

# 铝-铜系铸造合金热强性的研究

于桂复 程家宁

Al-Cu系合金是现在使用的最主要的热强铸铝材料。关于各种合金化元素对Al-Cu系铸造合金热强性的影响,及合金在高温下的组织变化,国内外已进行了广泛的研究,并在这些研究工作的基础上创制了能在300℃以上工作的几种合金,如ZL-401, AlIP-1, AlJ33, RR350等。在有关文献中侧重研究了在高温下较短时间内的组织变化情况,对长时间热暴露条件下组织变化及其对性能的影响则研究得不够系统。我们在研制新型热强铸造铝合金的过程中,就某些元素对Al-Cu系铸造合金热强性的影响及其在长期热暴露过程中,显微组织及力学性能的变化作了一些探索工作。

## 一、试验方法和结果

### 1. 试料的准备

试验合金的元素组成列入表1。

合金用容量为10公斤的电阻坩埚炉熔制,原材料采用Al-00工业纯铝和Al-RE、Al-Cu、Al-Mn、Al-Zr等中间合金及纯金属Zn。试样除电阻试样由硬模铸造外,其它皆由普通

砂型铸造成型,并采用T6制度热处理。

表1 试验合金的元素组成

合金序号	元素组成
1	Al-Cu
2	Al-Cu-RE
3	Al-Cu-RE-Mn
4	Al-Cu-RE-Mn-Zn
5	Al-Cu-RE-Mn-Zn-Zr

### 2. 显微硬度试验

试样于300℃下分别加热1~5、10、20、60和100小时后在空气中冷却,经砂纸磨平,机械和电解抛光后,在HMT-3型显微硬度计上测定基体的显微硬度,结果如图1所示。

从图1看出,五种试验合金在300℃下长期暴露时,基体显微硬度在开始加热的前5个小时下降很快,然后逐渐趋于一个稳定值。随着合金化元素种类的增多,它们的硬度值明显提高。合金中添加RE后(№2)对基体显微硬度影响不大,添加Mn和Zr后(№3和№5)可明显提高基体的显微硬度,而添加Zn后(№4)硬度值反而下降。

### 3. 高温电阻试验

电阻试样由3×3×240毫米的毛坯加工成1×1×240毫米,装入温度为300℃的烘箱内,用双臂电桥测定试样在加热10小时以内不同加热时间的电阻变化率。结果如图2所示。

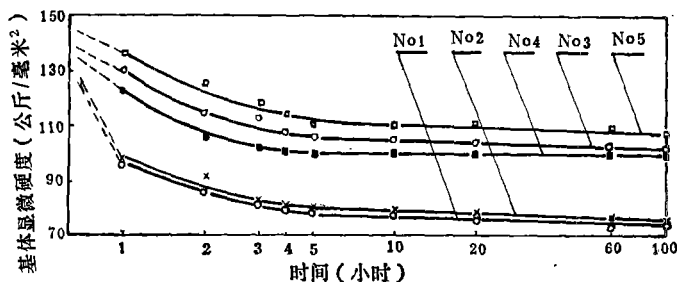


图1 试验合金在300℃长期暴露的基体显微硬度

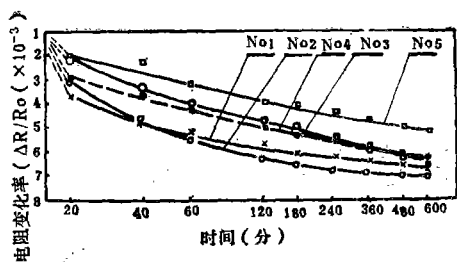


图 2 试验合金在 300°C 加热时电阻随时间的变化

从图 2 看出, 试验合金在 300°C 下加热时, 电阻随时间的增长而下降。№ 5 合金电阻下降最缓慢, 其次是 № 3 合金。№ 4 合金在前几个小时电阻下降较 № 3 合金快, 以后彼此接近。№ 1 合金电阻下降最快, № 2 合金电阻在 40 分钟以内较 № 1 合金下降快, 以后略慢于 № 1 合金。

