

# 新型高强度压铸 Al-Si-Mg-Mn 合金组织和性能的演变

周鹏飞<sup>1,2</sup>, 陆从相<sup>1</sup>, 杨书根<sup>1</sup>

(1. 盐城工业职业技术学院, 江苏盐城 224005; 2. 盐城工学院材料工程学院, 江苏盐城 224051)

**摘要:** 研究了新型高强度Al-Si-Mg-Mn合金组织和性能的演变。基于JMatPro相图模拟计算, 设计了不同共晶体积分数的Al-Si-Mg-Mn合金成分。结果表明, 新型Al-Si-Mg-Mn合金压铸后(铸态)的抗拉强度可达230~310 MPa, 屈服强度200~240 MPa, 伸长率约0.5%。铸态组织中包含 $\alpha$ -Al、 $\alpha$ -AlFeMnSi、二元( $\alpha$ -Al+ $\alpha$ -AlFeMnSi/ $\alpha$ -AlFeMnSi+Mg<sub>2</sub>Si)、四元( $\alpha$ -Al+ $\alpha$ -AlMnSiFe+Mg<sub>2</sub>Si+Si)共晶。微观组织观察表明, 细小 $\alpha$ -AlFeMnSi相和多尺度的共晶组织的形成使得该合金具有高的强度; 断口形貌分析发现, 合金伸长率较低是较大的气孔以及粗大的第二相直接导致的。

**关键词:** Al-Si-Mg-Mn合金; 相图计算; 压铸; 组织; 性能

## 作者简介:

周鹏飞(1988-), 男, 讲师, 研究方向为汽车轻量化铝合金的开发。电话: 18861991861, E-mail: zpfjsyc@126.com

中图分类号: TG136<sup>+</sup>.1

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)

03-0316-07

## 基金项目:

2019 校级创新团队项目(YGYKT-04); 2019 校级自然科学基金项目(ygy2019-04)。

## 收稿日期:

2020-09-02 收到初稿,  
2020-10-14 收到修订稿。

压铸工艺是近终成形工艺, 集中生产效率高, 而压铸产品精度高、性能优异, 因此压铸被广泛用于制造汽车、通讯、工程机械等零部件。近十年内, 汽车零部件中许多钢制部件被压铸铝合金件所代替, 从而降低汽车重量, 实现节能减排。在过去的几十年里, 对高性能压铸铝合金的研究已经非常多, 现有的压铸铝合金系列有Al-Si系、Al-Si-Mg系、Al-Si-Cu系、Al-Si-Cu-Mg系以及Al-Mg系。常用的压铸铝合金种类及性能见表1, 从表中可得出, 这些铝合金在压铸后屈服强度在100~190 MPa, 但伸长率变化较大。在压铸铝合金中加入Mg、Cu、Mn或者Zn等元素形成AlMgZn、AlMn或Al<sub>2</sub>Cu等中间化合物从而提高强度, 这些合金的强化效果还归因于固溶强化和析出强化。Hu等<sup>[1]</sup>研发的Al-Mg-Si-Mn合金铸造屈服强度达183 MPa, Zhang等<sup>[2]</sup>开发的Al-5Mg-0.6Mn合金屈服强度达212 MPa, Ji等<sup>[3-4]</sup>开发的Al-10Mg-3.5Zn-3Si合金压铸后经过热处理后的屈服强度可达320 MPa。因为需要热处理, 铸件中有一定的起泡泡是不可避免的, 同时热处理的温度一般较高(如535 ℃), 会造成产品的表面起泡泡及尺寸不稳定。在合金中加入适量的Mn不仅可以减小粘模, 同时可以改变 $\beta$ -Fe相形貌<sup>[5]</sup>。Cu、Zn合金加入后不但提高了合金密度(达不到减重的效果), 同时成分也相应增加。

由于超细共晶组织能提高合金的强度和塑性, 因此, 近年来具有二元或者多元超细共晶或者亚共晶组织的研究得到广泛的关注<sup>[6]</sup>。目前超细共晶合金系列相对较少, 例如TiNbCoCuAl合金, 由于组织中存在超细共晶组织, 其特定取向的共晶相阻碍位错运动, 提高合金强度及塑性。但对于压铸Al-Si合金, 铸态下屈服强度超过200 MPa仍然是一个挑战。

## 1 试验材料与方法

试验所用原料有工业纯Al(99.7%)、金属Si(99.7%)、纯Mg(99.9%)及Al-20Mn中间合金。首先将工业纯Al表面油污及其他杂质清洗去除烘干后, 加入压铸机机边炉(容量300 kg)中200 kg, 压铸机型号为海天DC-300(普通冷式压

