

Al-Si-Mg-Sc 铸造合金微观组织演变及其 细化变质机制

崔晓明, 孟 闯, 石 博, 白朴存, 杜赵新, 赵学平, 王慧新

(内蒙古工业大学, 内蒙古 呼和浩特 010051)

摘 要: 本研究利用真空感应熔炼炉制备了 Al-7%Si-0.3%Mg-X%Sc ($X=0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.5, 0.8$) 铸造合金。采用扫描电子显微镜 (SEM), 能谱仪 (EDS) 和透射电子显微镜 (TEM) 等测试手段, 表征了实验合金的微观组织, 探讨了实验合金的细化变质机制。结果表明: 实验合金主要物相包括 α -Al、共晶 Si、 Al_3Sc 、 $AlSc_2Si_2$ 、富铁相 (β -AlFeSi 和 π -AlSiMgFe) 等。添加 Sc 元素后的实验合金组织均得到细化。随着 Sc 含量的增加, α -Al 枝晶间距减小, 共晶 Si 尺寸变小。当 Sc 含量为 0.3% 时, 实验合金细化效果最好。 α -Al 细化主要归功于含 Sc 合金中产生大量细小的 Al_3Sc 颗粒与基体 α -Al 共格, 且二者晶格错配度为 1.0%, Al_3Sc 可以作为 α -Al 的有效异质形核质点。添加 Sc 后的共晶 Si 发生变质及得到细化, 这是因为存在于共晶 Si 中的稀土 Sc 元素, 可以作为杂质元素被吸附在共晶 Si{111}密排面上, 从而促发共晶 Si 形成孪晶。此外, 合金中形成的 $AlSc_2Si_2$ 能够消耗部分 Si 元素, 使得共晶 Si 数量减少、尺寸减小。

关键词: Al-Si-Mg 合金; 稀土 Sc; 微观组织; 细化变质机制

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)07-2529-07

Al-Si-Mg 合金属于铸造铝合金, 具有优良的铸造性能、力学性能和耐腐蚀性能, 被广泛应用于航空航天及汽车工业中, 也是实现汽车轻量化的主要材料^[1-3]。但未变质的铸造 Al-Si-Mg 合金中存在着尺寸粗大的初生 α -Al 相和共晶硅相, 对合金的性能有不利的影响^[4-7], 减小了合金的应用范围。采用合金化、热处理及变质处理等方法, 可以提高合金的力学性能^[8,9]。在合金中加入适量的稀土元素, 能够净化合金液, 细化组织, 改善合金的力学性能, 从而能够满足实际生产对铝合金材料力学性能的需求^[10,11]。

近年来, 有关 Al-Si-Mg 系铸造铝合金添加稀土元素后微观组织的研究取得了一定进展。Li 等^[12]研究发现, 在 Al-5Si 合金中添加稀土 Eu 后, 共晶硅被变质为细小的纤维状。在共晶硅内部观察到了成对的孪晶硅, 而且在共晶硅内部和共晶硅附近形成了 Al_2Si_2Eu 相, 阻碍了共晶硅的生长。董衍衡等^[13]研究发现, 在 ZL101 铝合金中添加 Sm 元素后, 片层状的共晶硅相得到细化, 合金的二次枝晶间距明显减小。Sm 元素主要形成 Al_2Si_2Sm 相, Sm 优先与 P 形成的 SmP 相, 抑制了 AlP 相的形成, 减弱 AlP 相促进共晶硅形核的效能。Pandey 等^[14]研究发现, 在 Al-7Si-0.7Mg 合金中添

加稀土 Sc 后, 共晶硅相得到细化, 尺寸减小, 但未发生变质。目前, 稀土元素 Sc 对 Al-Si-Mg 合金的细化变质机制鲜有报道。基于此, 本工作以 Al-7%Si-0.3%Mg 合金为研究对象, 研究了不同 Sc 含量对实验合金显微组织的影响, 探讨了稀土 Sc 在 Al-Si-Mg 合金中的存在形式及其细化变质机制, 为今后开展类似 Al-Si-Mg 合金的相关研究工作, 提供实验原型和理论指导。

