DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2019.12.003

镁含量对手机中框用压铸 Al–10.5Si–5Zn–*x*Mg 铝合金组织和力学性能的影响

曾　强[1],宋东福[1,2],李文树[2],王顺成[2],李继林[2],张卫文[1]
(1.华南理工大学 机械与汽车工程学院,广东 广州 510640;2.广东省材料与加工研究所,广东 广州 510650)

摘　要:采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、差热分析仪(DSC)和拉伸性能测试等手段,研究了不同 Mg 含量铸造 Al-10.5Si-5Zn-xMg 合金的微观组织和力学性能。结果表明,当 Mg 含量从 0 增加到 0.8 %时,合金中 α-Al 枝晶的面积分数略有增加,促进了少量块状硅相的析出,且其数量和尺寸逐渐增加;富铁相的形态由细小的紧凑颗粒状 α-Fe 和针状 β-A_{l5}FeMnSi 转变为粗大的骨骼状 $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 相,并且添加超过 0.35%Mg 后还出现了与共晶硅颜色接近的 π-Al_8Mg_3 (Fe,Mn)Si_6 富铁相,但富铁相的面积分数随 Mg 含量的增加变化不明显,此外 Mg 含量增加还促进了初生 Mg_2Si 相的析出,其形态由短棒状向粗大的汉字状转变。合金在 Mg 含量为 0.5%时综合力学性能最佳,抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 265 MPa、204 MPa 和 4.8%。

关键词:镁;铸造 Al-Si-Zn 合金;富铁相;力学性能
中图分类号:TG146.2; TG113　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2019)12-1242-07

Effect of Magnesium Content on Microstructure and Mechanical Properties of Die Cast Al–10.5Si–5Zn–*x*Mg Alloy for Cell Phone Frame

ZENG Qiang[1], SONG Dongfu[2], LI Wenshu[2], WANG Shuncheng[2], LI Jilin[2], ZHANG Weiwen[1]
(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China; 2.Guangdong Institute of Materials and Processing,Guangzhou 510650, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of Al-10.5Si-5Zn-xMg alloys with different Mg contents were studied by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), differential scanning calorimeter (DSC) and tensile test. The results show that when Mg content increased from 0 to 0.8%, the area fraction of α-Al dendrite in the alloy increased slightly, which promoted the precipitation of a small amount of massive silicon phase, and the number and size of the dendrite gradually increased. The iron-rich phase changes from tiny, compact, granular α-Fe and acicular β-Al_5FeMnSi to a thick, skeletal Al_{15} (Fe,Mn)$_3Si_2$ phase. Moreover, π-Al_8Mg_3 (Fe,Mn)Si_6 iron-rich phase similar to the color of eutectic silicon appeared after adding more than 0.35% Mg. However, the area fraction of iron-rich phase did not change significantly with the increase of Mg content. In addition, the increase of Mg content also promotes the precipitation of primary Mg_2Si phase, which change from the shape of short stick to the shape of thick Chinese characters. The alloy has the best comprehensive mechanical properties when Mg content is 0.5%, and the tensile strength, yield strength and elongation are 265 MPa, 204 MPa and 4.8%, respectively.

Key words: Mg; cast Al-Si-Zn alloy; iron-rich phase; mechanical properties

5G 时代的到来为智能手机的结构和材料带来变革。全面屏技术、无线充电技术和 5G 通信手机是当前智能手机的 3 大发展趋势。由于金属外壳对于信号的屏蔽作用,在 5G 通信、无线充电以及全面屏趋势下,使得外观材料双玻璃 / 陶瓷 + 金属中框方案成为目前智能手机发展的主流。中框是智能手机中的核心结构件,支撑和承载着手机的核心部件,在强度、刚度、结构和散热性等方面有着诸多的要求。铝合金具有高的比强度比刚度、价格低廉、导热性和成型性能优良等特性[1],很好地满足了手机中框对于材料强度和成型性能的要求。目前使用铝合金生产手机中框的常用加工方法有两种:CNC 加工和压

收稿日期:2019-09-16
基金项目:广东省科学院项目(2017GDASCX-0117);广东省科技厅科技计划项目(2017A07071029);广州市珠江新星科技专项(201806010126);四会市科技计划项目(2017A0109005,2017A0102004)
作者简介:曾　强(1995-),湖南常德人,硕士生.研究方向:高性能铸造铝合金研究方面的工作.电话:020-61086666,E-mail: 18520596772@163.com
通讯作者:张卫文(1969-),湖南浏阳人,教授,博士生导师.研究方向:材料制备与成形方面的工作.E-mail:mewzhang@scut.edu.cn

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

铸法。相比于变形铝合金中框,压铸铝合金中框具有工艺简单、生产效率高、成本低等优点[2,3]。但是目前常用于手机中框的压铸铝合金 ADC12 虽然具有优良的成型性能,但强度较低,难以满足双玻璃/陶瓷+金属中框下对于金属中框的强度要求。

