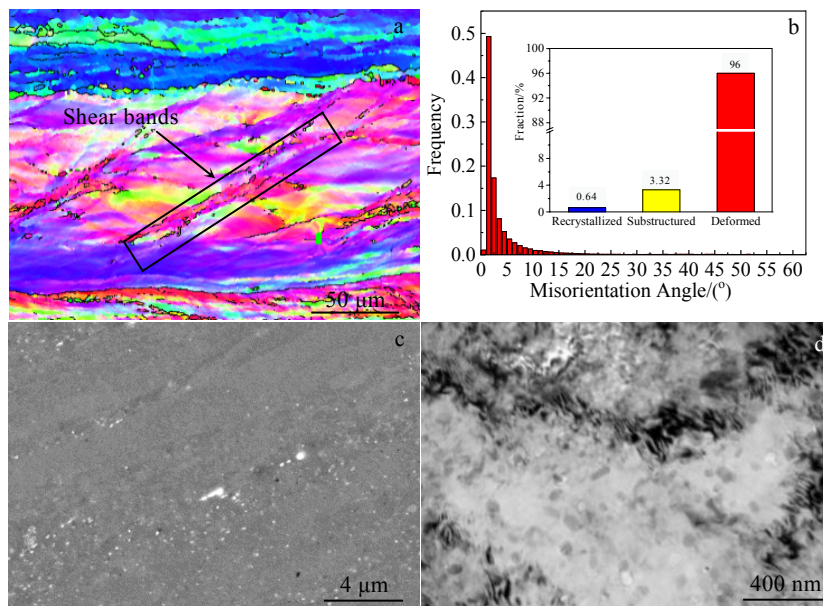


图 1 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金热轧态组织

Fig.1 Microstructures of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy after hot rolling: (a) grain orientation; (b) misorientation angle distribution and the recrystallized fraction; (c) SEM microstructure; (d) TEM microstructure

合金轧制组织呈纤维状,以变形组织为主,占比 96%,由于应变量大且轧制时变形不均匀,导致出现剪切带。合金内除了残留均匀化后未回溶的粗大相外,还存在粒径在 50~100 nm、密度较高的第二相,如图 1c;通过 XRD (图 2) 分析,确定为 MgZn<sub>2</sub> 相;在 TEM 下也可观察到这些呈纺锤状、粒径在 50~100 nm 的 MgZn<sub>2</sub> 相 (图 1d),并且合金内部存在大量位错缠结。图 3 为 Al-Zn-Mg-Er-Zr 轧板在 470 °C 固溶 1 h 后的显微组织。轧制时出现的剪切带消失,合金发生部分再结晶,再结晶分数达到 54.1%,其中 Al<sub>3</sub>(Er, Zr) 粒子起到钉扎亚晶界的作用,如图 2d,阻碍位错的运动和亚晶界迁移<sup>[28]</sup>,从而阻碍晶粒长大,故合金仍保留 18.3% 的变形组织和 27.7% 的亚晶组织。比较图 1c 和图 3c 可见,固溶态样品中的第二相明显少于轧制态的。这是因为,热轧态合金存在 2 种残余相,一种是块状、尺寸稍大的残余相,这种残余相是经过轧制破碎的、在均匀化时残留的富 Er、Fe 的难溶相,在后续固溶中很难消除<sup>[29]</sup>;另一种为细小的、密度较高的 MgZn<sub>2</sub> 相,经过 470 °C/1 h 固溶处理基本完全回溶,如图 3d, MgZn<sub>2</sub> 相已完全回溶进基体。如图 3c,合金未出现明显过烧现象。图 2 的 XRD 图谱中, MgZn<sub>2</sub> 相峰强度明显下降。综上可知,经过 470 °C/1 h 处理已达到固溶目的。

### 2.2 时效态合金性能

为了探究时效工艺对 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金性能及组织的影响,对经过 470 °C/1 h 固溶处理的合金,在 80~160 °C 下时效处理 0~72 h,其硬度和电导率随时间变化曲线如图 4 所示。经过 470 °C/1 h 固溶

