

Mn/Fe 比对免热处理亚共晶铝硅合金组织和力学性能的影响

鞠涛¹, 李元东^{1, 2}, 罗晓梅¹, 邱谨¹, 刘文憬¹, 张旭远¹

(1. 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃兰州 730050;

2. 兰州理工大学有色金属合金及加工教育部重点实验室, 甘肃兰州 730050)

摘要: 以Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr合金为研究对象, 在金属型铸造工艺条件下, 调控Mn/Fe (锰和铁总量为1%时) 比研究其对合金组织形貌及力学性能的影响, 寻求最佳Mn/Fe比例关系。结果表明: Mn/Fe比从0.11增加到9时, 富Fe相形貌从长针状转变为细小的短棒状或颗粒状后, 又转变为粗大的汉字状; 在Mn/Fe比为1.5 (0.4Fe+0.6Mn) 时锰元素对富铁相的变质效果最佳, 即力学性能最优, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到了262.65 MPa、150.31 MPa、5.82%, 相对于Mn/Fe比为0.11时分别提升了57.50%、46.64%和397.43%。

关键词: Al-Si合金; Mn/Fe比; 金属型铸造; 力学性能

作者简介:

鞠涛 (2000-), 男, 硕士, 主要研究方向为高强高韧铝合金。电话: 13998944906, E-mail: 2731452059@qq.com

通信作者:

李元东, 男, 教授, 博士, 博士生导师。电话: 0931-2976795, E-mail: liydlut@163.com

中图分类号: TG113;

TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2025)

04-0463-08

收稿日期:

2024-08-13 收到初稿,
2024-09-02 收到修订稿。

绿色低碳发展的背景下, 双碳目标 (即碳中和, 碳达峰) 的确立, 轻量化已成为汽车制造行业发展方向。铝、镁等轻质合金因其高比强度等优势, 成为实现车辆轻量化的首选材料^[1]。新能源汽车发展迅速, 对各类车用铝合金结构件提出了更高的要求, 集成轻量高效成为铝合金材料的重要设计制造方向与目标^[2]。一体化压铸技术完美的实现了这一目标。但目前可用于车身结构件的铝合金材料有限, 且以热处理态的铝合金为主, 应用于一体化压铸时, 会出现热处理时间长, 热变形明显, 大型铸件整形难度大与报废率高等问题^[3]。近年来, 国内外许多学者针对上述问题, 研发出多种免热处理铸造铝合金, 使其在铸态下就具有较高的强度和伸长率, 以满足汽车工业的轻量化、高强度等要求。目前常用的免热处理铸造铝合金主要分为Al-Si系和Al-Mg系合金两种^[4], 同时为追求更高的强度及致密度, 多采用压铸铝合金进行开发, 其中Al-Si合金因其具有优异的铸造性能, 是目前主流的免热处理合金研究对象。

然而针对免热处理合金还有一个问题要考虑, 就是脱模性问题, 铁元素的添加能有效改善这一问题^[5], 同时也提高了合金对铁元素的容忍度。但是铁元素的添加往往会使合金中出现针状富铁相, 导致合金性能下降^[6]。那么如何做到既能有效改善脱模性, 又不降低合金的性能呢? 清华大学以AlSi10MnMg合金为基础开发了THAS系列免热处理高强韧高真空压铸铝合金, THAS1合金中添加了微量的V和Zr来细化预结晶组织和优化富铁相^[7]; 又在THAS3合金的基础上提高了Zn含量并加入Mo元素, 其中Mo元素与Mn、Cr、V共同作用下可细化富铁相^[8]。中信戴卡同时加入Mn、Co、Mo元素, 协同改善富铁相形貌, 形状由针状和大块状转变为细小的块状, 以提高合金的强韧性^[9]。

众所周知, Mn元素是比较好用的变质富铁相的元素^[10], 通过现在已知的免热处理合金中锰元素和铁元素添加量的数据统计 (图1) ^[11-25]可知, 各类免热处理合金锰铁元素的添加总量约为1%。在保证足够的脱模能力下, 选取Mn+Fe的总量为百分之一, 从而探究不同Mn/Fe比对免热处理合金的组织 and 力学性能的影响, 寻求最佳锰铁比, 同时为免热处理合金的研究提供一定的依据。

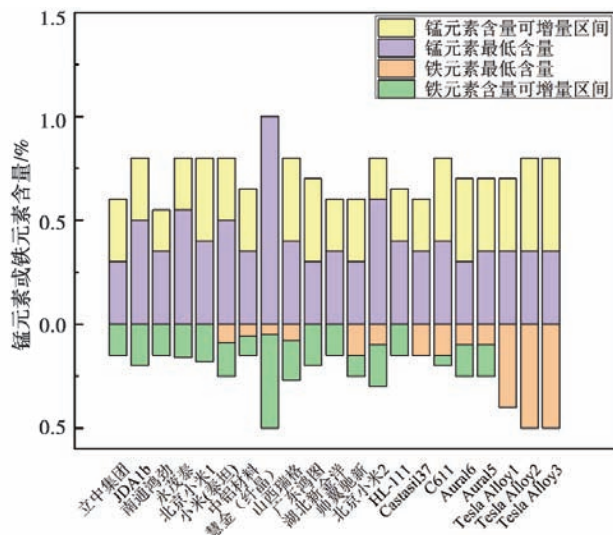


图1 各类免热处理合金锰、铁元素添加量

Fig. 1 The amounts of manganese and iron elements added to all kinds of non-heat treatment alloys