通过合金成分优化设计是改善手机中框用铝合金成形性能和力学性能的重要途径。在流动性优良的 Al-Si 合金中添加 Zn、Cu、Mg 等强化元素,可使合金的强度大幅提高。其中 Zn 的加入对铸态合金有明显的时效硬化能力,具有自强化特性。Mg 的添加一方面可以提高 Zn 的强化效果,另一方面与 Si 形成 Mg_2Si 强化相,也有利于提高合金的强度。研究表明:随着 Mg 含量升高,Al-Si 合金的屈服强度提高而塑性下降[4-6]。SAMUEL 等的研究表明:Mg 含量增加,Al-6Si-3Cu 合金的共晶反应温度降低了 15 ℃[7]。Alireza 等研究了 Mg 含量对 Al-17Si 合金的变质作用,发现 Mg 含量的增加使共晶硅的形态从单个的长板状转变为精密细小的汉字状,Mg_2Si 的析出温度随 Mg 含量的增加而升高[8];黄晓锋等人的研究发现,在 Al-20Si 合金中加入 0.9%的 Mg,初晶硅的尺寸明显减小,共晶硅也由长针状变为短针状[9]。Mg 的加入还会降低 Sr 的变质效果[4],Gruzleski 等研究了 Mg 含量对含 Sr 合金和不含 Sr 合金组织的影响,发现即使是少量 Mg 也会降低 Sr 的变质效果,使共晶硅变粗[10]。Fe 元素是铝合金中最常见的杂质元素,其形成的长条针状富铁相对铝合金的塑性有极大危害[11],而 Mg 的加入对铝合金中的富铁相形态和尺寸有所影响。CACERES 等研究了加入 0.4%和 0.7%Mg 的 Al-7Si 合金中富铁相的变化,发现含 0.4%Mg 的合金中只存在小尺寸的针状 β 相(Al5FeSi),而含 0.7%Mg 的合金中同时存在小尺寸的针状 β 相和大尺寸的 π 相 ($Al_9FeMg_3Si_5$)[4];SAMUEL 等发现 Mg 会溶于针状富铁相,使其转变为 π 状富铁相[7]。综上所述,Mg 对铸造铝合金组织和性能影响的研究主要集中在 Al-Si 系列中,而针对高 Zn 含量的铸造铝合金研究较少。因此,本文以高强压铸铝合金 Al-10.5Si-5Zn 为原材料,研究 Mg 含量对合金微观组织和力学性能的影响,并探讨其影响机制,这对开发手机中框用高强韧铝合金材料具有重要意义。

1 试验材料和方法

试验原料包括工业纯 Al、纯 Zn、纯 Mg、Al-22%Si、Al-21%Fe、Al-10%Mn、Al-10%Ti 和 Al-10%Sr 中间合金。具体熔炼过程为:按照设计成分(质量分数/%)把原料加入石墨坩埚 500 ℃预热 1 h,随后升温 760~800 ℃,待其完全熔化后降温至 720 ℃加料,用钛制工具将纯 Zn 加入熔体,熔化完全后加入经 250 ℃预热的纯 Mg 和 Al-10%Sr 中间合金,最后加入精炼剂精炼,轻微搅拌均匀后保温 30 min 后扒渣,随后浇铸到经 250 ℃预热的金属铸锭模中。铸锭的化学成分用 DPECTROMA 直读光谱仪检测,其结果如表 1。

在不同成分铸锭的相同位置切取金相试样和拉伸试样。金相试样经砂纸粗磨、金刚石抛光膏和 MgO 粉水溶液抛光后,用 0.5%HF 水溶液试剂浸蚀,时间为 30~60 s,使用 LeicaDM I3000 显微镜观察合金的组织,随后在 JEOL JXA-8100 型扫描电子显微镜(SEM)上进一步观察合金的第二相形貌,并用 SEM 自带的 OXFORD 7412 能谱分析仪(EDS)分析特征点的成分。采用 Image-Pro plus 6.0 软件计算铸锭的组织形态特征,包括 α-Al 的面积分数、初晶硅的平均直径和面积分数、富铁相和 Mg_2Si 的面积分数。室温拉伸力学实验在 DNS200 型万能试验机上进行,拉伸速度 2 mm/min,断口形貌采用扫描电镜分析。截取质量为 5~10 mg 的块状试样,在 DSC8000 上进行差热分析,升温速率 10 ℃/min,降温速率 10 ℃/min,最高温度 720 ℃。