1 实 验

本实验选择 Al-7%Si-0.3%Mg 为原材料, Sc 元素以 Al-2%Sc 中间合金的形式引入。采用 ZG-0.03 型真空感应炉进行熔炼。制备流程为: 首先抽真空, 小于 20 Pa 后充氩气至 0.05 MPa 进行冶炼, 然后加热至 710 °C 左右保温 10 min 进行浇铸, 静置除渣后将熔液浇铸于预热 300 °C 的 $\Phi 110$ mm \times 200 mm 钢锭模中, 钢锭模浇满后随炉冷却 30 min 后开炉, 得到实验所需合金。合金的化学成分由 OPTIMA700 DV 电感耦合等离子体发射光谱仪测得, 结果如表 1 所示。

采用扫描电镜 (型号 QUANTA FEG650) 观察实验合金的微观组织, 并使用扫描电镜配置的能谱

收稿日期: 2021-07-05

基金项目: 内蒙古科技计划项目 (201802029); 内蒙古自治区科技重大专项 (zdx2018031)

作者简介: 崔晓明, 男, 1981 年生, 博士, 副教授, 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051, 电话: 0471-6575752, E-mail: xmcui@imut.edu.cn

仪对合金进行能谱分析。使用离子减薄仪（型号 Gatan691）制备透射电镜观察试样后，利用透射电子显微镜（型号 Talos F200X）对实验合金中的第二相结构进行表征。

2 结果与分析

2.1 实验合金物相（XRD）分析

图 1 为实验合金的 XRD 结果。从图 1 可以看出，实验合金主要包括基体 α -Al、共晶 Si 和 π -AlSiMgFe 相($Al_8FeMg_3Si_6$)。然而，XRD 结果中没有明显发现含 Sc 化合物 (Al_3Sc 和 $AlSc_2Si_2$) 以及 β -AlFeSi 的衍射峰，这可能是由于 Sc 添加量较少，导致这些化合物含量较低造成的。进一步观察发现，添加稀土 Sc 后，合金中各物相的特征峰略有偏移，这是由于在合金中加入 Sc 后，Sc 元素在各物相中存在少量固溶，使其晶格发生畸变所致。

2.2 实验合金 SEM 及 EDS 分析

图 2 为实验合金的 SEM 组织。从图 2a 中可以看出，未添加稀土 Sc 的实验合金组织主要由 α -Al 树枝晶、沿 α -Al 枝晶界呈半连续网状分布的共晶 Si 相和富 Fe 相组成。添加稀土 Sc 后的实验合金组织均得到细化（图 2b~2d）， α -Al 相的枝晶臂变小，合金中共晶 Si 相的尺寸有所减小。随着 Sc 含量的增加，合金中的 α -Al 相进一步得到细化，并且 α -Al 相存在由树枝状晶向等轴晶

转变的趋势。共晶 Si 相的尺寸变细，变小，沿晶界分布的网状共晶 Si 相范围减小。当 Sc 含量为 0.3% 时， α -Al 相细化和共晶 Si 相变质效果均较好。继续增加 Sc 含量，对 α -Al 相和共晶 Si 相进一步细化变质效果作用不明显。Sc 含量超过 0.3% 后，继续增加 Sc 含量合金中 α -Al 细化不明显可能是由于在凝固过程中部分 Al_3Sc 发生偏聚或 Sc 与其他元素发生一系列物理化学反应，生成其它二元或多元含 Sc 化合物，造成 Al_3Sc 的数量减少，从而影响合金晶粒细化的效果^[15]。