铸机)。按照表2进行成分调配,熔炼温度控制在 $(730 \pm 10)^\circ\text{C}$ ,待全部熔化后,静置30 min,进行除气精炼,石墨转子转速380 r/min,除气时间15 min。采用SPECTROLAB M12直读光谱仪测定合金成分,实际成分如表3。

合金成分测定合格后进行压铸试验,压铸机吨位300 t,压铸时熔液温度保持在液相线以上 $(50 \pm 5)^\circ\text{C}$ 。压铸机主要工艺参数如表4,压铸模具如图1所示。

组织观察试样取于 $\Phi 6.4$ 拉伸试棒的中间部位,经过标准研磨与抛光,用OLYMPUS GX53倒置金相显微镜观察微观组织;用ImagePro6.0对试样从边缘到中心五个不同区域组织统计第二相的体积分数;扫描电镜(Nova NanoSEM450)试样在0.5% HF中腐蚀30 s;利用Ultima V型多功能X射线衍射仪(XRD)测试Al-Si-Mg-Mn合金的相组成,试样取于 $\Phi 6.4$ 拉伸试棒中间部位的垂直面,测试步长为 $0.02^\circ$ ,扫描速率 $20^\circ/\text{min}$ ,扫描范围 $10^\circ \sim 90^\circ (2\theta)$ ,测试选用的靶材为铜靶(Cu,  $K_\alpha$ ,  $\lambda = 0.154\ 059\ 8\ \text{nm}$ );利用NETZSCH DSC204 f1型差示热量扫描仪测试Al-Si-Mg-Mn合金的熔化温度以及熔化潜热,升温及降温速率均为8 K/min,氩气流量60 mL/min;拉伸试验在DDL-200系列实验机上进行,拉伸速率1 mm/min,拉伸试棒标距50 mm,试棒标准直径6.35 mm,试验结果取5根拉伸试棒的平均值。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 JMatPro 模拟凝固路径

Al-Si-Mg三元合金中,成分为Al-13.9Si-5.55Mg时发生 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}$ 三元共晶反应。基于此三元共晶成分,计算了包含体积分数40%和60%的亚共晶Al-Si-Mg合金的成分。在压铸工艺标准中为了脱模,Fe的含量一般不低于0.7wt.%,但Fe在铝合金中一般对其性能有害,因此工业中采用Mn来代替Fe,Mn不但有助于脱模同时在压铸过程中会形成弥散的含Mn强化相。因此,基于Scheil凝固模型预测共晶与亚共晶Al-Si-Mg-Mn-(Fe)的凝固路径(根据实测成分计算凝固路径)如图2所示。

随着Mg和Si含量的改变,共晶体积分数由0.4到1.0。三种合金在凝固最终(约 $556.9^\circ\text{C}$ )发生四元共晶反应: $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \alpha\text{-AlFeMnSi} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}$ 。在发生三元 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \alpha\text{-AlFeMnSi} + \text{Mg}_2\text{Si}$ 时,合金A由 $L \rightarrow \alpha\text{-Al}$ 和 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \alpha\text{-AlFeMnSi}$ 形成0.58的固相;合金B由 $L \rightarrow \alpha\text{-AlFeMnSi}$ 和 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \alpha\text{-AlFeMnSi}$ 反应形成0.22的固相;合金C中由 $L \rightarrow \alpha\text{-AlFeMnSi}$ 和 $L \rightarrow \alpha\text{-AlFeMnSi} + \text{Mg}_2\text{Si}$ 反应形成0.02的固相。三元反应结束时,三种合金的固相率分别为0.67、0.54、0.04。

### 2.2 XRD 分析

图3是不同共晶体积分数的Al-Si-Mg-Mn合金XRD图谱,分析得出主要的衍射峰相标定为 $\alpha\text{-Al}$ 、Si、 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 和 $\alpha\text{-AlFeMnSi}$ 相。值得指出的是,有些微小的峰为 $\pi\text{-AlFe(Mn)MgSi}$ 相。

表1 工业常用压铸铝合金铸态性能  
Table 1 Mechanical properties of commercial aluminum alloys for HPDC

合金牌号	主要元素	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%
EA43400	Al-Si-Mg-Mn	240	140	1
ADC12	Al-Si-Cu	228	154	1.4
ZL102	Al-Si	230	98	2
A360	Al-Si-Mg	317	170	3.5
516	Al-Mg	290 ~ 315	170 ~ 190	10
560	Al-Mg-Mn	260 ~ 270	150 ~ 155	20

表2 JMatPro6.0模拟计算不同共晶体积分数的合金成分  
Table 2 Simulation calculation of alloy compositions with different eutectic volume fractions by JMatPro6.0  $w_B/\%$