为了进一步证实 Mn、Zr、Zn 对 Al-Cu 系合金在高温下加热时电阻变化的影响, 又在高纯 Al-5Cu 二元合金中分别单独加入 0.2% 的 Mn、Zr、Zn, 然后在与上述相同条件下测定电阻随时间的变化。

结果是添加 0.2% Mn 和 0.2% Zr 的合金在 300°C 加热时, 电阻下降都比 Al-5Cu 二元合金缓慢, 而添加 0.2% Zn 的合金在前几个小时电阻

下降较 Al-5Cu 二元合金快, 以后则相互接近。

这些结果分别与上述 № 3、№ 5 和 № 4 等合金在同样条件下, 电阻随时间的变化规律是一致的, 进一步证实了 Mn、Zr、Zn 对 Al-Cu 系合金在高温下电阻变化的影响规律。

#### 4. 高温持久试验

300°C 下的高温持久试验在 BII-2 试验机上进行。试验结果列入表 2。

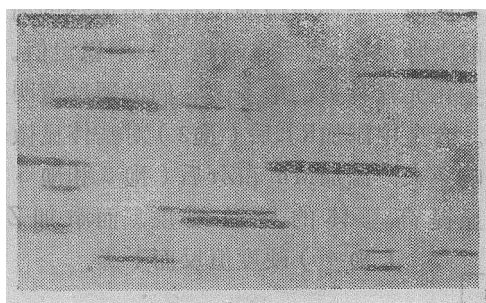
表 2 各试验合金 300°C 的持久性能

合金序号	持 久 寿 命
1	$\sigma_{4\text{公斤/毫米}^2}^{300}$ 48 : 15' ~ 52 : 30'
2	$\sigma_{4\text{公斤/毫米}^2}^{300}$ 52 : 15' ~ 74 : 15'
3	$\sigma_{7\text{公斤/毫米}^2}^{300}$ 70 : 55' ~ 87 : 40'
4	$\sigma_{7\text{公斤/毫米}^2}^{300}$ 93 : 50' ~ 141 : 00'
5	$\sigma_{10\text{公斤/毫米}^2}^{300}$ 92 : 40' ~ 194 : 30'

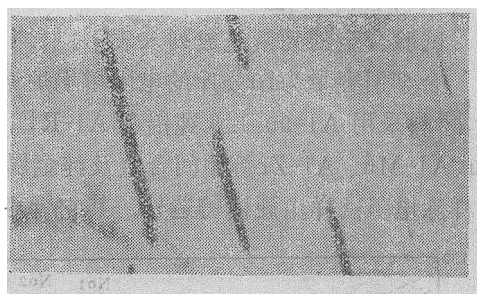
从表 2 看出, 随着合金化元素种类的增多, 合金的持久性能提高, 这与显微硬度和电阻的变化规律是一致的。但只有 № 4 合金例外, 显微硬度下降, 持久寿命反而增长。