2 试验结果

2.1 合金的微观组织

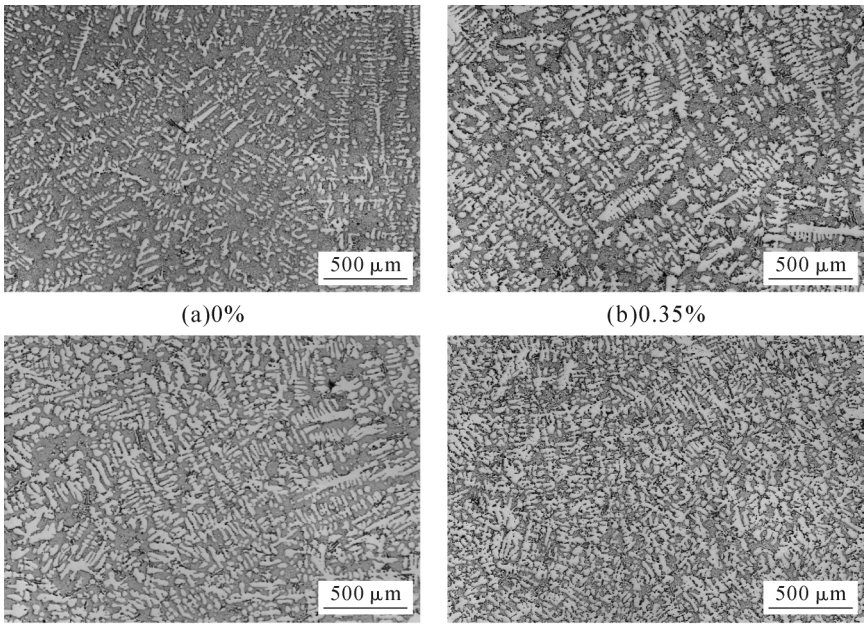
分别添加不同 Mg 含量(0,0.20%,0.35%,0.50%,0.65%和 0.80%)的合金铸态显微组织如图 1。从图中可见,合金主要由树枝状的 α-Al 枝晶和枝

表1 合金的化学成分 w(%)

Tab.1 Chemical composition of alloys

合金	Mg	Sr	Fe	Mn	Ti	Zn	Si	Al
Al-10.5Si-5Zn-0.6Fe-0.4Mn	0	0.014	0.56	0.39	0.16	4.90	10.7	余量
Al-10.5Si-5Zn-0.6Fe-0.4Mn-0.20Mg	0.20	0.013	0.60	0.38	0.15	5.09	10.6	余量
Al-10.5Si-5Zn-0.6Fe-0.4Mn-0.35Mg	0.36	0.012	0.57	0.40	0.15	4.95	10.7	余量
Al-10.5Si-5Zn-0.6Fe-0.4Mn-0.50Mg	0.49	0.018	0.61	0.39	0.15	5.06	10.5	余量
Al-10.5Si-5Zn-0.6Fe-0.4Mn-0.65Mg	0.67	0.022	0.58	0.41	0.16	5.03	10.6	余量
Al-10.5Si-5Zn-0.6Fe-0.4Mn-0.80Mg	0.81	0.024	0.60	0.41	0.14	5.11	10.6	余量

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net



(a)0%　(b)0.35%　(c)0.5%　(d)0.8%

图 1 不同 Mg 含量铸态合金的显微组织

Fig.1 Microstructure of as-cast alloys with different Mg contents

晶间的共晶组织组成。添加 Mg 后，α-Al 枝晶的二次枝晶间距变化不明显，但面积分数明显增大。采用图像分析软件测量了不同 Mg 含量下合金中 α-Al 的面积分数（见图 2）。从图中可见，当 Mg 含量从 0 增加到 0.8%时，α-Al 的面积分数由 34.5%增加到了 60.0%。

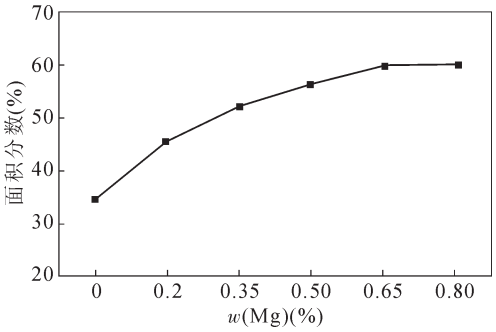


图 2 不同 Mg 含量下 α-Al 的面积分数

Fig.2 Area fraction of α-Al with different Mg contents

不同 Mg 含量下合金的硅相形态与分布如图 3。从图中可见，当合金中不含 Mg 时，共晶硅的形态呈现为细小的纤维状，均匀的分布在 α-Al 基体之间。这是因为合金中加入了 Sr 元素，Sr 对共晶硅的变质作用使其形态呈现为细小的纤维状[10]。同时，由于非平衡凝固，α-Al 基体边沿出现了极少量的块状硅相。此外，随着 Mg 含量的增加，合金中块状硅相的数量逐渐增多，尺寸逐渐增大。

采用图像分析软件对图 3 中的块状硅相的组织形态特征进行了定量分析，结果如图 4 所示。从图中可知，块状硅相的平均面直径和面积分数都随着 Mg 含量的增加而逐渐增大。当 Mg 含量为 0.80%时，块状硅相的平均直径和面积分数分别为 6.55 μm、3.49%，相较于未添加 Mg 时的 4.35 μm 和 1.45%，增幅分别为 50.5%、140.6%。