为了进一步确定实验合金中第二相成分及结构，对合金中的主要第二相进行了 EDS 测试。图 3a 为未添加 Sc 元素的实验合金，从图 3a 中可以看出，合金中存在相互依附的白色棒状和灰色骨骼状第二相，对图 3a 中红色方框选定区域进行面扫描，结果见图 3b~3e。可以看出基体主要为 Al 元素，同时分布少量 Mg、Fe 元素，这表明基体为 α -Al 相固溶体。白色棒状第二相主要由 Al、Si、Fe 元素富集，确定该相为 β -AlFeSi 相。进一步观察发现，灰色骨骼状第二相主要由 Al、Si、Fe、Mg 元素富集，确定该相为 π -AlSiMgFe 相，这与文献[16]报道的结果是一致的。

图 4 为 0.3%Sc 含量的实验合金 SEM 及 EDS 结果。从图 4a 中可以看出，合金中存在白色颗粒相、棒状相和羽毛状相。对图 4a 进行面扫描，结果如图 4b~4f 所示。可以看出基体 α -Al 相中分布少量 Sc、Fe、Mg 元

表 1 实验合金化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental alloys

Alloys	Nominal composition, $\omega/\%$					Experimental composition, $\omega/\%$				
	Sc	Si	Mg	Fe	Al	Sc	Si	Mg	Fe	Al
Al-Si-Mg-0%Sc	0					0	7.175	0.295	0.183	
Al-Si-Mg-0.1%Sc	0.1					0.107	7.132	0.317	0.175	
Al-Si-Mg-0.2%Sc	0.2					0.211	7.214	0.278	0.174	
Al-Si-Mg-0.3%Sc	0.3	7	0.3	0.18	Bal.	0.297	7.105	0.291	0.189	Bal.
Al-Si-Mg-0.5%Sc	0.5					0.504	7.171	0.305	0.167	
Al-Si-Mg-0.8%Sc	0.8					0.789	7.143	0.297	0.173	

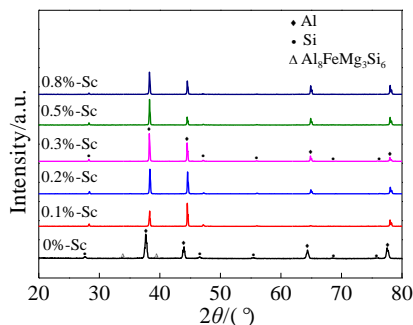


图 1 实验合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of experimental alloys

素，说明 α -Al 相固溶少量 Sc、Fe、Mg 元素。白色棒状相主要富集 Al、Si 和 Fe 元素。白色颗粒相和白色羽毛状相主要富集 Al、Sc、Si 和少量 Mg。对图 4a 中选定相“A”、“B”分别进行 EDS 点扫描，其原子分数如表 2 所示。结合表 2 中数据可以初步推断，选定相“A”为 β -AlFeSi 相，选定相“B”为 AlScSi 三元相。

2.3 实验合金 TEM 分析

为了进一步了解 Sc 元素在合金中的存在形式，以及深入理解实验合金细化变质机制，对 Al-Si-Mg-0.3%Sc 合金进行了 TEM 观察。图 5 为 Al-Si-Mg-0.3%Sc 合金中 Al_3Sc 相的 TEM 像。由图 5a 可知，在 α -Al 晶粒内部分布着较多细小的白色颗粒