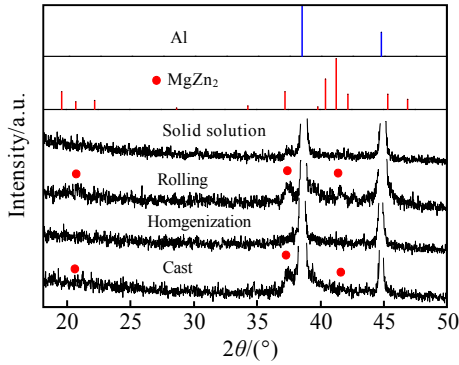


图 2 不同状态下 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy in different states

后水淬，合金维氏硬度为 743.428 MPa，电导率为 29.43 %IACS。当时效温度为 80 °C 时，由于析出动力很低，原子扩散速度低，沉淀强化很弱，合金硬度上升缓慢，经过 72 h 保温，硬度只有 1311.044 MPa，电导率为 30.53 % IACS，合金仍处于欠时效状态。时效温度为 120 °C 时，在 24 h 时硬度达到峰值，为 1455.888 MPa，电导率为 31.9 %IACS；之后至 72 h 硬度保持动态稳定，72 h 时硬度为 1406.594 MPa，电导率为 33.42 %IACS。当温度大于 120 °C 时，电导率上升幅度增加，硬度峰值硬度明显下降。时效温度在 80~160 °C 之间时，至 72 h 均未发生明显过时效情况。因此，本研究制定 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金的 T6 态工艺为 120 °C/24 h，

此时硬度为 1455.888 MPa，抗拉强度 420.5 MPa，屈服强度为 328 MPa，延伸率为 17.75%。经检测，T6 态剥落腐蚀评级为 EC。

结合 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金单级时效性能，将第 1 级时效制度定为 90 °C/12 h，主要针对第 2 级时效工艺进行讨论。图 5 为 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金双级时效时（第 2 级时效温度在 100~190 °C 之间）的硬度和电导率随时效时间变化趋势。合金显微硬度随第 2 级时效温度升高呈先增大后减小的趋势；第 2 级时效温度越高，越快进入过时效状态。经过第 1 级时效后合金硬度为 1196.09 MPa，较时效前硬度提升 61%，电导率为 30.39 %IACS，较固溶态电导率提升 3.26%。经过第 1 级时效后，电导率变化很小，说明基体过饱和固溶度还很大，电导率随着第 2 级温度升高而逐渐增大；当第 2 级时效温度在 115 °C 以下时，合金硬度仍旧上升缓慢，此时析出动力不足；当第 2 级时效温度为 130 和 145 °C 时，硬度提升速率更快，在 9 h 时便可以达到硬度峰值，且随时效时间延长合金硬度保持在较高数值；当合金第 2 级时效温度提升至 160 °C 时，合金硬度提升速率更快，在 3 h 即达到峰值 1504.3 MPa，之后缓慢下降，合金处于过时效状态；当温度升至 190 °C 时，合金硬度随时间延长下降相对剧烈，在 12 h 时硬度已经低于第 1 级时效后的硬度。

为探究双级时效对 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金强度与耐蚀性的影响，对部分实验点进行室温拉伸性能测试和剥落腐蚀实验，结果如图 6。Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金经

