

# 铸造 Al-Si-Mg 合金的时效特性及形变机制<sup>①</sup>

祝汉良 郭景杰 贾均 赵九洲 李沛勇

(哈尔滨工业大学铸造教研室, 哈尔滨 150001)

**摘要** 研究了 Al-Si-Mg 系 A357 合金在不同时效状态下的显微组织、力学性能及形变特性。结果表明, 时效条件不同, 合金的强塑性配合不同, 165 °C 短时效, 强塑性搭配较好; 155 °C, 4 h 预时效, 再经 175 °C, 12 h 最终时效, 进一步提高合金强度的同时, 保证了塑性。不同温度下短时效, 析出物均为 GP 区, 形变以位错切过的方式进行; 长时效, 析出物均为  $\beta$  相, 形变以位错绕过的方式进行。双级过时效处理, 改善了  $\beta$  相的析出形态, 使得滑移位错均匀分布。

**关键词** Al-Si-Mg 合金 时效 显微组织 力学性能 位错

铸造 Al-Si-Mg 系合金, 不仅具有较高的比强度, 优良的铸造性、疲劳性和耐腐蚀性, 而且具有较高的综合力学性能, 因而被广泛地应用在航空航天及汽车工业中<sup>[1]</sup>。对于大型薄壁、形状复杂的优质铸件, 工业生产中常采用砂型低压铸造的方法; 为了满足合金塑性的要求, 合金常经过低温短时效处理<sup>[2, 3]</sup>。高温时效强度高、塑性差的矛盾一直未能解决, 使得强度的提高受到了限制。形变机制对合金的塑性、韧性及断裂均有明显影响<sup>[4]</sup>, 而对铸造 Al-Si-Mg 系合金形变机制的研究进行的还较少, 开展这方面的工作有着重要的理论和实际意义。本文在分析时效条件对 A357 合金组织及性能影响的基础上, 提出了一种双级过时效处理工艺, 并研究了不同时效条件下合金的形变机制。

## 1 试验方法

试验合金用高纯料配制, 用 200 kg 铸铁坩锅在电阻炉内熔炼, 三元钠盐变质, 六氯乙烷和氟硅酸钠精炼, 所配合金的化学成分为: 6.8% Si, 0.54% Mg, 0.18% Ti, 0.04% Be, 0.14% Fe, Al 余量。采用新砂型浇注满足

GB1173-86 标准的拉伸试样。合金的固溶处理为在 545 °C 下保温 12 h, 淬于 80 °C 的热水中, 时效分别在 155、165、175 及 155 °C, 4 h + 175 °C 下进行。拉伸在 Instron 电液伺服材料试验机上进行, 夹头移动速度为 2 mm/min。用 CM12/STEM 型电镜观察合金的显微组织。

## 2 试验结果

### 2.1 力学性能

不同温度下单级时效合金的拉伸性能曲线如图 1。可见, 165、175 °C 时效时, 随时效时间的延长, 强度均有所增加。155 °C 时效 6 h 时, 强度达最大, 进一步时效又有所降低。三种温度下时效, 延伸率均随时效时间的增加而降低, 时效 12 h 时又有所回升。同时还可以看到, 155 °C 时效, 强度较低, 而延伸率较高; 175 °C 时效, 强度较高, 而延伸率较低; 165 °C 时效, 强度和延伸率则基本上介于上述两者之间, 165 °C, 6 h 时效可得较好的强塑性配合。

图 2 为经 155 °C, 4 h 预时效, 再进行 175 °C 不同时间处理的合金力学性能的变化曲线。经过预时效后, 再在 175 °C 短时效时, 合金强度与 175 °C 单级时效相比反而有所下

① 收稿日期: 1995-11-21; 修回日期: 1996-03-18

降，而延伸率大大提高。12 h 过时效时，强度可达 334.2 MPa，延伸率为 5.2%，与 175 °C 单级时效相比，强度稍有增加，而延伸率大大提高，与 155 °C 单级时效相比，合金的强度则大大提高。