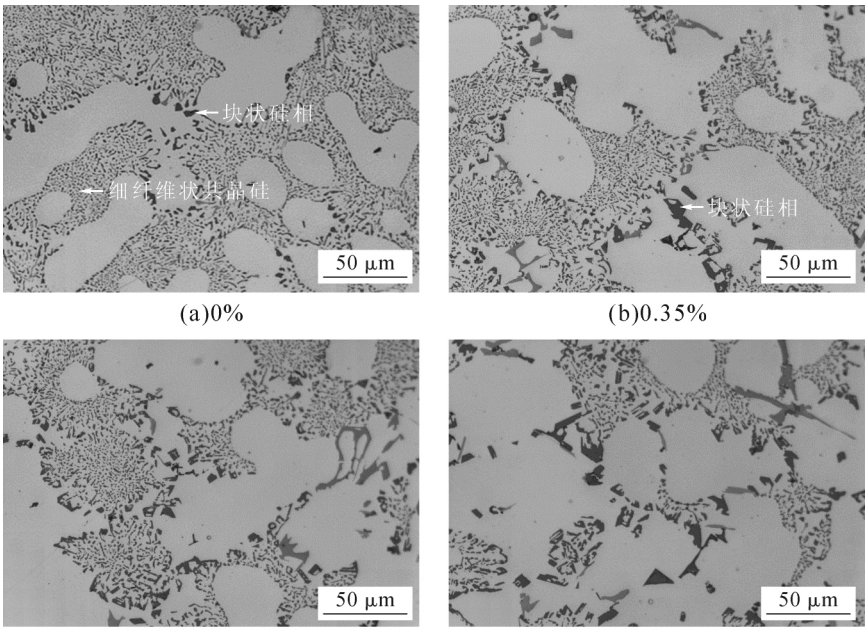
不同 Mg 含量下合金的第二相形貌如图 5，针对不同第二相进行 EDS 分析，结果如表 2。结合第二相的形貌及其化学成分分析结果可知，亮白色的相为富铁相，黑色汉字状为 Mg_2Si 相。当合金中不含 Mg 时，颗粒状富铁相和针状富铁相较均匀的分布在共晶组织之间，尺寸细小，如图 5(a)。当合金中 Mg 的添加量为 0.2%时，富铁相开始粗化，呈汉字状，颗粒状富铁相减少，针状富铁相数量增加，但分布不均匀，如图 5(b)。随着 Mg 含量继续增加至 0.35%以

表 2 图 5 中第二相 EDS 能谱分析结果

Tab.2 EDS results of second phases in fig.5

Arrow NO.	w(%)						Identified compounds
	Al	Si	Mn	Fe	Mg	Zn	
A	68.69	7.52	6.36	13.93	/	3.50	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$
B	73.69	8.38	6.26	8.02	/	3.65	$Al_5(Fe,Mn)Si$
C	57.09	11.16	12.8	16.6	/	2.43	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$
D	24.53	33.31	/	/	39.03	3.13	Mg_2Si
E	48.66	26.36	1.67	8.00	14.04	1.27	π-$Al_8Mg_3(Fe,Mn)Si_6$

