

Mn 元素对 Al-Si-Cu-Mg 合金富铁相形貌及力学性能的影响

李 萌, 相志磊, 李雷哲, 谷欣硕, 陈子勇

(北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100020)

摘要: 在Al9Si1Cu0.5Mg0.15Fe合金中添加不同含量的Mn元素, 研究Mn元素添加量对合金中富铁相形貌、尺寸及合金性能的影响; 同时从热力学角度探讨了添加不同含量Mn元素后合金中 α -Fe相的形成温度与富铁相形貌之间的关系。结果表明: 随着Mn元素含量的增加, 富铁相形貌的演变顺序为: 针状→汉字状、棒状→汉字状、粒状→树枝状、粒状→梅花状、树枝状。Mn的最佳添加量为0.4%, 此时合金中 α -Fe相的形成温度与 α (Al)基体的结晶温度相近, 富铁相以细小的汉字状均匀分布在合金中。经统计, 富铁相的平均尺寸随Mn含量的增加先减小再增大, Mn添加量为0.4%时, 富铁相的平均尺寸最小, 面积分数相较于未添加Mn时增加的较少; 合金中富铁相长径比为1的占比为40%, 且长径比分布较为集中; 合金塑性达到了7.99%, 相较于未添加Mn元素的合金提高了104.9%。

关键词: Al-Si-Cu-Mg合金; 富Fe相; 演变顺序; 显微组织; 力学性能

作者简介:

李萌(2001-), 女, 硕士, 主要研究方向为铝合金制备及加工技术。E-mail: lm15945337717@163.com

通信作者:

陈子勇, 男, 教授, 博士, 博士生导师。电话: 13520638022, E-mail: czy@bjut.edu.cn

中图分类号: TG145;
TG113

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)
04-0479-08

收稿日期:

2024-08-27 收到初稿,
2024-10-03 收到修订稿。

Al-Si-Cu-Mg系合金具有良好的铸造性能、热膨胀系数低、优异的耐腐蚀性和可回收利用等优点。被广泛应用于汽车、航空航天、通讯、电子电器等领域^[1]。在铝硅合金中Fe元素是最常见的杂质元素, 由于其在Al中的固溶度很低, 常以针状的 β -Fe相形态分布在晶界处, 对合金基体产生割裂作用, 严重降低了合金力学性能^[2-4]。为了消除铝合金中针状富铁相的有害影响, 常用的解决措施有两种: 一种是添加合金元素充当变质剂或者和铁元素形成新的化合物, 改善富铁相的形态和尺寸, 如Ce、Mn、Cr、B、Zn、Co、Zr等^[5-8]; 另一种是改变熔铸工艺, 通过改变熔体的冷却速度和铸造条件, 改变富铁相的形貌及尺寸, 如采用快速凝固、挤压铸造等工艺^[9-10]。由于改变熔铸工艺这种方法需要考虑到工艺的可操作性、材料成本和适用范围等因素, 因此在实际应用中具有一定的局限性。而关于添加合金元素这种研究方法开展得比较早, 在实际生产中大多数都采用这种方法改善富铁相形貌。

在过去的研究中, 许多学者已证实添加Mn元素是一种有效的方法, 可以改善富铁相的形貌^[11-12]。其主要原因是因为Mn可以抑制 β -Fe相的生长取向, 促进 β -Fe相向 α -Fe相转变。德国学者Bösch等研究发现, 在AlSi10Mg-0.55%Fe中加入一定量的Mn, 使合金性能得到了明显的提升, 相比于不添加Mn的合金伸长率提高了约50%^[13]。HWang等研究发现, Al-Si-Cu合金中Mn/Fe=1.2可以将针状富铁相完全转变为汉字或多面体形态, Mn的过量添加会导致富铁相体积分数的显著增加, 从而使力学性能恶化^[14]。与此同时国内外研究学者也发现, Mn的添加量对合金中富铁相形态具有重要作用^[15-16]。当Mn含量添加不足时, 针状的 β -Fe相转变不彻底; 当Mn含量添加过多时, 会生成粗大的初生铁相, 同时也会导致富铁相的体积分数大幅度上升, 有时也会生成AlMn二元相, 严重降低合金塑性^[17-18]。然而, 目前针对Al-Si-Cu-Mg合金中Mn含量对合金中富铁相形貌及演变顺序的研究相对较少。因此, 选择Mn作为中和元素, 研究Mn的添加量对Al-Si-Cu-Mg合金中富铁相形貌、尺寸、面积分数及合金力学性能的影响规律, 并从热力学角度探讨Al-Si-Cu-Mg合金中富铁相形貌的演变机

理, 最终确定合金中Mn的最佳添加量。

1 试验材料与方法

试验以高纯铝(纯度 $\geq 99.9\%$)、Al-20%Si中间合金、Al-50%Cu中间合金、Al-2%Fe中间合金、Al-10%Mn中间合金、工业纯Mg(纯度 $\geq 99.7\%$)、Al-10%Sr中间合金为原料进行配制, 合金成分如表1所示。采用井式坩埚炉对合金进行熔炼, 先将预热后的纯铝和中间合金放入井式坩埚炉中, 升温至750℃, 待合金完全熔化, 加入六氯乙烷精炼剂进行精炼, 保温10~20 min, 撇去表面浮渣, 再加入变质剂Sr, 在750℃保温15 min, 最后加入Mg, 待其熔化后进行浇注。

