

## 高强韧压铸 Al-Mg-Si-Mn 合金的微观组织及力学性能

胡祖麒, 万里, 吴晗, 刘学强, 邹广, 吴树森

(华中科技大学 材料成形与模具国家重点实验室, 武汉 430074)

**摘要:** 对压铸  $\text{AlMg}_x\text{Si}_2\text{Mn}$  ( $x=5.7\sim 7.2$ ) 合金的微观组织进行分析, 测试力学性能以及疲劳性能, 研究镁含量对合金组织和力学性能的影响。结果表明: 随着 Mg 含量的提高, 合金屈服强度和布氏硬度分别提高了 10.4% 和 9%, 伸长率从 8.3% 降低至 4.5%, 抗拉强度则没有明显变化。疲劳寿命随着 Mg 含量的提高而提高, 疲劳极限从 57 MPa 上升至 75 MPa。合金的微观组织主要由  $\alpha(\text{Al})$  和  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相组成, Fe 相则以颗粒状的  $\text{Al}_3\text{Fe}$  和不规则形状的  $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$  存在于晶界。Mn 元素的加入也降低合金的粘模倾向。

**关键词:** 高压压铸; 铝镁合金; 疲劳性能; 微观组织

中图分类号: TG249.2

文献标志码: A

## Microstructure and mechanical properties of high strength and toughness die casting Al-Mg-Si-Mn alloys

HU Zu-qi, WAN Li, WU Han, LIU Xue-qiang, ZOU Guang, WU Shu-sen

(State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology,  
Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

**Abstract:** Microstructure observation, tensile test and fatigue tests were conducted to investigate the effect of magnesium content on microstructure and mechanical properties of die casting  $\text{AlMg}_x\text{Si}_2\text{Mn}$  ( $x=5.7\sim 7.2$ ) alloys. The results indicate that with magnesium content (mass fraction) increasing from 5.7% to 7.2%, the yield strength and brinell hardness increase by 10.4% and 9%, respectively. The elongation decreases from 8.3% to 4.5% and the ultimate tensile strength is stable. The fatigue life of alloys increases with enhanced magnesium contents and the fatigue limit increases from 57MPa to 75MPa. The microstructure of those alloys consists of  $\alpha(\text{Al})$  matrix and  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Meanwhile,  $\text{Al}_3\text{Fe}$  and  $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$  compounds distribute around grain boundaries. The addition of Mn reduces the die sticking tendency.

**Key words:** high pressures die casting; Al-Mg alloys; fatigue property; microstructure

压铸作为生产效率高、尺寸精度和力学性能优良的铸造方法, 在汽车、机电、通讯等行业得到了越来越多的应用, 如汽车动力零件中的铝合金缸体、铝合金油底壳、副车架以及通讯腔体等部件均可采用压铸方法制造<sup>[1-3]</sup>。

压铸合金是压铸成形的三大要素之一, 基于压铸成形的工艺特点, 目前压铸合金中使用和研究得最广泛的是力学性能高、铸造性能好的 Al-Si-Cu 系合金, 如 YL112、YL113(对应于国外 A380、ADC12 牌号)

等<sup>[4-5]</sup>。而压铸 Al-Mg-Si 合金(如 YL302)虽然在铸态下已具有强度高、韧性好、耐腐蚀性优良的优点, 但由于其熔化时 Mg 易氧化烧损, 夹杂倾向严重, 铸造性能差等缺点而使其应用受到限制。关于压铸铝合金力学性能和疲劳性能的研究比较丰富, 例如 AMMAR 等<sup>[6-8]</sup>探究了压铸 Al-Si 的疲劳断裂机理, 饶劲松等<sup>[9]</sup>和 OKAYASU 等<sup>[10]</sup>则研究了压铸 ADC12 合金成形性、组织、力学性能和疲劳强度。另外, OTARAWANNA 等<sup>[11]</sup>研究了压铸  $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$  合金

的微观组织形成过程, 但是并没有对计算结果进行确认, 并且没有涉及到该合金的力学性能。然而, 对于 Fe 含量(0.15%)以及 Si 含量(2%)较低的压铸 Al-Mg-Si 合金疲劳性能<sup>[12]</sup>的研究鲜见报道, 对该类合金的力学性能和疲劳机理的认识不够深入也严重限制其应用。因此, 改善 Al-Mg-Si 合金的铸造性能, 充分发挥其强度高、韧性好的特点, 并且深入了解该类金属的疲劳性能, 对扩大 Al-Mg-Si 合金在汽车关键零部件上应用是非常值得研究的一个课题, 具有较强的工程意义。