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net



(a)0%　(b)0.35%

(c)0.50%　(d)0.80%

图 3　不同 Mg 含量下合金中的硅相形貌

Fig.3　Silicon phase structure in alloys with different Mg contents

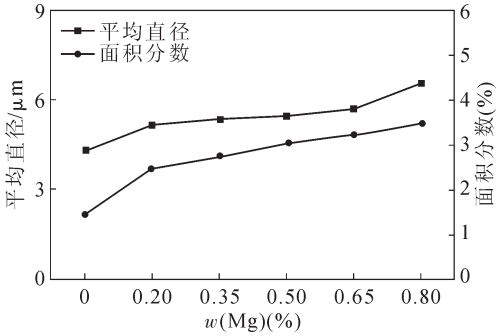


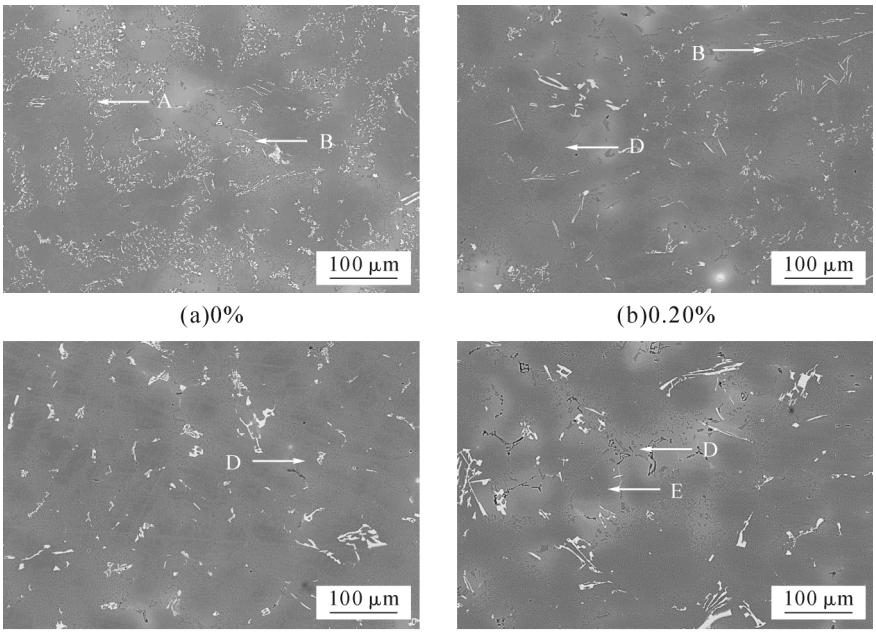
图 4　不同 Mg 含量下块状硅相的平均直径和面积分数

Fig.4　Average diameter and area fraction of bulk silicon phases with different Mg contents

上，紧凑颗粒状富铁相和针状富铁相基本消失，富铁相主要以粗大骨骼状的形态存在，这些粗大的富铁相位于 α-Al 基体中间，最大长度在 50 μm 以上。

由图 5 中箭头标记点 D 可知，随着 Mg 含量增加，Mg_2Si 相的数量和尺寸增加。当 Mg 含量小于 0.50%时，Mg_2Si 的数量很少，形状为细小的黑色颗粒状或短棒状。当 Mg 含量增加至 0.50%及以上时，Mg_2Si 的形态为粗大的黑色汉字状，数量较多。

根据表 2 的 EDS 分析结果计算不同相的化学



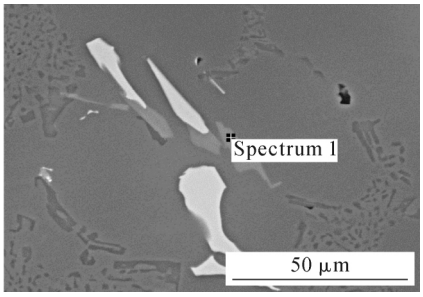
(a)0%　(b)0.20%

(c)0.35%　(d)0.50%

图 5　不同 Mg 含量下合金的 SEM 显微组织

Fig.5　SEM images of alloys with different mg contents

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net



w(%)						Identified compounds
Mg	Al	Si	Mn	Fe	Zn	
14.04	48.66	26.36	1.67	8.00	1.27	$Al_{11}Mg_{3.6}(Fe,Mn)Si_{5.8}$

图 6 π-$Al_8Mg_3(Fe,Mn)Si_6$ 富铁相的形貌及化学组成
Fig.6 The morphology and chemical composition of π-$Al_8Mg_3(Fe,Mn)Si_6$ phase

计量数，其中针状富铁相的(FeMn)/Si 比与 β-Al_5Fe-Si 基本一致，而骨骼状富铁相的 (FeMn)/Si 比与 $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 基本一致[2]。如图 6 所示，当 Mg 含量大于 0.35%时，合金组织中能观察到一种形状颜色为浅灰色短棒状的相。根据成分结果，其化学计量数为 $Al_{11}Mg_{3.6}(Fe,Mn)Si_{5.8}$，因此可以判断浅灰色短棒状相为 π-$Al_8Mg_3(Fe,Mn)Si_6$ 富铁相，随着 Mg 含量的增加，π 状富铁相数量和尺寸逐渐增多和增大。

图 7 为不同 Mg 含量下富铁相和 Mg_2Si 的面积分数统计结果。由图可知：随着 Mg 含量逐渐增加，富铁相的面积分数变化不明显。而 Mg_2Si 相的面积分数随 Mg 含量的提高而逐渐增大。当 Mg 含量为 0.80%时，Mg_2Si 相的面积分数达到 1.28%。

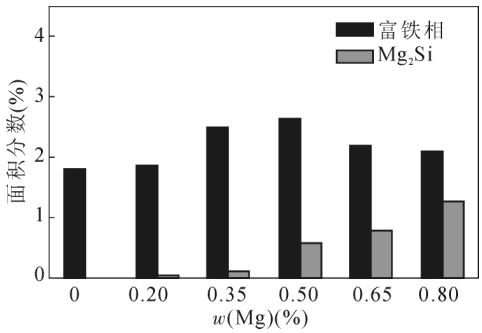


图 7 不同 Mg 含量下 Mg_2Si 的面积分数
Fig.7 Area fraction of Mg_2Si phase with different Mg content