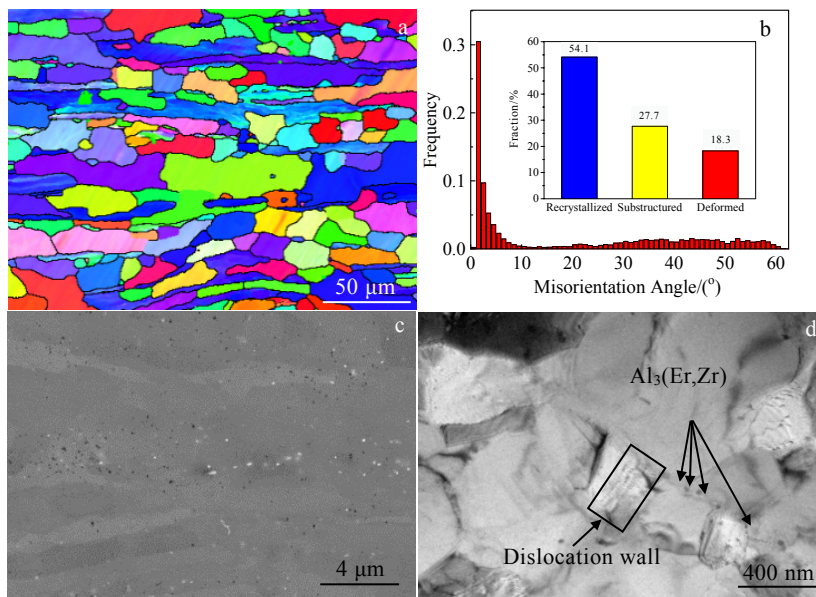


图 3 Al-Zn-Mg-Er-Zr 轧板固溶态组织

Fig.3 Microstructures of Al-Zn-Mg-Er-Zr rolled plate after solid solution: (a) grain orientation map; (b) misorientation angle distribution and the recrystallized fraction; (c) SEM microstructure; (d) TEM microstructure

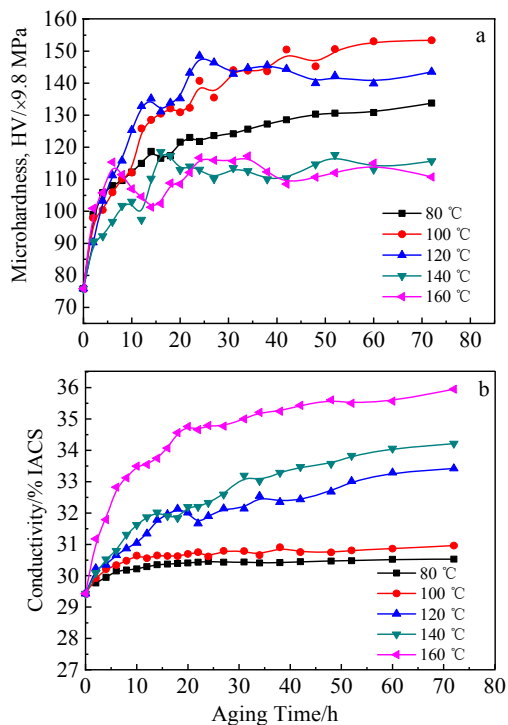


图 4 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金单级时效下硬度与电导率随时效时间变化曲线

Fig.4 Microhardness (a) and conductivity (b) variation curves with aging time of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy after single-stage aging at different temperatures

过第 1 级 90 °C/12 h 时效后，屈服强度为 261 MPa，延伸率为 20.0%，合金腐蚀严重，表面已分层并向深处扩展，并伴随片状腐蚀产物完整脱落在腐蚀溶液中，腐蚀评级为 EC 级；当第 2 级时效温度设为 100 °C 时，合金耐剥落腐蚀性能变化不大，至 72 h 评级仍为 EC，合金强度随时间缓慢上升；温度提升至 115 °C 时，强度提升明显，72 h 时屈服强度达到 442 MPa，但合金腐蚀性能较差，评级为 EB；当第 2 级时效温度提高到 145 °C 时，在 18 h 时合金剥落腐蚀评级达到 PB，说明此温度以上合金可以较短时间进入过时效状态，从而在较短时间内达到较优异的耐腐蚀性能，且合金屈服强度下降较少，但之后随时间延长腐蚀情况变严重，试样边部表层开裂，中部腐蚀点鼓泡裂开，腐蚀性能变差。第 2 级时效工艺为 145 °C/(18~30 h) 或 160 °C/(12~48 h) 时，耐剥落腐蚀性能优异，评级达到 PB；第 2 级时效工艺为 130 °C/(12~72 h)、145 °C/(12~30 h)、160 °C/(12~24 h) 时，合金屈服强度在 380 MPa 以上，高于 T6 态合金屈服强度。因此，综合以上强度和耐蚀性能研究结果得出，最优的双级时效工艺为 90 °C/12 h+145 °C/18 h，其强度和耐蚀性能均优于 T6 态。