表1 合金的实际成分
Tab. 1 The actual composition of the alloy $w_B/\%$

合金编号	Si	Fe	Mn	Mg	Cu	Al
1	8.68	0.26	0.01	0.44	1.02	余量
2	8.72	0.22	0.23	0.47	0.99	余量
3	8.70	0.24	0.40	0.46	0.98	余量
4	8.75	0.25	0.62	0.46	1.10	余量
5	8.65	0.22	0.77	0.47	0.99	余量

截取浇注试样制备金相样, 经粗磨、细磨、抛光, 用10%NaOH水溶液腐蚀4~7 h, 采用QUANTA200扫描电镜(SEM)分析富铁相的三维形貌; 并利用其上配备的能谱仪(EDS)对材料进行成分分析。采用D/MAX-3C旋转阳极X射线衍射仪分析了合金的物相组成。试验条件设定为: 室温, 加速电压40 kV, 电流30 mA, 步长0.3 s/步。在Instron-5569电子万能材料试验机上进行一系列拉伸测试, 拉伸速率为2 mm/min, 测定材料的抗拉强度、屈服强度以及伸长率, 拉伸试样尺寸如图1所示。采用Image Pro-plus软件计算富铁相的长径比、平均直径和面积分数。

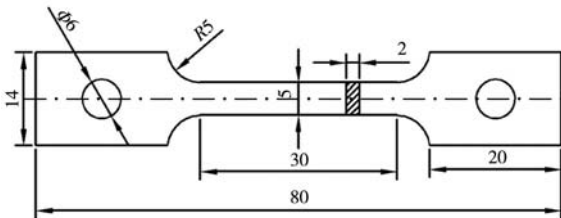


图1 拉伸试样尺寸示意图
Fig. 1 Drawing sample size diagram

2 试验结果与分析

2.1 XRD 测定

图2是不同Mn含量合金的X射线衍射图谱。合

金中主要相为基体 α -Al、共晶Si、 θ -Al₂Cu相、Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相、Mg₂Si相、针状 β -Fe相及汉字状的 α -Fe相。其中 β -Fe相的衍射峰并不明显, 这是由于铸锭中铁含量较低所致。

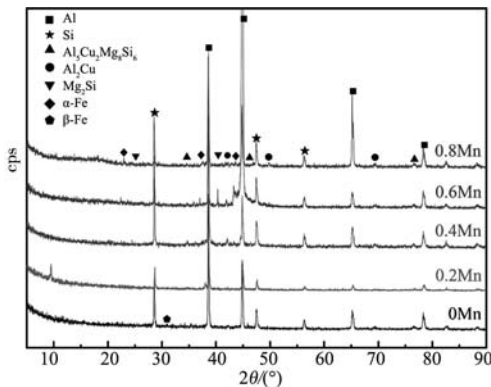


图2 不同Mn含量合金的X射线衍射图
Fig. 2 X-ray patterns of alloys with different Mn contents

2.2 富铁相组织与形貌

图3是不同Mn含量的合金组织的低倍BSE组织图像。观察图3中的组织可以发现, 随着Mn含量的增加, α -Al枝晶长度和二次枝晶臂间距呈先变细再变粗的趋势。当Mn含量达到0.4%时, 如图3(c)所示, α -Al基体中的针状 β -Fe相基本消失, 合金组织中的Fe相都以汉字状或鱼骨状的 α -Fe相形式存在。随着Mn含量的进一步增加, 组织中出现大量树枝状或颗粒状的相, 当Mn含量达到0.8%时, 如图3(e)所示, 组织中主要出现了针状和梅花状两种形态的相。

图4是不同Mn含量下合金局部组织BSE图像及EDS分析。图4(a)是未添加Mn元素的合金, 晶界处析出很多针状相, 如图4(f)所示, EDS分析结果表明, 这些针状相主要是Fe元素的富集, 根据原子比例可以确定该针状相就是 β -AlFeSi相。如图4(b)所示, 当Mn含量添加到0.2%时, 富铁相以尺寸较大的汉字状和较粗的棒状为主, 并存在少量的针状、粒状富铁相。汉字状和粒状富铁相均分布在 α (Al)晶内, 少量针状及棒状富铁相沿晶界分布, 与共晶相伴生存在。针状富铁相的数量与未添加Mn元素的合金相比相对较少, 然而针状富铁相分布并未有明显变化。其主要因为Mn含量添加不足, 只能将一部分的针状相转变为汉字状, 无法完全消除针状富铁相。如图4(c)所示, 当Mn含量添加到0.4%时, 富铁相形态完全转变成断续分布的粒状以及细小的汉字状。粒状富铁相弥散分布在 α (Al)晶内, 汉字状富铁相主要分布在晶界处。根据能谱分析, 可以发现Fe和Mn元素在富铁相区域富集, 说明Mn元素的加入改善了富铁相的形貌, 将 β -AlFeSi