合金	共晶体积分数/%	Si	Mg	Mn	Fe	Al
A	0.35	5.56	2.55	0.5	0.15	余量
B	0.55	8.36	4.52	0.5	0.15	余量
C	1.0	13.9	5.55	0.5	0.15	余量

表3 合金实际化学成分  
Table 3 Actual compositions of alloys  $w_B/\%$

合金	Si	Mg	Mn	Fe	Al
A	5.36	2.49	0.51	0.139	余量
B	8.06	4.77	0.54	0.133	余量
C	13.62	5.33	0.50	0.145	余量

表4 压铸机主要工艺参数

Table 4 Key process parameters of die casting machine

铝液温度 /°C	模具设定 温度/°C	动模表面 温度/°C	定模表面 温度/°C	二块位 置/mm	二块速 度/圈	增压压 力/圈
液相线+50	300	223	220	270	9.1	5.6

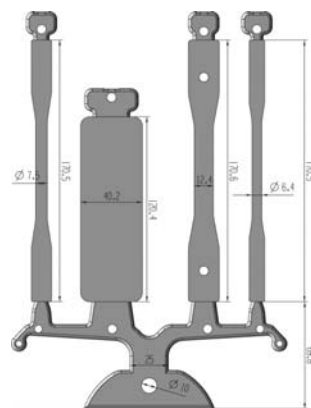


图1 压铸模具示意图

Fig. 1 Dimension of die casting

### 2.3 Al-Si-Mg-Mn 组织演变

图4a为合金A的铸态SEM低倍整体形貌，其微观组织如图4b。从SEM整体形貌图可直观看出，合金A中有许多微小的气孔，其直径在20~40 μm；合金B的低倍形貌和合金A类似，但其气孔尺寸约230 μm左右，如图4c。在OM组织中可观察到两种不同形貌的α-Al相，一种为粗大的枝晶状结构，定义为初生α<sub>1</sub>，这种α-Al相是压铸时铝液浇注至压射缸时形成的（铝液温度较高，压射缸温度较低）；另一种α-Al相呈细小球状，这是铝液快速充型到模具中形成的，定义为二次

α<sub>2</sub>，这两种α-Al相在合金A、B中均可观察到，如图4b、d。在合金B中还观察到了密实多边、形状不规则的化合物，呈灰色，在后续的SEM-EDS分析中可知，这是α-AlFeMnSi相，如图4d，同样的相在合金C中也存在，如图4f。合金C和合金A、B的微观组织有明显的区别，合金C中有大量的黑色块状化合物，结合合金成分和SEM-EDS分析，该黑色化合物为初生Mg<sub>2</sub>Si，而在凝固模拟分析中并没有初生的Mg<sub>2</sub>Si相（块状），只有共晶Mg<sub>2</sub>Si（汉字状），这可能是由于压铸冷却速率非常快，非平衡凝固导致的结果。