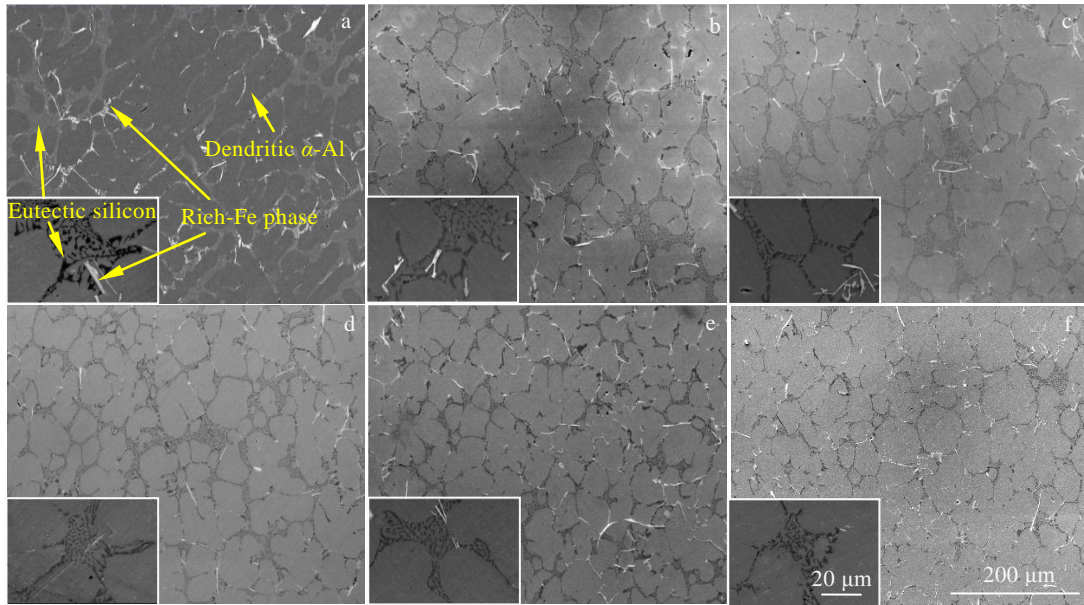


图 2 不同 Sc 含量实验合金 SEM 像

Fig.2 SEM microstructures of the experimental alloys with different Sc contents: (a) 0%, (b) 0.1%, (c) 0.2%, (d) 0.3%, (e) 0.5%, and (f) 0.8%

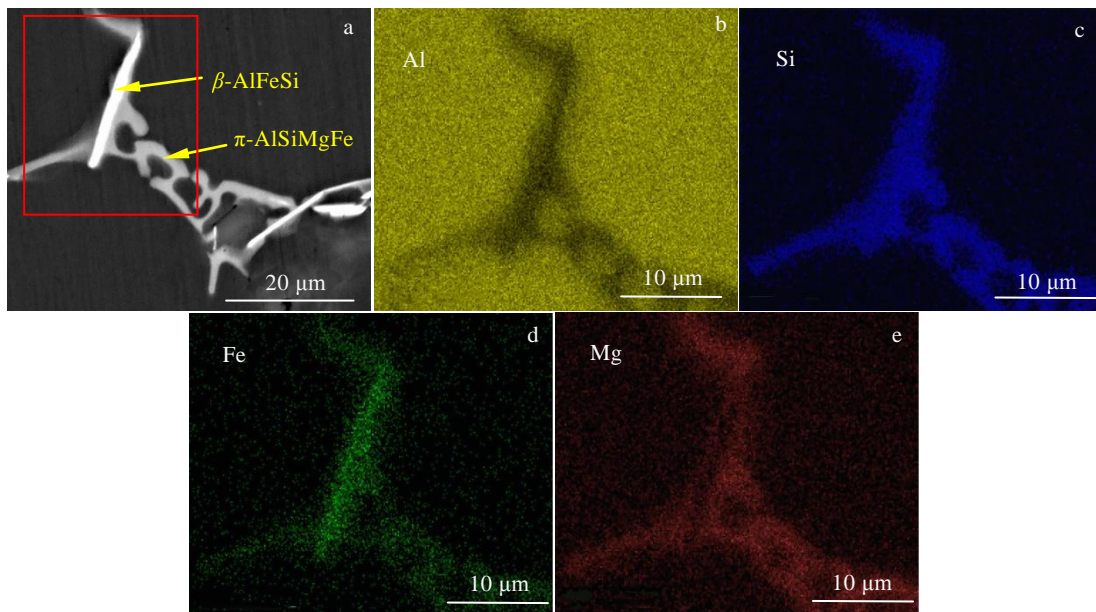


图 3 未添加 Sc 元素实验合金中富铁相 SEM 像及 EDS 元素面分布

Fig.3 SEM image (a) and EDS element mappings (b-e) of iron-rich phase in the experimental alloy without Sc