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验原材料为高纯铝锭（99.9%，质量分数，下同），高纯镁锭（99.99%），Al-20Si、Al-50Cu、Al-10Fe和Al-10Mn中间合金；变质剂为Al-10Sr中间合金。不同Mn/Fe的Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr- x Fe- y Mn（ $x+y=1$ ）合金试样实际成分与设计成分基本吻合，具体设计的合金名义成分如表1所示。

表1 Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn合金的名义成分
Tab. 1 Chemical compositions of Al-9Si-0.25Cu-0.25mg-0.04 Sr-xFe-yMn alloys $w_R/\%$

合金	Si	Cu	Mg	Sr	Fe	Mn	Al	Mn/Fe
0.9Fe+0.1Mn	9	0.25	0.25	0.04	0.9	0.1	余量	0.11
0.8Fe+0.2Mn	9	0.25	0.25	0.04	0.8	0.2	余量	0.25
0.7Fe+0.3Mn	9	0.25	0.25	0.04	0.7	0.3	余量	0.43
0.6Fe+0.4Mn	9	0.25	0.25	0.04	0.6	0.4	余量	0.67
0.5Fe+0.5Mn	9	0.25	0.25	0.04	0.5	0.5	余量	1.00
0.4Fe+0.6Mn	9	0.25	0.25	0.04	0.4	0.6	余量	1.50
0.3Fe+0.7Mn	9	0.25	0.25	0.04	0.3	0.7	余量	2.33
0.2Fe+0.8Mn	9	0.25	0.25	0.04	0.2	0.8	余量	4.00
0.1Fe+0.9Mn	9	0.25	0.25	0.04	0.1	0.9	余量	9.00

1.2 熔炼及浇注

采用井式坩埚电阻炉（SG2-7.5-10）熔炼。熔炼前，石墨坩埚一定要去除内部杂质和预热除潮，并在其内部和所用铁器工具（钟罩、扒渣勺）表面涂上一层氧化锌，防止坩埚内部未除净杂质与工具表面杂质

和Fe元素掺杂进熔体中。金属型模具内部清理干净后涂上脱模剂，合模将其置于250℃干燥箱中保温。将铝块装入石墨坩埚，放入电阻炉中加热至750℃并保温至其完全熔化。然后加入铝硅合金保温适当时间，再依次加入Al-10Fe和Al-10Mn，保温30 min后使铝液温度降低至720℃。用钟罩将铝箔包裹的Al-10Sr中间合金和纯Mg依次压入熔体最深处，待其熔化后，搅拌2 min，并保温静置60 min，最后加入质量分数为1%的 C_2Cl_6 对熔体进行精炼扒渣，在熔体表面均匀撒上1%的覆盖剂（50%KCl和50%NaCl）。重新调整温度至710℃后扒渣，随后将熔体浇注到预热温度为250℃的金属模具中，获得 $\phi 18\text{ mm} \times 150\text{ mm}$ 的圆柱试棒。

1.3 组织与性能检测

基于图2制备所需试样。试样块经过打磨抛光后,利用 QUANTA FEG-450 型热场发射扫描电镜 (SEM) 和所配置的能谱仪 (EDS) 对合金中各元素的分布情况、富铁相的成分和形貌、拉伸断口形貌进行分析。为了分析组织中富铁相的演化过程,每个样品随机选取五张500倍的照片SEM组织图片,通过Image Pro Plus6.0软件对其中富铁相的长度与宽度进行测量和汇总。使用 D/max-2400型X射线衍射仪 (2θ 为 $20^\circ\sim 90^\circ$) 对合金中相结构进行分析。拉伸试样在电子万能材料试验机 (WDW-100D型) 上进行,引伸计标距为10 mm,拉伸速度为0.5 mm/min,每个参数选取3个试样进行拉伸,记录试样的抗拉强度及伸长率并计算出屈服强度和三者的平均值。

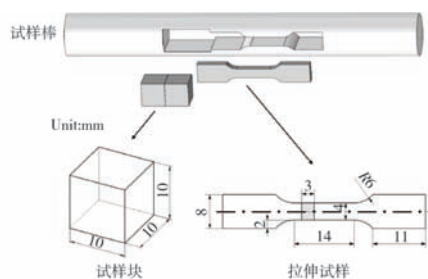


图2 试样制备示意图与试样尺寸图

Fig. 2 Sample preparation diagram and sample size diagram

2 试验结果与讨论

2.1 Mn/Fe 比对合金显微组织的影响

分别对不同Mn/Fe比的合金进行X射线衍射分析,结果如图3所示。Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn合金中含有 α -Al相、共晶Si相、 Mg_2Si 相、 β - $Al_{4.5}FeSi$ 相和 α - $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ 相。结合图4的点扫描分析可知:在Mn/Fe比为0.11和0.25时,由于锰

