

Mn/Fe 比对 Al-Mg-Si 合金组织和性能的影响

刘雅婷¹, 李元东^{1, 2}, 刘文憬¹, 王梓臣¹, 罗晓梅¹, 毕广利^{1, 2}

(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-Mg-Si合金为研究对象, 采用金属型铸造研究Mn/Fe比对其组织和性能的影响。结果表明: Al-Mg-Si铸态合金组织中枝晶间存在 α -Al基体和大量析出相, 主要以 Mg_2Si 相为主, 还存在少量的共晶Si相、AlFeSi相和Al(FeMn)Si相。随Mn/Fe比的增大, 合金中的晶粒逐渐变得细小圆整, 且由树枝晶向等轴晶发生转变。Mn可以促进铝合金中针状的 β -AlFeSi相向骨骼状、颗粒状或块状的 α -Al(FeMn)Si相的转变。当Mn/Fe比为0.5时, 合金的热导率达到最大值 $181.08 W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ 。当Mn/Fe比为1.0时, 合金的晶粒尺寸最小且具有最佳的力学性能, 抗拉强度、伸长率和硬度相较于Mn/Fe为0.2时分别提升17.45%、49.57%和27.48%, 达到167.35 MPa、17.23%、HV 62.86。

关键词: Al-Mg-Si合金; Mn/Fe比; 金属型铸造; 力学性能; 热导率

作者简介:

刘雅婷(1999-), 女, 硕士生, 研究方向为高性能导热铝合金。电话: 17393121845, E-mail: 2820444679@qq.com

通讯作者:

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

中图分类号: TG113;

TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)

05-0587-09

基金项目:

甘肃省自然科学基金(22JR5RA251)。

收稿日期:

2023-08-17 收到初稿,

2024-01-13 收到修订稿。

Al-Mg-Si合金属于一种可热处理强化类的变形铝合金, 密度小、中等强度, 具有优良的塑性成形性、切削加工性、耐腐蚀性能及焊接性能等特点, 广泛应用于航空航天、交通运输、电缆线材、车身覆盖件及建筑装饰型材等领域^[1-5]。Al-Mg-Si系合金的热导率和塑韧性与其他系铝合金相比更加优越, 但美中不足的是铸造性能较差。因此采用一些特种铸造方式对变形铝合金进行铸造得到的铸件, 可能将获得更加良好的综合性能^[6]。其中应用最广泛的变形铝合金是6063铝合金, 常用于一些具有中等强度要求的结构类零件或简单形状的各类散热器片材上^[7]。6063铝合金在T6状态下抗拉强度达到240 MPa, 伸长率达到12%, 热导率达到 $209 W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$, 由此可以看出6063铝合金的强度较低, 塑韧性和热导率较高^[8]。

杂质元素Fe在Al-Mg-Si合金中易与其他元素形成难溶的金属间化合物, 这种粗大的金属间化合物对合金基体的割裂作用强, 所以在铸造成形过程中会产生不利影响^[9-10]。主要是因为富Fe相大多数处于应力集中开裂区, 凝固时它严重阻碍熔融金属液在枝晶间的流动补缩, 从而会增加铸件缩松、缩孔等铸造缺陷和脆性^[11]。如今, 去除Fe元素的研究方法并不是很成熟。Mn元素在铝合金中可以替代针状 β -AlFeSi相中的一部分铁元素, 从而使粗大针状的 β -AlFeSi相转变为骨骼状、颗粒状的 α -Al(FeMn)Si相, 最终可以细化晶粒提高铝合金的综合性能^[12-15]。Mn、Cr元素的添加量不同会使含Fe中间化合物的形态、尺寸发生各种各样的变化^[16]。想要完全替代Fe需要加入Mn的含量现如今并未确定, 有相关文献指出Mn/Fe=1.2 (Fe \geq 0.2%) 其性能最佳^[17], 如果Fe含量均低于0.2%, 加入多少Mn或其他元素才能更有效地提高性能, Mn过量会对铝合金产生什么样的不利影响, 这些问题目前很少有学者对其进行系统的研究分析。

Al-Mg-Si合金中的主要强化相为 Mg_2Si , 当Mg/Si \geq 1.73时, 熔融铝液中的Si的扩散速度快于Mg, 晶界处会聚集大量Si, 形成的 Mg_2Si 相极少^[18]。当Mg/Si<1.73时, 合金中会形成大量的 Mg_2Si 强化相剩余的Si则会使合金的流动性和充型能力提高^[7]。因

此课题打算以Al-Mg-Si合金为研究对象,其中Mg/Si为1.48,采用金属型铸造的方式制备6063铝合金试样。研究Mn含量对富Fe相的析出形貌以及不同Mn/Fe比对合金的显微组织、力学性能和导热性能的影响。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验原材料采用商用6063铝合金,其成分见表1。

表1 商用6063铝合金的化学成分
Table 1 Chemical composition of commercial 6063 aluminum alloy $w_B/\%$

Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Zn	Al
0.615	0.417	0.026	0.14	0.016	0.012	余量

采用金属型铸造制备的Al-Mg-Si合金成分及Mn、Fe质量比见表2。金属型铸造示意图如图1所示。

表2 金属型铸造Al-Mg-Si合金的化学成分及Mn/Fe比
Table 2 Chemical composition of Al-Mg-Si alloys prepared by permanent mold casting and Mn/Fe ratio

编号	Mg	Si	Cu	Zn	Al	Mn	Fe	Mn/Fe比
1	0.615	0.417	0.016	0.012	余量	0.026	0.14	0.2
2	0.615	0.417	0.016	0.012	余量	0.07	0.14	0.5
3	0.615	0.417	0.016	0.012	余量	0.14	0.14	1.0
4	0.615	0.417	0.016	0.012	余量	0.21	0.14	1.5
5	0.615	0.417	0.016	0.012	余量	0.28	0.14	2.0

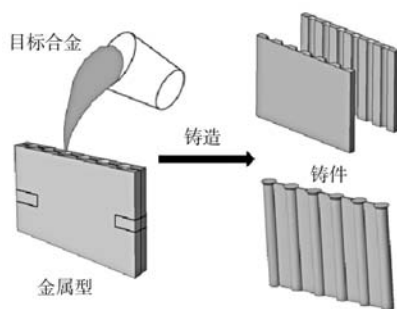


图1 金属型铸造示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the permanent mould casting