状相, 对图 5a 中白色颗粒相进行 HRTEM 拍摄, 结果见图 5b。从图 5b 中可以看出, Al_3Sc 颗粒相尺寸约为 35 nm。通过查阅 PDF 卡片可知, Al_3Sc 相为面心立方结构, $a=b=c=0.409$ nm。对图 5b 中白色方框选定区域进行傅里叶变换 (FFT) 后得到的衍射斑点如图 5c 所示, 对该斑点进行标定可知, 白色颗粒相为 Al_3Sc 相, 晶带轴为 $[001]$ 。分析发现 $\alpha-Al (200)$

晶面和 $Al_3Sc (200)$ 晶面的衍射斑点重合, 并且 Al_3Sc 相与 $\alpha-Al$ 相存在如下位向关系: $[001]_{\alpha-Al} // [001]_{Al_3Sc}$, 这表明 Al_3Sc 相和 $\alpha-Al$ 相的取向关系为共格。

图 6 为 Al-Si-Mg-0.3%Sc 合金中 $AlSc_2Si_2$ 相的 TEM 分析结果。从图 6a 中可以看出, 合金中存在呈羽毛状的第二相, 长度约为 5 μm 。通过查阅 PDF 卡片可知, $AlSc_2Si_2$ 属于四方晶体, $a=b=0.660$ nm, $c=0.340$ nm。

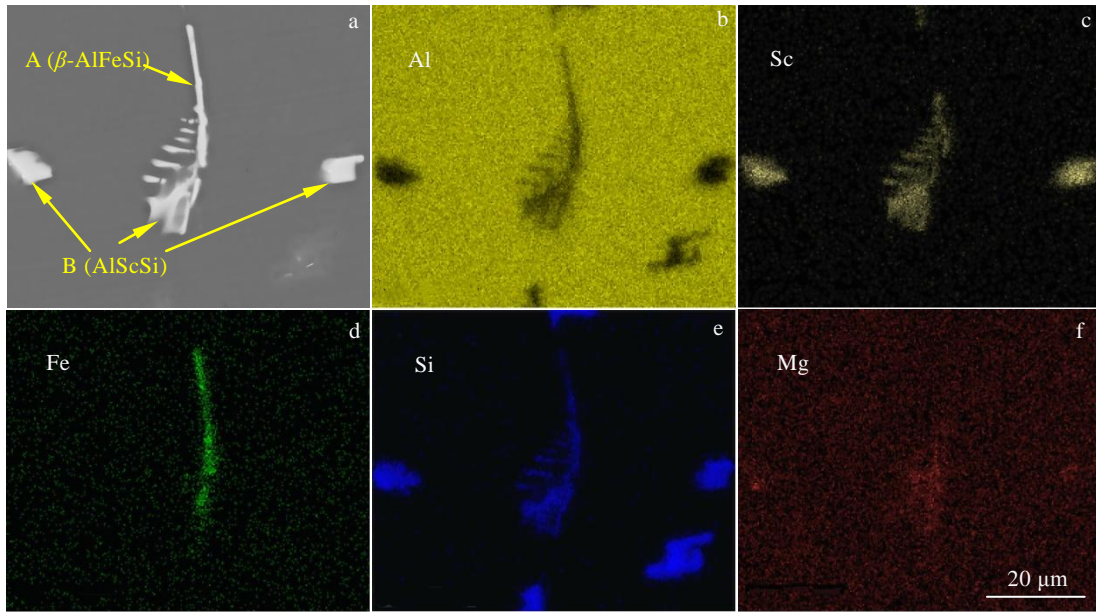


图 4 含 0.3%Sc 实验合金中富铁相及稀土相 SEM 像及 EDS 元素面分布

Fig.4 SEM image (a) and EDS element mappings (b-f) of iron-rich phase and rare earth phase in experimental alloy containing 0.3%Sc

表 2 图 4a 中 A, B 点的 EDS 结果

Table 2 EDS results of points A and B marked in Fig.4a (at%)