#### 5. 显微组织观察

电镜试样由显微硬度试样切取制成金属薄



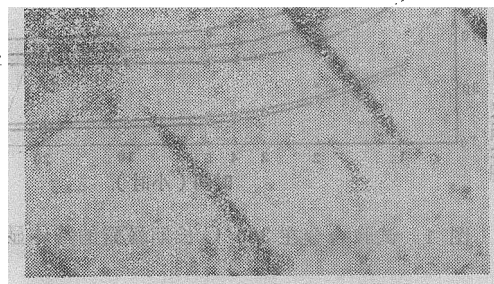
a₁



a₂



b₁



b₂

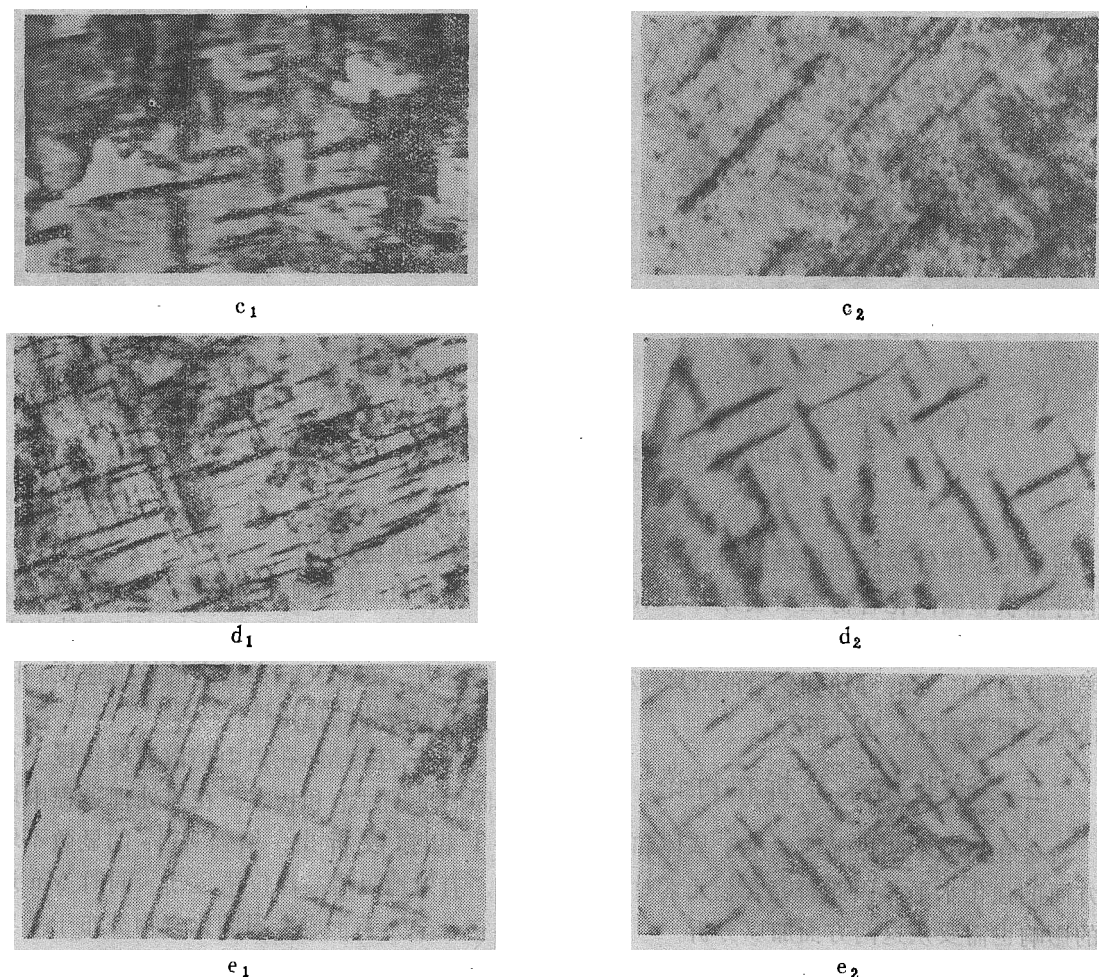


图 3 试验合金在300°C加热时的电镜照片

× 40000

a<sub>1</sub>, a<sub>2</sub>: No.1 (Al-Cu) 合金分别加热5小时和100小时;

b<sub>1</sub>, b<sub>2</sub>: No.2 (Al-Cu-RE) 合金分别加热5小时和100小时;

c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub>: No.4 (Al-Cu-RE-Mn-Zn) 合金分别加热5小时和100小时;

d<sub>1</sub>, d<sub>2</sub>: No.3 (Al-Cu-RE-Mn) 合金分别加热5小时和100小时;

