

# 热处理对 Bi 微合金化 Al-Ga-Mg-Sn 合金组织和降解性的影响

张建斌<sup>1</sup>, 郭 鑫<sup>1</sup>, 郝 汀<sup>2</sup>, 陆 雨<sup>1</sup>

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室,甘肃 兰州 730050)

(2. 苏州科技大学 机械工程学院,江苏 苏州 215009)

**摘要:** 对铸态 Al-Ga-Mg-Sn 可降解铝合金进行微合金化和热处理。选取 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金进行退火热处理和固溶/时效处理。采用光学显微镜、扫描电子显微镜、X 射线衍射仪和电化学工作站测试分析 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金的组织、相组成和自腐蚀电位。结果表明:微量 Bi、Zn 元素的添加可降低 Al-Ga-Mg-Sn 自腐蚀电位;铸态 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金由 Al 基体相、Mg<sub>2</sub>Sn 和 Mg-Ga 相组成,鱼骨状树枝晶特征明显;室温下、3wt% KCl 溶液中的自腐蚀电位介于 -1.60~ -1.49 V。随退火温度的升高,树枝晶减少并于 500 °C 消失;固溶/时效处理后析出 Mg<sub>2</sub>Sn 和 Mg-Ga 相。与铸态 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金硬度相比,退火处理后硬度降低;固溶/时效处理后硬度提升。与铸态 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金降解速率相比,固溶/时效处理和退火热处理均降低降解速率。

**关键词:** 可降解铝合金; 热处理; 退火; 固溶时效; 降解速率

中图法分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)10-2631-08

## 1 引 言

可降解合金用于油气田开发中的压裂工具,包括但不限于压裂球、桥塞、球座等<sup>[1]</sup>。可降解合金通过合金化和热处理,可以调整合金的性能,使其满足不同工况下的使用要求<sup>[2]</sup>。

压裂工具用可降解合金主要有 Al 系、Mg 系和 Zn 系等有色材料,合金化是调整可降解合金性能的最有效手段<sup>[3]</sup>。张建斌等<sup>[4]</sup>、刘军军等<sup>[5]</sup>制备了 Al 系可降解合金,发现 Al-Ga-Mg-Sn 合金随 Mg/Sn 比值增加,合金硬度逐渐增大,最高可达到 152 HV<sub>0.2</sub>;Wang 等<sup>[6]</sup>研究了 Mg 系可降解合金,在给定 Ni/Y(at%)比值为 1/1.5,开发的 Mg97.5Ni1Y1.5 合金抗压强度达 410 MPa。尹康<sup>[7]</sup>制备了 Zn 系可降解合金,Gd 含量为 0.6wt% 时,合金硬度为 217 HV。

选择合适热处理工艺,对可降解有色金属材料进行固溶/时效处理,调控析出相的形貌、数量和分布,进而调整材料的硬度和可降解性能。汪伟等<sup>[8]</sup>制备了 Al-Ga-In-Sn-Mg-Cu 铸态可降解铝合金,经过时效热处理后,硬度为 145HV<sub>0.2</sub>;赵虎等<sup>[9]</sup>制备的可降解铝合金 Al-Ga-In-Sn-Zn-Mg-Cu-X(X 为 Ce、La),在 50 °C 下、3wt% KCl 溶液中的降解速率在 87~93 mg/(cm<sup>2</sup>·h) 范围内;杜邦登等<sup>[10]</sup>制备不同镁含量的 Al-Mg-Ga-In-Sn 合金并对其进行固溶和时效热处理,合金中 Mg 含量改变了界面化合物的种类和含量,进

而影响了低熔点 GIS 相(Ga-In-Sn)的析出。刘洪亮等<sup>[11]</sup>研究了固溶温度对 Al-Mg-Sn-Ga-Bi 合金显微组织及电化学性能的影响,发现铸态合金的腐蚀速率最快,随固溶温度的升高,合金自腐蚀速率逐渐降低,经 540 °C 固溶处理后,合金腐蚀速率由 138 mg/(cm<sup>2</sup>·h) 降低至 15 mg/(cm<sup>2</sup>·h)。

可降解合金在制备压裂工具时,需要对铸态合金进行热加工,以期加工成不同形状的压裂工具,如桥塞等。此外,为拓展可降解合金材料的应用领域,需要研究热加工对组织和性能的影响。

Al-Ga-Mg-Sn 合金是以降解性能为主要性能指标的铝合金。本研究对 Bi 微合金化 Al-Ga-Mg-Sn 铸态合金分别进行固溶/时效热处理和退火热处理;研究 500 °C 不同保温时间下固溶处理+165 °C/5 h 时效处理;不同温度 400、450 和 500 °C 下的退火处理;测试热处理对该类铸态铝合金组织、硬度和降解性能的影响。以期为 Al-Ga-Mg-Sn 可降解合金的合金化元素选择、热加工制度制定和工程化应用提供数据支持和技术服务。

## 2 实 验

选用纯度 99.90% 的 Al 锭、Mg 锭、Sn 锭、Zn 锭和纯度为 99.99% 的 Bi 及 Ga,熔炼浇铸成棒材,熔炼制备方法同文献[5]。固溶/时效处理及退火热处理采用箱式电阻炉(SX-G181232,额定温度 1200 °C),升温速率为 10 °C/min。

收稿日期:2024-10-19

基金项目:国家自然科学基金(12075274)

作者简介:张建斌,男,1972 年生,博士,副教授,兰州理工大学材料科学与工程学院,甘肃 兰州 730050, E-mail:zhangjb@lut.edu.cn

表 1 试样热处理参数

Table 1 Heat treatment parameters of specimens

State	Number	Heat treatment parameter	Specimen size
As-cast condition	0	-	-
Annealed state	1	400 °C×10 h	$\Phi 15 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$
	2	450 °C×10 h	
	3	500 °C×10 h	
Solution/aging state	4	500 °C×40 min	165 °C×5 h
	5	500 °C×60 min	165 °C×5 h
	6	500 °C×80 min	165 °C×5 h
	7	500 °C×100 min	165 °C×5 h