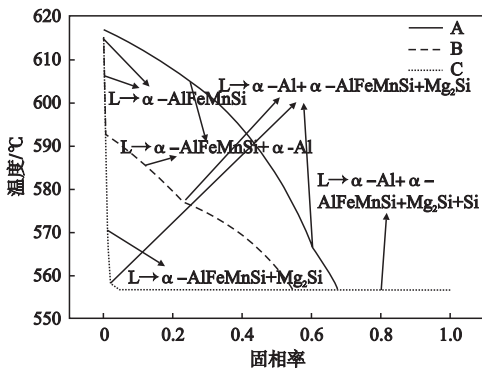


图2 Al-Si-Mg-Mn合金凝固路径模拟

Fig. 2 Solidification path of Al-Si-Mg-Mn alloys calculated by JMatPro6.0

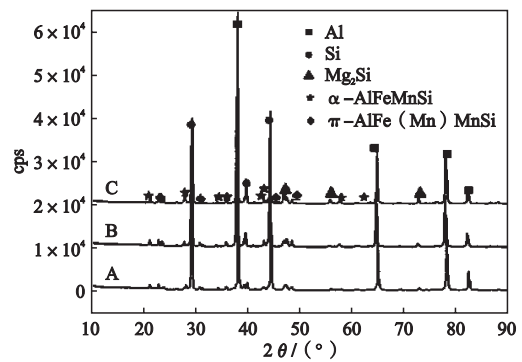
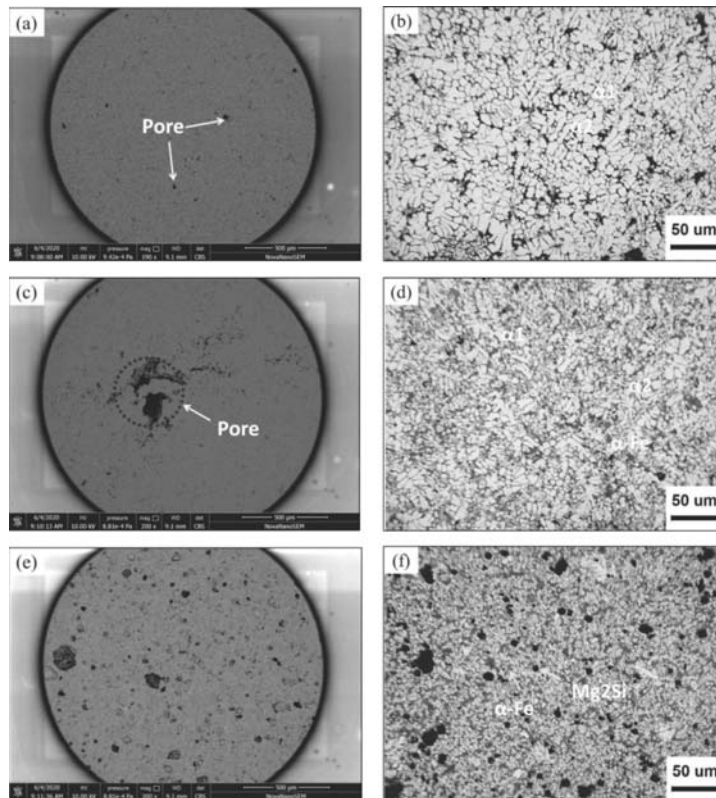


图3 Al-Si-Mg-Mn合金的XRD图谱

Fig. 3 XRD patterns of Al-Si-Mg-Mn alloys



(a)、(b) 合金A； (c)、(d) 合金B； (e)、(f) 合金C

图4 Al-Si-Mg-Mn合金组织演变

Fig. 4 Microstructure evolution of Al-Si-Mg-Mn alloys

## 2.4 DSC 分析

图5是合金A、B、C的DSC分析曲线。从图中凝固曲线可分析得出最终凝固温度在557.5℃，这与图2中模拟计算的最近四元共晶反应的温度相接近。合金A有两个明显吸热峰，对应的是 $\alpha$ -Al枝晶、三元共晶和四元共晶的形成，其中三元共晶反应和四元共晶反应非常接近。合金B则出现了三处吸热峰，分别对应 $\alpha$ -AlFeMnSi、二元共晶和三元共晶以及四元共晶反应。对于合金C，从DSC曲线只发现了一个峰值，这主要是共晶反应（包括二元、三元和四元反应）以及微量的 $\alpha$ -AlFeMnSi，这和模拟分析相一致。这是由于DSC分析中冷却速率非常慢，几乎接近平衡凝固，因此一些中间化合物或者三元共晶反应会在最终共晶反应时析出。合金A具有最高的凝固温度（632℃），而合金C则最低，仅582.1℃。

## 2.5 SEM-EDS 组织演变

利用SEM-EDS进一步分析了合金中的共晶组织和 $\alpha$ -AlFeMnSi颗粒的形貌和组成，如图6。图6a、c分别是合金A和B的背散射电子图，在图6a中观察到 $\alpha$ -AlFeMnSi相非常细小，呈多边形，近似球状，弥散分布在基体上，直径约0.25~1.75 $\mu\text{m}$ 。而在合金B观