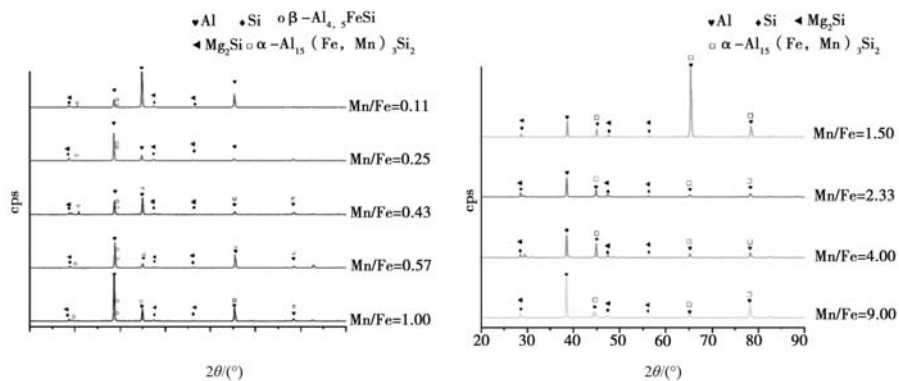


图3 Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn的XRD图谱
Fig. 3 XRD patterns of Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn

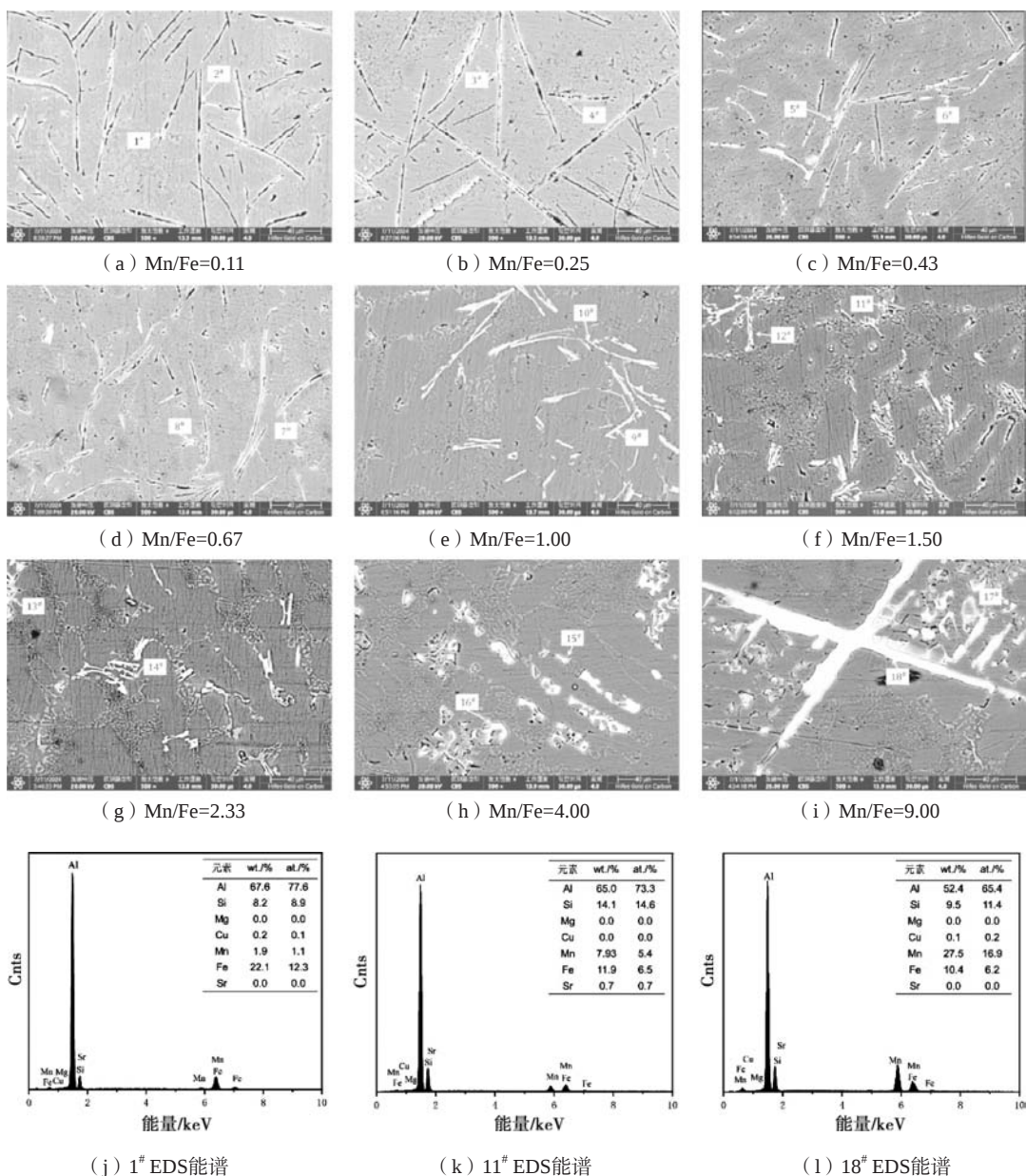


图4 Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn合金的形貌与能谱分析
Fig. 4 Morphology and energy spectrum analysis of Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn alloy

表2 Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn合金富铁相成分组成
Tab. 2 Composition of Fe-rich phase of Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn alloy