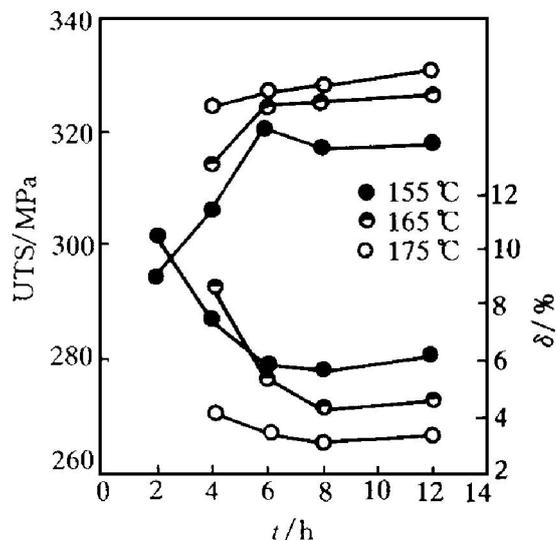


图1 A357合金155、165及175 °C的时效曲线

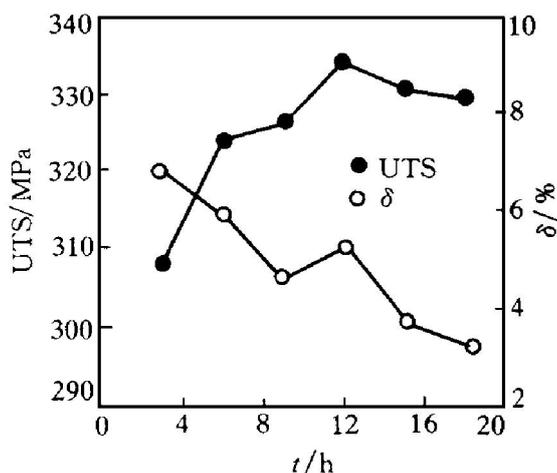


图2 合金经155 °C, 4h预时效, 力学性能随175 °C时效时间的变化

### 2.2 显微组织及形变特性

TEM 观察表明，该合金组织中弥散相较少。短时效时，GP 区的观察比较困难。155 °C, 6 h 时效，可以观察到极细小、高密度的 GP 区。GP 区呈针状，长度约为 20 nm。175 °C, 4 h 时效时，析出物仍为 GP 区，长约 40 nm，且较宽大，但密度大大下降。12 h 时效时，均形成了稳定的 β 相(图 3)。155 °C, 12 h 时效时，β 相呈细小的板片状，分布比较弥散。

175 °C, 12 h 时效，析出物为粗大的板片状 β 相。双级过时效处理，β 相弥散分布，并呈球块状。

在拉伸形变条件下，155 °C, 6 h 时效的合金，滑移带宽度较小，间距也较窄，滑移位错分布相对比较均匀(图 3(a))。而 175 °C, 4 h 时效时，形成粗大的不均匀的共面滑移带(图 3(b))。155 °C, 12 h 时效及双级过时效处理，位错分布都比较均匀，而 175 °C, 12 h 时效则形成位错缠结，并在粗大的 β 相处形成位错塞积。

### 3 讨论

在时效硬化合金中，时效析出物与位错的交互作用有切过和绕过两种方式。至于位错是切过还是绕过时效析出物，则取决于析出物的尺寸及与基体的共格关系。时效条件不同，合金的形变行为也就不同，从而导致合金力学性能的差异。

由 TEM 照片可知，经过短时效的合金，变形组织中可以观察到长直位错线和平面滑移带。而经长时效的合金，位错分布比较均匀或形成位错缠结。这说明，短时效处理的合金，形变时位错切过 GP 区，而长时效时，位错绕过 β 相。

经短时效的合金，变形时，位错切过 GP 区，易形成位错的滑移通道，造成滑移面上的共面滑移现象。位错切过 GP 区引起的临界切应力  $\tau_c$  满足公式(1)<sup>[5]</sup>：

$$\tau_c = \alpha G \epsilon^{3/2} f^{2/3} (M b)^{1/2} \quad (1)$$

式中  $\epsilon$  为错配度， $f$ 、 $\lambda$  分别为时效析出物的体积分数和间距， $\alpha$  为系数。式(1)表明，随着时效析出物的共格应变及体积分数的增加，强化效果增加。155 °C 短时效所形成的 GP 区尺寸及错配度均较小，因而，对位错运动的阻力也较小，位错在切应力作用下常可通过交叉滑移方式运动，变形比较均匀，从而，合金强度稍低，而延伸率很高。175 °C 短时效时，形