Point	Al	Mg	Si	Sc	Fe
A	82.04	1.90	9.99	-	6.06
B	54.82	3.51	25.36	16.31	-

图 6b 为 6a 中白色方框选定区域的衍射 (SAED) 花样, 可以看出衍射斑点明锐, 对斑点标定后可知该相为 $AlSc_2Si_2$ 相, 晶带轴为 $[\bar{1}\bar{1}3]$ 。图 6c 为 $AlSc_2Si_2$ 相的 HAADF 像, 对图 6c 进行 EDS 元素面扫描 (图 6d~6f) 可以看出, 该相主要由 Al、Si、Sc 富集。合金中形成的 $AlSc_2Si_2$ 相能够消耗部分 Si 元素, 使得共晶 Si 数量减少、范围减小。此外, 还能观察到在基体 α -Al 中分布少量 Sc 元素 (图 6e), 这表明 Sc 元素可以固溶在基体 α -Al 中。

图 7 为 Al-Si-Mg-0.3%Sc 合金中共晶 Si 相的 TEM 结果。从共晶 Si 形貌 (图 7a 中 A 位置条状相) 中可以看出, 共晶 Si 具有“颈缩”形貌的凹凸界面。进一步观察发现, 在共晶 Si $\{111\}$ 密排面中存在高密度交叉台阶痕迹及孪晶形貌, 这些台阶及孪晶形貌的起始端位于共晶 Si 相的“颈缩”位置, 这表明共晶硅发生了变质, 共晶 Si “颈缩”形貌的凹凸界面可能是由于共晶 Si 中形成的台阶及孪晶造成的。Si 的晶体结构为面心立方结构, $a=b=c=0.357$ nm。对图 7a 中条状相的衍射花样 (SAED) 进行标定 (图 7b), 确定该相为 Si, 晶带轴为 $[1\bar{1}1]$, 由于该 SAED 结果是在 $[1\bar{1}1]$ 晶带轴下拍摄, 因此其衍射花样中没有获得变质共晶 Si 孪晶衍射斑点。对图 7a 中变质共晶 Si 进行元素分布的测试, 结果分别见图 7d、7e 所示。从图 7d、7e 中

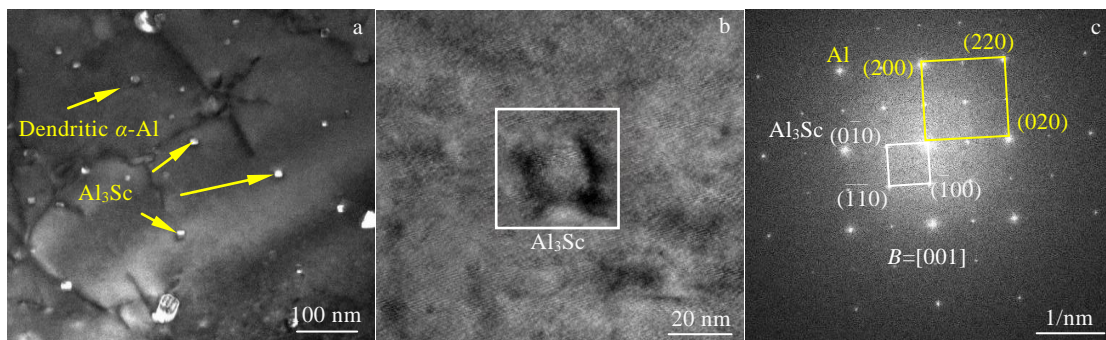


图 5 Al-Si-Mg-0.3%Sc 合金中 Al_3Sc 相的 TEM 像

Fig.5 TEM image (a), HRTEM image (b) and FFT pattern (c) of Al_3Sc phase in Al-Si-Mg-0.3%Sc alloy