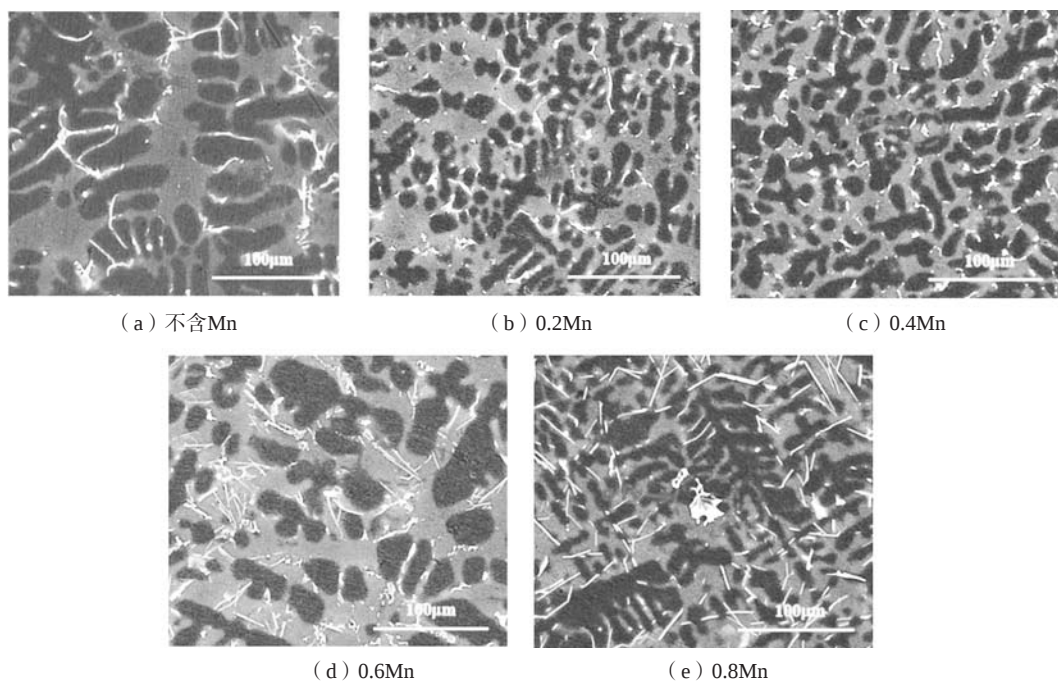
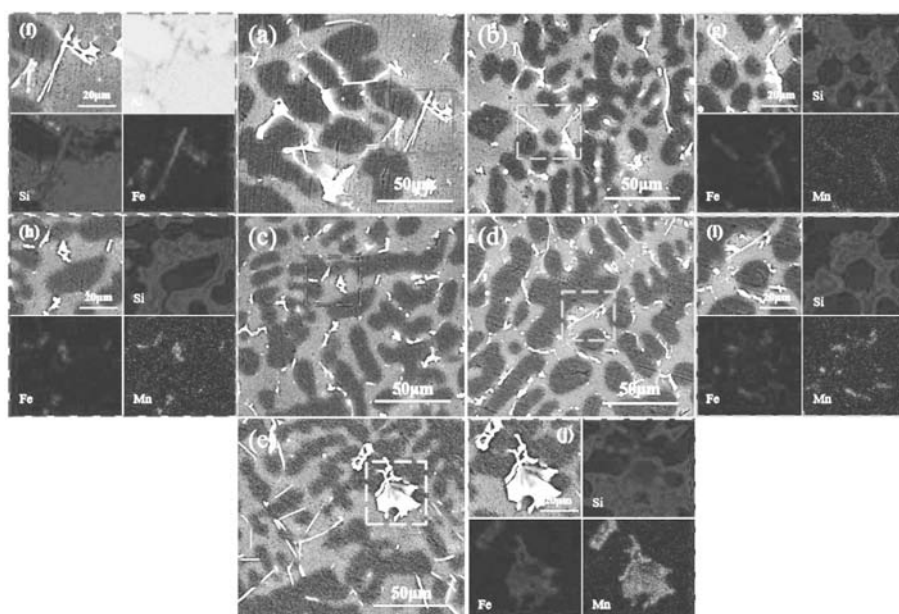


图3 不同Mn含量合金低倍BSE组织图像

Fig. 3 Low-magnification BSE tissue images of alloys with different Mn contents

相转变成了 α -AlSiFeMn相。其主要机理是因为Mn和Fe的原子半径接近，易与Fe形成置换固溶体的元素，Mn的加入可以替换 β -AlFeSi相中部分Fe原子，形成熔点较高 α -AlSiFeMn相，实现 β -Fe相向 α -Fe相的转变^[19]。如图4(d)所示，当Mn含量添加到0.6%时，合

金组织中出现了大量的树枝状富铁相和棒状富铁相，并存在少量粒状、汉字状富铁相。树枝状富铁相长度最长达到70 μm 左右，分布在 α (Al)晶内，棒状及汉字状富铁相分布在晶界处，与共晶相交织。如图4(e)所示，当Mn含量添加到0.8%时，合金组织中除



(a) 无Mn; (b) 0.2Mn; (c) 0.4Mn; (d) 0.6Mn; (e) 0.8Mn; (f) 图(a)局部放大图及EDS分析;
 (g) 图(b)局部放大图及EDS分析; (h) 图(c)局部放大图及EDS分析 (d) 0.6Mn;
 (i) 图(d)局部放大图及EDS分析; (j) 图(e)局部放大图及EDS分析

图4 不同Mn含量合金局部BSE图像及EDS图像

Fig. 4 Local BSE images and EDS images of alloys with different Mn contents

了先前存在的树枝状富铁相和粒状富铁相，还出现了少量粗大的呈梅花状的初生铁相，尺寸达到40 μm 以上，树枝状富铁相杂乱分布在晶界处，少量分布在 $\alpha(\text{Al})$ 晶内，初生铁相周围出现铁相较少的贫铁区。这是由于Fe元素发生成分偏析，富铁相周围的Fe元素由于Fe浓度差异扩散到附近的富铁相质点，形成贫铁区，在其他学者的研究中也有类似现象的报道^[20]。通过以上分析可以发现，合金中富铁相的尺寸随着Mn含量的增加先减小再增加，当Mn添加量为0.4%时，富铁相尺寸最为细小；合金中的富铁相的形貌随着Mn含量的升高演变顺序为：针状→汉字状、棒状→汉字状、粒状→树枝状、粒状→梅花状、树枝状。