表 1 列出了试样编号及热处理规范。固溶/时效处理试样尺寸为  $\Phi 14 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ ;退火处理试样尺寸为  $\Phi 15 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 。铸态试样尺寸与退火处理试样一致。

采用扫描电子显微镜(JSM-6700F, 工作电压 15.0 kV)配合能谱仪对合金进行微观形貌和微区成分分析;用 X 射线衍射仪(D/max-2200PC, 辐射源为 Cu K $\alpha$  射线, 工作电压和电流分别为 40 kV、40 mA)分析合金物相;用金相显微镜(ICX41M 50~1000 倍)观察合金组织形貌;用显微硬度计(HV0.2T-1000A)进行硬度测试;采用电化学工作站(CHI-660), 测定室温下、3wt% KCl 溶液中合金的极

化曲线。使用电子天平(ESJ180-4, 感量为 0.0001 g)对腐蚀失重后的合金试样进行称重。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 合金设计

##### 3.1.1 铸态合金及热处理

对未合金化 Al-Ga-Mg-Sn 铸态合金分别进行了 400 °C/100 min、450 °C/100 min 和 500 °C/100 min 固溶处理和 165 °C/5 h 时效处理, 研究了不同固溶温度对合金组织的影响。热处理后合金的 SEM 照片如图 1 所示, 结

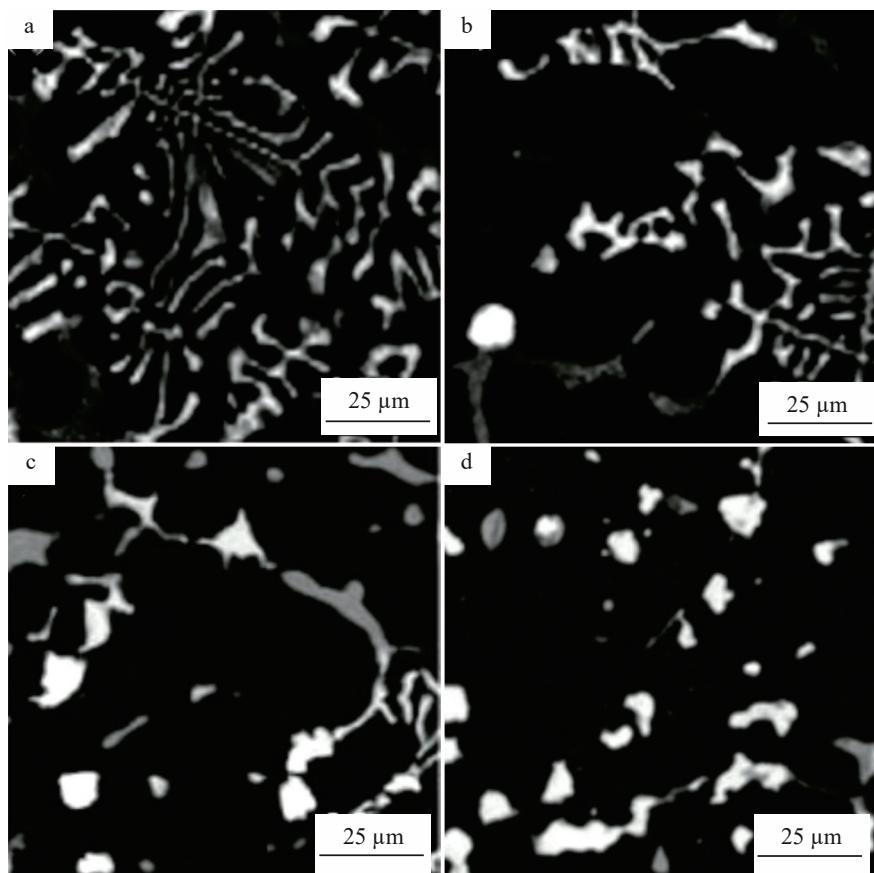


图 1 铸态及固溶处理 Al-Ga-Mg-Sn 合金 SEM 照片

Fig.1 SEM images of as-cast (a) and solid-solution treated (b-d) Al-Ga-Mg-Sn alloy: (b) 400 °C/100 min, (c) 450 °C/100 min, and (d) 500 °C/100 min

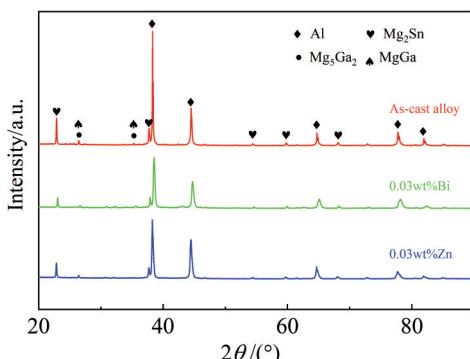


图2 3种Al-Ga-Mg-Sn合金的XRD图谱  
Fig.2 XRD patterns of Al-Ga-Mg-Sn alloys

合XRD分析(图2),可以判断该合金主要由铝基固溶体、深灰色Mg-Ga化合物和浅灰色鱼骨状的Mg<sub>2</sub>Sn组成。随着固溶温度的升高,经固溶时效处理合金组织由鱼骨状和枝晶逐渐变为点状且分布在晶界上,经400℃、保温100 min后,枝晶逐渐消失但鱼骨状仍然存在;450℃、保温100 min后,发现合金中仍存在少量鱼骨状组织,至500℃时,鱼骨状组织基本消失。