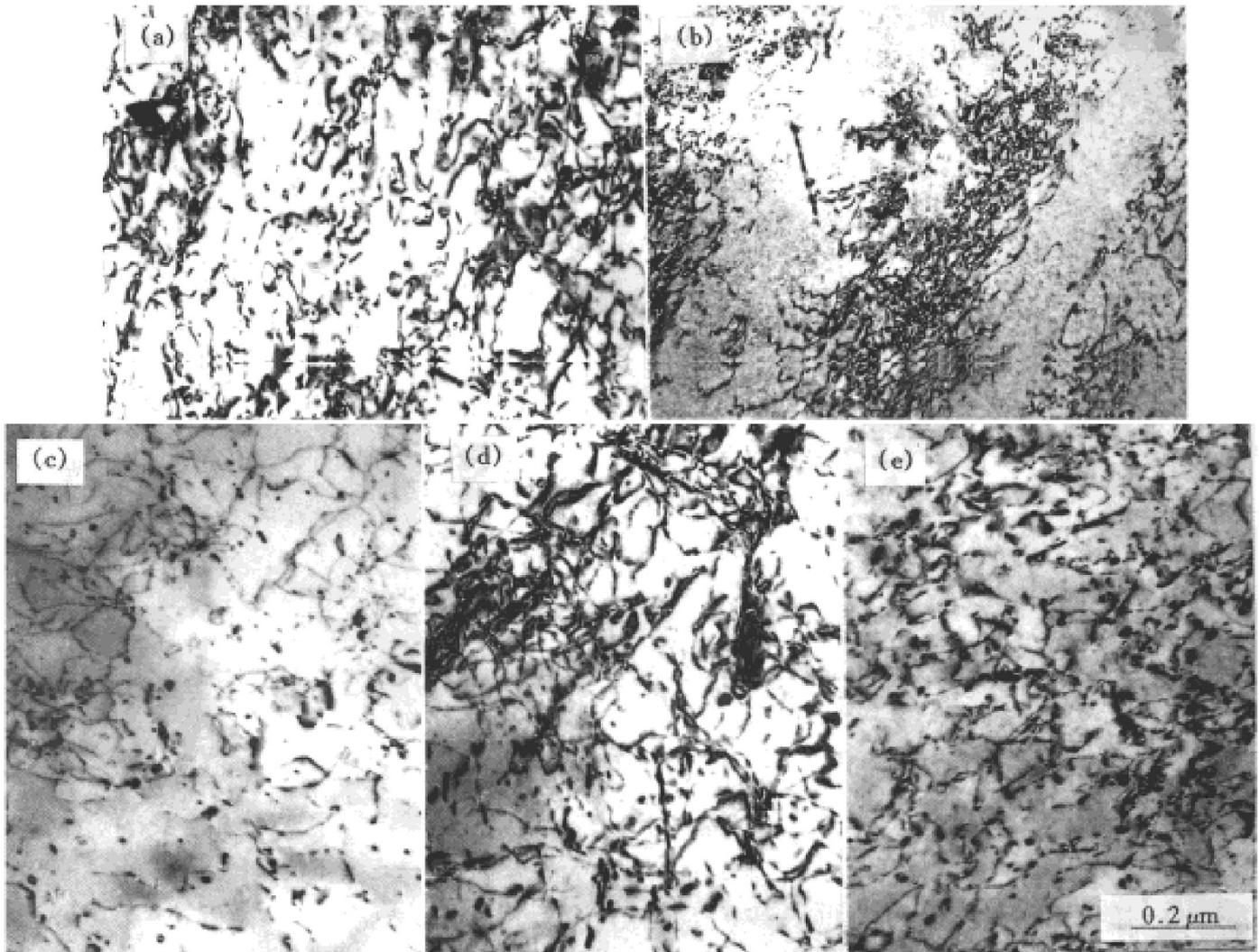


图3 不同状态合金的拉伸形变组织

(a) -155 °C, 6h 时效; (b) -175 °C, 4h 时效; (c) -155 °C, 12h 时效;  
(d) -175 °C, 12h 时效; (e) -155 °C, 4h 预时效, 175 °C, 12h 最终时效