1.2 合金熔炼及金属型铸造

熔炼前需要清理石墨坩埚,除去其中的氧化物及各种杂质;清理金属模具;清理干净试验所需的钟罩、扒渣勺、搅拌棒表面的铁锈及污垢,并在这些试验用具的表面刷上一层氧化锌涂料防止过多的Fe元素掺杂进熔体中。熔炼时,首先将切割好的6063铝方管放入石墨坩埚在井式坩埚电阻炉(SR-JX-4-12)中加热,升温至760℃熔化炉料。待铝液熔化后且温度达到

740℃时将Al-10Mn中间合金用钟罩压入铝液中。待中间合金熔化后,用石墨棒对铝液进行搅拌,使其成分均匀,保温30 min后使铝液温度降低至720℃,加入质量分数为1%的 C_2Cl_6 对熔体进行精炼、扒渣;精炼完成后调整熔体温度至700℃,将铝液沿坩埚壁倒入预热温度为250℃的铸棒金属型模具($\Phi 18\text{ mm} \times 150\text{ mm}$)中。

1.3 组织与性能检测

试样的取样位置采用铸棒的中心处,经过线切割机切割成圆片形状($\Phi 12.7\text{ mm} \times 3\text{ mm}$)的试样,将试样在变速金相磨抛机上用500 r/min的速度依次采用不同目数的砂纸进行粗磨、细磨并抛光后。采用凯勒试剂(2.5HNO₃, 1.5% HCL, 1% HF, 95% H₂O)腐蚀试样,无水乙醇清洗后用吹风机吹干。采用Axio Scope A1型金相显微镜(OM)和Image Pro Plus6.0软件观察并分析合金晶粒尺寸及形貌。利用QUANTA FEG-450型热场发射扫描电镜(SEM)对合金中各元素的分布情况、富铁相的成分和形貌、拉伸断口形貌进行深入的研究分析;使用D/max-2400型X射线衍射仪(2θ 为 $20^\circ \sim 90^\circ$)对合金中的富铁相及其他物相的衍射峰进行分析;利用DSC200F3测试仪和TA DXF-200型界面材料热阻及热传导系数测量仪分别对合金的比热容及热扩散系数进行测定;最后运用公式计算出材料的热导率。使用线切割机制备拉伸试样(见图2),利用WDW-100D型电子万能材料试验机对试样进行拉伸试验,其中拉伸速度为0.5 mm/min,引伸计标距为10 mm,每组试验参数选取3个试样进行拉伸,计算平均值并记录试样的抗拉强度及伸长率。采用W1102D37型显微硬度计对合金的硬度进行测定,试验选用金刚石压头,所选载荷为HV 0.1,加载时间为15 s,每个试样重复6个不同位置的点,计算出平均值记录为试样的硬度。

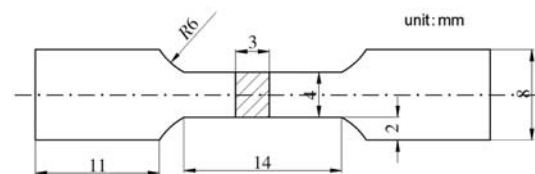


图2 拉伸试样

Fig. 2 Dimension of tensile specimen

2 试验结果与讨论

2.1 Mn/Fe比对Al-Mg-Si合金显微组织的影响

不同Mn/Fe比下Al-Mg-Si合金的微观组织见图3,由图可以看出:铸态合金组织中枝晶间存在 α -Al基体

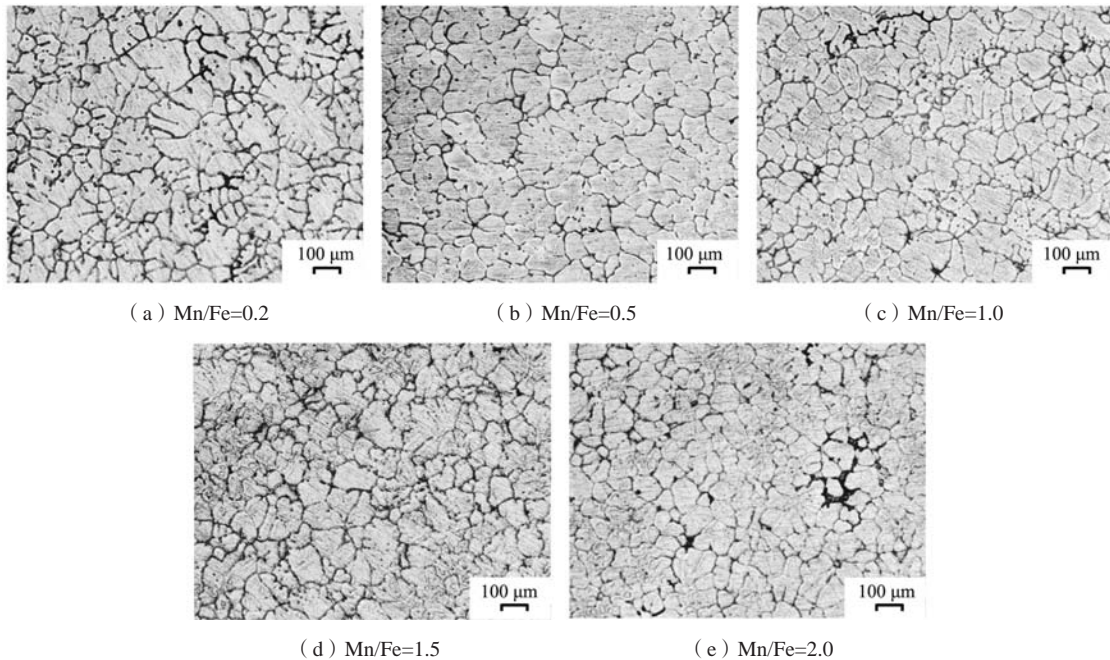


图3 不同Mn/Fe比下铸造Al-Mg-Si合金的显微组织
Fig. 3 Microstructure of casting Al-Mg-Si alloy under different Mn/Fe ratio