2.3 富铁相的化学成分及凝固路径

为了观察富铁相的三维形貌，对不同Mn含量的合金进行了深蚀刻，如图5所示。图5(a)为未添加Mn时，合金中的富铁相大都以针状相的形式存在，表面

光滑，穿插在 $\alpha(\text{Al})$ 基体和共晶硅之间生长。当添加0.2%Mn时，如图5(b)所示，合金中的富铁相逐渐生长成尺寸较大的汉字状，尺寸在20 μm 左右。当添加0.4%Mn时，如图5(c)所示，合金中的富铁相大部分生长成细小的汉字状，此时的富铁相的形貌尺寸达到了比较理想的状态。与添加0.2%Mn的合金相比，此时富铁相形状更加规整尺寸更小，尺寸在3 μm 左右。当Mn含量增加到0.6%时，如图5(d)所示，合金中出现了长片状的富铁相。随着Mn含量的进一步增加，如图5(e)所示，合金中出现了不规则的多面体结构的富铁相，尺寸最大可达50 μm 左右，这种富铁相在二维视图中通常被叫做梅花状富铁相。

表2所列图5中各点的EDS能谱分析结果。由表2可知，图5(a)中的针状富铁相就是 $\beta\text{-AlFeSi}$ ，图5(b)至图5(e)中的富铁相为四元 $\alpha\text{-AlSiFeMn}$ 相。这是由于Mn元素的加入，Mn与 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相中的Fe元素发生置换反应，形成熔点较高的 $\alpha\text{-AlSiFeMn}$ 四元相。

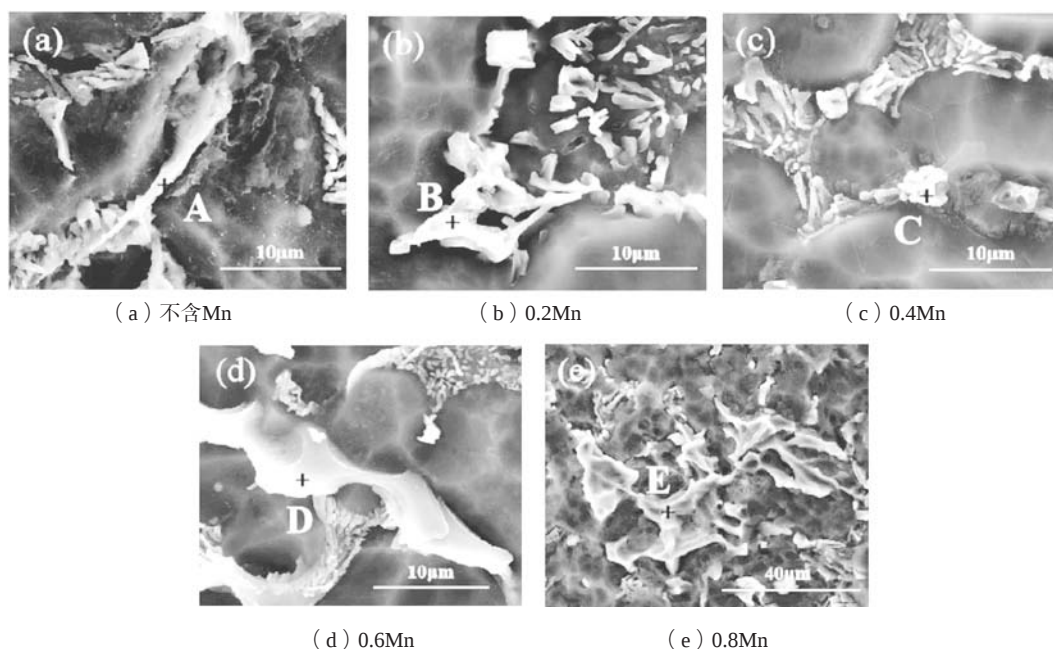


图5 不同Mn含量时合金中富铁相的三维形貌

Fig. 5 Three-dimensional morphologies of Fe-rich phases in alloys with different Mn contents

表4 不同铸造冷却速率下K4208合金的拉伸性能
Tab. 4 Tensile properties of K4208 alloy under different casting cooling rate

点	形貌	原子分数/%						相种类
		Al	Si	Fe	Mn	Cu	Mg	
A	针状	60.8	31.7	6.6	0.1	0.7	0.1	$\beta\text{-Fe}$
B	汉字状	71.0	14.7	6.6	4.6	2.3	0.8	$\alpha\text{-Fe}$
C	汉字状	72.2	14.7	5.7	5.6	1.7	0.1	$\alpha\text{-Fe}$
D	片状	56.4	33.4	3.5	6.2	0.3	0.2	$\alpha\text{-Fe}$
E	星状	69.5	14.1	4.4	11.5	0.5	0.0	$\alpha\text{-Fe}$