成的 GP 区, 其  $\varepsilon$  和  $f$  均较大, GP 区对位错的阻力增大。位错切过 GP 区时, 使滑移面变弱, 为后续位错运动提供了一条易滑移通道, 滑移则集中在这个通道上, 而不在切割其它方向上的时效析出物, 变形易于集中形成粗大的滑移带, 从而导致合金强度很高, 而延伸率极低。

长时效时, 位错绕过稳定的  $\beta$  相, 所引起的临界切应力由修正的 Orowan 公式给出<sup>[5]</sup>:

$$\sigma = \frac{Gb}{4\pi L} \ln \frac{3D}{b} \cos \frac{\phi^*}{2} \quad (2)$$

式中  $L$ 、 $D$  分别代表析出物间距及直径。可见, 在体积分数一定的条件下, 析出物尺寸越大, 间距越小, 强化效果就越大。155 °C 时效

时, 弥散分布的  $\beta$  相尺寸较小, 数量较多, 变形时, 位错绕过细小的  $\beta$  相, 分布比较均匀, 因而合金强度稍低而塑性较高。175 °C 时效,  $\beta$  相的体积分数增加,  $\beta$  相的尺寸大大增加, 但同时间距也有所增加, 变形时形成位错缠结, 并在粗大的  $\beta$  相处形成位错塞积。同时粗大的板片状的  $\beta$  相对基体的割裂作用增强, 使得合金的强度稍有增加, 而塑性极差。采用双级过时效处理时, 总的时效时间增加, 时效析出物的体积分数进一步增加<sup>[1]</sup>, 因而,  $\beta$  相尺寸增大的同时, 间距也有所减小, 使得合金强度增高, 同时由于  $\beta$  相呈球块状, 对基体的割裂作

用大大降低,因而合金的塑性大大提高。

在工业生产中,采用双级过时效工艺,可以充分挖掘合金的潜力,大大提高合金的综合力学性能。但同时,采用此工艺必使生产周期延长,能源消耗增加。因而,双级过时效工艺最适合应用于性能要求高的优质铸件的生产。

## 4 结论

(1) 155 °C时效,合金强度稍低,塑性较高;175 °C时效,强度较高,塑性较差;165 °C时效,强塑性配合较好。双级过时效处理,在保证合金塑性的同时,进一步提高了强度。

(2) 短时效的合金,变形时位错切过GP区。155 °C短时效,滑移位错分布比较均

匀;175 °C短时效,形成不均匀的共面滑移带。长时效位错绕过 $\beta$ 相。

(3) 双级过时效处理,增加了 $\beta$ 相的体积分数, $\beta$ 相尺寸增加,间距减小;同时, $\beta$ 相呈球块状析出,减弱了对基体的割裂作用,变形时,位错绕过 $\beta$ 相,分布比较均匀。

## 参考文献

- 1 Apelian D *et al.* AFS Trans, 1989, 97: 727- 741.
- 2 武 恭等. 铝及铝合金材料手册. 北京: 科学出版社, 1994: 374.
- 3 中国机械工程学会铸造专业学会. 铸造手册. 北京: 机械工业出版社, 1994, 3: 146.
- 4 蒋大明等. 材料科学进展, 1991, 5(20): 138.
- 5 杨德庄. 位错与金属强化机制. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1991: 182- 190.

# AGING CHARACTERISTICS AND DEFORMATION MECHANISMS OF A CAST Al-Si-Mg ALLOY

Zhu Hanliang, Guo Jingjie, Jia Jun, Zhao Jiuzhou, Li Peiyong

*School of Materials Science and Engineering,  
Harbin Institute of Technology, Harbin 150001*

**ABSTRACT** The microstructure, mechanical properties and deformation characteristics have been studied for a cast Al-Si-Mg alloy A357 treated under different aging conditions. The results show that the mechanical properties vary with aging conditions. An optimum combination of strength and ductility was obtained by aging at 165 °C for a short time. Compared to this condition, pre-aging at 155 °C for 4 h and final aging at 175 °C for 12 h enhances strength properties without bringing about any loss in ductility. In the underaging condition which had GP zones, the deformation was carried out in the cut-off mode. In the overaging condition which had  $\beta$  precipitates, the dislocations were bowed out. In the step overaging condition in which the morphology of  $\beta$  phases becomes more mechanically ideal, the sliding dislocations are uniformly distributed in the deformation structure.

**Key words** Al-Si-Mg alloy aging microstructure mechanical properties dislocation

(编辑 彭超群)