2.2 合金的 DSC 冷却曲线

图 8 是不同 Mg 含量合金凝固的 DSC 曲线。DSC 曲线上各放热峰对应的温度如表 3 所示。由图

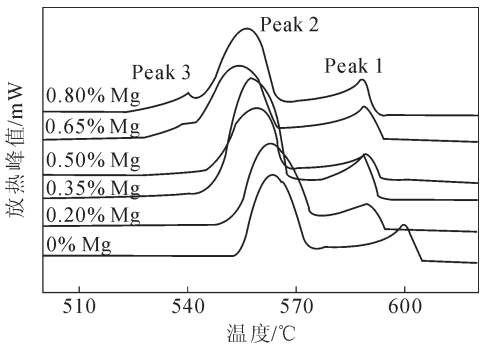


图 8 不同 Mg 含量下合金的 DSC 曲线
Fig.8 DSC curve of alloys with different Mg content

表3 凝固过程放热峰值温度
Tab.3 Exothermic peak temperature during solidification

Mg content	Peak 1/℃	Peak 2/℃	Peak 3/℃
0.00%Mg	599.3	563.4	/
0.20%Mg	589.3	562.9	/
0.35%Mg	588.2	557.6	533.1
0.50%Mg	589.2	557.3	537.5
0.65%Mg	589.0	554.2	539.3
0.80%Mg	587.9	555.1	540.2

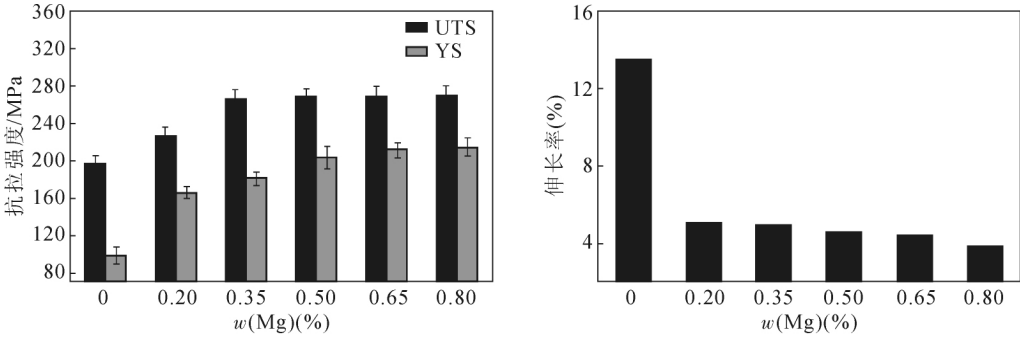
可知，当镁含量增加时，DSC 曲线上存在 3 个放热峰。其中峰 1 和峰 2 分别对应 α-Al 的初晶反应和 Al-Si 的共晶反应[12]，且两峰之间存在重叠部分。峰 3 在 Mg 含量大于 0.35%后的才出现，且锋高随着 Mg 含量的提高而逐渐明显，为 Mg_2Si 的析出峰，其析出温度随着 Mg 含量增加而升高[8]。由表 3 可知，添加 Mg 后，合金的液相线温度降低了约 10 ℃。从表 3 中峰 2 的数值可见，共晶反应温度随 Mg 含量的增加略也出现了下降，相比未添加 Mg 的合金，共晶温度最低降低了 10 ℃左右。曲线中未出现富铁相的析出峰，这可能与富铁相量很少有关。

2.3 合金的力学性能

不同 Mg 含量下铸态合金的拉伸力学性能如图 9。由图 9(a)可知，Mg 的添加使合金的强度大幅提高，并且呈现 Mg 含量增加合金的强度也随之增加的趋势，当 Mg 含量大于 0.5%时，提高幅度趋于平缓；当 Mg 含量为 0.5%时，合金的抗拉强度和屈服强度分别达到 265 MPa 和 204 MPa，与不含 Mg 的合金相比，分别提高 35.2%和 110.2%。由图 9(b)可知，合金的塑性随 Mg 的加入而显著降低，并且呈现 Mg 含量逐渐增加而伸长率逐渐降低的趋势。文献[13] 中 ADC12 的抗拉强度为 188 MPa，伸长率为 1.5%，与其相比，合金的力学性能有较大幅度的提高，这与合金中添加了适量的 Zn 密切相关，关于 Zn 对合金性能的影响本文暂不讨论。