### 3.1.2 微合金化

铝合金的电极电位与合金体系密切相关。表2为Al-Ga-Mg-Sn可降解铝合金中各元素及Bi、Zn微合金化元素的标准电极电位<sup>[12-13]</sup>。

可见电极电位除Mg较Al更低外,Ga、Sn、Bi、Zn元素均比Al高,特别是Bi为正值。本研究选取Bi元素和Zn元素进行微合金化(Bi元素、Zn元素含量<0.05%)Al-Ga-Mg-Sn合金,测试分析其组织结构。

图2是Al-Ga-Mg-Sn、Al-Ga-Mg-Sn-Zn和Al-Ga-Mg-Sn-Bi合金的XRD图谱,图3为铸态及微合金化Al-Ga-Mg-Sn系合金的SEM照片。通过SEM结合XRD分析可知,微量Bi元素、微量Zn元素的添加没有改变Al-Ga-Mg-Sn系合金相组成,也没有出现新相。表现在XRD衍

表2 标准电极电位

Table 2 Standard electrode potential of element<sup>[12-13]</sup>

Element	Al	Ga	Mg	Sn	Bi	Zn
Potential/eV	-1.66	-0.55	-1.98	-0.14	0.31	-0.76

射峰中仅是峰强度存在差异,没有新峰出现,经标定三者的相组成均为Al基体相、Mg<sub>2</sub>Sn和Mg-Ga相。SEM中表现为黑色的Al基体、浅灰色鱼骨状的Mg<sub>2</sub>Sn相和深灰色Mg-Ga相。

查阅Mg-Sn相图<sup>[14]</sup>,除纯组元Mg和Sn外,化合物仅有Mg<sub>2</sub>Sn(熔点770.5℃),Sn在Mg中的固溶度随温度升高而增加,在共晶温度561.2℃达到最大值3.35at%。根据Al-Sn二元合金相图<sup>[15]</sup>,液态时Al和Sn能完全互溶;在598℃时,Sn在Al中的最大溶解度为0.03at%,属于在热力学方面的准非互溶体系。因此,Al-Ga-Mg-Sn合金中形成Mg<sub>2</sub>Sn相而无Al-Sn相。

基于Mg-Ga相图,结合Al-Mg-Ga-Sn合金<sup>[4]</sup>和Al-Mg-Ga-In-Sn合金<sup>[10]</sup>的研究结果,可以确定Mg-Ga相为Mg<sub>5</sub>Ga<sub>2</sub>和MgGa的复合相。

### 3.1.3 Al-Ga-Mg-Sn-Bi合金降解性预判

铝合金发生降解,其本质是Al/H<sub>2</sub>O反应,反应如式(1):



式中,n=1为一水软铝石,n=3时为三水铝石。

理论上式(1)吉布斯自由能小于零,即Al/H<sub>2</sub>O反应可自发进行。但该反应既是化学反应,也是电化学反应,因此仅由吉布斯自由能判定反应方向存在现实上的局限性,需考虑电化学中电极电位对反应方向的影响。

图4为微合金化后的Al-Ga-Mg-Sn系合金在室温、3wt% KCl溶液中的极化曲线测试结果。Al-Ga-Mg-Sn合金的自腐蚀电位(-1.370 V),微合金化Bi元素、Zn元素均使Al-Ga-Mg-Sn合金的电极电位发生了负偏移。

表3是列出了相应的自腐蚀电位值和自腐蚀电流。

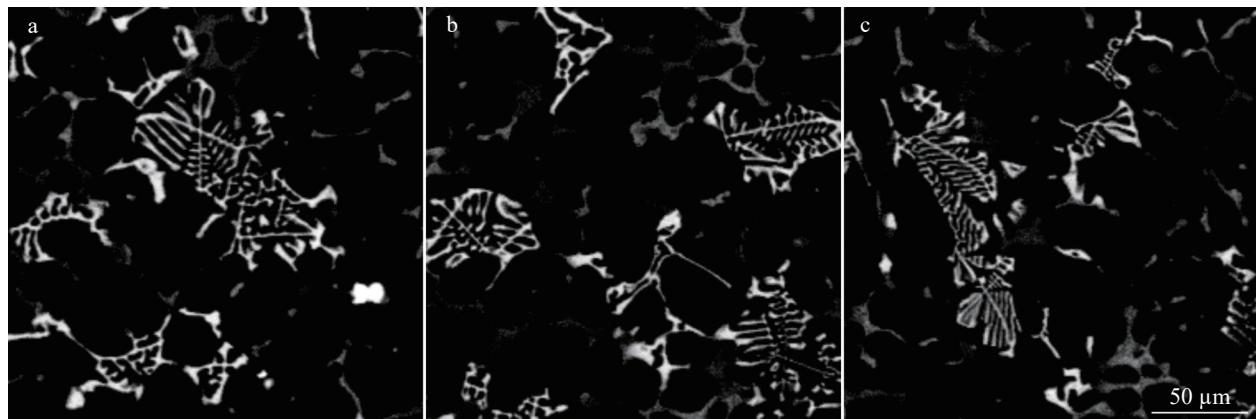


图3 3种Al-Ga-Mg-Sn合金的SEM照片

Fig.3 SEM images of Al-Ga-Mg-Sn-based alloys: (a) Al-Ga-Mg-Sn, (b) Al-Ga-Mg-Sn-0.03wt%Bi, and (c) Al-Ga-Mg-Sn-0.03wt%Zn

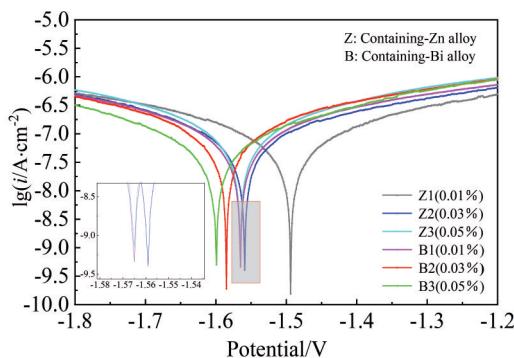


图 4 微合金化 Al-Ga-Mg-Sn 系合金在室温下、3 wt% KCl 溶液中的极化曲线

Fig.4 Polarization curves of Al-Ga-Mg-Sn alloy at room temperature in 3wt% KCl solution after microalloying treatment