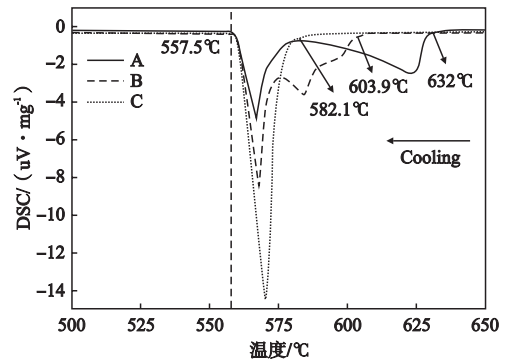
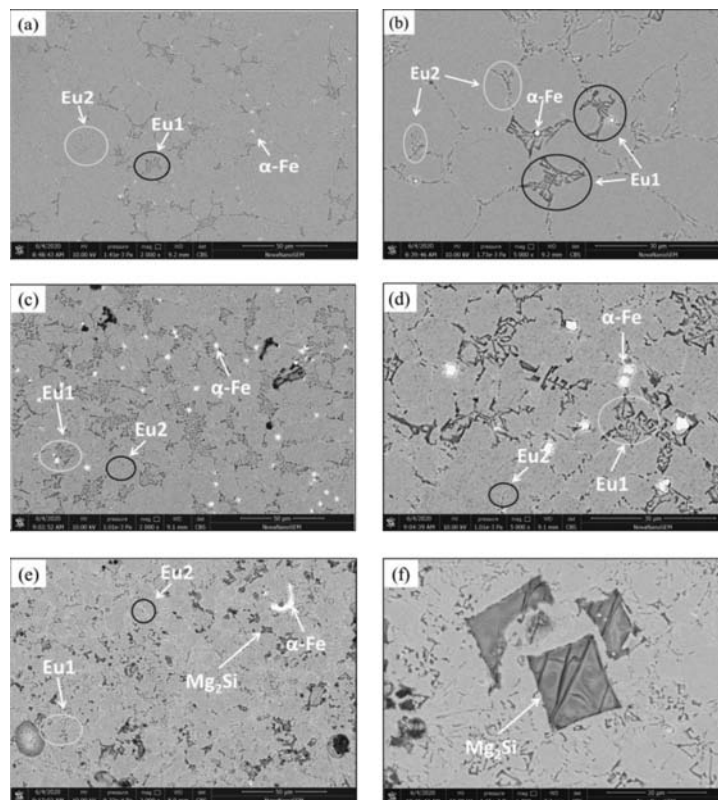


图5 合金的DSC分析曲线（降温速率8 K/min）  
Fig. 5 DSC curves of alloys obtained from cooling with a rate of 8 K/min

察区域中， $\alpha$ -AlFeMnSi相数量明显增多，且尺寸比较集中，约0.5~0.75 $\mu\text{m}$ ，可以观察到合金B中气孔也在增多，如图6c。

合金C中，如图6e，并没有发现许多弥散分布的细小 $\alpha$ -AlFeMnSi相，仅有非常少的 $\alpha$ -AlFeMnSi相，且呈粗大不规则状，其长度约20 $\mu\text{m}$ ；同时在合金C组织中出现了大量的粗大的四方体 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 相，合金中不同中间相的平均化学成分如表5。图6b、d中有两种共晶组织，标注为Eu1和Eu2，合金A、B中这两种共晶



(a)、(b) 合金A；(c)、(d) 合金B；(e)、(f) 合金C

图6 合金组织SEM-BSE图

Fig. 6 Backscattered SEM micrographs showing microstructure of alloys

组织的形貌和大致尺寸基本相似,但合金B中的Eu1稍宽些。Eu1中含分枝状的 $Mg_2Si$ ,在合金A中其分枝间距约 $0.4 \sim 1.2 \mu m$ ,而合金B中的Eu1分枝间距约 $0.7 \sim 3 \mu m$ 。合金A和B的Eu2共晶体中包含了 $\alpha-Al$ 、Si、 $Mg_2Si$ 以及针状 $\pi-AlMnFeSiMg$ 相<sup>[7]</sup>。合金C中的Eu2和合金A、B中的形貌类似,但尺寸更加细小,如图6e;与合金A、B不同的是,合金C中含有大量的密实块状 $Mg_2Si$ 相,尺寸约 $15 \mu m$ 左右,如图6f。

在Eu2共晶组织中有大量的共晶Si相,其形貌仍呈针状,纵横比及当量直径如表6,可知其纵横比相近。对比当量直径,合金A中Si的当量直径最小为 $(0.43 \pm 0.34) \mu m$ ,而合金B中Si的当量直径最大为 $(0.64 \pm 0.43) \mu m$ 。在相同的冷却条件下,本试验合金中的共晶Si尺寸要比二元Al-Si合金中的共晶Si要细小得多<sup>[8-11]</sup>。

表5 合金中中间相的化学组成 (SEM-EDS)

Table 5 Average compositions of intermetallic phases characterised by SEM-EDS analysis

合金	形貌	可能相	元素组成 (at.%)				
			Al	Si	Mg	Mn	Fe
A	密实多边形 (亮白色)	$Al_{15} (Fe, Mn)_3Si_2$	78.01	11.06		9.01	1.92
B	密实多边形 (亮白色)	$Al_{15} (Fe, Mn)_3Si_2$	71.87	12.63		12.65	2.85
C	粗大不规则 (亮白色)	$Al_{15} (Fe, Mn)_3Si_2$	72.66	11.56		12.02	3.76
	块状 (黑色)	$Mg_2Si$	5.68	58.02	36.30		