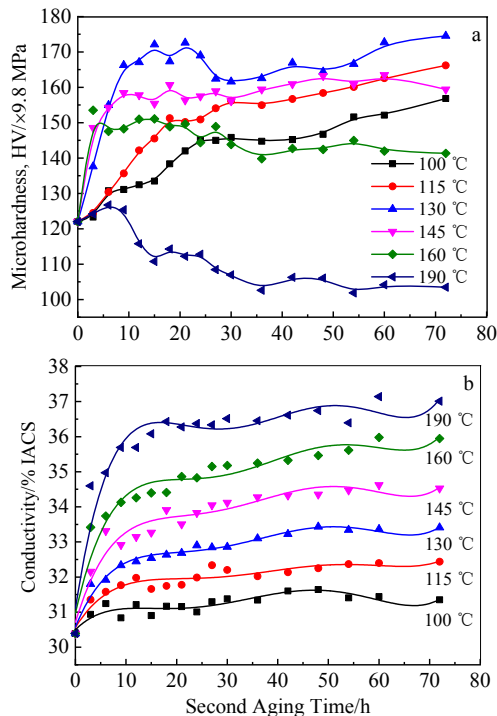


图 5 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金双级时效的硬度及电导率随时效时间变化曲线

Fig.5 Microhardness (a) and conductivity (b) variation curves with aging time of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy after two-stage aging at different temperatures (the first aging process is 90 °C/12 h)

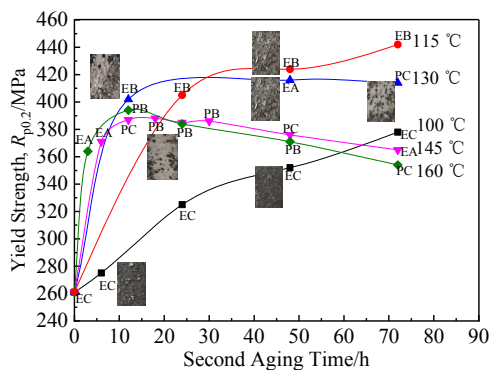


图 6 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金不同双级时效后的屈服强度及剥落腐蚀性能变化

Fig.6 Variation of yield strength and exfoliation corrosion properties with time of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloys at different two-stage aging temperatures (the first aging process is 90 °C/12 h)

### 3 讨论

Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金 120 °C/24 h 单级时效后的 TEM 像如图 7 所示，发现在晶界处的析出相尺寸较小且呈连续分布，在晶界处与基体、PFZ 形成电池并作

为阳极，且形成通路，使得析出相溶解并向合金深处腐蚀，导致合金耐腐蚀性能差，腐蚀评级为 EC。晶内析出相细小且弥散分布，在  $\langle 112 \rangle$  Al 晶带轴下的选区电子衍射花样显示，在  $2/3\{2\bar{2}0\}$  处出现  $\eta'$  亚稳相的明显衍射斑<sup>[30]</sup>，其粒径大约在 10 nm；并在  $1/2\{3\bar{3}1\}$  处出现 GP(II)区的衍射斑<sup>[31]</sup>，故此时合金的强化相主要为  $\eta'$  亚稳相和 GP 区。

图 8a 为合金经过双级时效的第 1 级 90 °C/12 h 时效后的晶内析出相 TEM 像，可以观察到晶内分布大量球状  $Al_3(Er, Zr)$  粒子，其尺寸为 10~30 nm，分布较不均匀，衍射斑对应典型的  $L1_2$  点阵； $Al_3(Er, Zr)$  粒子附近存在尺寸约为 1 nm 的粒子，数密度极高，选取一块没有  $Al_3(Er, Zr)$  粒子的区域进行选区电子衍射分析，在  $1/2\{13\bar{1}\}$  处出现弱的衍射斑点，此为与基体共格的 GP 区<sup>[32]</sup>。图 8b 为合金经过 90 °C/12 h+145 °C/18 h 双级时效后的晶内析出相 TEM 像，可以看出晶内出现大量析出相，大多为圆盘状或棒状，粒径为 5~15 nm，数密度极高，在  $1/3\{220\}$ 、 $2/3\{220\}$  处出现衍射斑点，此为  $\eta(\eta')$  相的衍射斑，经过第 2 级时效后 GP 区已逐