Zn 元素、Bi 元素微合金化的 Al-Ga-Mg-Sn 系合金自腐蚀电位分别为−1.494、−1.559、−1.565、−1.565、−1.585 和−1.599 V。可见 Bi、Zn 元素都使自腐蚀电位降低; 相同添加量下, Bi 元素较 Zn 元素对自腐蚀电位的影响更明显。

铝合金的电极电位与其成分组织、实验温度、溶液 pH 值等因素有关。图 5 为室温 25 °C 时铝的 E-pH 腐蚀图<sup>[16]</sup>。本实验中溶液的 pH 值和所测合金电极电位的范围在图 5 中已框出。金属铝在水溶液中发生电化学腐蚀的产物分为两个阶段:(1)胶状  $\text{Al}(\text{OH})_3$ ; (2)  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜。胶状  $\text{Al}(\text{OH})_3$  不能阻挡铝的电化学腐蚀, 只有当胶状  $\text{Al}(\text{OH})_3$  转化为  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜后, 铝表面发生钝化可以阻挡铝受到进一步腐蚀<sup>[17]</sup>。

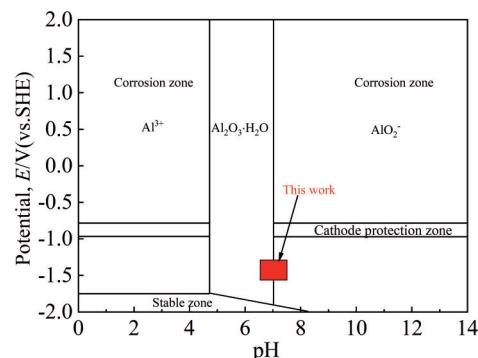


图 5 25 °C 时铝的 E-pH 腐蚀图

Fig.5 E-pH corrosion diagram of aluminum at 25 °C<sup>[16]</sup>

对大部分铝合金而言, 电极电位小于−1.29 V 时, 即可与  $\text{H}_2\text{O}$  发生持续反应。结合表 3 可知 Zn 元素、Bi 元素微合金化后 Al-Ga-Mg-Sn 系结果均小于−1.29 V, 由此可预判此类铝合金是可降解的。

### 3.2 热处理对合金组织的影响

基于以上对铸态 Al-Ga-Mg-Sn 及微合金化合金组织结构及电化学性能的测试分析结果, 选取 0.03wt% Bi 含量的铸态 Al-Ga-Mg-Sn 合金, 进行固溶/时效处理和退火热处理, 试样编号、尺寸及相应热处理规范见表 1。

#### 3.2.1 退火处理

图 6 是 400、450 和 500 °C 退火、均保温 10 h 后 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金的 SEM 照片。随着退火温度的升高, 鱼骨状枝晶逐渐消失。

为了确定图 6 中不同区域的相组成, 对图 6 所示的

表 3 微合金化处理后 Al-Ga-Mg-Sn 系合金在室温下、3wt% KCl 溶液中的电化学参数

Table 3 Electrochemical parameters of the Al-Ga-Mg-Sn alloy after microalloying treatment in 3wt% KCl solution at room temperature

Specimen	Z1	Z2	Z3	B1	B2	B3
$E_{\text{corr}}/\text{V}$	−1.494	−1.559	−1.565	−1.565	−1.585	−1.599
$I_{\text{corr}}/\text{A} \cdot \text{cm}^2$	$3.894 \times 10^{-3}$	$4.490 \times 10^{-3}$	$5.864 \times 10^{-3}$	$6.466 \times 10^{-3}$	$7.985 \times 10^{-3}$	$9.382 \times 10^{-3}$

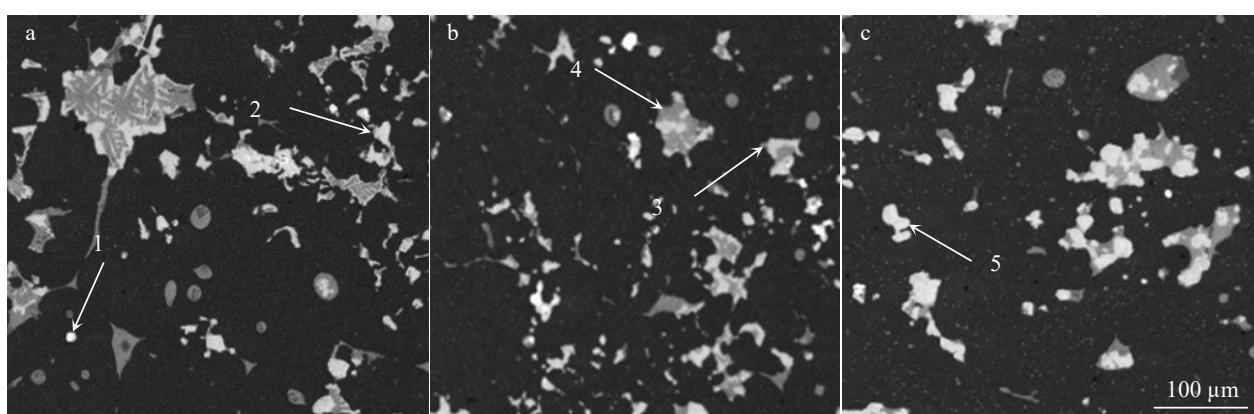


图 6 400、450 和 500 °C 退火均保温 10 h 后 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金的 SEM 照片

Fig.6 SEM images of Al-Ga-Mg-Sn-Bi alloy after annealing at 400 °C (a), 450 °C (b), and 500 °C (c) and holding for 10 h