可以发现虽然图5(b)至图5(e)中的富铁相都是四元 α -AlSiFeMn相,但是富铁相的形貌却不同。为了进一步分析导致这种现象的原因,同时更加深入的分析富铁相形貌的演变规律。采用Pandat相图计算软件分别计算了不同Mn含量合金的金属间化合物的析出温度,结果如图6所示。从图6可以发现,随着Mn含量的增加, α -Fe相的析出温度逐渐升高, β -Fe相和 $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ 相逐渐消失。当Mn含量较低($<0.4\%$)时,由于Mn含量不足,有一部分 β -Fe无法转变成 α -Fe,依旧呈针状,另一部分转变为 α -AlSiFeMn,但生成的汉字状富铁相尺寸较大。当Mn含量添加到0.4%时,如图6(c)所示,四元 α -AlSiFeMn相的形成温度升高,达到了607 $^{\circ}\text{C}$,与 α (Al)基体的结晶温度(597 $^{\circ}\text{C}$)非常接近,在结晶过程中竞相生长,富铁相的生长空

间受到了与 α (Al)基体相互生长的限制,无法自由生长,从而生长成尺寸较小的汉字状和粒状。随着Mn含量进一步增加到0.6%时,如图6(d)所示, α -Fe的析出温度逐渐高于 α (Al)基体的结晶温度,Mn取代富铁相中Fe元素的比例增大,此时形成的高Mn的富铁相有足够的生长空间,可以自由生长,形成粗大的片状的初生铁相,并随着Mn含量的增加富铁相的数量也增多。当Mn含量增加到0.8%时,如图6(e)所示, α -Fe的析出温度达到了633 $^{\circ}\text{C}$,比 α (Al)基体的结晶温度高了36 $^{\circ}\text{C}$ 。此时的初生铁相有足够的生长时间、空间和自由能促使其向多边形、梅花状富铁相转变。以上对不同Mn含量合金凝固路径的分析,也符合前文组织分析中富铁相形貌随Mn含量升高的演变顺序,即针状 $\rightarrow$ 汉字状 $\rightarrow$ 汉字状、粒状 $\rightarrow$ 树枝状 $\rightarrow$ 梅花状。

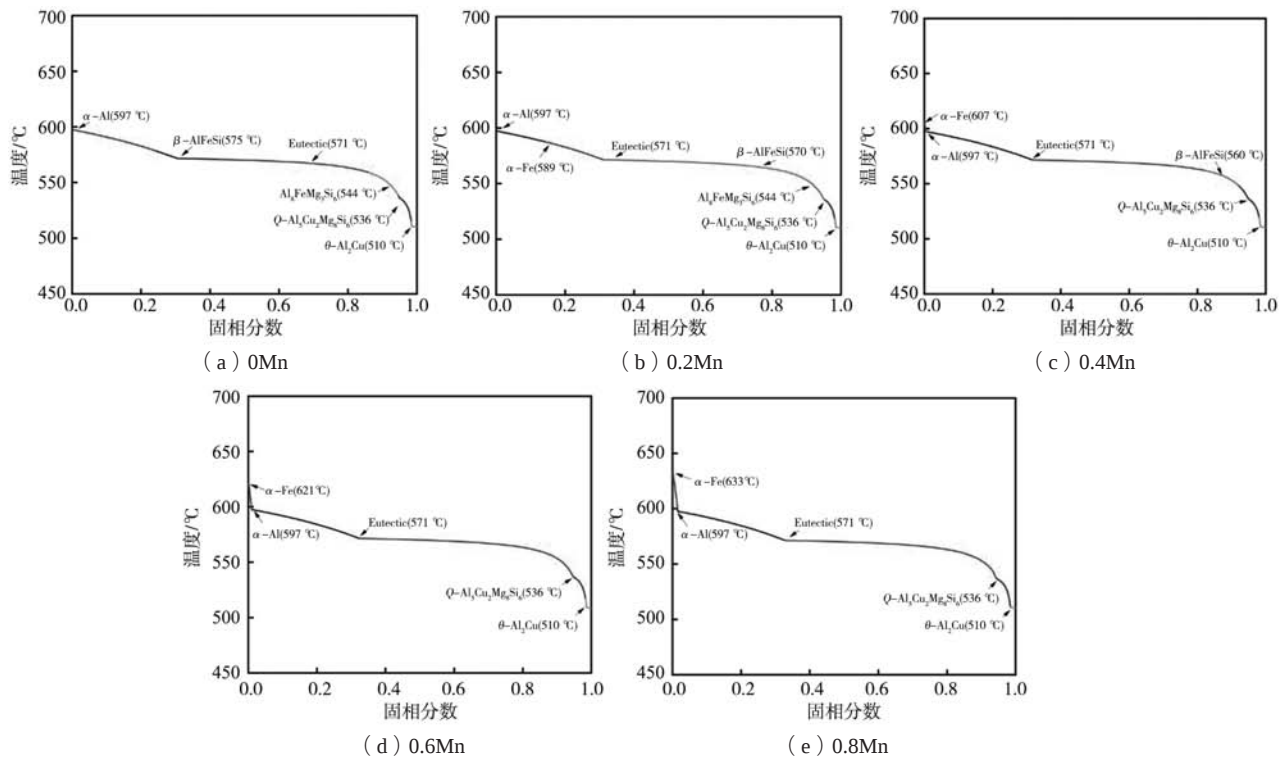


图6 不同Mn含量合金的凝固路径

Fig. 6 Solidification paths of alloys with different Mn contents

2.4 富铁相的面积分数及尺寸分布

图7为不同Mn含量合金中富铁相的长径比统计图。图中横坐标为富铁相的长径比,纵坐标为所统计的富铁相的长径比在该区间出现的频率。每种合金各统计了100个富铁相得出图7。从柱状图中可以看出,未添加Mn元素时,如图7(a)所示,富铁相的长径比分布频率较为分散,拟合曲线最高峰在长径比为13左右。反映出合金中的富铁相形状差异比较大,并且圆整度较差。在Mn元素添加量为0.4%时,如图7(c)所示,富铁相长径比为1的占比为40%左右,拟合曲线最