渐转变为  $\eta'$  亚稳相。从图 8c 的高分辨率 TEM 照片中可以看出存在 2 种不同结构的粒子，与前人研究对比<sup>[33]</sup>，得到此时合金主要强化相为 GP 区和  $\eta'$  亚稳相。

图 9a 为合金经过第 1 级 90 °C/12 h 时效后的晶界处 TEM 像，晶界处析出相连成一条细线，宽度在 2 nm 左右。此时晶内只观察到均匀化时析出的  $Al_3(Er, Zr)$  粒子（图 8a），并未观察到  $\eta'$  相的析出，合金屈服强度为 261 MPa，晶界处析出相连成通路，其电位相对较低，作为阳极优先被腐蚀溶解，合金耐剥蚀评级为 EC。合金经过第 2 级 145 °C/18 h 时效后，晶界处析出相大多为纺锤形，在晶界处断续分布，长约为 35 nm，宽约为 10 nm，析出相之间间距在 10~50 nm，PFZ 宽度约为 44.7 nm，此时有效切断阳极通路，耐腐蚀性能得到大幅提高，评级达到 PB。晶内也能观察到有大量  $\eta'$  相析出，屈服强度达到 388 MPa，此时合金综合性能优异。当时效时间延长至 48 h 后，晶界析出相明显变长，最长可达到 163 nm，且进一步粗化，在晶界处出现并排现象，且析出相间距进一步扩大，此时 PFZ 逐渐变宽为 80.6 nm，此时耐剥蚀性能相较于时效时间 18 h 时略降，剥蚀评级为 PC，晶内析出相进一步粗化，此时合金屈服强度为 376 MPa，强度稍降。

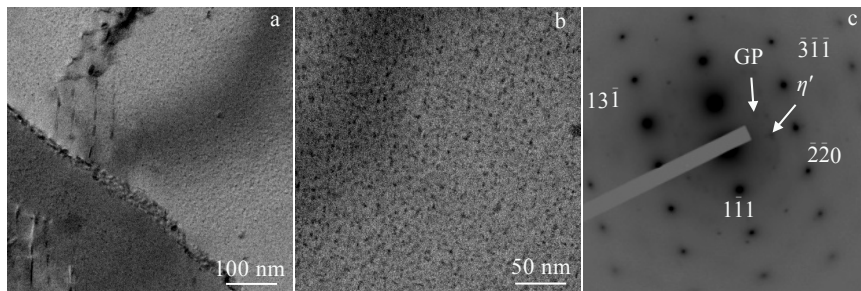


图 7 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金在 120 °C/24 h 单级时效后的 TEM 像和 SAED 花样

Fig.7 TEM images of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy after single aging of 120 °C/24 h: (a) precipitation in the grain boundary; (b) precipitation in the matrix, (c) SAED pattern along  $\langle 112 \rangle$  Al

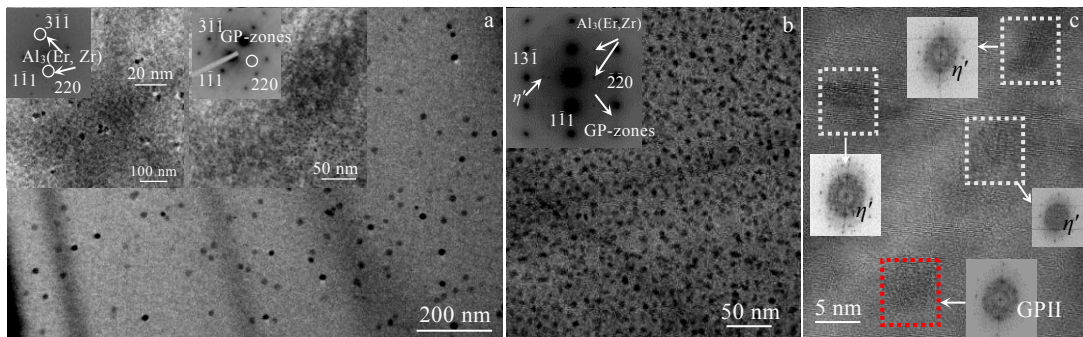


图 8 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金双级时效后的晶内析出相 TEM 像及 SAED 花样