和大量析出相，主要以 Mg_2Si 相为主，还存在少量的共晶Si相、AlFeSi相和Al(FeMn)Si相^[19]。随着Mn/Fe比的不断增大，合金中的晶粒逐渐变得细小圆整，并且由树枝晶转变为等轴晶。从图3a可以看出， α -Al晶粒的形貌为树枝晶，分布无规律。由于 α -Al晶粒粗大， Mg_2Si 相、共晶Si、AlFeSi相等都偏析集聚在晶界处。从图3b可看出， α -Al晶粒比图3a变的更加圆整，呈现为胞状晶，分布明显变均匀，但晶界间析出相的偏析现象仍然存在。从图3c可看出，当Mn/Fe=1.0时， α -Al晶粒变得更加细小圆整，组织致密且分布均匀。合金内的等轴晶数量最多，且气孔、缩孔等铸造缺陷和析出相的聚集现象明显最少。从图3d可看出， α -Al晶粒较图3c变的略微粗大且分布不均，呈现为等轴晶和胞状晶两种形态，铸造缺陷和偏析现象有明显增加。从图3e可看出， α -Al相变的更加粗大且分布不均，呈现为胞状晶，铸造缺陷和偏析现象也明显变多。

图4为不同Mn/Fe比时Al-Mg-Si合金的XRD分析结果。结合点扫描的原子分数数据与XRD图谱进行综合分析，可以得出：6063铝合金中存在着Al基体、 Mg_2Si 相、共晶Si相、AlFeSi相、Al(FeMn)Si相的衍射峰。随着Mn/Fe比的不断增大，合金中每个相的峰高都不一样，说明随着Mn含量的改变，合金组织中第二相的种类并没有发生改变，但是第二相的数量和尺寸可能逐渐增大，这也将造成合金力学性能下降。当Mn/Fe=0.2时，合金中的第二相可能存在 $\beta-Al_7Fe_2Si_2$ 和 $\beta-Al_7FeSi$ 两种富铁相，其数量较多且分布不均匀。当Mn/Fe=0.5时，合金中的一部分 β 富铁相可能转变为

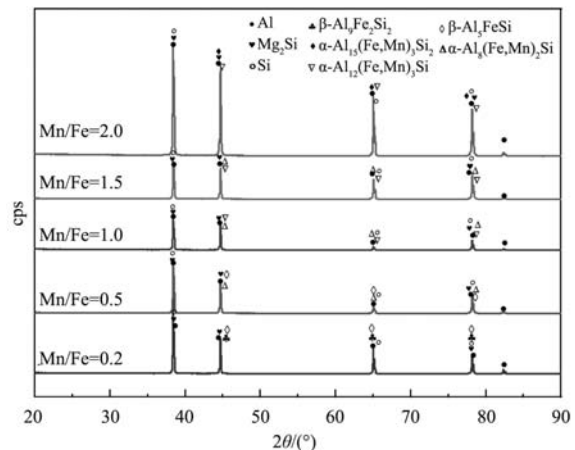


图4 不同Mn/Fe下铸造Al-Mg-Si合金的XRD分析
Fig. 4 XRD patterns of permanent mold casting Al-Mg-Si alloy with different Mn/Fe ratio

$\alpha-Al_8(Mn,Fe)_2Si$ 富铁相， β 富铁相逐渐减少，由于Mn含量较少，故还有一部分富铁相无法转变为 α 富铁相。Mn/Fe=1.0时， β 富铁相可能完全转变为骨骼状的 $\alpha-Al_{12}(Mn,Fe)_3Si$ 相和 $\alpha-Al_8(Mn,Fe)_2Si$ 相。当Mn/Fe=1.5时，合金中的第二相种类没有变化，但是其数量增多，尺寸变大。当Mn/Fe=2.0时，由于Mn含量过多，合金中的第二相可能存在 $\alpha-Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ 和 $\alpha-Al_{12}(Mn,Fe)_3Si$ 相两种，其数量急剧增多，尺寸也急剧增大。由此可见，点扫描的数据分析与XRD图像大概一致，少部分析出相存在较小偏差。可能是由于物相的存在方式及位置难以判断，而且点扫描的

区域范围较小,只能表征微观区域的一些物相组成,并不能完整的表征出所有区域可能存在的物相。

不同Mn/Fe比下Al-Mg-Si合金中富铁相形貌的SEM点扫描分析结果见图5及表3所示。由此可以看出,随着Mn/Fe比的不断增大,Mn会使针状的 β -AlFeSi相转变为骨骼状、颗粒状或块状的 α -Al(FeMn)Si相,并且伴随着合金中Mn/Fe质量比的不同,合金中 α -Al(FeMn)Si相的形态、结构、尺寸也有所不同。当Mn/Fe为0.2时,图4a中1#和2#富铁相均呈现为细长针状,通过原子分数计算分析可以推测为 β -Al₉Fe₂Si₂^[11, 20]相,根据文献[10-13, 28]可知,这种富铁相常析出于晶界处,会严重割裂基体,对合金的力学性能产生不利影响。当Mn/Fe为0.5时,图4b中的3#和4#富铁相分别呈现出两

种不同的形貌,通过计算分析推测为树枝状的 α -Al₈(Mn, Fe)₂Si^[20-22]相和狭长针状的 β -Al₅FeSi^[22-23, 31]相。形成骨骼状或汉字状的 α -AlFeMnSi相将会消耗大量的Mn,正是因为Mn含量的不足,所以部分Fe无法形成 α -AlFeMnSi相,仍会形成针状的 β -AlFeSi相。当Mn/Fe为1.0时,图4c中的5#和6#富铁相均呈现出骨骼状的 α -AlFeMnSi相,通过对其中各元素的原子百分比进行计算可以推测为 α -Al₁₂(Mn, Fe)₃Si^[24, 31]相。这种富铁相基本上不会割裂基体,属于基体的强化相,会提高合金的强度和塑性。当Mn/Fe为1.5时,图4d中的7#和8#富铁相呈现出两种不同形貌,通过计算分析可以推测为骨骼状的 α -Al₈(Mn, Fe)₂Si相和颗粒状的 α -Al₁₂(Mn, Fe)₃Si相。细小弥散分布的颗粒状富Fe