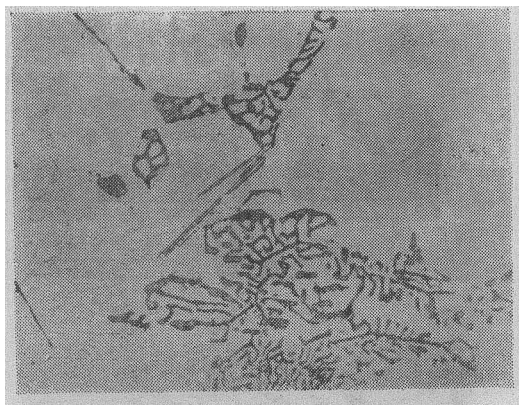
e<sub>1</sub>, e<sub>2</sub>: No.5 (Al-Cu-RE-Mn-Zn-Zr) 合金分别加热5小时和100小时。

膜, 然后用JEM-200A透射电镜进行观察。

从电镜照片上(图3)看出, 几种试验合金在300°C长期暴露下, 其脱溶产物主要都是介稳相 $\theta'$ , 随着热暴露时间的增长,  $\theta'$ 相逐渐长大。并且随着合金化元素种类的增多, 聚集长大的速度变慢, 如No5合金热暴露100小时, 其 $\theta'$ 相的尺寸较在同样条件下No1合金中的 $\theta'$ 相细小得多, 数量也多得多。不过加Zn的No4合金中 $\theta'$ 相的数量却比不加Zn的No3合

金少, No1和加RE的No2合金中 $\theta'$ 的大小和数量差别不大。

由金相照片(图4)可以看到, 在Al-Cu二元合金中加入RE后, 晶界出现大量骨骼状金属间化合物, 在Al-Cu-RE合金中加入Mn后, 晶界上还增加了一种条块状化合物。No4及No5合金的显微组织与No3合金的无明显差别, 说明合金中加入微量Zn和Zr后, 对金属间化合物的形态和分布未产生明显的影响。



a—(No. 2 Al-Cu-RE 合金)



b—(No. 3 Al-Cu-RE-Mn)

图 4 试验合金的金相组织 (T6 状态) × 500

通过电子探针及扫描电镜能谱分析, 合金中的骨骼状金属间化合物主要成分为 Al、Cu、RE 和少量的 Mn、Zn; 条块状金属间化合物主要成分有 Al、Cu、Mn 和少量的 RE、Zn; 基体中主要含有 Cu、Mn 和 Zn。

## 二、试验结果分析和讨论

合金在高温下的热强性取决于基体和晶界两方面的强化水平, 因此研究合金元素对热强性的影响也需要从这两方面加以分析。

根据试验结果看出, 试验合金在 300°C 加热时, 基体显微硬度在几个小时以后变化很小, 基本趋于稳定 (图 1)。从相应的显微组织照片可以看到, 几种试验合金中的析出相主要都是介稳相  $\theta'$  (图 3), 这说明在 300°C 下长期暴露时, 固溶体的脱溶过程主要是处于  $\theta'$  相的聚集长大阶段。因此, 对于在 300°C 下长期使用的合金, 其热强性与  $\theta'$  相的稳定性有关。

电阻试验表明, Mn 和 Zr 延缓了 Al-Cu 系合金高温 (300°C) 下的脱溶过程, 对  $\theta'$  的聚集长大有抑制作用。因而含 Mn 的 No. 3 合金在 300°C 加热 5 小时和 100 小时, 其  $\theta'$  相的数量比不含 Mn 的 No. 1 和 No. 2 合金在同样条件下的多, 尺寸小, 而同时含有 Mn 和 Zr 的 No. 5 合金中  $\theta'$  数量更多, 尺寸更小, 分布也细密 (图 3)。显然 Mn、Zr 能增强  $\theta'$  相的稳定性, 有助于提