Fig.8 TEM images and SAED patterns of intragranular precipitates of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy after two-stage aging: (a) 90 °C/12 h, (b, c) 90 °C/12 h+145 °C/18 h

对于时效强化铝合金来说，其力学性能和耐腐蚀性能与析出第二相粒子的数密度、尺寸及分布有密切关系<sup>[4]</sup>。通过 90 °C/12 h+145 °C/18 h 双级时效处理，Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金的强度及耐蚀性对比 120 °C/24 h 单级时效处理都有明显提升（表 2）。这是因为在人工时效中，第二相形核率和粒子平均半径的变化率可由式（1）和式（2）表示<sup>[34]</sup>：

$$\frac{dN}{dt} \Big|_{\text{nucleation}} = N_0 Z \beta^* \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right) \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right) \quad (1)$$

$$\frac{dr}{dt} = \frac{D C_m - C_e \exp(R_0/r)}{r (1 - C_e \exp(R_0/r))} + \frac{1}{N} \frac{dN}{dt} [\eta R_0 / \ln(C_m/C_e) - r] \quad (2)$$

在式（1）中， $Z$ 、 $\beta^*$ 、 $N_0$ 、 $\Delta G^*$ 和 $\tau$ 为基于特定系统和形核过程的参数， $T$ 为反应温度， $t$ 为等温反应时间。式（1）中，由析出粒子数目变化表示形核率，其受反应温度及反应时间影响。式（2）为粒子平均半径随时间的变化关系，其中  $D$  为扩散系数， $r$  为粒子半径， $N$  为粒子数密度， $C_m$  和  $C_e$  分别为基体中的平均溶质浓度和粒子与基体界面处平均溶质浓度， $\eta$ 、 $R_0$  为固定参数。式（2）中粒子平均半径变化是由 2 个部分组成，第 1 部分代表原先核胚长大，第 2 部分代表新形成的核胚。可以看出析出相的形核和长大是互相

竞争的，在温度较低时，析出相形核占主导，故在双级时效第 1 级 90 °C 时，比起单级时效 120 °C，较低的温度促进了合金基体内大量形核，又因为第 1 级时效时间较长，导致粒子尺寸略微长大且保持稳定状态；在第 2 级时效升温时，存在数密度较高且晶粒尺寸大于此温度下临界溶解晶核尺寸的粒子，故双级时效相较于 120 °C/24 h 单级时效处理，合金 GP 区和  $\eta'$  亚稳相数量更多，因而其析出相带来的强度提升更高。如表 2 所示，经过 90 °C/12 h+115 °C/72 h 双级时效后屈服强度最高，可达到 442 MPa，比起 120 °C/24 h 单级时效屈服强度（328 MPa）提升 34.76%；经过 90 °C/12 h+145 °C/18 h 双级时效后屈服强度为 388 MPa，比起 120 °C/24 h 单级时效后提升 18.29%。双级时效后延伸率为 14.0%，维氏硬度为 1574.468 MPa，电导率为 33.91 %IACS。经过 90 °C/12 h+145 °C/18 h 双级时效处理的样品组织相较于 120 °C/24 h 单级时效处理的，晶界处析出相呈断续分布，且析出相之间间距在 10~50 nm，此时更能有效切断阳极通路，耐腐蚀性能得到大幅提高。总体来说，通过 90 °C/12 h+145 °C/18 h 双级时效处理，合金组织在晶内 GP 区以及  $\eta'$  亚稳相数密度更高，在晶界上的  $\eta$  相呈断续分布且间距较大，故合金同时具有良好的强度及耐蚀性能。