图 10 为不同 Mg 含量下铸态合金的拉伸断口形貌。由图可知，Mg 含量为 0%时，断口处可观察到大量的韧窝和撕裂棱，韧窝尺寸细小，韧性断裂特征

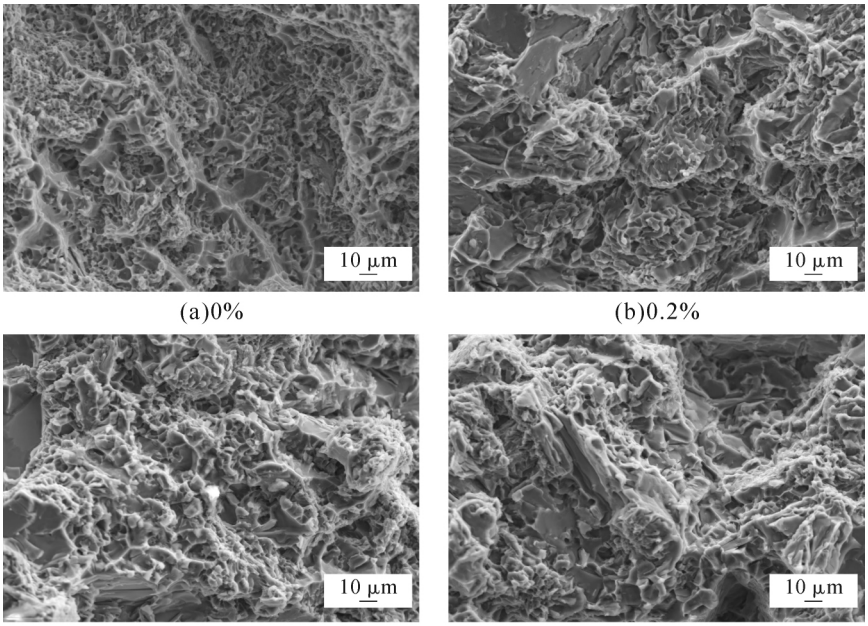
(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net



(a)拉伸强度指标　　(b)拉伸伸长率指标

图 9　不同 Mg 含量下合金的力学性能

Fig.9 Mechanical properties of alloys with different Mg contents



(a)0%　　(b)0.2%

(c)0.5%　　(d)0.8%

图 10　不同 Mg 含量下合金的拉伸断口形貌

Fig.10 SEM images of fracture morphology of alloys with different Mg contents

明显，为典型的韧性断裂模式。添加 Mg 后，合金断口处韧窝的尺寸变大、数量和深度显著减少，同时出现较大的解理平台，合金在宏观上表现为韧–脆混合断裂模式。

3　讨论

根据 DSC 分析结果，与未添加 Mg 的合金相比，随着 Mg 含量增加，合金液相线温度和共晶反应温度都发生了降低，最大幅度达到 10 ℃左右。Shouxun Ji 等的研究也发现，Mg 增加会导致 Al-Mg_2Si 相图的共晶点向左下方移动，导致液相线温度和共晶反应温度降低[2]。Gruzleski 等发现，Al-7Si 和 Al-13Si 合金的共晶反应温度与 Mg 含量存在一定的线性关系，可通过 Mg 含量预测合金的共晶反应温度[10]。共晶反应放热峰值温度的降低给 α-Al 的长大提供了时间和空间，有利于枝晶的长大，导致 α-Al 面积分数的增大[14]。

小尺寸、块状硅相的增多也与共晶反应温度的降低有关。这是因为块状硅相的出现是由于硅原子在 α-Al 枝晶生长前沿富集而造成的[15]。硅在 Al 中的固溶度小，在 557 ℃时仅为 1.5%，在非平衡的凝固过程中，因为 α-Al 枝晶的生长被排斥到 α-Al 枝晶的固液前沿，形成局部硅原子的富集，当硅原子的富集浓度较高时，析出块状硅相。而共晶温度的降低使得 α-Al 的数量增多，在 α-Al 枝晶生长固液前沿的局部，硅元素富集区域也增多，导致块状硅相的数量随 Mg 含量增加而增多。

在不含 Mg 的合金中，富铁相、α-Al 晶粒竞相生长，富铁相的生长空间受到限制，富铁相形态呈现紧凑颗粒状，属于共晶组织；而在含 Mg 的合金中，Mg 易溶于针片状的 β-AlFeMnSi 相中，使其转变为 π-$Al_8Mg_3(Fe,Mn)Si_6$ 相[16]，随着 Mg 含量增加，针片状富铁相完全转变为 π 相，针片状富铁相大量减少或消失，同时促进了初生 Mg_2Si 相的析出。

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

综上所述，Mg 含量增加使得合金中的 α-Al 枝晶和块状硅相的数量增加、富铁相和初生 Mg_2Si 相的尺寸剧烈粗化，其中粗大的富铁相和 Mg_2Si 相导致合金的塑性大幅度降低。这是因为脆性大的共晶硅、粗大富铁相和初生 Mg_2Si 相在拉伸过程无法起到协调应力场的作用，容易形成应力集中，在解理面以及尖角处萌生微裂纹，加速合金的断裂[17,18]。当合金中不添加 Mg 时，不存在初生的 Mg_2Si 相，且共晶硅和富铁相的尺寸小，分布较为均匀，对基体的割裂作用不明显，从而大幅提高不含 Mg 合金的塑性。

4 结论

（1）Al-10Si-5Zn-Mg 合金组织主要由树枝状 α-Al 基体、共晶硅、富铁相和 Mg_2Si 相组成。当 Mg 含量从 0 增加到 0.8 %时，合金中 α-Al 枝晶的面积分数略有增加。