高基体的热稳定性。

关于 Mn 对过饱和固溶体分解的抑制作用, 目前较普遍的看法是 Mn 可提高铝基体中原子间结合力, 降低 Cu 在铝中的扩散速度, 因而加强了固溶体的稳定性。

另外, 还因 Mn 在铝中扩散速度较慢, 合金凝固后呈现过饱和状态, 在热处理过程中以二次 T 相弥散析出, 增强基体的显微不均匀性, 有效地阻碍高温位错运动。同时 Mn 还与其它合金元素形成金属间化合物分布于晶界, 阻碍晶界滑移, 提高了合金的热强性。

关于 Zr 的作用, 有人指出, 含 Zr 铝合金的过饱和固溶体分解时, 有  $Al_3Zr$  质点弥散析出起强化作用。在试验合金中加入 Zr 后, 基体显微硬度和持久性能都显著提高, 正符合这一论点。

关于 Mn、Zn 对基体的强化作用, 通过断口分析得到进一步证实。如含 Mn 的 No. 3、No. 4 以及同时含 Mn、Zr 的 No. 5 合金在 300°C 持久破断后的试样断口为准解理型断口 (图 5 c), 而不含 Mn、Zr 的 No. 2 合金持久试样断口是微坑型断口 (图 5 b)。这说明由于合金元素的加入, 合金变形减小, 因而证实了 Mn 和 Zr 对基体的强化作用。

由图 1、2、3 看出, RE 对 Al-Cu 系合金基体强化和热稳定性的影响并不明显。在试验

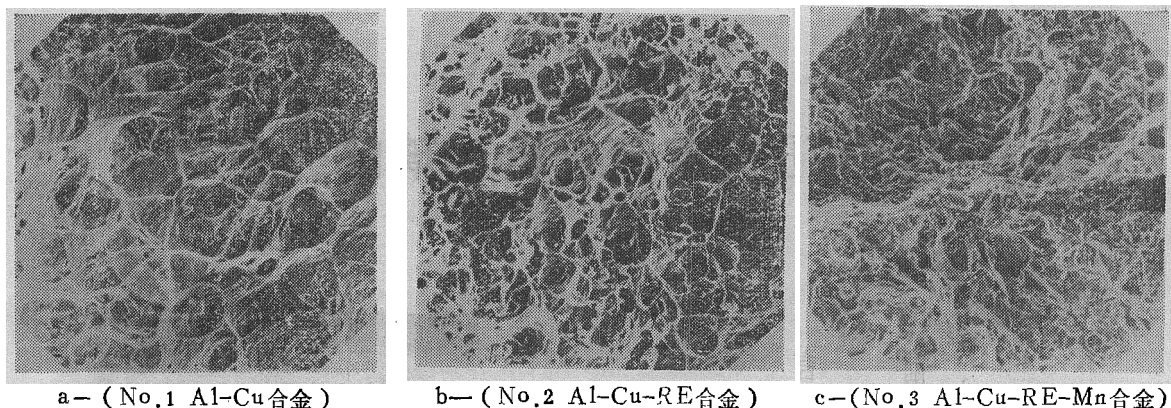


图 5 几种试验合金300°C的持久断口形貌 ×120

中还发现，由于RE与Cu 优先形成化合物，使基体中Cu贫化，机械性能下降。不过在我们的另一工作中证明，可以通过调整Cu与RE的含量而得到弥补。

由表 2 看出，Al-Cu 二元合金中加入 RE 并相应调整了Cu含量后，高温性能却有所提高。这主要是由于RE在合金中与Al、Cu等在晶界形成骨骼状金属间化合物（图 4）。这些化合物在高温下很稳定，不与基体相互作用（经高温持久试验后，未出现球化聚集现象），使晶界滑移受到阻碍，因而改善了合金的热强性。这一点从观察 300°C 持久破断后的断口中得到进一步证实。如№ 1 合金的持久试样断口是沿晶和穿晶混合型的，而加入 RE 后的№ 2 合金断口则完全变成穿晶型（图 5 a、b）。