基于此, 本文作者对 YL302 的合金成分进行调整, 研究 Al-Mg-Si-Mn 合金的微观组织结构特点, 重点探究 Mg 含量对于 Al-Mg-Si-Mn 合金的力学性能的影响, 以及合金的疲劳寿命变化, 对断口进行详细分析从而深入研究合金的断裂机理。

## 1 实验

### 1.1 压铸试验过程

考虑到 Mg、Si、Fe、Cu 等含量对合金铸造性能以及力学性能具有重要影响, 为改善铸造性能和提高合金的韧性, 本研究中试验合金成分的改进思路如下: 1) 增加 Si 的含量, 将其含量提高到 2%, 其目的是提高合金的流动性, 提高强度并降低热裂倾向; 2) 降低 Fe 的含量, 控制在 0.20% 以下, 目的是削弱含 Fe 量对铸件力学性能的不良影响; 3) 降低 Cu 的含量, 控制在 0.03% 以下, 目的是提高韧性; 4) 增加 Mn 的含量, 以减轻因 Fe 含量降低而带来的压铸粘模现象<sup>[13]</sup>。改进后的具体合金成分如表 1 所列。

表 1 Al-Mg-Si-Mn 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-Mg-Si-Mn alloys (mass fraction, %)

| Alloy        | Mg   | Si   | Mn    | Fe   |
|--------------|------|------|-------|------|
| AlMg5.5Si2Mn | 5.7  | 1.94 | 0.57  | 0.16 |
| AlMg6Si2Mn   | 6.1  | 1.79 | 0.57  | 0.15 |
| AlMg7Si2Mn   | 7.2  | 1.83 | 0.58  | 0.15 |
| Alloy        | Ti   | Zn   | Cu    | Al   |
| AlMg5.5Si2Mn | 0.09 | 0.01 | 0.011 | Bal. |
| AlMg6Si2Mn   | 0.08 | 0.01 | 0.009 | Bal. |
| AlMg7Si2Mn   | 0.08 | 0.02 | 0.015 | Bal. |

本试验中控制 Si、Fe、Cu、Mn 等元素含量不变, 仅改变 Mg 的含量。试验原材料为 Al、Si、Mn 等铸

锭以及纯镁, 采用石墨坩埚电阻炉熔化, 熔化时镁元素的烧损率设定为 8%。首先加热熔化 Al、Si、Mn 等合金元素, 待其完全熔化后控制温度在 650 °C 时加入纯镁。随后将熔液温度上升至 710 °C, 氩气精炼 15 min, 静置扒渣, 控制铝液温度在 690~710 °C 范围内浇注。试验采用平板试样, 尺寸为 200 mm×60 mm×4 mm, 如图 1 所示。压铸试验在 2 800 kN 卧式冷室压铸机上完成, 压射压力为 110 MPa, 模温为 200 °C。合金熔化后成分由光谱分析确定。

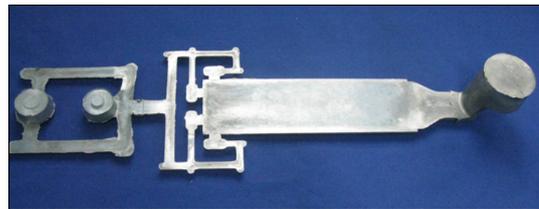


图 1 压铸试样外形图

Fig. 1 Profile of die casting specimen

### 1.2 拉伸试验和疲劳试验

拉伸测试在材料万能试验机上完成, 拉伸试样如图 2(a) 所示。试样标距为 50 mm, 截面积尺寸为 4 mm×10 mm。机器加载速率为 5 mm/min, 测试温度为室温, 相对湿度为 60%。疲劳性能试验试样如图 2(b) 所示, 疲劳测试在电液伺服疲劳试验机上完成, 加载频率为 10 Hz, 载荷比  $R=0$ , 加载波形为正弦波。试验在室温下进行, 试验时记录每一级载荷下的应力循环次数, 以对应  $5 \times 10^6$  次应力循环的载荷为疲劳极限。