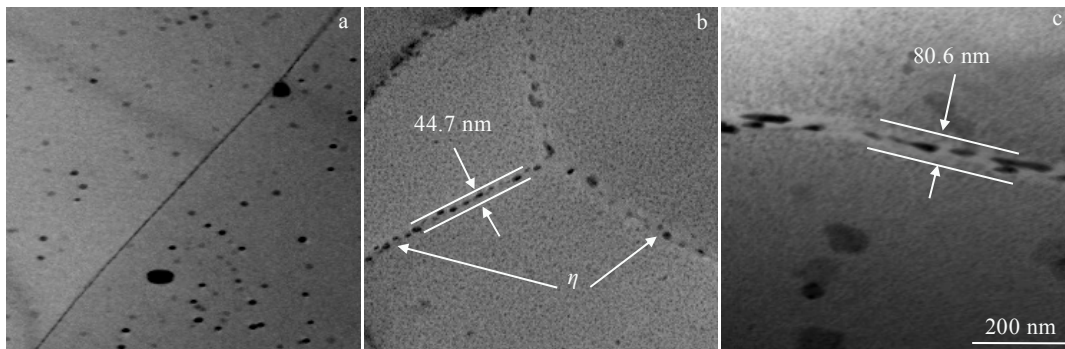


图 9 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金双级时效后晶界析出相 TEM 像

Fig.9 TEM images of grain boundary precipitates of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy after two-stage aging of 90 °C/12 h+145 °C/x h: (a) 0 h, (b) 18 h, and (c) 48 h

表 2 Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金在不同时效工艺处理后的力学性能与耐腐蚀性能对比

Table 2 Comparison of mechanical properties and corrosion resistance of Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy under different aging conditions						
Aging condition	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A$ /%	Hardness, HV/MPa	Conductivity/ %IACS	ECS
120 °C/24 h	420.5	328	17.75	1455.888	31.90	EC
90 °C/12 h+115 °C/72 h	491	442	12.0	1628.760	32.44	EB
90 °C/12 h+145 °C/18 h	443	388	14.0	1574.468	33.91	PB

## 4 结 论

1) Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金在轧制后会析出粒径在 50~100 nm、数密度较高的第二相 MgZn<sub>2</sub> 相, 后经过 470 °C/1 h 固溶处理基本消失完全, Al<sub>3</sub>(Er, Zr) 粒子可起到钉扎亚晶界的作用, 阻碍位错的运动和亚晶界迁移, 抑制动态再结晶, 此时合金再结晶分数为 54.1%。

2) Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金最佳单级时效工艺为 120 °C/24 h (T6 处理)。此时, 维氏硬度为 1455.888 MPa, 电导率为 31.90 %IACS, 此时合金屈服强度为 328 MPa, 延伸率为 17.75%, 剥落腐蚀评级为 EC。T6 态合金主要强化相为 GP 区和  $\eta'$  相, 在晶粒内部细小弥散分布, 在晶界处呈链状连续分布, 且晶界处未观察到明显无沉淀析出带。

3) Al-Zn-Mg-Er-Zr 合金最佳双级时效工艺为 90 °C/12 h+145 °C/18 h 处理后, 硬度为 1574.468 MPa, 电导率为 33.91 %IACS, 屈服强度为 388 MPa, 延伸率为 14.0%, 剥落腐蚀评级为 PB。此时的强度和腐蚀性能均优于 T6 态。此时, 晶内析出相大多为圆盘状或棒状、粒径为 5~15 nm、数密度极高的  $\eta'$  亚稳相; 晶界处析出相明显粗化, 大多为纺锤形, 在晶界处断续分布, 长度约为 35 nm, 析出相间距在 10~50 nm, PFZ 宽度约为 44.7 nm。