高峰出现在长径比为1.5左右,并且比例比较集中。也就表明当Mn元素添加量为0.4%时,合金中的富铁相形貌圆整度最高,并且形貌差异较小。随着Mn元素添加量的增加,如图7(d)和图7(e)所示,富铁相长径比拟合曲线最高峰向右移。从柱状图观察,富铁相长径比的区间增大,频率分布较为分散。也反映出当Mn含量较高($\geq 0.6\%$)时,合金中富铁相形状差异较大,并且圆整度较差。

图8为不同Mn含量合金中富铁相的面积分数和平均直径。随着Mn含量的增加,富铁相的面积分数呈上

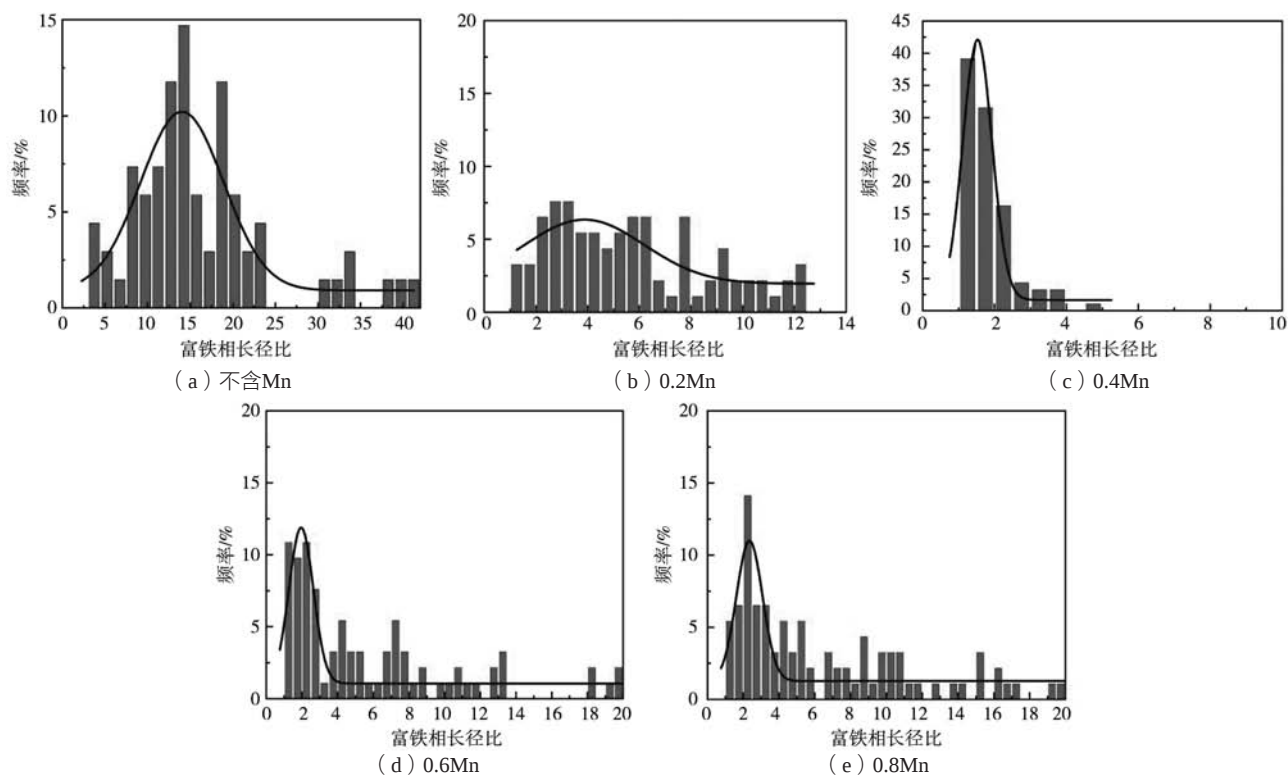


图7 不同Mn含量合金中富铁相的长径比

Fig. 7 Length-diameter ratios of Fe-rich phase in alloys with different Mn contents

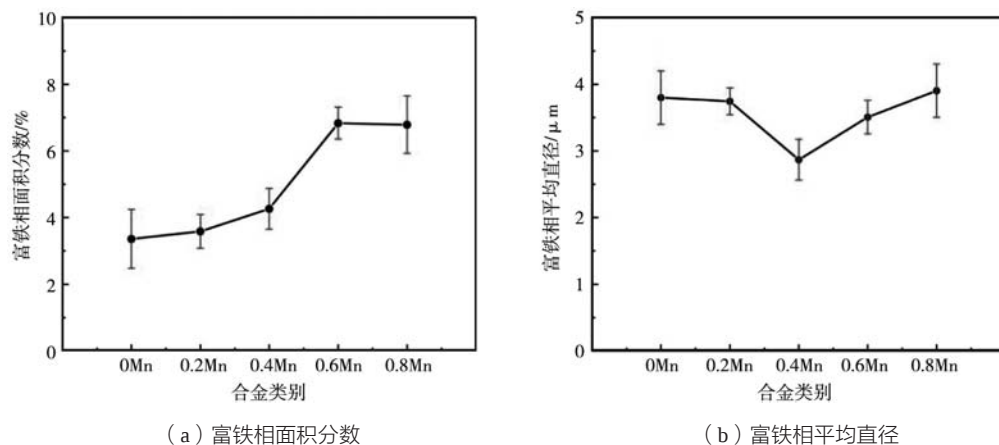


图8 不同Mn含量合金中富铁相的面积分数和平均直径

Fig. 8 Area fraction and mean diameter of Fe-rich phase in alloys with different Mn content