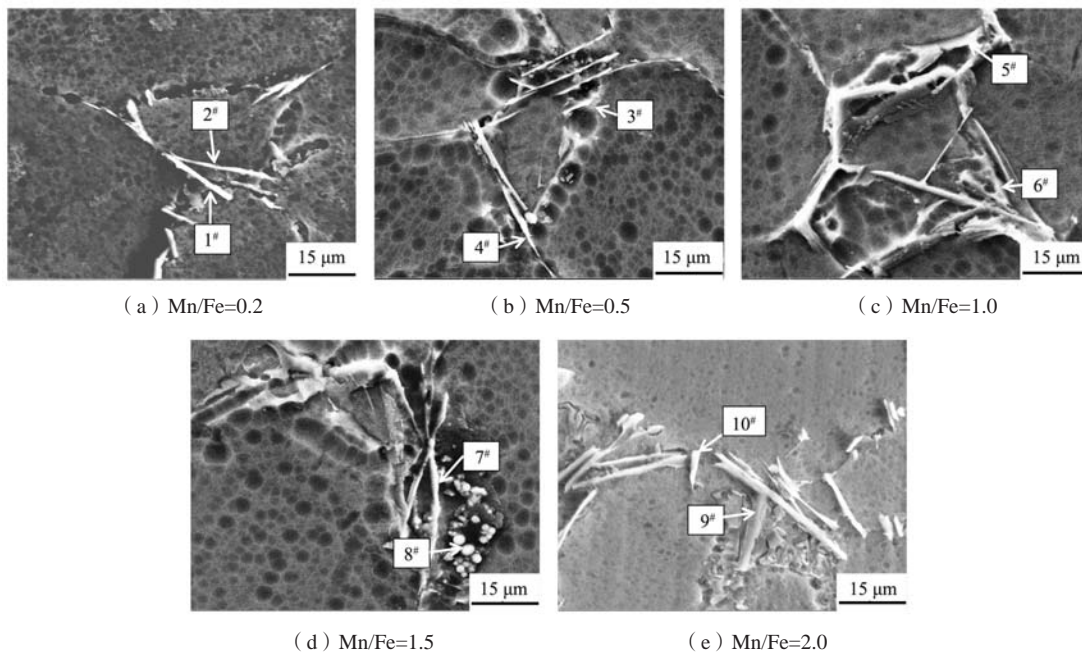


图5 不同Mn/Fe比下铸造Al-Mg-Si合金中富铁相的SEM图像

Fig. 5 SEM images of rich-iron phase casting Al-Mg-Si alloy with different Mn/Fe ratio

表3 不同Mn/Fe比下Al-Mg-Si合金中富铁相的EDS分析
Table 3 EDS analysis results of rich-iron phase casting Al-Mg-Si alloy under different Mn/Fe ratio at.%

点序号	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Mn+Fe	计算化学式	可能相
1#	67.1	15	1.1	0.6	16.2	16.8	Al _{8.95} (Mn, Fe) _{2.24} Si _{2.0}	Al ₉ Fe ₂ Si ₂
2#	70.3	14.9	1.8	0.7	12.3	13.0	Al _{8.79} (Mn, Fe) _{1.63} Si _{1.86}	Al ₉ Fe ₂ Si ₂
3#	74.9	9.6	0.8	0.9	13.8	14.7	Al _{7.49} (Mn, Fe) _{1.47} Si _{0.96}	Al ₈ (Mn, Fe) ₂ Si
4#	71.9	16.8	1.0	0.5	9.8	10.3	Al _{5.14} (Mn, Fe) _{0.71} Si _{1.2}	Al ₅ FeSi
5#	74.3	8.9	1.2	1.8	13.8	15.6	Al _{12.38} (Mn, Fe) _{2.6} Si _{1.48}	Al ₁₂ (Mn, Fe) ₃ Si
6#	72.3	9.3	1.5	2.3	14.6	16.9	Al _{12.05} (Mn, Fe) _{2.82} Si _{1.55}	Al ₁₂ (Mn, Fe) ₃ Si
7#	67.6	13.3	0.6	2.7	15.8	18.5	Al _{6.76} (Mn, Fe) _{1.83} Si _{1.33}	Al ₈ (Mn, Fe) ₂ Si
8#	72.6	8.7	1.0	3.2	14.5	17.7	Al _{12.1} (Mn, Fe) _{2.95} Si _{1.45}	Al ₁₂ (Mn, Fe) ₃ Si
9#	72.2	11.8	1.0	3.9	11.1	15	Al _{14.44} (Mn, Fe) _{3.0} Si _{2.36}	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂
10#	76.5	8.1	0.8	4.2	10.4	14.6	Al _{15.3} (Mn, Fe) _{2.92} Si _{1.62}	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂

相可以钉扎晶界与基体内的位错,有利于提升合金的强度。当Mn/Fe为2.0时,图4e中的9[#]和10[#]富铁相均为 α -AlFeMnSi相,对原子百分比进行分析计算可以推测出骨骼状 $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$ ^[11, 31]相。

采用Image-pro Plus 6.0软件对 α -Al相晶粒尺寸进行统计分析,结果如图6所示。随着Mn/Fe不断增大,可以看出 α -Al基体晶粒尺寸(平均直径、长径比)均表现出先减小后增大的趋势。当Mn/Fe为1.0时, α -Al晶粒呈现出最为细小圆整的等轴晶,其平均晶粒尺寸为78.29 μm ,其长径比为1.35。添加适量的Mn,基体内很多的第二相粒子将会钉扎在晶界间从而抑制再结晶晶粒的生长,使得粗大针片状 β -Fe富铁相转变为骨骼状、颗粒状 α -Fe相^[25]。当合金处于再结晶末期时,锰能够起到细化再结晶晶粒的作用。主要是通过含锰析出相弥散分布于晶界间从而使再结晶晶粒无法长大^[26]。铝合金的强度、硬度、塑韧性的提高主要是由

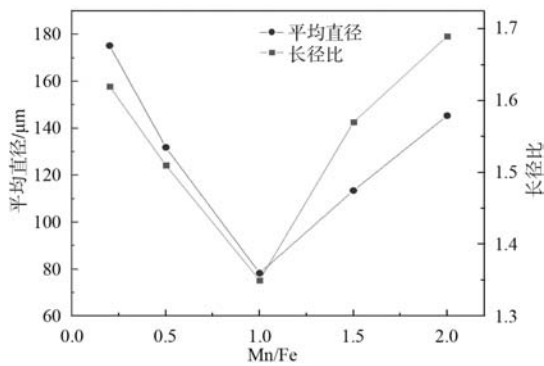


图6 不同Mn/Fe比下铸造Al-Mg-Si合金的平均晶粒尺寸
Fig. 6 Average grain size of casting Al-Mg-Si alloy with different Mn/Fe ratio