### 参考文献 References

- [1] Williams J C, Jr Starke E A. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(19): 5775
- [2] Cole G S, Sherman A M. *Materials Characterization*[J], 1995, 35(1): 3
- [3] Guan Renguo(管仁国), Lou Huafen(娄花芬), Huang Hui(黄晖) et al. *Strategic Study of CAE*(中国工程科学)[J], 2020, 22(05): 68
- [4] Pan Fusheng(潘复生), Zhang Dingfei(张丁非). *Aluminum Alloy and Application*(铝合金及应用)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 347
- [5] Xie P, Chen S Y, Chen K H et al. *Corrosion Science*[J], 2019, 161: 108 184
- [6] Rout P K, Ghosh M M, Ghosh K S. *Materials Characterization*[J], 2015, 104: 49
- [7] Ditta A, Wei L J, Xu Y J et al. *Materials Characterization*[J], 2020, 161: 110 133
- [8] Wang S, Luo B H, Bai Z H et al. *Vacuum*[J], 2020, 176: 109 311
- [9] Cina B, Zeidess F. *Materials Science Forum*[J], 1992, 102-104: 99
- [10] Buha J, Lumley R N, Crosky A G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 492(1-2): 1
- [11] Gopala Krishna K, Sivaprasad K, Venkateswarlu K et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 535: 129
- [12] Xiao Q F, Xu Y M, Huang J W et al. *Journal of Materials Research and Technology* [J], 2020, 9(5): 101 98
- [13] Shen Yuanguo(沈元国), Bai Pucun(白朴存), Hou Xiaohu(侯小虎) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(08): 2032
- [14] Li Zhihui(李志辉), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yongan(张永安) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(3): 521
- [15] Li B, Wang X M, Chen H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 678: 160
- [16] Oliveira A F, de Barros M C, Cardoso K R et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 379(1-2): 321
- [17] Xia P, Liu Z Y, Bai S et al. *Materials Characterization*[J], 2016, 118: 438
- [18] Shi Y J, Pan Q L, Li M J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 621: 173
- [19] Liu L, Jia Y Y, Jiang J T et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 799: 1
- [20] Robson J D. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(6): 1409
- [21] Dai X Y, Xia C Q, Wu A R et al. *Materials Science Forum*[J], 2007, 546-549: 961
- [22] Xiao Q F, Huang J W, Jiang Y G et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(6): 1429
- [23] Wen S P, Gao K Y, Huang H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 574: 92
- [24] Wen S P, Gao K Y, Li Y et al. *Scripta Materialia*[J], 2011, 65(7): 592
- [25] Qi Peng(齐鹏), Li Bolong(李伯龙), Wang Tongbo(王同波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(4): 1360
- [26] Wu H, Wen S P, Lu J T et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(7): 1476
- [27] Guo Y W, Wei W, Shi W et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 912: 165 237
- [28] Wu H, Wen S P, Huang H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 685: 869
- [29] Wang Y C, Wu X D, Cao L F et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 792: 139 807
- [30] Li X Z, Hansen V, Gjønnes J et al. *Acta Materialia*[J], 1999, 47(9): 2651
- [31] Luo J, Luo H Y, Li S J et al. *Materials & Design*[J], 2019,

187: 108-402

61(6): 2163

[32] Berg L K, Gjønnes J, Hansen V *et al.* *Acta Materialia*[J], 2001, 49(17): 3443

[34] Russell K C. *Advances in Colloid and Interface Science*[J], 1980, 13(3-4): 205

[33] Hu T, Ma K, Topping T D *et al.* *Acta Materialia*[J], 2013,

## Enhanced Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Novel Al-Zn-Mg-Er-Zr Alloy by Two-Stage Aging Treatment

Chen Jiongshen, Rong Li, Wei Wu, Huang Hui, Gao Kunyuan, Wu Xiaolan, Wen Shengping, Qi Peng, Nie Zuoren  
(Key Laboratory of Advanced Functional Materials, Education Ministry of China, Beijing University of Technology,  
Beijing 100124, China)

**Abstract:** The mechanical properties and corrosion resistance of a novel Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy under different aging processes were systematically studied. The microstructure of the alloy was analyzed by EBSD, XRD, SEM, TEM to understand the relationship between the best comprehensive properties of the alloy and its microstructure mode. It was found that the excellent two-stage aging process was 90 °C /12 h+145 °C /18 h, the corresponding yield strength and elongation were 388 MPa and 14.0%, the susceptibility to exfoliation corrosion was PB. At the same time, the main strengthening phases (GP zone and  $\eta'$  phase) of the alloy numerously precipitated in the matrix, the  $\eta$  phase at the grain boundary was discontinuous.

**Key words:** Al-Zn-Mg-Er-Zr; two-stage aging; microstructure; mechanical properties; exfoliation corrosion

---

Corresponding author: Wei Wu, Ph. D., Associate Professor, Key Laboratory of Advanced Functional Materials, Education Ministry of China, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, Tel: 0086-10-67392971, E-mail: weiwu@bjut.edu.cn