合金 (Mn/Fe)	点编号	元素含量/at. %					可能相
		Al	Si	Mn	Fe	Mn+Fe	
0.9Fe+0.1Mn (0.11)	1 [#]	77.6	8.9	1.1	12.3	13.4	Al _{4.5} FeSi
	2 [#]	68.3	16.6	0.5	14.1	14.6	Al _{4.5} FeSi
0.8Fe+0.2Mn (0.25)	3 [#]	65.4	14.7	2.1	17.2	19.1	Al _{4.5} FeSi
	4 [#]	65.8	18.2	2.2	13.6	15.8	Al _{4.5} FeSi
0.7Fe+0.3Mn (0.43)	5 [#]	64.6	15.6	3.1	16.4	19.5	Al _{4.5} FeSi
	6 [#]	79.4	11.2	2.3	6.8	9.1	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
0.6Fe+0.4Mn (0.67)	7 [#]	70.1	14.5	3.7	11.3	15	Al _{4.5} FeSi
	8 [#]	74.9	7.6	7.0	8.8	15.8	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
0.5Fe+0.5Mn (1.00)	9 [#]	71.0	15.7	4.8	8.4	13.2	Al _{4.5} FeSi
	10 [#]	73.1	13.8	4.3	8.6	13.9	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
0.4Fe+0.6Mn (1.50)	11 [#]	73.3	14.6	5.4	6.5	11.9	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
	12 [#]	77.1	10.1	5.2	7.4	12.6	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
0.3Fe+0.7Mn (2.33)	13 [#]	73.3	10.2	10.8	5.6	16.4	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
	14 [#]	71.7	14.3	7.9	6.0	13.9	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
0.2Fe+0.8Mn (4.00)	15 [#]	66.7	11.1	14.7	7.3	22	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
	16 [#]	65.5	12.0	14.7	7.7	22.4	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
0.1Fe+0.9Mn (9.00)	17 [#]	66.9	11.0	15.6	6.5	22.1	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
	18 [#]	65.4	11.4	16.9	6.2	23.1	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂

含量过低, 富铁相只存在 β -Al_{4.5}FeSi相; 在Mn/Fe=0.43即0.7Fe+0.3Mn时, 开始出现 α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂相, 即 β -Al_{4.5}FeSi相开始向 α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂转变; 在锰铁比为1.5时即(0.4Fe+0.6Mn)时, 合金中 β -Al_{4.5}FeSi相基本上全转变为 α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂相。

图4(a)至图4(i)为不同Mn/Fe比下合金的SEM形貌, 图中所标注的数字为EDS分析取点位置, 图4(j)至图4(l)为代表点处的富铁相能谱分析图, 图4(a)至图4(i)所列点的EDS分析结果如表2所示。从富铁相形貌看, 随着Mn/Fe比的不断增大, 由于铁元素本身的减少, 故针状富铁相也有所变短; 同时又因为锰元素含量增加, 其原子结构和原子半径与铁元素相似, 且同为过渡族25号和26号元素, 理化性质也相似, 因此锰元素的添加扩大了Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂相反应温度区间^[26], 从而使 $L + \beta$ -AlFeSi + Mn $\rightarrow$ α -Al + Si + α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂的转变得以发生, Mn原子可以置换 β 铁相中的Fe原子, 即形成 α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂相^[10], 二者协同影响, 使针状的 β -Al_{4.5}FeSi不断转变, 形成结构、尺寸和形貌有所差异的(断裂的短棒状, 颗粒状, 块状, 粗大汉字状) α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂相。

当Mn/Fe比为0.11和0.25时, 大量黑色细长针状相分布在基体中, 如图4(a)和图4(b)所示, 对该

相进行EDS分析, 取点位置如图1[#]、2[#]、3[#]和4[#]所示。通过原子百分比计算分析, 并结合XRD分析, 可以推测为 β -Al_{4.5}FeSi富铁相, 在封闭的缩孔中, 发现其空间结构成板片状(图5), 这种富铁相会严重割裂基体, 对合金的力学性能产生不利影响^[27]。在Mn/Fe比为0.43时, 将图4(c)中的6[#]点扫描结果计算对比分析可知其元素含量占比有所不同, 结合XRD分析, 推测是 α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂。形成 α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂相将会消耗大量的Mn原子, 正因为Mn含量的不足, 部

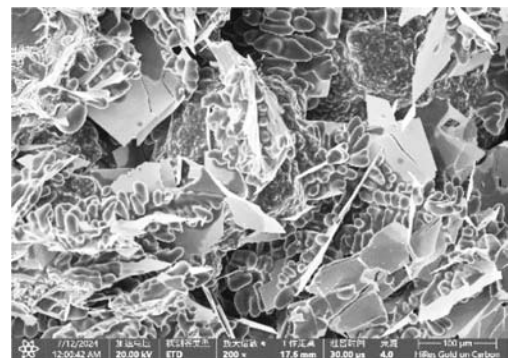


图5 Mn/Fe=0.11合金封闭缩孔所展现的各个相的形貌
Fig. 5 The morphology of each phase of the alloy with Mn/Fe=0.11 in closed shrinkage cavity

分富Fe相无法形成 α - $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$ 相, 仍会以针状的 β - $\text{AlFe}_{4.5}\text{Si}$ 相的形态存在。推测计算图4(c)至图4(e)中5[#]、7[#]、9[#]为 β - $\text{AlFe}_{4.5}\text{Si}$ 相, 6[#]、8[#]、10[#]为 α - $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$ 相。Mn/Fe比为1.5时, 图4(f)中的11[#]和12[#]富铁相呈现出细小的断裂短棒状或颗粒状的 α - AlFeMnSi 相, 同样通过计算可以推测为 α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ 这种富铁相基本上不会割裂基体, 对合金的性能也就没有太大危害^[28]。Mn/Fe比继续增大, 从余下的点扫数据可以看出, 此时富铁相仍然为 α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ 相, 但在高锰低铁Mn/Fe比的情况这些块状或粗大汉字状的富铁相中显现出了高含锰量(分别为14.7, 14.7, 15.6, 15.8), 正因合金的较高的锰含量且不断提高, 使AlSiMnFe四元金属化合物形成温度较高且不断提高, 对比 α -Al的形成温度, 其温度是追平甚至超越, 因此Al基体的阻碍作用削弱, 同时锰元素不断富集, 导致富铁相尺寸又逐渐长大^[10]。