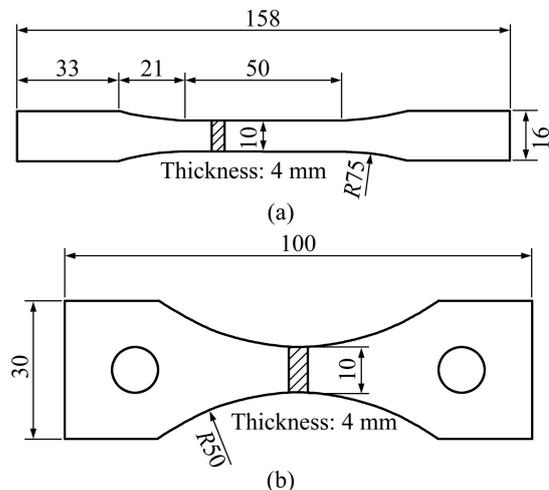


图 2 力学性能测试试样图

Fig. 2 Schematic diagrams of tensile specimen (a) and fatigue specimen (b) (Unit: mm)

### 1.3 显微组织构成及断口形貌分析

从压铸试样的相同部位截取金相试样, 分别用600号、1200号和2000号砂纸进行打磨, 随后用粒度为2.5  $\mu\text{m}$  和1.5  $\mu\text{m}$  的金刚石抛光膏抛光, 在 $\text{HF}+\text{HCl}+\text{HNO}_3$  腐蚀液下侵蚀20 s, 用光学显微镜和扫描电镜观察其微观组织。微观组织的基本构成则由XRD结果判断, 而对于更加细小的组成相则采用SEM在高倍数下观察合金的微观组织, 同时, 用EDS分析组成相的化学成分和元素的摩尔分数。断口形貌则采用扫描电镜观察。

## 2 结果与分析

如图1所示, 压铸所得平板铸件外观成形良好, 表面光洁, 无粘模拉伤现象, 内部致密, 无大的空洞缺陷。

### 2.1 微观组织及其分析

图3(a)所示为 $\text{AlMg}_x\text{Si}_2\text{Mn}$  合金的金相组织。从图3(a)可以看出, 合金由白色的枝晶组织和黑色的不

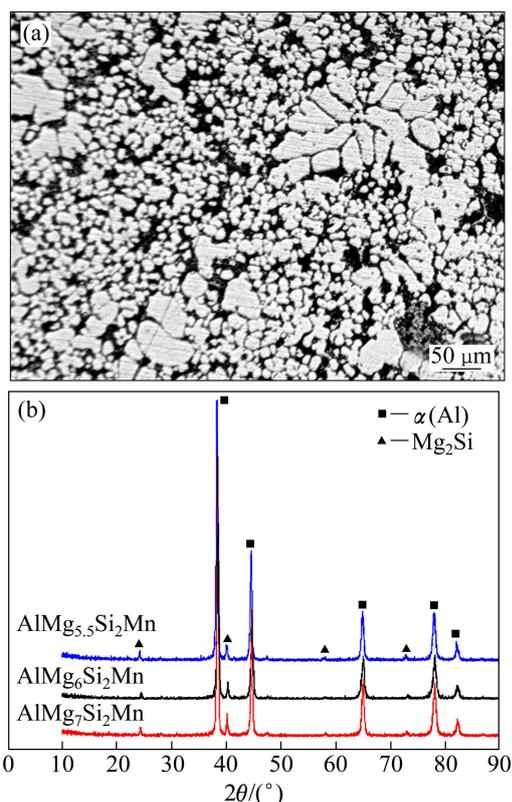


图3  $\text{AlMg}_x\text{Si}_2\text{Mn}$  合金典型金相组织以及 XRD 谱  
Fig. 3 Typical optical microscope image (a) and XRD pattern (b) of  $\text{AlMg}_x\text{Si}_2\text{Mn}$  alloy

规则组织组成。图3(b)所示为合金的XRD谱。由图3(b)可知, 上述两种组织分别为 $\alpha(\text{Al})$ (白色)和 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 相(黑色)。由于压铸充型速度很快, 充型后金属液的凝固速度亦很快, 因而大部分 $\alpha(\text{Al})$ 相极为细小, 但也存在少量粗大的 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶(见图3(a))。该粗大枝晶有可能是Al液浇入压室后, 在压室内凝固、长大并被冲头压入到型腔内而形成的。