## 2.6 合金A、B、C中 $\alpha-AlFeMnSi$ 相尺寸分布

图7是三种合金中 $\alpha-AlFeMnSi$ 颗粒的尺寸分布。合金A和B中的 $\alpha-AlFeMnSi$ 颗粒尺寸相对集中且非常细小,在 $0.5 \sim 1.5 \mu m$ 之间;而合金C中 $\alpha-AlFeMnSi$ 颗粒尺寸较大且分布弥散,尺寸在 $4 \sim 18 \mu m$ 之间。另外图7d统计了 $\alpha-AlFeMnSi$ 颗粒的纵横比,从统计结果可知合金B和C中的 $\alpha-AlFeMnSi$ 颗粒的纵横比小于合金A。

表6 合金A、B、C中Si颗粒的纵横比及当量直径  
Table 6 Aspect ratio and equivalent diameter of Si particles in alloys A, B and C

合金	纵横比 (Si)	当量直径/ $\mu m$
A	$2.29 \pm 1.17$	$0.43 \pm 0.34$
B	$2.5 \pm 1.39$	$0.64 \pm 0.43$
C	$2.41 \pm 1.22$	$0.44 \pm 0.28$

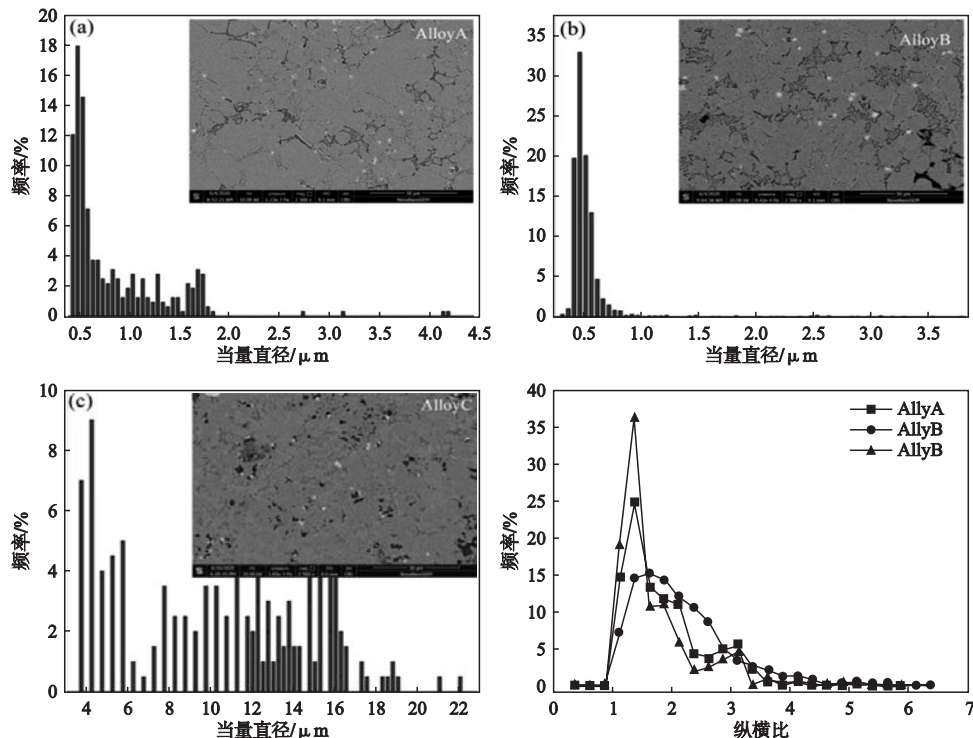


图7 合金中的 $\alpha-AlFeMnSi$ 相尺寸分布及 $\alpha-AlFeMnSi$ 相纵横比-频率分布曲线

Fig. 7 Size distribution of  $\alpha-AlFeMnSi$  particles present in alloys together with insets of SEM micrographs of corresponding alloys and frequency-aspect ratio curves

### 2.7 拉伸性能分析

图8a为压铸Al-Si-Mg-Mn合金的拉伸应力-应变曲线。三种合金的铸态屈服强度均超过了200 MPa，但三种合金几乎没有塑性。图8b是三种不同共晶体积分数的Al-Si-Mg合金的拉伸性能对比图，合金A屈服强度达236 MPa，伸长率仅0.36%；合金B屈服强度229 MPa，伸长率约0.16%；合金C的屈服强度仅202 MPa，伸长率0.3%。相比表1中常见牌号的压铸铝合金，此三种合金的屈服强度更高，且该合金中没有其他合金元素，如Cu、Zn等强化元素。