于含锰析出相。从晶粒尺寸来看,Al-Mg-Si合金中添加Mn元素会使晶粒细化,原因是在合金凝固过程中形成的富MnFe相组织为合金凝固提供了非均匀形核基底,Mn含量越高,凝固先形成的富MnFe相越多,提供的非均匀形核的基底越多,能够进一步细化晶粒^[10]。

Mn/Fe比为1.0时Al-Mg-Si合金中富铁相形貌的SEM面扫描图像如图7所示。由图像可以明显看出:当Mn/Fe=1.0时,合金中第二相主要含有Al、Mg、Si、Mn和Fe元素。其中Fe、Si元素存在明显的偏析团聚现象,分布不均匀,两者主要富集在 α -Al(Fe, Mn)Si相上。Mn主要在Fe元素偏聚处聚集,由于Mn与Fe在元素周期表中处于相邻位置且原子半径相差不大,因此可相互取代。Mn的添加可以更加有效抑制针状 β -AlFeSi相的析出,促使其向骨骼状、颗粒状或块状的 α -Al(Fe, Mn)Si相转变。Al、Mg元素分布的较为均匀,很少存在元素偏析及团聚的现象。综上所述,可以得出Mn元素可以抑制针状 β -AlFeSi相的析出,改变合金中的富铁相形貌及分布情况。

2.2 Mn/Fe 比对 Al-Mg-Si 合金热导率的影响

不同Mn/Fe比对Al-Mg-Si合金的导热性能见表4和图8。随着Mn/Fe的增大,合金的热导率呈现出先增大后减小的趋势。并且在Mn/Fe为0.5时的热导率相较于Mn/Fe为0.2时提高了7.53%,且达到最大值 $181.08 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$;当Mn/Fe为2.0时,所测得热导率达到最小值为 $150.25 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 。试验通过测试小圆片的密度、比热容、热扩散系数,从而得到试样的热导率。其计算公式为: $\lambda = \alpha \rho C_p$,式中热导率 λ , $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$;热扩散系数 α , $\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$;密度 ρ ,

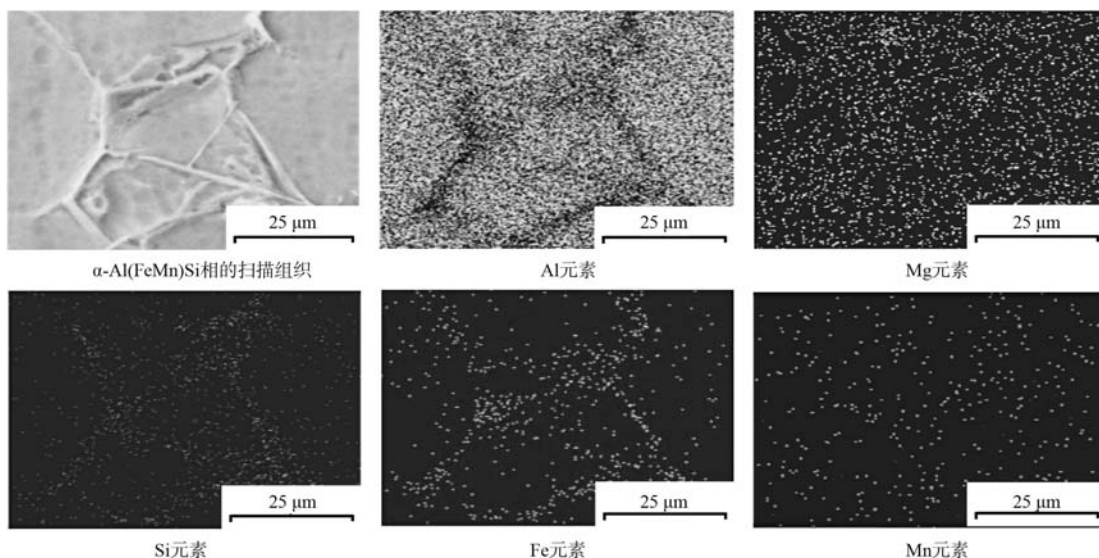


图7 Mn/Fe=1.0时Al-Mg-Si合金中富铁相的SEM图像
Fig. 7 SEM images of rich-iron phase casting Al-Mg-Si alloy in Mn/Fe=1.0

表4 不同Mn/Fe比下Al-Mg-Si合金的导热性能
Table 4 Thermal conductivity of the Al-Mg-Si alloy under different Mn/Fe ratio

Mn/Fe 比	密度 / ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$)	比热容 / ($\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	热扩散系数 / ($\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$)	热导率 / ($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)
0.2	2.71	0.77	80.70	168.40
0.5	2.71	0.88	75.93	181.08
1.0	2.72	0.86	76.71	179.44
1.5	2.71	0.81	75.93	166.67
2.0	2.72	0.84	65.76	150.25

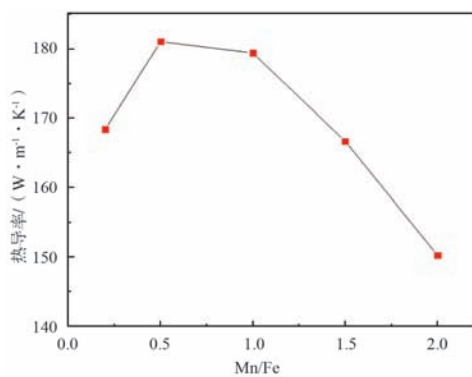


图8 不同Mn/Fe比下Al-Mg-Si合金的热导率

Fig. 8 Thermal conductivity of the Al-Mg-Si alloy with different Mn/Fe ratio

$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$; 比热容 C_p , $\text{Jg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 。