为进一步探究富铁相形貌的变化, 采用Image-pro Plus 6.0软件对富铁相的平均线长度与线宽度进行统计分析, 结果如图6所示。Mn/Fe从0.11不断增大, 可以看出富铁相尺寸(平均线长度/平均线宽度)均呈现出先减小后增大的趋势。当Mn/Fe比为初始值0.11时, 富铁相为 $\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$, 呈现出长针状, 它的平均线长度高达70.03 μm 。Mn/Fe比不断增大, 富铁相尺寸不断减小其主要原因是锰固溶于铁相之中抑制铁相的单一生长倾向^[29], 从而使针状富铁相尺寸减小。Mn/Fe比为1.5时, 富铁相为 α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, 尺寸(平均线长度/平均线宽度)最小。但是Mn/Fe比继续增加, 无论是平均线长度, 还是平均线宽度均有所增加, 甚至在Mn/Fe=9的富铁相平均线宽度比Mn/Fe=1.5时高出一倍多。

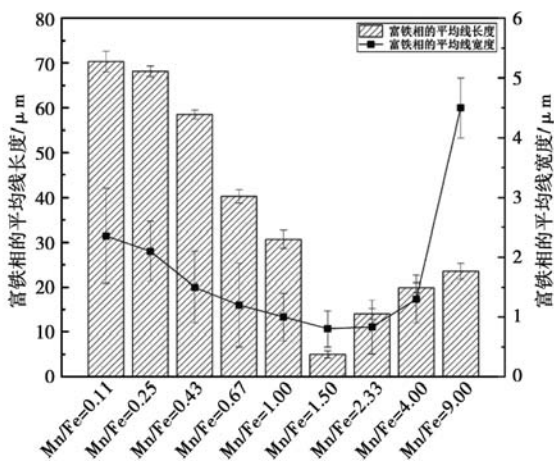


图6 Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn合金富铁相尺寸
Fig. 6 Fe-rich phase sizes of Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn alloys

图7为Mn/Fe比为1.5时Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-0.4Fe-0.6Mn中的EDS面扫描图像。由图像可以明显看出, 只有Al元素分布的较为均匀, 很少存在偏析及团聚的现象; Sr元素吸附在共晶Si相, 起到变质细化共晶硅的作用, 改变其形貌; Mn元素具有与Fe元素相同的分布, 进一步验证锰原子可以进入 β -Fe相中置换铁原子, 形成 α - $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$ 相; 此外, Mg和Cu元素在基体中分布相对均匀。

2.2 Mn/Fe 比对合金性能的影响

不同Mn/Fe比的Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn ($x+y=1$) 合金的具体力学性能如应力应变曲线图(图8)与力学性能变化图(图9)所示。可以看出, 随着锰铁比的不断增大, 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率均呈现先上升后下降的趋势, 当在Mn/Fe为1.5即(0.4Fe+0.6Mn)时均达到最大值, 且分别为262.65 MPa、150.31 MPa和5.82%, 相较于Mn/Fe为0.11即(0.9Fe+0.1Mn)时提升了57.50%、46.64%和397.43%。

图10为不同Mn/Fe比合金断口的扫描形貌图, 从图10(a)和图10(b)可见Mn/Fe比为0.11和0.25合金的断裂方式为脆性断裂, 其中出现大面积的河流状的解理面, 甚至解理面互相连接, 因此断裂在基体极易发生, 合金性能较低; 随着Mn/Fe比继续增大, 图10(c)至图10(e)中出现河流花样状的准解理面且所占面积逐渐变小, 同时在准解理面周围出现越来越多浅而小的韧窝, 力学性能逐渐提升; 图(f)韧窝较为均匀, 其数量最为丰富, 故Mn/Fe比为1.5时性能较好。说明随着Mn/Fe的增大, 合金的断裂方式由脆性断裂逐渐向脆性断裂占主导的韧-脆性混合断裂转变, 甚至有向韧性断裂占主导的韧-脆性混合断裂的趋势。从图10(g)至图10(i)中依次观察可以看出随着锰铁比的继续增加, 准解理面的面积又重新慢慢变大, 结合图4(g)至图4(i)可知 α - $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$ 相逐渐变得粗大, 对晶胞有破坏作用, 导致合金断口中有较大的准解理面, 所以力学性能变差。

3 结论

(1) Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn ($x+y=1$) 合金中存在Al基体、共晶Si相、 Mg_2Si 相和富铁相。随着Mn/Fe的增大, 富铁相的平均线长度与宽度呈现先减小后增大的趋势, Mn/Fe=1.5时富铁相尺寸最小。

(2) 合金中Mn/Fe小于1.5时, 锰元素抑制 β 铁相的单一生长, 合金的 β - $\text{Al}_{4.5}\text{FeSi}$ 相不断地从长针状