含 RE 的骨骼状金属间化合物增多，合金

的持久寿命也随之增长（图 6）。这是因为大量骨骼状金属间化合物进一步封闭晶界，使滑移困难，所以合金的热强性显著增高。当然晶间化合物数量也不宜过多，否则会使合金脆化。

在 Al-Cu-RE-Mn 合金中加入Zn后，基体显微硬度下降，从在300°C加热 5 小时和100 小时后的电镜照片（见图 3）看出，合金中 $\theta'$ 相的数量有所减少，这可能是 Zn 加快了Cu在铝中的扩散速度，因而加剧了 $\theta'$ 相的不稳定性。从电阻试验结果也发现，Zn 的这种作用主要表现在加热的前几个小时（图 2）。但是从 300°C 的持久性能看，加Zn 后，持久性能不仅没有像基体显微硬度那样降低，反而有所提高（表 2）。通过相分析发现，Zn 不仅溶于基体，而且在骨骼状和条块状金属间化合物中都含有 Zn。可能由于这一原因，使晶界进一步强化，从而补偿了Zn对基体的不利影响，所以才出现基体变弱高温持久性能反而提高的现象。

综上所述，合金的热强性既取决于基体的强化和热稳定性，又取决于金属间化合物阻碍晶界滑移的能力。因此基体在长期热暴露过程中，要保持细密的介稳相结构及弥散析出相形成的显微不均匀性，而晶界上又要分布有在高温下稳定的骨骼状金属间化合物，保持良好的封闭性。

（下转第39页）

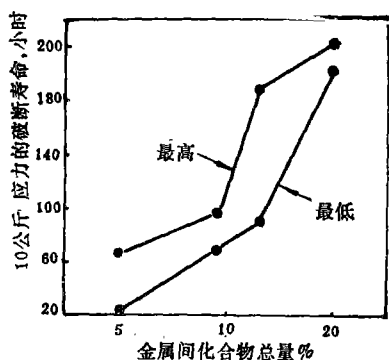


图 6 Al-Cu系合金的金属间化合物总量与 300°C持久寿命的关系

$M_1 - M_0 = 7000 - 1600 = 5400$  (公斤力-毫米),  $\varphi = 2.2^\circ = 2.2^\circ \times \pi / 180^\circ = 0.0383$  (弧度),  $J_p = 3558$  (毫米<sup>4</sup>),  $L_0 = 190$  (毫米)

所以  $G = 5400 \times 190 / 0.0383 \times 3558 = 7600$  公斤力/毫米<sup>2</sup>。

## 2. 比例极限 $\tau_p$

因  $\tau_p = M_p / W = 16M_p / \pi d^3$ ,  $\varphi$  由  $M = 11200$  公斤力-毫米以前求得之平均扭转角,

$$\varphi = \frac{3.6^\circ}{(11200 - 1600) / 600} = 0.225^\circ \text{ (扭矩每增}$$

加600公斤力-毫米时之扭角),  $M$  之扭角  $= 1.5$

$\varphi = 1.5 \times 0.225^\circ = 0.3375^\circ$ , 用内插法计算,

$M_p = 11200 + 600 \times 0.1125^\circ / 0.375^\circ = 11380$  公斤力-毫米,  $W = 516$  毫米<sup>3</sup>。

所以  $\tau_p = 11380 / 516 = 22.1$  公斤力/毫米<sup>2</sup>。

## 3. 屈服强度 $\tau_{0.3}$

$$\text{因 } \tau_{0.3} = \frac{M_{0.3}}{W} = \frac{16M_{0.3}}{\pi d^3}, W = 516.$$

$$\gamma = \frac{\varphi d}{2L_0}, \text{ 此处 } \gamma = 0.003, \varphi = \frac{2L_0 \gamma}{d}$$

$$= \frac{2 \times 190 \times 0.003}{13.8} = \frac{1.14}{13.8} = 0.0826 \text{ (弧度)}$$