升趋势, 平均直径呈先下降再上升趋势。当Mn含量为0.4%时, 富铁相的面积分数为4%, 平均直径为2.8 μm 。此时富铁相的平均直径达到最小值, 面积分数相较于未添加Mn元素的合金增加的较少。当Mn元素添加量达到0.8%时, 富铁相的面积分数和平均直径分别增加到6.3%和3.8 μm 。

2.5 Mn含量对合金力学性能的影响

图9为五组合金的室温应力应变曲线和力学性能统计。从图9可以发现, 随着Mn含量的增加, 合金的

抗拉强度和屈服强度变化不明显, 伸长率呈先上升后下降的趋势。当合金中未添加Mn元素时, 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为307 MPa、208 MPa和3.90%。当Mn添加量为0.4%时, 合金综合力学性能最好, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到330 MPa、204 MPa和7.99%。与未添加Mn的合金相比, 抗拉强度和伸长率分别提高了7.5%和104.9%, 屈服强度基本不变。继续增加Mn含量, 合金的抗拉强度和屈服强度略有下降, 伸长率急剧下降。由前文分析可知, 未添加Mn的合金, 组织中存在尺寸较大的针状的 β -Fe相割

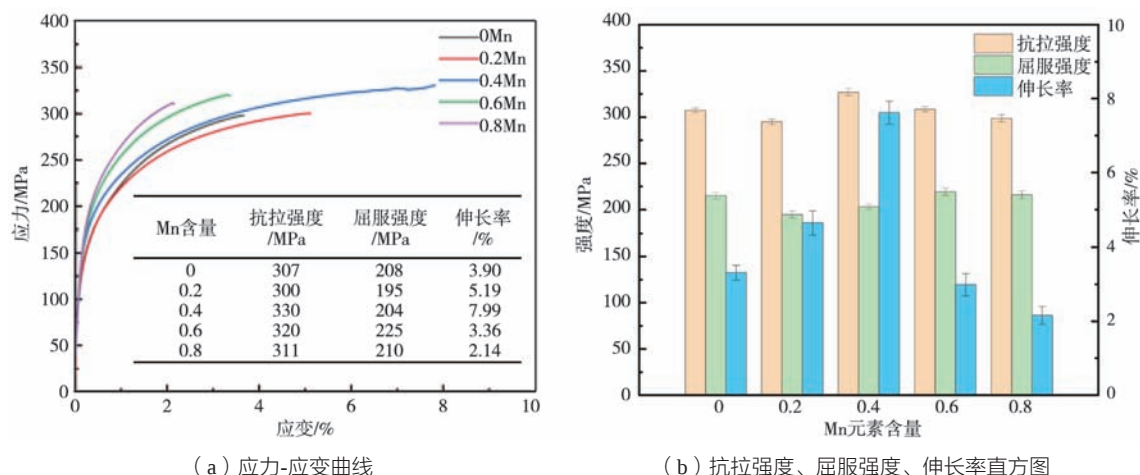


图9 合金力学性能

Fig. 9 Mechanical properties of alloys

裂基体，导致合金的伸长率较低，塑性较差。当Mn添加量为0.4%时，组织中针状的 β -Fe相基本消失，铁元素以汉字状或粒状的 α -Fe相弥散分布于基体中，同时富铁相的尺寸也达到最小，减小了富铁相对基体的割裂作用，使合金塑性得到明显的改善。当Mn含量大于0.4%时，合金中的富铁相逐渐生长成了树枝状和梅花状，合金中富铁相的面积分数也急剧增加，平均直径达到3.8 μm ，此时合金中的富铁相对基体产生严重的割裂作用，使合金的伸长率急剧下降。

3 结论

(1) Mn元素对改善合金中富铁相的形貌具有重要的作用，当Mn元素添加量为0.4%时，合金中的针状富铁相基本消失，Fe元素都以汉字状或粒状的 α -Fe形式析出，尺寸在3 μm 左右。随着Mn含量的增加，富铁相形貌演变顺序为：针状→汉字状、棒状→汉字状、

粒状→树枝状、粒状→梅花状和树枝状。

(2) 随着Mn含量的增加，富铁相的面积分数呈逐步上升的趋势，平均直径呈先减小后增加的趋势，长径比接近1的比例先增多再减少。当Mn含量为0.4%时，富铁相的平均直径最小，为2.8 μm ，面积分数相较于基体合金增加了1%，富铁相长径比为1的占比为40%，且长径比分布较为集中。

(3) Mn的添加可以提高 α -Fe的凝固析出温度，当Mn含量为0.4%时， α -Fe和 α (Al) 基体的凝固析出温度接近，有利于尺寸较小的汉字状富铁相的形成。随着Mn含量进一步增加， α -Fe析出温度高于 α (Al) 基体的结晶温度，会导致多边形富铁相的形成。

(4) Mn的添加对合金伸长率的提升效果显著，对合金抗拉强度、屈服强度的影响较小。当Mn含量为0.4%时，合金的伸长率为7.99%，比基体合金提高了104.9%。

参考文献:

- [1] 熊俊杰, 冯志军, 李宇飞, 等. 高性能Al-Si-Cu-Mg铸造合金成分和热处理工艺设计 [J]. 铸造, 2023, 72 (6): 680-687.
- [2] SONG DF, ZHAO YL, JIA YW, et al. 3D characteristics and growth behavior of Fe-rich phases in Al-Si-Fe-Mn alloys during melt holding [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2024, 34 (6): 1745-1758.
- [3] 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.
- [4] 闫俊, 程汉明, 石帅, 等. 压铸ADC12铝合金手机中框热裂分析及解决措施 [J]. 铸造, 2021, 70 (9): 1088-1092.
- [5] KARPEA B, KOSECA B, NAGODEA A, et al. The influence of Si and V on the kinetics of phase transformation and microstructure of rapidly solidified Al-Fe-Zr alloys [J]. Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy, 2013, 49 (1B): 83-89.
- [6] NEIKOV OD, MIL'MAN YV, SIRKO AI, et al. Al-Fe-Ce alloy based on water-atomized powders for high-temperature applications [J]. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2007, 46 (9/10): 429-435.
- [7] 李林鑫, 文申柳. 添加铜和锰对高铁含量铝硅合金显微组织和力学性能的影响 [J]. 有色金属工程, 2015, 5 (3): 23-26.
- [8] WANG J. Research progress on multi-component alloying and heat treatment of high strength and toughness Al-Si-Cu-Mg cast aluminum alloys [J]. Materials, 2023, 16 (3): 1065.
- [9] BIROL Yucel. Forming of AlSi8Cu3Fe alloy in the semi-solid state [J]. Journal of Alloy & Compounds, 2009, 470 (1/2): 183-187.
- [10] KIM JM, YUN HS, PARK JS, et al. Microstructure and hot cracking susceptibility of high conductivity Al-Fe-Si alloys [J]. International

- Journal of Cast Metals Research, 2014, 27 (3) : 141–146.
- [11] ZHANG LF, GAO JW. Removal of iron from aluminum: a review [J]. Mineral Processing & Extractive Metallurgy Review, 2012, 33 (2) : 99–157.
- [12] CAI Q, LORDAN E, WANG SH, et al. Die-cast multicomponent near-eutectic and hypoeutectic Al-Si-Ni-Fe-Mn alloys: microstructures and mechanical properties [J]. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure And Processing, 2023, 872: 144977.
- [13] DOMINIK, BÖSCH, STEFAN, et al. Secondary Al-Si-Mg High-pressure die casting alloys with enhanced ductility [J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2015, 46A (3) : 1035–1045.
- [14] HWANG J Y, DOTY H W, KAUFMAN M J. The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu casting alloys [J]. Materials Science & Engineering A, 2008, 488 (1/2) : 496–504.
- [15] HE H, ZOU J, ZHANG H T, et al. Effect of Mn and Mo on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg-0.6Fe alloy [J]. China Foundry, 2023, 20 (6) : 511–518.
- [16] ABDELAZIZ M H, ELGALLAD E, SAMUEL A M, et al. High-temperature tensile fractography of Zr-, Ni-, and Mn-containing Al-Si-Cu-Mg cast alloys [J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2020, 2020 (4) : 1–11.
- [17] 王耀武, 冯乃祥, 孙挺, 等. 自然沉降法去除铝硅合金中铁相的机制探讨 [J]. 稀有金属, 2010, 34 (1) : 28–33.
- [18] HE H, ZOU J, ZHANG H T, et al. Effect of Mn and Mo on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg-0.6Fe alloy [J]. China Foundry, 2023, 20 (6) : 511–518.
- [19] 宋东福, 王顺成, 周楠, 等. Al-Si合金中富铁相形态及其影响因素研究进展 [J]. 材料工程, 2016, 44 (5) : 120–128.
- [20] ZHANG Y, ZHENG H, LIU Y, et al. Enhanced nucleation of primary silicon in Al–20Si (wt%) alloy inoculated with Al-10Si-2Fe master alloy [J]. Materials Letters, 2014, 123: 224–228.

Effect of Mn Element on the Morphology of Fe-Rich Phase and Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg Alloy

LI Meng, XIANG Zhi-lei, LI Lei-zhe, GU Xin-shuo, CHEN Zi-yong

(School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100020, China)

Abstract:

The effect of Mn content on the morphology, size of Fe-rich phases and alloy properties through adding the Mn element with different content in Al9Si1Cu0.5Mg0.15Fe alloy was investigated. At the same time, the relationship between the formation temperature of α -Fe phase and the morphology of Fe-rich phase in the alloys after adding Mn element with different content was also discussed from the thermodynamics of view. The results show that with the increase of Mn content, the morphology of Fe-rich phase evolves in the following order: needle shape $\rightarrow$ Chinese character shape, rod shape $\rightarrow$ Chinese character shape, granular shape $\rightarrow$ dendritic shape, granular shape $\rightarrow$ plum blossom shape, dendritic shape. The optimal addition amount of Mn is 0.4%, and the formation temperature of α -Fe phase in the alloy is similar to the crystallization temperature of α (Al) matrix, and the Fe-rich phase is evenly distributed in the alloy in a fine Chinese character. According to statistics, the average size of Fe-rich phase first decreases and then increases with the increase of Mn content. When the addition of Mn is 0.4%, the average size of Fe-rich phase is the smallest, and the area fraction increases less than that without Mn addition. In the alloy, the proportion of the Fe-rich phase with length-diameter ratio 1 is 40%, and the distribution of length-diameter ratio is comparatively concentrated. The ductility of the alloy reaches 7.99%, being 104.9% higher than that of the alloy without Mn element.

Key words:

Al-Si-Cu-Mg alloy; Fe-rich phase; evolving sequence; microstructure; mechanical property