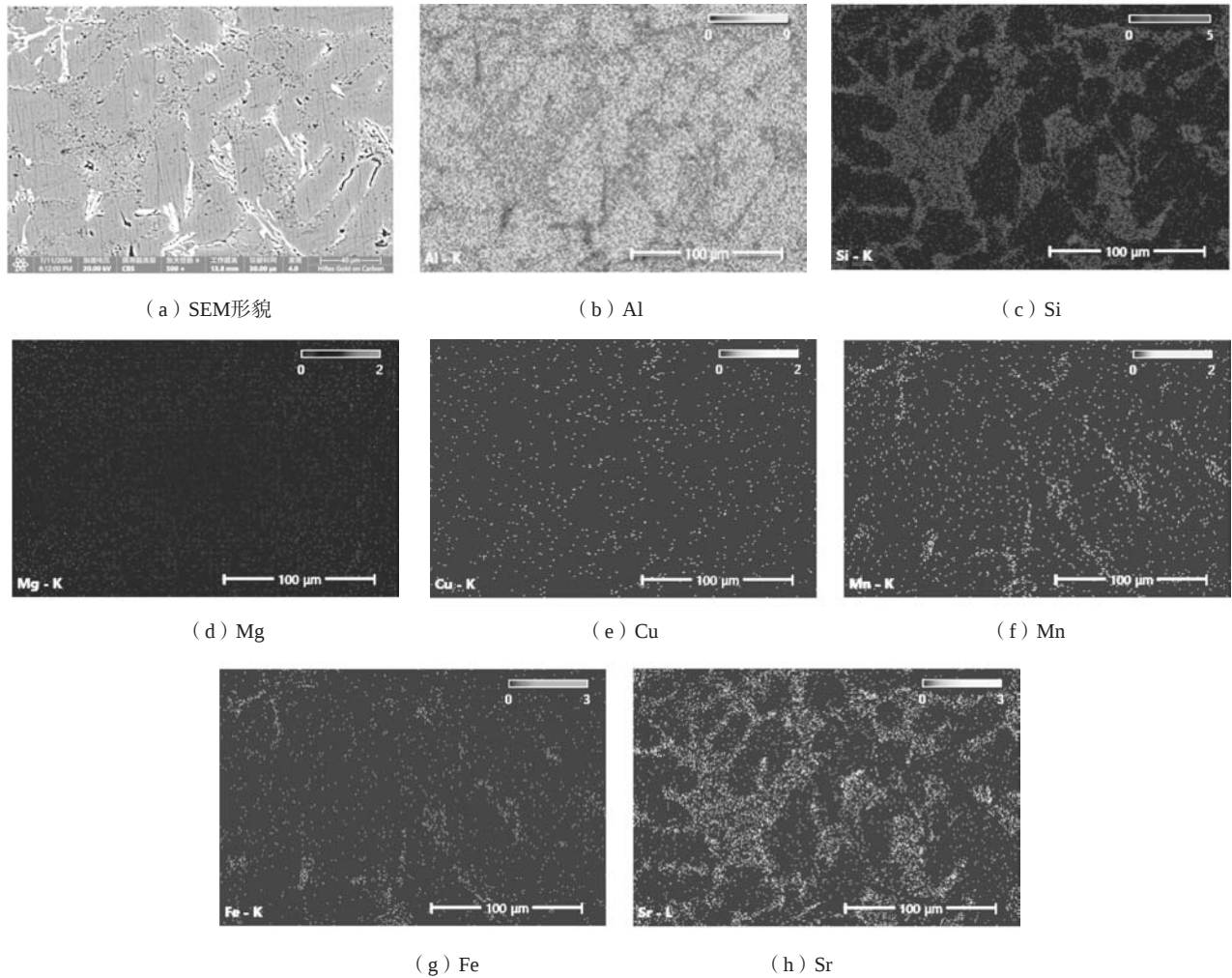


图7 Mn/Fe=1.5时Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn合金的SEM图及元素面扫描

Fig. 7 SEM images and elemental surface scanning of Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn alloy when Mn/Fe=1.5

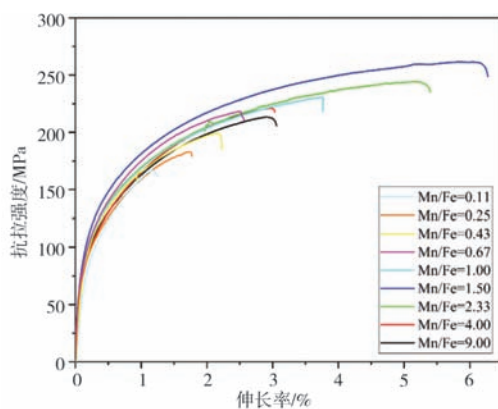


图8 Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn合金拉伸曲线

Fig. 8 Tensile curves of Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn alloys

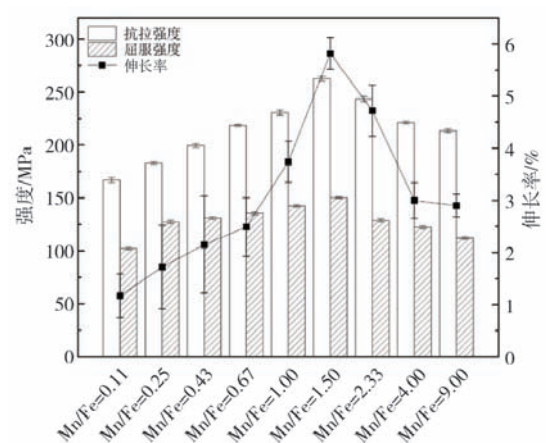


图9 Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn合金的力学性能

Fig. 9 Mechanical properties of Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn alloys