区域进行了EDS点扫描分析,结果如表4所示。

位置1处Mg和Sn比值为2.4:1;位置3处Mg和Sn比值为2.4:1;位置5处Mg和Sn比值2.6:1。虽然1、3、5处Mg/Sn比值都偏离2:1,但均可认为是Mg<sub>2</sub>Sn。位置2处Mg和Ga比值为1.7:1;位置4处Mg和Ga二者比值为2.6:1。结合可以推知位置2、4处为Mg-Ga相(Mg<sub>5</sub>Ga<sub>2</sub>和MgGa)。

### 3.2.2 固溶处理+时效处理

图7为500℃/不同保温时间固溶处理+165℃/5 h时效处理后,Al-Ga-Mg-Sn-Bi合金的光学照片。可见500℃固溶处理+165℃/5 h时效处理可以消除铸态枝晶状组织,形成分布于晶界处的第二相。

为进一步分析,对试样进行了SEM观察和面扫描,结果分别见图8和图9。

图8为500℃,保温40、60、80和100 min固溶时效处理+165℃/5 h时效处理后Al-Ga-Mg-Sn-Bi合金的SEM照片。可见延长保温时间对晶界和析出相的形貌、尺寸、分布没有明显影响。

选取500℃保温80 min+165℃/5 h时效处理合金进行面扫描分析见图9。可见Al与Mg分布情况呈互补状态,即Al高时Mg低,Mg高时Al低;Mg既与Sn又与Ga分布重叠。进一步表明合金中没有Al-Mg相,但存在Mg-Sn相和Mg-Ga相。且合金热处理后Mg-Sn相呈点状分布,而Mg-Ga相呈点状和棒状分布。

表4 图6中各点EDS分析结果

Table 4 EDS analysis results of points marked in Fig.6

Point	Test value/at%				Calculated value	
	Al	Mg	Ga	Sn	Mg/Sn	Mg/Ga
1	31.1	46.9	3	19	2.4:1	-
2	25.1	47.2	27.4	0.3	-	1.7:1
3	27.4	50.5	1.4	20.7	2.4:1	-
4	60.4	28.6	10.9	0.1	-	2.6:1
5	3.8	67.2	3.4	25.6	2.6:1	-

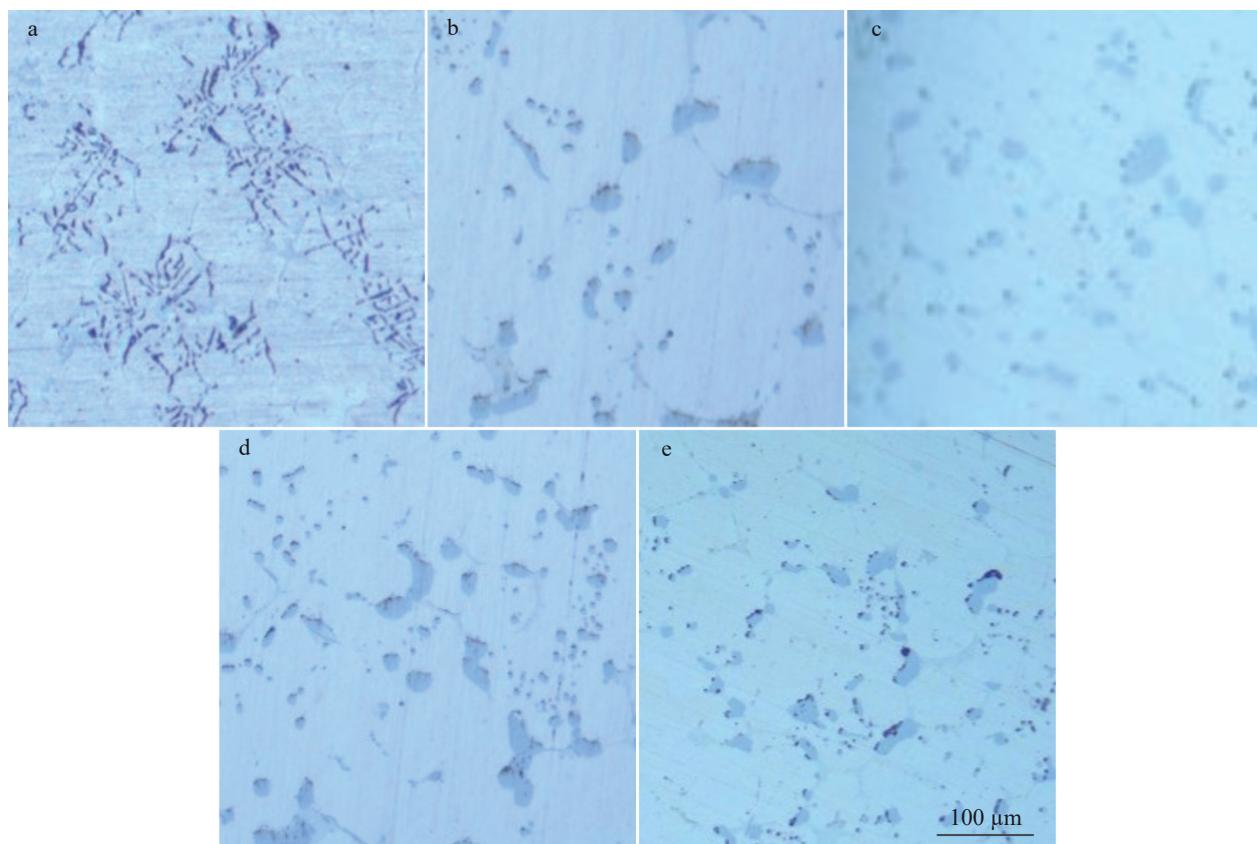


图7 铸态及500℃/不同保温时间固溶处理+165℃/5 h时效处理后Al-Ga-Mg-Sn-Bi合金的OM照片

Fig.7 OM images of as-cast alloy (a) and Al-Ga-Mg-Sn-Bi alloy after solid-solution treatment at 500 °C holding for different time followed by aging at 165 °C/5 h (b–e): (b) 40 min, (c) 60 min, (d) 80 min, and (e) 100 min