通过对Al-Mg-Si三元相图<sup>[14]</sup>分析可知, 当Si含量为2%时, 随着Mg含量的变化, 基体析出相也有所变化。本合金中Mg含量为5.7%~7.2%, 该区域内合金的组成相主要有 $\alpha(\text{Al})$ 和 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 相, 基体中还会析出 $\beta\text{-Al}_8\text{Mg}_5$ (即 $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ )相。另外, 从图4可以清晰地观察到在 $\alpha(\text{Al})$ 基体上存在均匀分布的细小亮点, 这些亮点就是 $\beta\text{-Al}_8\text{Mg}_5$ 相, 也是Al-Mg系金属的主要固溶强化相, 并且倾向于沿晶界分布, 对合金力学性能和耐腐蚀性能有较大影响<sup>[15]</sup>。因此, 铸态Al-Mg合金无需固溶热处理便可获得优良的强度性能。

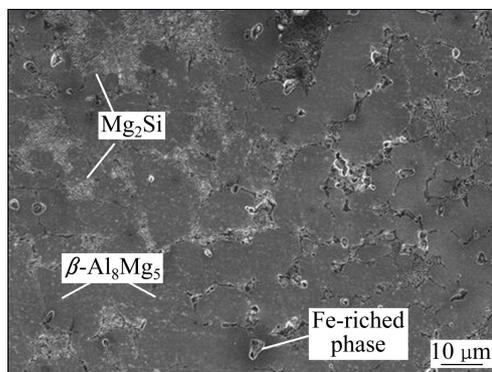


图4  $\text{AlMg}_5.5\text{Si}_2\text{Mn}$  合金 SEM 像  
Fig. 4 SEM image of of  $\text{AlMg}_5.5\text{Si}_2\text{Mn}$  alloy

在Al合金中, 由于Fe对力学性能有损害作用<sup>[13]</sup>, 其加入量受到严格控制。对于Fe在Al-Mg-Si-Mn合金中形成的组织或组成相, 目前尚未有明确的结论。在本试验合金中, 可观察到沿晶界分布的颗粒状富Fe相化合物(Fe的含量0.16%), 因而有必要探明该Fe相的组成以及对力学性能的影响。

OTARAWANNA等<sup>[11]</sup>通过Thermal-Calc软件计算出该合金中包含的富铁相有两种可能形式, 分别是 $\text{Al}_3\text{Fe}$ 以及 $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ 。从图5(a)可以看出, 在晶界处的富铁相化合物和骨骼状 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 相共同生长, EDS结果(见图5(b))显示该化合物粒子中含有0.54%的Fe元素且没有Mn元素。可以推断, 图5(a)所示的富铁相粒子为 $\text{Al}_3\text{Fe}$ , 该粒子并不是独立存在于晶界或者基体上, 而是存在于 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 边界并且镶嵌其中。从图5(c)可以看出, 位于三叉晶界处的不规则状富铁