铝合金主要是通过晶格振动的方式来实现热量的传播, 然而大量杂质和缺陷的存在将会破坏合金的晶格完整性, 因此会阻碍自由电子的定向运动^[6], 因此铝合金的热导率低于纯铝。众所周知只有自由电子通过定向移动才能实现热量的传递, 故合金热导率的变化趋势与导电系数相同。根据各类合金元素的成分变化对铝合金电导率影响规律图可见: 过渡族元素Mn、Cr等将会使电导率下降并呈现出指数型, 强化类和变质类的合金元素对铝合金的电导率影响较小^[27]。合金的导热性能还与微观组织中的晶粒形态和尺寸、晶格畸变程度、杂质缺陷、第二相的组成及分布等许多因素息息相关^[28-29]。合金中晶格畸变程度越小, 自由电子定向移动的传输效率越高, 导电及导热性能也将越好。如果大量的杂质和孔隙存在于合金中, 将会导致热导率降低, 向铝合金中加入任何合金元素均会降低其热导率^[30]。Si、Mg、Cu等元素对热导率的影响较小, Cr、Li、Mn等元素对热导率的影响较大。因此随着Mn含量的增加, 导热率将会快速下降。

2.3 Mn/Fe 比对 Al-Mg-Si 合金力学性能的影响

不同Mn/Fe比的Al-Mg-Si合金的力学性能见表5、

表5 不同Mn/Fe比下Al-Mg-Si合金的力学性能
Table 5 Mechanical properties of the Al-Mg-Si alloy under different Mn/Fe ratio

Mn/Fe比	抗拉强度/MPa	伸长率/%	硬度HV
0.2	142.49	11.52	49.31
0.5	157.59	15.95	56.45
1.0	167.35	17.23	62.86
1.5	154.94	15.77	53.92
2.0	149.69	12.91	47.64

图9和图10所示。根据力学性能图表和应力应变图像可以看出, 随着Mn/Fe比的不断增大, 其抗拉强度、伸长率和硬度均呈现先上升后下降的趋势。可以明显看出合金的塑韧性先增大后减小。当Mn/Fe为1.0时, 抗拉强度、伸长率和硬度相较于Mn/Fe为0.2时提升了17.45%、49.57%、27.48%, 且均达到最大值, 其分别为167.35 MPa, 17.23%, HV 62.86。

当Mn/Fe小于1.0时, 许多针状 β -AlFeSi金属间

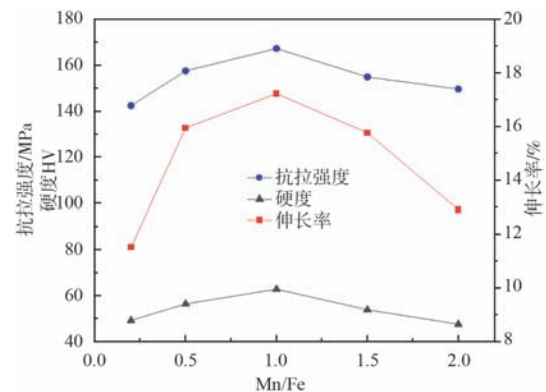


图9 不同Mn/Fe下Al-Mg-Si合金的力学性能

Fig. 9 Mechanical properties of the Al-Mg-Si alloy with different Mn/Fe ratio

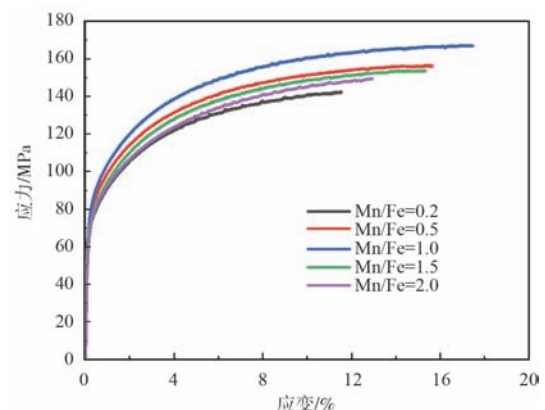


图10 不同Mn/Fe下Al-Mg-Si合金的应力应变

Fig. 10 Stress-strain images of Al-Mg-Si alloy with different Mn/Fe ratio

化合物将会偏析聚集在晶界间,这种针状富铁相具有硬脆性将会使基体开裂,从而使合金的力学性能下降^[10-13, 28]。Mn含量较少只能取代部分Fe元素形成 α -Al(Mn, Fe)Si。随着Mn含量的不断增加,大量细小的弥散相将会析出在晶界间,从而起到弥散强化与第二相强化的作用,合金抗拉强度的提升主要是因为拉伸时裂纹的扩展被阻止^[31]。Mn含量的增加使合金的力学性能提升,是因为适量Mn在铝合金中形成了细小的弥散相,含Mn弥散相质点发生亚结构强化,阻碍位错运动,细化了基体晶粒^[12],从而提高了合金的强度、塑性和硬度。但当Mn/Fe大于1.0时,合金的力学性能反而下降,这是因为Mn能优先与Al、Fe、Si元素相结合形成 α -Al(Mn, Fe)Si相,消耗了一部分形成主要强化相 Mg_2Si 相所必须的Si,使基体中的主要强化相 Mg_2Si 减少,而且Al(Mn, Fe)Si相的强化效果要弱于 Mg_2Si 相^[32]。

不同Mn/Fe对Al-Mg-Si合金的断口形貌见图11。可以看出:随着Mn/Fe的不断增大,韧窝的尺寸、数量及其分布有着较大的差异,同时还有许多缩松、孔洞等铸造缺陷,但都属于韧性断裂。韧窝周围及底部

均存在着块状第二相粒子,经过SEM图像和EDS成分检测可知,韧窝中的第二相主要是AlFeSi和AlMnFeSi相。图10a合金断口处表现出明显的晶间断裂特征:裂纹主要沿晶界处的 β -AlFeSi杂质相和共晶 Mg_2Si 颗粒萌生和扩展^[33],断口处存在着许多大小和深浅不同的韧窝,韧窝周围存在着白亮的撕裂棱,表现出韧性断裂。图10b合金断口处的韧窝数量明显增多,但是其大小深浅不同,分布不均。图10c合金断口处存在有少量的大型韧窝,密集分布着大量的小而深韧窝,基本没有解理面、解理台阶及撕裂棱的存在,符合韧性断裂的特征,其塑性最好,伸长率最高。图10d合金断口处的韧窝数量明显减少,尺寸也越来越大,深度越来越浅。图10e合金断口处的韧窝数量很少,尺寸也较大,深度较浅,同时韧窝周围分布着大量的撕裂棱。由此可见,随着Mn含量的增多,合金中的 β 富铁相逐渐转变为 α 富铁相,对基体的割裂作用减弱,使合金的塑性逐渐提高。但是Mn含量过多,则会消耗合金中更多的Si使强化效果减弱,第二相数量也随之增多,尺寸增大,合金的塑性又会逐渐降低。