(或  $\varphi = 4.73^\circ$ ),  $M_{0.3}$  的  $\varphi_{0.3} = \varphi_{\tau_p} + \varphi =$

$3.6^\circ + 0.3375^\circ + 4.73^\circ = 8.6675^\circ$ , 用内插法计算,

$M_{0.3} = 13600 + \frac{600 \times 3.1675}{3.3} = 13600$

$+ 576 = 14176$  公斤力-毫米, 所以  $\tau_{0.3}$

$$= \frac{14176}{516} = 27.5 \text{ 公斤力/毫米}^2.$$

## 4. 用图解法求真实扭转强度极限 $t_k$

$$t_k = \frac{4}{\pi d^3} (3M_k + \theta_k \frac{dM}{d\theta}), \text{ 已知 } M_k$$

$$= 31800 \text{ 公斤力-毫米}, \theta_k = \frac{\varphi_k}{L_0} = \frac{830^\circ \times \pi}{180^\circ \times 190}$$

$$= 0.0762 \text{ (弧度)}, \text{ 由图解法得 } \frac{dM}{d\theta}$$

$$= \frac{1800 \times 180^\circ \times 190}{316^\circ \times 3.14} = 62000 \text{ 公斤力-毫米, 所}$$

$$\text{以 } t_k = \frac{4}{3.14 \times 13.8^3} (3 \times 31800$$

$$+ 0.0762 \times 62000) = 48.5 \text{ 公斤力/毫米}^2.$$

扭转强度极限  $\tau_b$  的计算

$$\text{因 } \tau_b = \frac{M_b}{W} = \frac{16M_b}{\pi d^3}, W = 516 \text{ 毫米}^3,$$

$$\text{所以 } \tau_b = \frac{31800}{516} = 61.6 \text{ 公斤力/毫米}^2.$$

注: 用第一节  $\Delta\varphi \approx \text{tg} \Delta\varphi = \frac{\Delta A}{K_b}$  公式, 将千分表

格数计算成弧度或角度 (下表为角度), 以便计算结果时应用。

表 2 扭转试验记录表

扭 矩 M	扭转角度 $\varphi$	扭角增量 $\Delta\varphi$	扭 矩 M	扭转角度 $\varphi$	扭角增量 $\Delta\varphi$
1.6	0	0	14.2	8.8	3.3
5.8	1.8	0	14.8	25.0	16.2
6.4	2.0	0.2	15.0	42.0	17.0
7.0	2.2	0.2	16.0	—	—
7.6	2.4	0.2	17.0	57.0	15.0
8.2	2.6	0.2	18.0	63.5	6.5
8.8	2.8	0.2	19.0	75.0	11.5
9.4	3.0	0.2	20.0	90.0	15.0
10.0	3.2	0.2	21.0	118.0	28.0
10.6	3.4	0.2	22.0	163.0	45.0
11.2	3.6	0.2	24.0	224.0	61.0
11.8	4.2	0.6	26.0	—	—
12.4	4.6	0.4	28.0	320.0	96.0
13.0	5.0	0.4	30.0	514.0	194.0
13.6	5.5	0.5			

× × × ×

(上接第 7 页)

## 三、结 论

1. Al-Cu 系铸造合金基体的热稳定性 (指在 300°C 下长期工作) 与介稳相  $\theta'$  的稳定性有关,  $\theta'$  相愈细密, 愈稳定, 合金的热强性愈高。

2. 合金中加入 Mn 和 Zr 可提高  $\theta'$  相的稳定性及形成弥散相强化基体, 从而提高合金的热强性。

3. RE 对  $\theta'$  相稳定性的影响不大, 但 RE 与合金中的 Al、Cu 等形成金属间化合物, 使晶界强化, 明显地改善了合金的高温性能。

4. Zn 降低  $\theta'$  相的稳定性。Zn 对合金高温性能的有利作用, 可能与 Zn 进入金属间化合物, 进一步强化晶界有关。