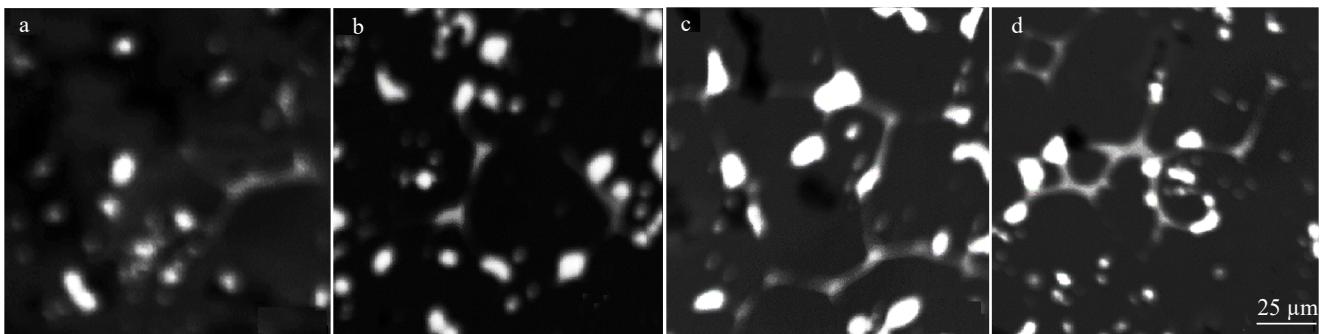


图 8 500 °C 固溶处理 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金的 SEM 照片

Fig.8 SEM images of Al-Ga-Mg-Sn-Bi alloy after solid-solution treatment at 500 °C holding for different time: (a) 40 min, (b) 60 min, (c) 80 min, and (d) 100 min

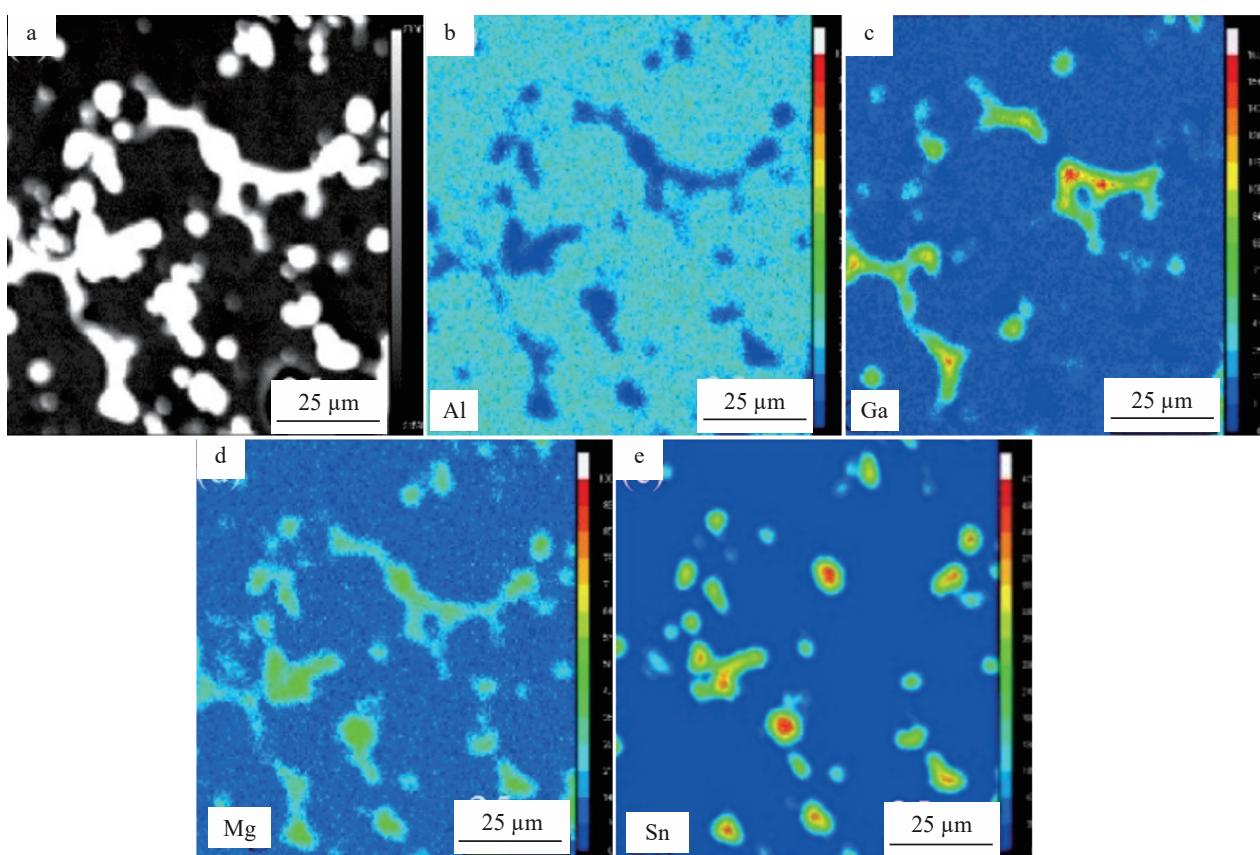


图 9 500 °C/80 min 固溶处理+165 °C/5 h 时效处理后 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金的 SEM 照片和元素面分布

Fig.9 SEM image (a) and EDS element mappings (b–e) of Al-Ga-Mg-Sn-Bi alloy after solution treatment at 500 °C/80 min+aging treatment at 165 °C/5 h