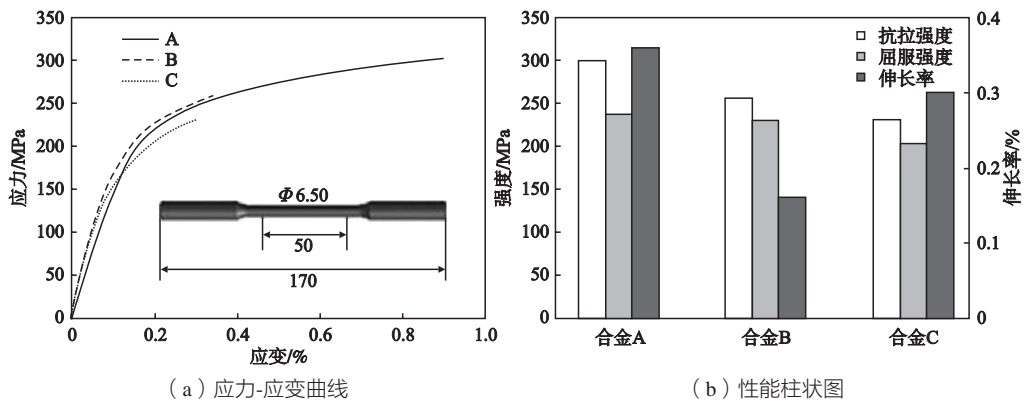
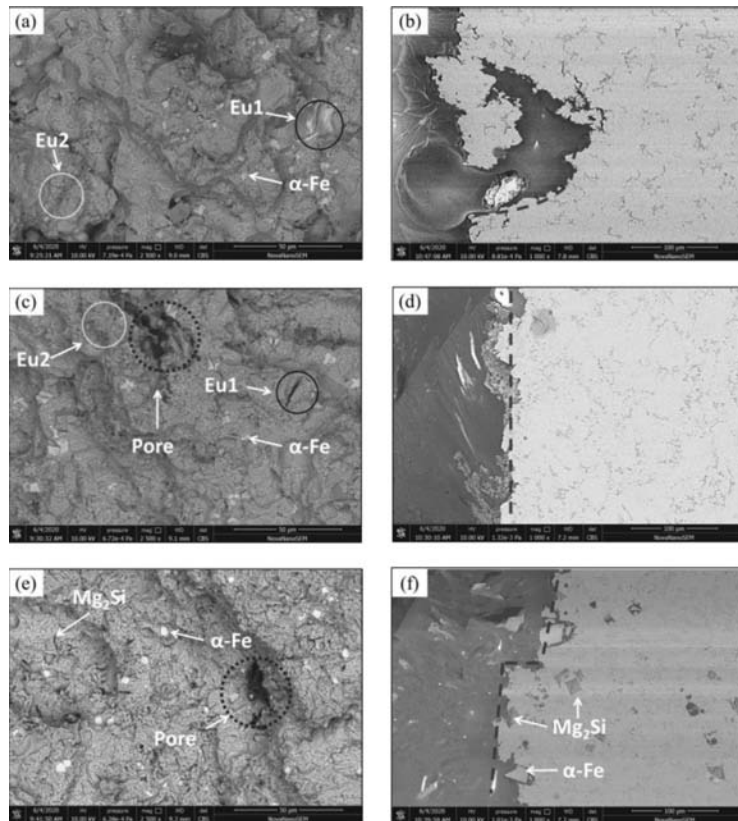


图8 铸造Al-Si-Mg-Mn合金拉伸性能

Fig. 8 Mechanical properties of as-cast Al-Si-Mg-Mn alloys

### 2.8 断口形貌分析

图9a、c、e分别是合金A、B、C的断口中部形貌，图中均可观察到大量的亮白色 $\alpha$ -AlFeMnSi相，从图中还可以观察到断裂从初生相和共晶处开始。在合金B和C断口中还有孔洞的存在，如图9c、e。合金A和B在共晶区域发生了断裂，如图9b、d，而合金C除了在共晶区域断裂，同时也在粗大的 $Mg_2Si$ 颗粒上断裂，如图9f。同时值得指出的是，合金A的断裂呈撕裂状；而合金B和C则非常平滑，呈直线状。



(a)、(b) 合金A；(c)、(d) 合金B；(e)、(f) 合金C

图9 合金拉伸断口形貌以及与拉伸方向垂直的断口侧面形貌

Fig. 9 SEM micrographs of tensile fractured surface and crack propagation through eutectic structure

### 3 结论

(1) 基于超细多元第二相强化机制设计了三种高强度压铸铝合金。含35%共晶体的Al-Si-Mg-Mn合金屈服强度可达237 MPa, 抗拉强度达301 MPa, 伸长率0.36%; 55%共晶体积分数的Al-Si-Mg-Mn合金屈服强度可达229 MPa, 抗拉强度达257 MPa, 伸长率0.18%。