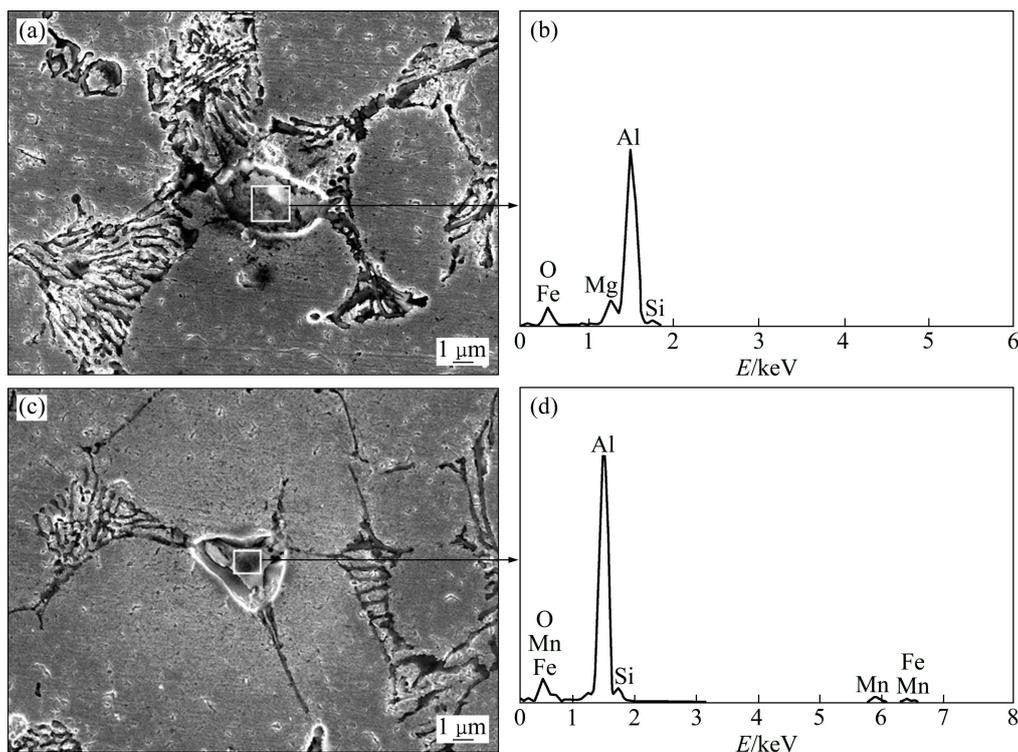


图 5 Al<sub>3</sub>Fe 相和 Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> 相形貌及其 EDS 谱

Fig. 5 Morphologies of Al<sub>3</sub>Fe and Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> and corresponding EDS patterns: (a) Al<sub>3</sub>Fe, SEM image; (b) Al<sub>3</sub>Fe, EDS pattern; (c) Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>, SEM image; (d) Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>, EDS pattern

相颗粒, EDS 结果(见图 5(d))显示粒子中含有摩尔分数接近的 Fe 元素(3.47%)和 Mn 元素(5.38%), 从而可以断定合金微观组织中存在 Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> 化合物。因此, 本研究合金中观察到的 Fe 相直接验证了 OTARAWANNA 的计算结果是可靠的。至于本研究合金中的 Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> 粒子的形成过程尚有待于进一步探讨。

由于本研究合金中的 Fe 含量较低, 形成富铁相粒子数量较少, 同时 Mn 元素的加入也对富铁相的形貌的改善起到明显促进作用<sup>[16]</sup>, 使得本研究合金中的富铁相 Al<sub>3</sub>Fe 和 Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> 以不规则颗粒状随机分布在晶界处, 对基体的割裂作用小于针状或者板状富铁相对基体的割裂作用。因此可以推断, 在该类金属中富铁相对 Al-Mg-Si-Mn 合金力学性能的不利影响较小。综上所述, 合金的微观组织由枝晶状 α(Al)、骨骼状 Mg<sub>2</sub>Si、弥散分布于基体的 β-Al<sub>8</sub>Mg<sub>5</sub> 以及少量不规则富铁相粒子构成。

## 2.2 力学性能测试结果分析

压铸 AlMg<sub>x</sub>Si<sub>2</sub>Mn 合金力学性能结果以及变化趋势如图 6 所示。从图 6 可以看出, 随着 Mg 含量从 5.7% 上升到 7.2%, 试样的断后伸长率由 8.3% 迅速下降到

4.5%, 屈服强度则由 183 MPa 逐渐上升至 202 MPa(10.4%); 抗拉强度的变化趋势不明显, Mg 含量为 6.1%时, 合金抗拉强度为 325 MPa。另外, 硬度从 87 上升至 95(9%)。上述结果表明, 随着 Mg 含量的提高, 合金屈服强度和硬度明显提高, 而塑性下降。

表 2 列出了 AlMg<sub>5.5</sub>Si<sub>2</sub>Mn 合金与常用的 Al-Si-Cu 系(A380, 383/384 合金)以及 Al-Mg 系(518.0

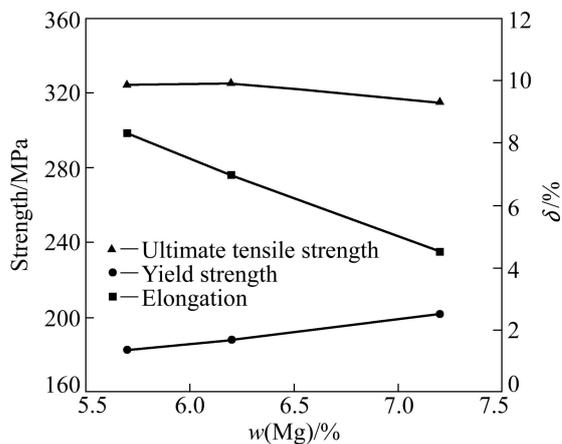


图 6 压铸 AlMg<sub>x</sub>Si<sub>2</sub>Mn 合金的拉伸试验结果

Fig. 6 Results of tensile tests of die casting AlMg<sub>x</sub>Si<sub>2</sub>Mn alloy