### 3.3 性能测试分析

#### 3.3.1 硬度

铸态 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金硬度为 112.3 HV<sub>0.2</sub>, 表 5 是执行不同热处理后试样的平均硬度值(选取 7 个点进行测量)。合金在 500 °C 下分别保温 40、60、80 和 100 min 固溶处理及 165 °C/5 h 时效处理后, 硬度分别为 136.7、138.4、152.2 和 154.1 HV<sub>0.2</sub>。合金在 400、450、500 °C 下, 均保温 10 h 退火处理后硬度分别为 93.1、82.9 和 80.8 HV<sub>0.2</sub>。

#### 3.3.2 降解性能

根据不同工况及使用需求的不同, 可降解合金的降解速率一般为 5~150 mg/(cm<sup>2</sup>·h)。图 10 和图 11 分别为退火处理和固溶时效处理后合金在室温下、3wt% KCl 溶液中发生降解时剩余质量分数随时间变化的降解曲线。

从图中可以看出, 随着固溶保温时间的延长及退火温度的升高, 合金完成降解所需要的时间明显变长, 合金的降解速率下降。

表5 不同热处理工艺后试样的硬度

Table 5 Average hardness of specimens after different heat treatment processes

State	Number	Hardness/HV <sub>0.2</sub>
As-cast	0	112.3
	1	93.1
Annealed state	2	82.9
	3	80.8
Solution/aging state	4	136.7
	5	138.4
	6	152.2
	7	154.1

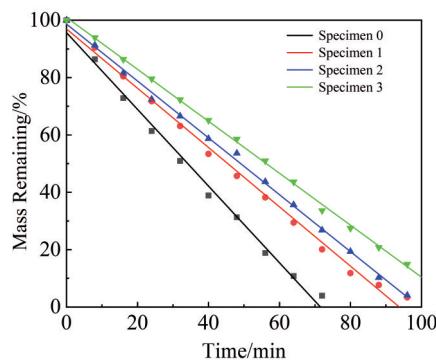


图 10 400、450 和 500 ℃下退火保温 10 h 后合金降解曲线拟合  
Fig.10 Fitting diagram of alloy degradation curves after annealing at 400, 450 and 500 °C holding for 10 h

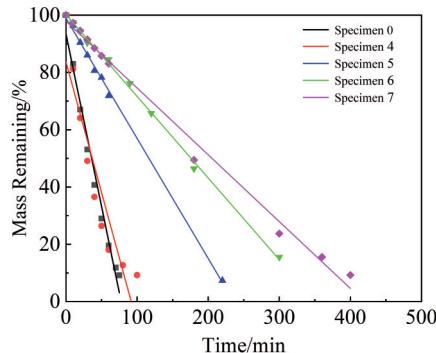


图 11 500 ℃、不同固溶时间+165 ℃/5 h 时效处理后合金降解曲线拟合  
Fig.11 Fitting diagram of alloy degradation curves after aging at 500 °C for different solid-solution time+aging treatment at 165 °C/5 h

为了进一步了解合金降解性能, 对不同热处理态 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金在 50 ℃、3wt% KCl 溶液中进行腐蚀失重测试, 根据单位时间内单位面积上合金的质量损失来表示, 见式(2)。

$$V = \frac{M_0 - M_T}{TS} \quad (2)$$

式中,  $V$  代表降解速率, 单位为  $\text{mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ ;  $M_0$  和  $M_T$  分别代表反应前的质量和反应  $T$  h 后的质量, 单位为  $\text{mg}$ ;  $T$  代表反应时间, 单位为  $\text{h}$ ;  $S$  代表试样与水接触的面积, 单位为  $\text{cm}^2$ 。

铸态合金的降解速率为 71.2  $\text{mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ , 退火温度为 400、450 和 500 ℃ 的合金降解速率分别为 61.6、43.6 和 22.5  $\text{mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ ; 500 ℃、固溶保温时间为 40~100 min 的合金降解速率分别为 52.3、46.9、39.3 和 33.5  $\text{mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ ; 发现不同热处理态合金的降解速率均呈现下降的趋势, 这与图 10~11 中降解曲线的规律保持一致。

可借鉴 Al-Mg-Ga-In-Sn 合金的研究结果<sup>[10]</sup>对 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 合金的降解行为给予解释。Al-Mg-Ga-In-Sn 合金中第二相  $\text{Mg}_2\text{Sn}$ 、 $\text{Mg}_5\text{Ga}_2$  和 Mg-Ga 的电位均低于铝基体的电位, 热处理不改变合金第二相与铝基体间电位差的高低排序<sup>[10]</sup>。Al-Ga-Mg-Sn 合金的降解行为包括: 开启降解和持续降解<sup>[2]</sup>。在含水体介质中, Al-Ga-Mg-Sn 合金表面氧化膜的破除, 基体 Al 作为阳极, 低熔点金属 Ga 作为阴极, 在铝合金表面形成一个微型腐蚀电池以开启降解。降解一旦启动, 裸露的铝与水体介质接触, 不易形成氧化膜, 由铝基固溶体与第二相  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  及 Mg-Ga 相电极电位差保证降解行为的持续性。

热处理后 Al-Ga-Mg-Sn 合金的硬度和降解性能的变化, 打破将其归为 5xxx 系铝镁合金的认知: 由于 5xxx 系铝合金在固溶、时效时形成的新相和基体不发生共格强化, 镁在铝中随温度变化虽有较大的固溶度变化, 但合金没有明显的时效强化作用, 因此为不可热处理强化铝合金。

从 Al、Mg 主加成分看, Al-Ga-Mg-Sn 合金接近 5xxx 系 Al-Mg 铝合金, 但 5xxx 系铝合金不可热处理强化; 从热处理效果看, Al-Ga-Mg-Sn 合金类似 6xxx 系 Al-Mg-Si 铝合金, 可析出第二相, 分别为  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  相和  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相。