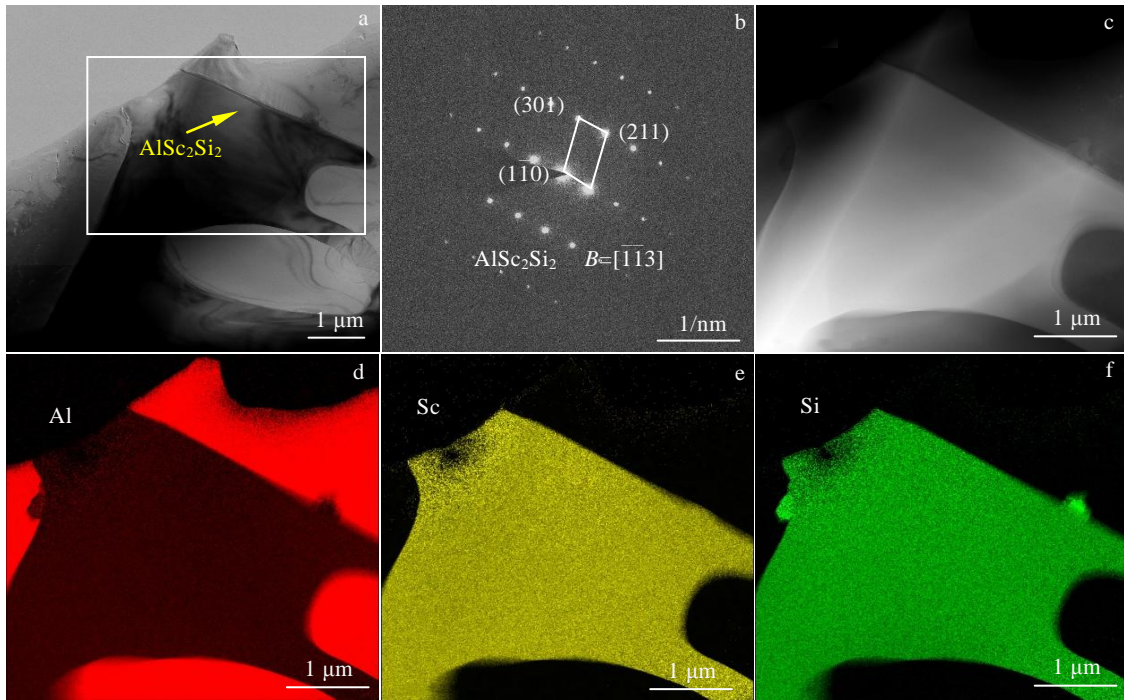


图 6 Al-Si-Mg-0.3%Sc 合金中 AlSc_2Si_2 相的 TEM 分析结果

Fig.6 TEM results of AlSc_2Si_2 phase in Al-Si-Mg-0.3%Sc alloy: (a) TEM image, (b) SAED pattern, (c) HAADF-STEM image and EDS element mappings of Al (d), Sc (e) and Si (f) corresponding to Fig.6c