(2) 此高强度Al-Si-Mg-Mn压铸铝合金组织组成比较复杂, 包含 $\alpha$ -Al相、 $\alpha$ -AlFeMnSi相、二元

(Al+Mg<sub>2</sub>Si)共晶以及四元Al+Mg<sub>2</sub>Si+Si+ $\alpha$ -AlFeMnSi共晶。

(3) 在含35%共晶的Al-Si-Mg-Mn合金中共晶Si的平均尺寸为0.43  $\mu\text{m}$ 。 $\alpha$ -AlFeMnSi相非常细小, 呈多边形, 近似球状, 弥散分布在基体上, 直径约在0.25~1.75  $\mu\text{m}$ 左右。

(4) 合金中的孔洞以及粗大的硬质第二相是造成合金塑性差的主要原因。

#### 参考文献:

- [1] HU Z Q, WAN L, WU S S, et al. Microstructure and mechanical properties of high strength die-casting Al-Mg-Si-Mn alloy [J]. Mater. Des., 2013, 46: 451-456.
- [2] ZHANG P, LI Z M, LIU BL, et al. Improved tensile properties of a new aluminum alloy for high pressure die casting [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2016, 651: 376-390.
- [3] JI S, YAN F, FAN Z. Development of a high strength Al-Mg<sub>2</sub>Si-Mg-Zn based alloy for high pressure die casting [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2015, 626: 165-174.
- [4] YAN F, YANG W C, JI S, et al. Effect of solution and ageing on the microstructure and mechanical properties of a high strength die-cast Al-Mg-Zn-Si alloy [J]. Mater. Chem. Phys., 2015, 167: 88-96.
- [5] JI S, YANG W, GAO F, et al. Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si die cast alloys [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2013, 564: 130-139.
- [6] SUN B B, SUI M L, WANG Y M, et al. Ultrafine composite microstructure in a bulk Ti alloy for high strength, strain hardening and tensile ductility [J]. Acta Mater, 2006, 54: 1349-1357.
- [7] BARBOSA C R, LIMA J O M D, MACHADO G M H. Relationship between aluminum-rich/intermetallic phases and microhardness of a horizontally solidified AlSiMgFe alloy [J]. Mater. Res., 2019, 22 (1): 123-136.
- [8] ABDOLLAHI A, GRUZLESKI J E. An evaluation of calcium as a eutectic modifier in A357 alloy [J]. Int. J. Cast Met. Res., 1998, 11: 145-155.
- [9] KNUUTINEN A, NOGITA K, MCDONALD S D, et al. Modification of Al-Si alloys with Ba, Ca, Y and Yb, J. [J]. Light Met., 2001 (1): 229-240.
- [10] TIMPEL M, WANDERKA N, SCHLESIGER R, et al. The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys [J]. Acta Mater, 2012, 60: 3920-3928.
- [11] LI J H, BARRIRERO J, ENGSTLER M, et al. Nucleation and growth of eutectic Si in Al-Si alloys with Na addition [J]. Metall. Mater. Trans. A, 2015, 46A: 1300-1311.

## Evolution of Microstructure and Properties of New High-Strength Die-Cast Al-Si-Mg-Mn Alloy

ZHOU Peng-fei<sup>1,2</sup>, LU Cong-xiang<sup>1</sup>, YANG Shu-gen<sup>1</sup>

(1. Yancheng Polytechnic College, Yancheng 224005, Jiangsu, China; 2. Yancheng Institute of Technology, Material Science and Engineering School, Yancheng 224051, Jiangsu, China)

#### Abstract:

The evolution of microstructure and properties of a new type of high-strength Al-Si-Mg-Mn alloy were investigated. Based on the simulation calculation of the JmatPro phase diagram, the Al-Si-Mg-Mn alloy compositions with different solid fractions of the eutectic mixture were designed. Experimental results show that the new Al-Si-Mg-Mn alloy after die-casting can reach the tensile strength of 230-310 MPa, the yield strength of 200-240 MPa, and the elongation of about 0.5%. The as-cast structure contains  $\alpha$ -Al,  $\alpha$ -AlFeMnSi, binary eutectic ( $\alpha$ -Al+ $\alpha$ -AlFeMnSi/ $\alpha$ -AlFeMnSi+Mg<sub>2</sub>Si), quaternary eutectic ( $\alpha$ -Al+ $\alpha$ -AlFeMnSi+Mg<sub>2</sub>Si+Si). Microstructure observations show that the formation of fine  $\alpha$ -AlFeMnSi phase and multi-scale eutectic structure make the alloy have high strength. Fracture morphology analysis indicate that large gas pores in the alloys and the coarse second phase directly lead to lower elongation.

#### Key words:

Al-Si-Mg-Mn alloy; phase diagram calculation; die-casting; microstructure; properties