结合本研究综合分析, 可以认为 Al-Ga-Mg-Sn 合金是一种有别于 5xxx 系和 6xxx 系、以降解性能为主要性能指标的新型铝合金, 热处理对  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  析出相的形貌、尺寸、分布和体积分数的影响仍需进一步深入研究。

## 4 结论

1) 用自腐蚀电位来预判合金降解与否。Al-Ga-Mg-Sn 合金自腐蚀电位为 -1.370 V。微量 Bi、Zn 元素都使合金自腐蚀电位降低, 0.03wt% Bi 为 -1.585 V, 0.03wt% Zn 为 -1.559 V。

2) 微合金化不改变 Al-Ga-Mg-Sn 的相组成, 相组成为 Al 基体相、 $\text{Mg}_2\text{Sn}$  和 Mg-Ga 相。

3) 热处理对 Al-Ga-Mg-Sn-Bi 性能的影响规律是: 退火处理后硬度较铸态降低, 固溶/时效处理后硬度较铸态

提升;退火热处理和固溶/时效处理后降解速率均较铸态降低。

#### 参考文献 References

- [1] Liu Teng(刘腾), Mu Guanghua(慕光华), Song Jie(宋杰) et al. *Well Logging Technology*(测井技术)[J], 2020, 44(6): 635
- [2] Zhang Jianbin(张建斌), Lu Yu(陆雨), Xue Fei(薛飞) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2953
- [3] Wang Jingfeng, Gao Shiqing, Liu Xiuying et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(1): 127
- [4] Zhang Jianbin(张建斌), Liu Junjun(刘军军), Li Qinglin(李庆林) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2019, 43(6): 592
- [5] Liu Junjun(刘军军). *Research on New High Strength and Degradable Al-Ga Alloy*(新型高强可降解Al-Ga合金研究)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2019
- [6] Wang Jingfeng, Gao Shiqing, Liu Xiuying et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(1): 127
- [7] Yin Kang(尹康). *Microstructure and Properties of Degradable ZnMgMnGd Alloys*(可降解ZnMgMnGd合金的组织与性能研究)[D]. Fuxin: Liaoning Technical University, 2022
- [8] Wang Wei(汪伟), Chen Demin(陈德敏), Chen Wei(陈伟). *China Patent*[P], CN104178663A, 2014
- [9] Zhao Hu(赵虎), Huang Zhenghua(黄正华), Zhou Nan(周楠). *China Patent*[P], CN111876636A, 2021
- [10] Du Bangdeng(杜邦登), Liu Jun(刘军), Wang Xiaowan(王晓婉) et al. *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2021, 35(1): 25
- [11] Liu Hongliang(刘洪亮), Wang Yueying(王月莹), Sha Jianchun(沙剑春) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2023, 37(14): 79
- [12] Wu Weichang(吴维昌), Feng Hongqing(冯洪清), Wu Kaizhi(吴开治). *Handbook of Standard Electrode Potential*(标准电极电位数据手册)[M]. Beijing: Science Press, 1991: 1
- [13] Ma Jingling(马景灵), Ren Fengzhang(任凤章), Wang Guangxin(王广欣) et al. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报)[J], 2016, 36(5): 421
- [14] Nayeb-Hashemi A A, Clark J B. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*[J], 1984, 5: 466
- [15] McAlister A J, Kahan D J. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*[J], 1983, 4: 410
- [16] Roberge P R. *Corrosion Engineering: Principles and Practice*[M]. New York: McGraw-Hill, 2008: 80
- [17] Yang Zhenghai(杨振海), Xu Ning(徐宁), Qiu Zhuxian(邱竹贤). *Journal of Northeastern University, Natural Science*(东北大学学报, 自然科学版)[J], 2000, 21(4): 401

## Effect of Heat Treatment on Microstructure and Degradation Properties of Bi Microalloyed Al-Ga-Mg-Sn Aluminum Alloy

Zhang Jianbin<sup>1</sup>, Guo Xin<sup>1</sup>, Hao Ting<sup>2</sup>, Lu Yu<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. School of Mechanical Engineering, Suzhou University of Science and Technology, Suzhou 215009, China)

**Abstract:** The as-cast Al-Ga-Mg-Sn degradable aluminum alloy was microalloyed and heat treated. Al-Ga-Mg-Sn-Bi alloy was selected for annealing and solid solution/aging treatment. The microstructure, phase composition and self-corrosion potential of Al-Ga-Mg-Sn-Bi alloy were analyzed by optical microscope, scanning electron microscope, X-ray diffractometer and electrochemical workstation. The results show that the addition of trace elements Bi and Zn reduces the self-corrosion potential of Al-Ga-Mg-Sn. The as-cast Al-Ga-Mg-Sn-Bi alloy is composed of Al matrix phase, Mg<sub>2</sub>Sn and Mg-Ga phase, and the characteristics of fishbone dendrites are obvious at room temperature, the self-corrosion potential in 3wt% KCl solution ranges from -1.60 V to -1.49 V. With the increase in annealing temperature, dendrites decrease, and disappear at 500 °C. Mg<sub>2</sub>Sn and Mg-Ga phases are precipitated after solid-solution/aging treatment. Compared with as-cast Al-Ga-Mg-Sn-Bi alloy, the hardness of alloy after annealing treatment decreases. Whereas, hardness of alloy after solution/aging treatment increases. Compared with as-cast Al-Ga-Mg-Sn-Bi alloy, the degradation rates of alloy after both solution/aging treatment and annealing treatment reduce.

**Key words:** degradable aluminum alloys; heat treatment; annealing; solution ageing; degradation rate

Corresponding author: Hao Ting, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical Engineering, Suzhou University of Technology, Suzhou 215009, P. R. China, E-mail: hao.ting@usts.edu.cn