合金)合金的力学性能<sup>[17]</sup>。AlMg5.5Si2Mn合金的伸长率明显高于其他合金的,而程晓宇等<sup>[18]</sup>通过改进压铸工艺得到了抗拉强度为316 MPa、伸长率为4.2%的A380合金,其伸长率也明显低于AlMg5.5Si2Mn合金的伸长率(8.3%)。由此可见,本研究制备的AlMg<sub>x</sub>Si2Mn合金属于高强韧的压铸铝合金,可满足对韧性有较高要求的零件的制造。

表2 多种压铸合金的力学性能比较

Table 2 Comparison of mechanical properties of several die casting aluminum alloys

| Alloy                   | Tensile strength/MPa | Yield strength/MPa | Elongation/% |
|-------------------------|----------------------|--------------------|--------------|
| A380 <sup>[17]</sup>    | 325                  | 160                | 3.5          |
| 383/384 <sup>[17]</sup> | 310-330              | 150-165            | 2.5-3.5      |
| 518.0 <sup>[17]</sup>   | 310                  | 190                | 4            |
| AlMg5.5Si2Mn            | 324                  | 183                | 8.3          |

综上所述, Mg含量的提高直接导致合金屈服强度和硬度上升,而伸长率显著下降,根据Al-Mg-Si相图<sup>[14]</sup>可知, Mg含量的提高将会导致Mg<sub>2</sub>Si和 $\beta$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>5</sub>相的析出量提高,由于以上两种相均为脆性相,且 $\beta$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>5</sub>作为主要固溶强化相均匀分布在基体上,提高了基体抗变形能力即屈服强度。从微观角度分析, Al-Mg-Si-Mn合金强度高、韧性好的主要原因在于Mg在铝基体中的溶解度较大,随着Mg含量的提高, Mg原子大量溶入铝基体后,使其晶点阵发生扭曲,晶格畸变严重,阻碍位错运动,从而提高合金强度<sup>[15]</sup>。

### 2.3 疲劳测试结果及断口分析

根据实验使用疲劳试验机的参数,疲劳寿命测试在57 MPa到125 MPa之间的5~7个应力水平进行,每级应力下的应力循环次数被记录下来并且绘制成S-N曲线,如图7所示。

从图7可以看出,随着应力幅值 $S_a$ 的降低,3种合金的疲劳寿命均有明显上升,且在应力幅值 $S_a > 87.5$  MPa时,合金的疲劳寿命之间没有明显差距。但是当应力幅值继续降低直到75 MPa时,AlMg7Si2Mn合金的应力循环次数已经超过 $5 \times 10^6$ 次,即发生越出现象(为了缩短试验周期,本研究中的条件疲劳极限所对应的应力循环次数均为 $5 \times 10^6$ 次),而其他成分合金的疲劳寿命均不足 $10^6$ 次。AlMg5.5Si2Mn和AlMg6Si2Mn合金在57 MPa时发生越出现象,二者比较接近。因此,随着Mg含量的提高,AlMg<sub>x</sub>Si2Mn

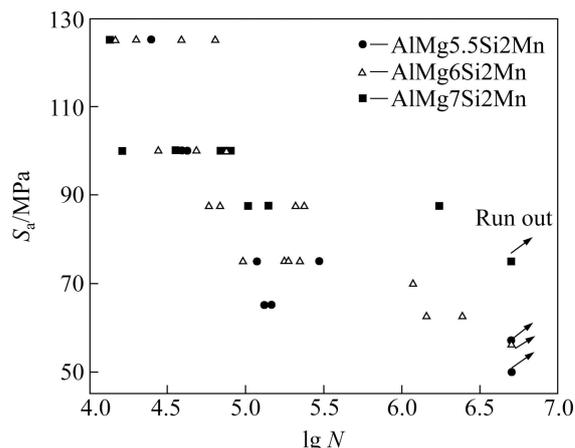


图7 AlMg<sub>x</sub>Si2Mn合金S-N散点图

Fig. 7 S-N scatter diagram of AlMg<sub>x</sub>Si2Mn alloys

合金的条件疲劳极限呈上升趋势。

疲劳试样断裂后用场发射扫描电镜观察断口形貌,以便深入了解合金的疲劳断裂机理,典型断口形貌如图8(a)所示。由图8(a)可见,断口的典型区域为起源区、扩展区和瞬断区,裂纹扩展方向是由图8(a)下方向上方扩展。由于裂纹起源时裂纹扩展缓慢,因此该区域相对平整;随着裂纹扩展速率加快,试样微