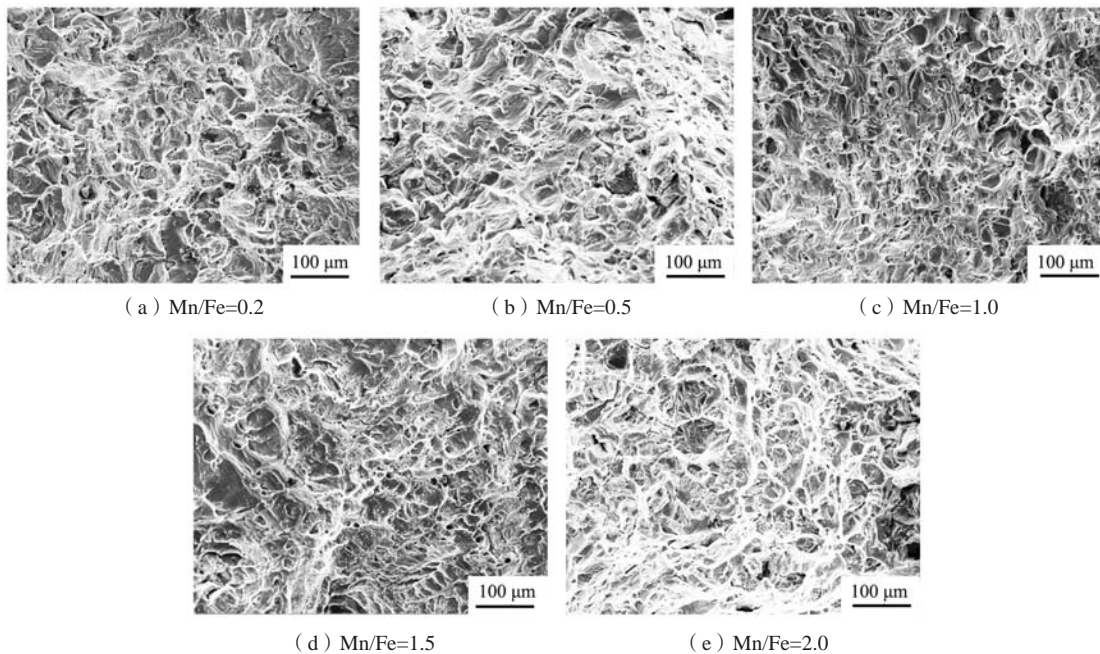


图11 不同Mn/Fe时Al-Mg-Si合金的断口形貌

Fig. 11 Fracture morphology of the Al-Mg-Si alloy under different Mn/Fe ratio

3 结论

(1) Al-Mg-Si铸态合金组织中枝晶间存在大量析出相,其主要以 α -Al相和 Mg_2Si 相为主,还存在少量的共晶Si相、AlFeSi相和Al(FeMn)Si相。随着Mn/Fe的增大,合金中的晶粒逐渐变得细小圆整,且由树枝晶

转变为等轴晶。当Mn/Fe=1.0时,合金内的等轴晶数量最多,且成分偏析最少。适量的Mn可以细化晶粒, Mn过量树枝晶又会逐渐增多,成分偏析也会增多。

(2) Al-Mg-Si合金中存在着Al基体、 Mg_2Si 相、共晶Si相、AlFeSi相和Al(FeMn)Si相。随着Mn/Fe的

不断增大, Mn可以促进铝合金中针状的 β -AlFeSi相向骨骼状、颗粒状或块状的 α -Al(FeMn)Si的转变。当Mn/Fe=1.0时, Mn含量有可能会将合金内的 β -AlFeSi相完全转变为 α -Al(FeMn)Si相。

(3) 随着Mn/Fe的增大, Al-Mg-Si合金中的热导率呈现出先增大后减小的趋势。当Mn/Fe=0.5时, 合金的热导率相较于Mn/Fe为0.2时提升了7.53%, 达到最大

值 $181.08 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$; 当Mn/Fe=1.0时, 合金的热导率为 $179.44 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 。

(4) 随着Mn/Fe的增大, Al-Mg-Si合金的抗拉强度、伸长率和硬度均呈现先上升后下降的趋势。当Mn/Fe为1.0时, 抗拉强度、伸长率和硬度相较于Mn/Fe为0.2时分别提升了17.45%、49.57%、27.48%, 且均达到最大值, 分别为167.35 MPa, 17.23%, HV 62.86。

参考文献:

- [1] BERNHARD T, IRMGARD W, PETER U, et al. Processing and microstructure-property relations of Al-Mg-Si-Fe crossover alloys [J]. *Acta Materialia*, 2023, 257: 119-160.
- [2] 侯世忠. 汽车用铝合金的研究与应用 [J]. *铝加工*, 2019 (6): 8-13.
- [3] REN X, HUANG Y, LIU Y. Effect of homogenization on microstructure and properties of Al-Mg-Si roll-casting sheet [J]. *Physics of Metals and Metallography*, 2018, 119 (8): 789-796.
- [4] 杨昭, 付嘉妮, 徐雪璇, 等. Mg-Si摩尔比及Zr的添加对Al-Mg-Si合金性能的影响及其机理 [J]. *中国有色金属学报*, 2022, 32 (6): 1617-1629.
- [5] YE T, LI L, GUO P, et al. Effect of aging treatment on the microstructure and flow behavior of 6063 aluminum alloy compressed over a wide range of strain rate [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2016, 90: 72-80.
- [6] 王慧, 李元东, 罗晓梅, 等. 高导热铝合金的开发与研究进展 [J]. *铸造*, 2019, 68 (10): 1104-1110.
- [7] 樊博阳, 李元东, 李想, 等. 镁硅质量比对Al-Mg-Si合金组织、热学和力学性能的影响 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2021, 41 (2): 168-173.
- [8] 潘复生, 张丁非. 铝合金及应用 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
- [9] JOVID R, KUN L, PAUL R, et al. Effects of Al (MnFe) Si dispersoids with different sizes and number densities on microstructure and ambient/elevated-temperature mechanical properties of extruded Al-Mg-Si AA6082 alloys with varying Mn content [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 102: 122-130.
- [10] 刘惠, 付祎磊, 陈宗强, 等. Fe含量对Al-Mg-Si合金微观组织和力学性能的影响 [J]. *航空材料学报*, 2023, 43 (3): 32-41.
- [11] 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.
- [12] 陈汉辉, 陈瑞芳, 许晓静, 等. Mn含量对6000系铝合金组织和性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2022, 51 (20): 43-45.
- [13] LIU C L, AZIZI A H, PARSON N C, et al. Microstructure evolution during homogenization of Al-Mg-Si-Mn-Fe alloys: comparison of numerical simulation and experimental results [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, 27 (4): 747-753.
- [14] 赵仕林, 汤姣, 张宇修, 等. Cr、Mn质量比对Al-Mg-Si合金高温变形行为与组织演变的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31 (9): 2371-2381.
- [15] 李凯, 任飞, 鲁强, 等. Al-Mg-Si合金中 α -Al(FeMn)Si弥散相和力学性能研究 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2021, 41 (6): 661-668.
- [16] STEFANO F, ALBERTO F, GIULIO T. Evolution of sludge particles in secondary die-cast aluminum alloys as function of Fe, Mn and Cr contents [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2015, 153: 168-179.
- [17] HUANG H J, CAI Y H, CUI H, et al. Influence of Mn addition on microstructure and phase formation of spray-deposited Al-25Si-xFe-yMn alloy [J]. *Materials Science and Engineering*, 2009, 502 (1-2): 118-125.
- [18] 高爱华, 王福荣. 镁硅质量比对6063铝合金组织和性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2012, 41 (16): 23-25.
- [19] 祝孝, 郑建, 王丽萍, 等. 不同Fe含量对6063铝合金组织和性能的影响 [J]. *铝加工*, 2021 (1): 12-16.
- [20] 文申柳, 李林鑫, 陈显均. Mn、Fe质量比对Al-15Si-3Fe合金组织与性能影响 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2014, 34 (12): 1319-1322.
- [21] 陈超, 刘勇, 张振富, 等. Fe、Mn、Ce对压铸Al-Mg和Al-Mg-Si合金组织和性能的影响 [J]. *铸造*, 2017, 66 (4): 337-342.
- [22] 丁幸宇, 程永奇, 张鹏, 等. 添加Mn对6061铝合金结晶相和力学性能的影响 [J]. *金属热处理*, 2019, 44 (3): 58-63.
- [23] 宋东福, 王顺成, 郑开宏. Mn/Fe摩尔比对A356铸造铝合金富铁相形态的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25 (7): 1832-1838.
- [24] 杨宁源, 周慧慧, 张志豪. Fe含量对Al-1.04wt.%Mg-0.64wt.%Si-0.23wt.%Cu合金析出相、力学性能和腐蚀性能的影响 [J]. *材料科学与工艺*, 2021, 29 (3): 64-74.
- [25] 张新宇. 铸轧速度及Mn/Fe比对6061铝合金铸轧板组织演变的影响研究 [D]. 鞍山: 辽宁科技大学, 2020.

- [26] NAGAUMI H, QIN J, YU C b, et al. Quantitative analysis of the effect of α -Al (MnFeCr)Si dispersion on the thermal deformation and microstructure evolution of Al-Mg-Si alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32 (6) : 1805–1821.
- [27] 刘静, 温澄, 甘俊旗, 等. 合金元素对纯铝导电性能的影响机制 [J]. 材料导报, 2021, 35 (24) : 24101–24106.
- [28] 周玉立, 张俊超, 林师朋, 等. Fe含量对铸造铝合金导热和力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41 (4) : 416–419.
- [29] 陈森煜, 王火生, 傅淑云, 等. Si、Fe、Mn、Sr和T2热处理对高导热铝合金组织及性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42 (6) : 749–754.
- [30] 吴孟武, 华林. 导热铝合金及铝基复合材料的进展 [J]. 材料导报, 2018, 32 (5) : 1487–1495.
- [31] 王洪斌, 张新宇, 李胜利, 等. Mn添加对双辊铸轧6061铝合金组织和性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50 (1) : 129–137.
- [32] 周维, 张至柔, 赵仕林, 等. Cr、Mn质量比对Al-Mg-Si合金组织和力学性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2022, 32 (8) : 2185–2197.
- [33] ZHENG Y, BIAN L P, JI H L, et al. Effects of Ca and Mn additions on microstructure, mechanical properties and electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys in cast and heat-treated states [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51 (11) : 4010–4020.

Effect of Mn/Fe Ratio on the Microstructure and Properties of Al-Mg-Si Alloy

LIU Ya-ting¹, LI Yuan-dong^{1,2}, LIU Wen-jing¹, WANG Zi-chen¹, LUO Xiao-mei¹, BI Guang-li^{1,2}

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

Abstract:

Taking Al-Mg-Si alloy as the research object, the casting made by permanent mold casting was used to study the effect of Mn/Fe ratio on its structure and properties. The results indicated that there were α -Al matrix and a large number of precipitated phases between the dendrites in the structure of Al-Mg-Si cast alloys, which were mainly dominated by Mg_2Si phases, and there were also a small amount of eutectic Si phase, AlFeSi phase and Al(FeMn)Si phase. With Mn/Fe ratio increased, the grains in the alloy gradually become fine and rounded, and transform from dendrites to equiaxed grains. Mn could promote the transformation of the needle-like β -AlFeSi phase to the skeletal, granular or massive α -Al(FeMn)Si phase in aluminum alloys. The thermal conductivity of the alloy reached a maximum value of $181.08 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ at a Mn/Fe ratio of 0.5. The alloy had the smallest grain size and the best mechanical properties at a Mn/Fe ratio of 1.0. When compared to Mn/Fe of 0.2, the tensile strength, elongation, and hardness increased by 17.45%, 49.57%, and 31.82%, respectively, reaching 167.35 MPa, 17.23%, and HV 86.26.

Key words:

Al-Mg-Si alloy; Mn/Fe ratio; permanent mold casting; mechanical properties; thermal conductivity