（2）合金中 Mg 含量的增加，促进了少量块状硅相的析出，且其数量和尺寸逐渐增加。

（3）当 Mg 含量从 0 增加到 0.8%时，富铁相的形态由细小的紧凑颗粒状 α-Fe 和针状 β-Al_5FeSi 转变为粗大的骨骼状 $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 相，并且添加超过 0.35% Mg 后还出现了与共晶硅颜色接近的 π-$Al_8Mg_3(Fe,Mn)Si_6$ 富铁相，但富铁相的面积分数随 Mg 含量的增加变化不明显，此外 Mg 含量增加还促进了初生 Mg_2Si 相的析出，其形态由短棒状向粗大的汉字状转变。

（4）合金添加 Mg 后的强度大幅提高，并随着 Mg 含量的增加而逐渐增加，但伸长率大幅降低。当Mg 含量为 0.5%，合金的综合力学性能最佳，抗拉强度为 265 MPa，屈服强度为 204 MPa，伸长率为 4.8%。

参考文献：

[1] 潘复生，张丁非. 铝合金及发展 [M]. 北京: 化学工业出版社，2006.

[2] Ji S, Yan F, Fan Z. Development of a high strength Al-Mg_2Si-Mg-Zn based alloy for high pressure die casting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 626:165-174.

[3] Ji S, Yan F, Fan Z. A High Strength Aluminium Alloy for High Pressure Die Casting: TMS/Light [M]. Light Metals, 2016, 207-210.

[4] Caceres C H, Davidson C J, Griffiths J R, et al. The effect of Mg on the microstructure and mechanical behavior of Al-Si-Mg casting alloys[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 1999, 30(10): 2611-2618.

[5] 陈忠伟，介万奇. Mg 含量对 Al-Si-Mg 铸造合金微观组织与力学性能的影响[J]. 材料科学与工程学报, 2004, 22(5):647-652.

[6] Musa Y ld1r1m, Dursun Özyürek. The effect of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloy [J]. Materials and Design, 2013, 51:767-774.

[7] Samuel F H, Samuel A M, Ouellet P, et al. Effect of Mg and Sr additions on the formation of intermetallics in Al-6Si-3.5Cu-0.45to 0.8Fe 319-type alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29(12):2871-2884.

[8] Hekmat-Ardakan A, Ajersch F, Chen X G. Microstructure modification of Al-17%Si alloy by addition of Mg [J]. Journal of Materials Science, 2011, 46(7):2370-2378.

[9] 黄晓锋，冯凯，谢锐. Mg 及 Mn 元素对 Al-Si 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012(8):2196-2204.

[10] Joenoes A T, Gruzleski J E. Magnesium Effects on the Microstructure of Unmodified and Modified Al-Si Alloys [J]. Cast Metals, 1991, 4(2):62-71.

[11] Taylor, John A. Iron-Containing Intermetallic Phases in Al-Si Based Casting Alloys [J]. Procedia Materials Science, 2012, 1 (Complete):19-33.

[12] Wang Q G, Davidson C J. Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys [J]. Journal of Materials Science, 2001, 36(3):739-750.

[13] 张银帅，黄正华，戚文军，等. Y 对 ADC12 合金铸态组织与性能的影响[J]. 稀土，2018，39(5):40-48.

[14] 廖恒成，丁毅，孙国雄. Sr 对近共晶 Al-Si 合金中 α 枝晶生长行为的影响[J]. 金属学报，2002，38(3):245-249.

[15] Wang S R, Ru M A, Wang Y Z, et al. Growth mechanism of primary silicon in cast hypoeutectic Al-Si alloys [J]. Transactions of the Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(6):1264-1269.

[16] Samuel A M, Samuel F H. Modification of iron intermetallics by magnesium and strontium in Al-Si alloys [J]. International Journal of Cast Metals Research, 1997, 10(3):147-157.

[17] Thirugnanam A, Sukumaran K, Pillai U T S, et al. Effect of Mg on the fracture characteristics of cast Al-7Si-Mg alloys [J]. Materials Science & Engineering A, 2007, 445-446(none):405-414.

[18] Xiaoyan Wu, Huarui Zhang, Zhen Ma, et al. Interactions between Fe-rich intermetallics and Mg-Si phase in Al-7Si-xMg alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 786：205-214.

精铸用

石英砂、石英粉、铝矾土、高铝砂

灵寿县德泰矿产品有限公司是一家专业从事非金属矿物的生产厂家，设备先进，技术力量雄厚。

让客户满意是我们的宗旨

化学成分

石英砂	石英粉	铝矾土	高铝砂
SiO_2≥98.7%	SiO_2≥98.7%	Al_2O_3≥55%	Al_2O_3≥52%

地　址：河北省灵寿县洞里工业区
电　话：0311-82617801(传真)，15175156717
联系人：刘喜亮

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net