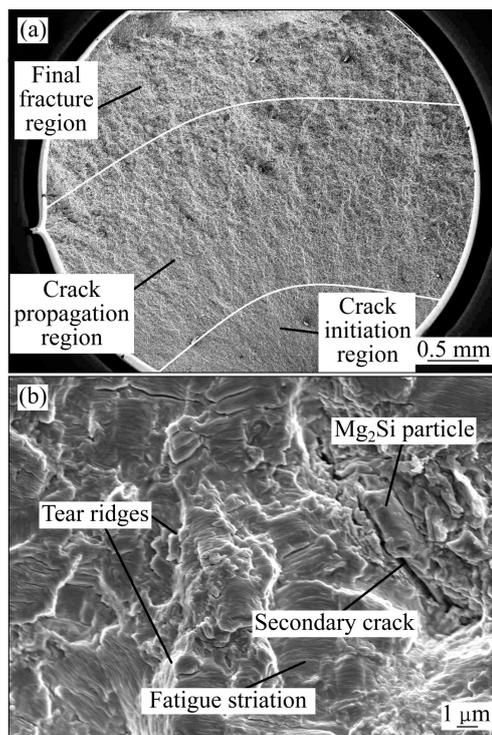


图8 AlMg<sub>x</sub>Si2Mn典型断口形貌

Fig. 8 Fractographs of AlMg<sub>x</sub>Si2Mn: (a) Fractograph of AlMg7Si2Mn alloy; (b) Features of crack propagation region of AlMg5.5Si2Mn alloy

观塑性变形加剧, 裂纹扩展区的表面粗糙, 最后在瞬断区发生断裂。图 8(b)所示为 AlMg<sub>x</sub>Si<sub>2</sub>Mn 疲劳试样断口扩展区形貌。由图 8(b)可见, 疲劳裂纹在此区域稳步扩展, 合金发生大量塑性变形, 因此可以观察到大量撕裂棱; 同时, 在断口表面有清晰的疲劳条带, 在试样局部疲劳条带和撕裂棱边界处发现了深入  $\alpha(\text{Al})$  基体的二次裂纹。

Mg 含量对于合金疲劳性能的影响本质就是 Mg 含量对于微观组织和屈服强度的影响, 前面曾指出, Mg 原子大量溶入铝基体后晶格畸变严重, 从而起到固溶强化的效果。同时更多的 Mg<sub>2</sub>Si 相析出也使得组织屈服强度提高, 合金抗疲劳性能提高。在疲劳加载过程中, 由于材料所受的应力较低, 不会发生宏观塑性变形, 但是材料的塑性会逐渐丧失, 最后导致断裂, 因此合金屈服强度的提高有利于延长疲劳寿命<sup>[9]</sup>。 $\beta\text{-Al}_8\text{Mg}_5$  对合金的疲劳性能影响则相对较小, 这是由于该相尺寸较小(纳米或者亚微米级)无法阻拦位错行进或者改善位错分布<sup>[6]</sup>。另外, 位于  $\alpha(\text{Al})$  基体上的大量疲劳条带表明合金的主要断裂机制为穿晶断裂。

### 3 结论

1) 随着 Mg 含量的从 5.7% 上升至 7.2%, 合金金相组织没有明显变化。组织主要由  $\alpha(\text{Al})$  和 Mg<sub>2</sub>Si 相组成, 也观察到一些沿晶界分布的 Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> 粒子以及少量的 Al<sub>3</sub>Fe 粒子, 在  $\alpha(\text{Al})$  基体上出现大量弥散分布  $\beta\text{-Al}_8\text{Mg}_5$  相。

2) 应力下降过程中, 试样疲劳寿命明显提高, 并且在应力幅值较高时合金疲劳寿命接近, 随着 Mg 含量的提高, 合金条件疲劳极限则由 57 MPa 上升到 75 MPa。

3) AlMg<sub>x</sub>Si<sub>2</sub>Mn 合金力学性能随着 Mg 含量的上升有明显变化, 其中屈服强度由 183 MPa 上升到 202 MPa(10.4%), 断后伸长率由 8.3% 降到 4.5%, 抗拉强度则没有明显的变化趋势。

4) AlMg<sub>x</sub>Si<sub>2</sub>Mn 合金的疲劳断口没有宏观塑性变形, 可清晰地观察到断口的裂纹起源区、扩展区以及瞬断区, 断口处出现大量撕裂棱、疲劳条带以及二次裂纹, 合金的主要断裂机理为穿晶断裂。

### REFERENCE

[1] LUO A A, SACHDEV K A, POWELL B R. Advanced casting technologies for lightweight automotive applications[J]. China Foundry, 2010, 7(4): 463-469.