向极小断裂短棒状或颗粒状 α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si相转变; 在Mn/Fe =1.5时, 铁相中和变质效果最佳, 但当

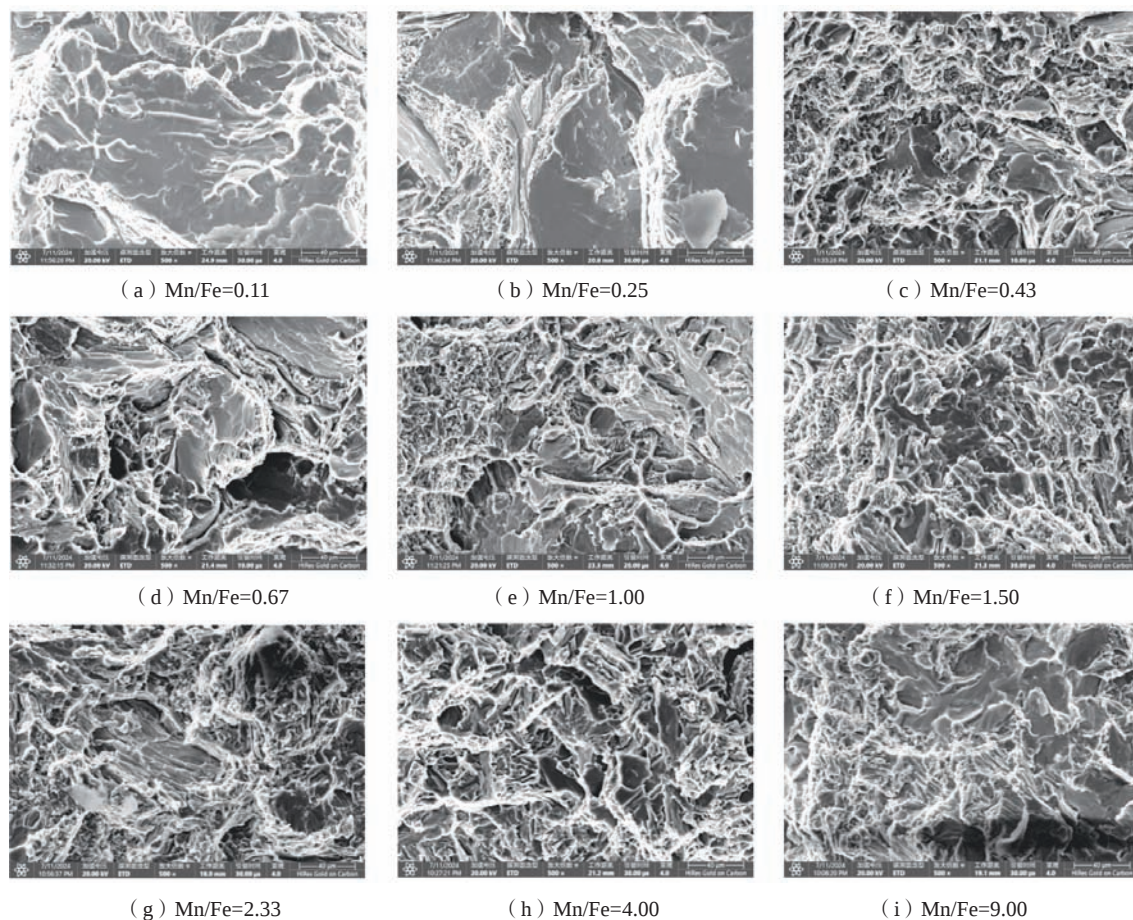


图10 Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn ($x+y=1$) 合金断口形貌
Fig. 10 Fracture morphologies of Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn ($x+y=1$) alloys

Mn/Fe超越1.5时富Fe相逐渐向粗大的汉字状的高含锰量 α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂相转变。

(3) Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr-xFe-yMn ($x+y=1$) 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率均呈现先上升后下降的趋势。当Mn/Fe为1.5即

(0.4Fe+0.6Mn)时, 抗拉强度、屈服强度和伸长率相较于Mn/Fe为0.11时提升了57.50%、46.64%和397.43%, 且均达到最大值, 其分别为262.65 MPa、150.31 MPa和5.82%。

参考文献:

- [1] TAUB, ALAN I KRAJEWSKI, PAUL E LUO, et al. The evolution of technology for materials processing over the last 50 years: the automotive example [J]. JOM, 2007, 59 (2): 48-57.
- [2] 段宏强, 韩志勇, 王斌. 汽车结构件用非热处理压铸铝合金研究进展 [J]. 汽车工艺与材料, 2022 (5): 1-6.
- [3] 常博文, 黄景福, 刘志中, 等. Mg对Al-Si-Mn-Mg免热处理合金显微组织与力学性能的影响 [J]. 铸造, 2023, 72 (5): 560-563.
- [4] 吴炳尧, 修毓平. 一体化压铸应谨慎徐图 [J]. 铸造工程, 2022, 46 (6): 1-5.
- [5] 张士佼. 高强压铸高硅铝合金的研究 [D]. 济南: 山东大学, 2008.
- [6] 汪黎. Fe对A356铸造铝合金性能的影响研究 [D]. 重庆: 重庆大学, 2015.
- [7] 熊守美, 佟国栋, 焦祥祎, 等. 铸态高韧压铸铝硅合金及其制备方法和应用: CN110079712B [P]. 2020-11-10.
- [8] 熊守美, 臧永奕, 刘文宁, 等. 高强韧压铸铝硅合金及其制备方法和应用: CN116024467A [P]. 2023-04-28.
- [9] 李永飞, 贾超航, 刘海峰, 等. 高强韧免热处理压铸铝硅合金及其制备方法: CN117144206A [P]. 2023-12-01.
- [10] 秦榕. 合金元素对含Fe亚共晶铝硅合金组织及性能的影响研究 [D]. 长春: 吉林大学, 2021.
- [11] 郭军辉, 叶艳平, 赵玉兵, 等. 一种铝合金结构件材料及其制备方法: CN111139381B [P]. 2021-06-08.

- [12] 彭立明, 袁灵洋, 杨磊, 等. 一种非热处理强化高强高韧压铸铝硅合金及其制备方法: CN114411020B [P]. 2022-10-14.
- [13] 程汉明, 张海泉, 谭会伍, 等. 免热处理高韧性AlSi合金及其制备方法: CN114438380B [P]. 2023-07-21.
- [14] 张鹏, 丁文江, 刘保良, 等. 非热处理自强化铝硅合金及其制备工艺: CN104831129A [P]. 2015-08-12.
- [15] 张兴孟, 陈孝督, 程天杰, 等. 免热处理压铸铝硅合金及其制备方法和应用: CN202310996342.2 [P]. 2023-08-08.
- [16] 吴新星, 程天杰, 张兴孟, 等. 一种免热处理压铸铝硅合金及其制备方法和应用: CN116287891B [P]. 2023-08-08.
- [17] 张俊超, 钟鼓, 付裕, 等. 免热处理的压铸合金及其制备方法和压铸件: CN202310603682.4 [P]. 2023-05-25.
- [18] 陈曦, 邢洪滨, 江克洪, 等. 一种新能源汽车用高强韧压铸铝硅合金及其制备方法: CN114438377B [P]. 2023-07-04.
- [19] 林毛古, 闫国庆, 曹畅, 等. 一种新能源汽车电池包用免热处理铝合金及其制备方法: CN202310518676.9 [P]. 2023-05-10.
- [20] 黄华, 朱宇, 闫锋, 等. 一种免热处理高强韧压铸铝硅合金及其制备方法与制品: CN202310223358.X [P]. 2023-03-09.
- [21] 王进, 黎柏康, 章晶林, 等. 一种高强韧免热处理铸造用铝合金及制备工艺: CN115161520B [P]. 2023-05-05.
- [22] 程帅, 杜燕军, 张跃波. 用于电池托盘的高压铸造铝合金: CN202310207759.6 [P]. 2023-03-07.
- [23] 吴新星, 杨栋, 白永昌. 一种免热处理压铸铝硅合金及其制备方法和应用: CN202310309116.2 [P]. 2022-10-31.
- [24] 贺艳阳, 许钢, 邹艳, 等. 免热处理高伸长率压铸HL-111铝合金的研究及应用 [J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42 (12) : 1569-1572.
- [25] 黄华, 但昭学, 朱宇, 等. 一体化压铸免热处理铝合金研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44 (8) : 1054-1061.
- [26] GOWRI S, SAMUEL F H. Effect of alloying elements on the solidification characteristics and microstructure of Al-Si-Cu-Mg-Fe 380 alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, 25: 437-448.
- [27] 陆从相, 杨彦, 周鹏飞. Mn/Fe对Al-Si-Mg-Fe合金组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2021, 70 (4) : 454-459.
- [28] TAYLOR J A. Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys [J]. Procedia Materials Science, 2012 (6) : 19-33.

Effect of Mn/Fe Ratio on Microstructure and Mechanical Properties of Non-Heat Treated Hypoeutectic Al-Si Alloy

JU Tao¹, LI Yuan-dong^{1,2}, LUO Xiao-mei¹, QIU Jin¹, LIU Wen-jing¹, ZHANG Xu-yuan¹

(1. State Key Lab of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, Gansu, China; 2. Key Lab of Nonferrous Metal Alloys and Processing, The Ministry of Education, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, Gansu, China)

Abstract:

Taking Al-9Si-0.25Cu-0.25Mg-0.04Sr alloy as the research object, the influence of Mn/Fe ratio (when the total amount of manganese and iron was 1%) on the microstructure and mechanical properties of the alloy was studied under the condition of metal mold casting, and the optimal Mn/Fe ratio relationship was sought. The results showed that: When Mn/Fe ratio increased from 0.11 to 9, the morphology of Fe-rich phase changed from long needle shape to fine short rod shape or granular shape, and then to coarse Chinese character shape. When Mn/Fe was 1.5 (0.4Fe+0.6Mn), the manganese had the best modification effect on the Fe-rich phase, namely, the mechanical properties were the best. The tensile strength, yield strength and elongation reached 262.65 MPa, 150.31 MPa and 5.82%, respectively, which increased by 57.50%, 46.64% and 397.43% when Mn/Fe was 0.11.

Key words:

Al-Si alloy; Mn/Fe ratio; metal mold casting; mechanical property