[2] YUAN X G, HUANG H J, LI R D, CAO Y. Die casting technology develops steadily—A commentary on the 5th china international die casting congress[J]. China Foundry, 2006, 3(4): 322-324.

[3] 万里, 刘后尧, 吴树森, 吴湛方, 赖沛基, 张遇朝, 张新强. 轿车底盘铝合金后副车架的压铸技术开发[J]. 特种铸造及有色合金, 2012, 32(2): 145-148.

WAN Li, LIU Hou-yao, WU Shu-seng, WU Zhang-fang, LAI Pei-ji, ZHANG Yu-chao, ZHANG Xin-qiang. Research on vacuum die casting technology for Al alloy chassis rear sub-frame of GAC Trumpche car[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2012, 32(2): 145-148.

[4] GB/T15115—2009. 压铸铝合金[S].

GB/T15115—2009. Die casting aluminum alloys[S].

[5] 郭洪民, 杨湘杰. 流变压铸 YL112 铝合金的热处理与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(3): 394-399.

GUO Hong-min, YANG Xiang-jie. Heat treatments and mechanical properties of YL112 aluminum alloy produced by rheo-diecasting process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(3): 394-399.

[6] AMMAR H R, SAMUEL A M, SAMUEL F H. Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si casting alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 473(1/2): 65-75.

[7] AMMAR H R, SAMUEL A M, SAMUEL F H. Effects of surface porosity on the fatigue strength of AE425 and PM390 hypereutectic Al-Si casting alloys at medium and elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 473(1/2): 58-64.

[8] AMMAR H R, SAMUEL A M, SAMUEL F H. Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum-silicon casting alloys[J]. International Journal of Fatigue, 2008, 30(6): 1024-1035.

[9] 饶劲松, 李华基, 王翠玲, 薛寒松. 压铸铝合金 ADC12.1R 的组织、性能及成形性[J]. 重庆大学学报: 自然科学版, 2005(10): 27-29.

RAO Jing-song, LI Hua-ji, WANG Cui-ling, XUE Han-song. Study and application of high property die casting Al alloy[J]. Journal of Chongqing University: Natural Science Edition, 2005(10): 27-29.

[10] OKAYASU M, OHKURA Y, TAKEUCHI S. A study of the mechanical properties of an Al-Si-Cu alloy (ADC12) produced by various casting processes[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 543: 185-192.

[11] OTARAWANNA S, GOURLAY C M, LAUKLI H I. Microstructure formation in AlSi<sub>4</sub>MgMn and AlMg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn high-pressure die castings[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(7): 1645-1659.

[12] HAN S, KUMAI S, SATO A. Fatigue crack growth behavior in semi-liquid die-cast Al-7%Si-0.4%Mg alloys with fine effective

- grain structure[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 308(1/2): 225-232.
- [13] CESCHINI L, BOROMEI I, MORRI A. Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al-10%Si-2%Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(15/16): 5669-5679.
- [14] BELOV N A, ESKIN D G, AKSENOV A A. Multicomponent phase diagrams: Application for commercial aluminum alloys[M]. Oxford: Elsevier, 2005: 47-82.
- [15] 丁惠麟. 实用铝、铜及其合金金相热处理和失效分析[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007: 104-110.  
DING Hui-ling. Heat treatment and failure analysis of Al & Cu alloys[M]. Beijing: China Machine Press, 2007: 104-110.
- [16] KUIJERS N C W, VERMOLEN F J, VUIK, KOENIS P T G C, NILSEN K E, ZWAAG S V D. The dependence of the  $\beta$ -AlFeSi to  $\alpha$ -Al(FeMn)Si transformation kinetics in Al-Mg-Si alloys on the alloying elements[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 394(1/2): 9-19.
- [17] B85/B85M-10. ASTM standard: Standard specification for aluminum-alloy die castings[S].
- [18] 程晓宇, 熊守美, CHOH Hsin-nan. 压铸 A380 合金力学性能及热处理工艺性能研究[J]. *铸造*, 2012(2): 152-155.  
CHENG Xiao-yu, XIONG Shou-men, CHOH Hsin-nan. Research on mechanical properties and heat treatment of die casting A380 alloy[J]. *China foundry*, 2012(2): 152-155.
- [19] SURESH S. Fatigue of structures and materials[M]. New York: Cambridge University Press, 1991: 67-70.

(编辑 何学锋)