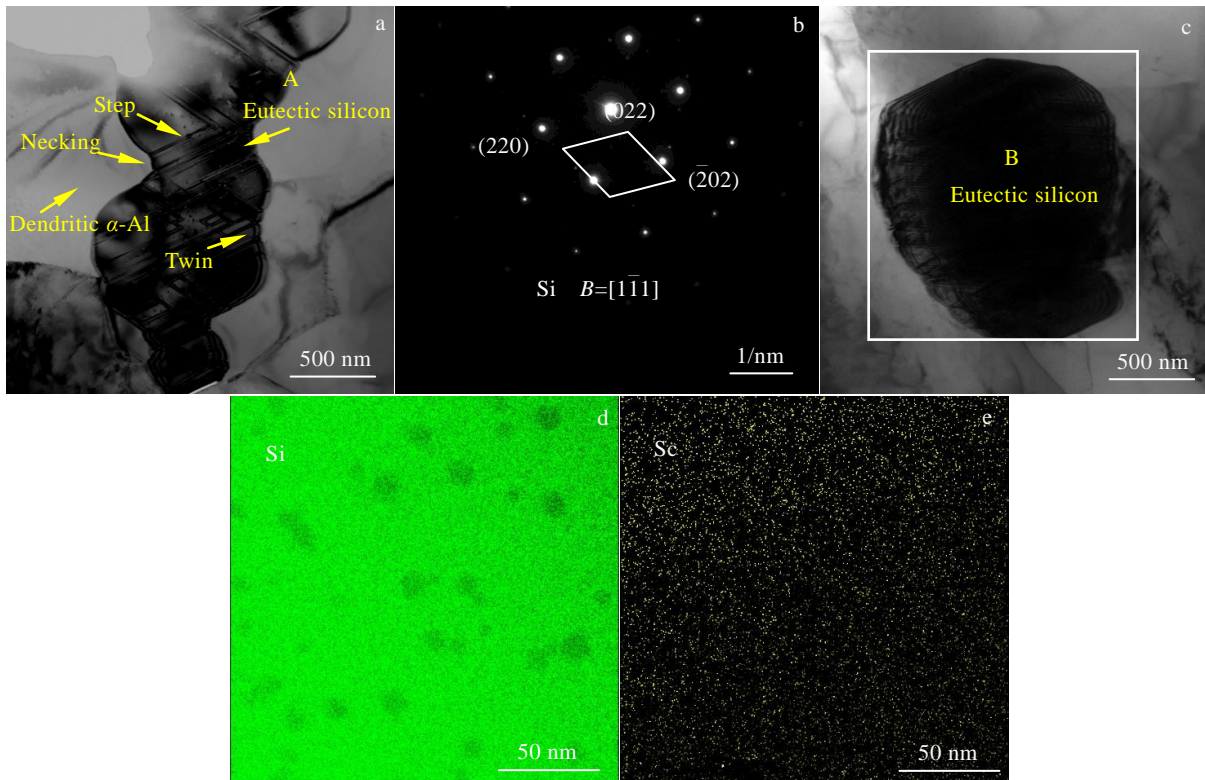


图 7 Al-Si-Mg-0.3%Sc 合金中共晶硅的 TEM 分析结果

Fig.7 TEM results of eutectic silicon in Al-Si-Mg-0.3%Sc alloy: (a) TEM image of the modified eutectic silicon; (b) SAED pattern of point A marked in Fig.7a; (c) TEM image of refined eutectic silicon; EDS element mappings of Si (d) and Sc (e) of area B marked in Fig.7c

可以看出, 共晶 Si 中存在 Sc 元素的分布。从图 7c 的 TEM 结果中可以看出, 变质后的共晶 Si 颗粒 (图 7c 白色方框中 B 位置) 尺寸约为 1 μm 。

3 细化机制及变质机制讨论

3.1 α -Al 的细化机制

异质形核理论认为铸态金属的晶粒细化程度主要取决于单位体积和单位时间内熔体形成的晶核数目和晶核的有效形核作用, 而晶核的有效形核作用则取决于该晶核与 α -Al 基体的晶格常数和晶格类型。晶核的晶格类型与 α -Al 基体一致, 且错配度小于 5%, 就可以作为异质形核的质点, 起到细化晶粒的作用^[17]。Al₃Sc 相和 α -Al 相同属面心立方结构, 晶格类型相同, Al₃Sc 相的晶格常数为 0.409 nm, α -Al 相的晶格常数为 0.405 nm, 代入下面的式 (1) 计算二者的错配度^[18] (δ):

$$\delta = \frac{|a_s - a_p|}{a_n} \times 100\% \quad (1)$$

式中, a_s 代表基体相 α -Al 的晶格常数, a_n 代表形核相 Al₃Sc 的晶格常数。根据式(1)计算得到 α -Al 相与 Al₃Sc 相的错配度 (δ) 为 1.0% (小于 5%), 这与上述 (图 5c) Al₃Sc 和 α -Al 取向关系为共格的结果一致。这说明 Al₃Sc 可以作为 α -Al 的有效异质形核质点。另外, 从图 5a 中可知, 含 Sc 合金基体中产生了数量较多、尺寸较小的 Al₃Sc 颗粒, 这表明实验合金中 Al₃Sc 提供的有效异质形核数目较多。因此, 实验合金添加 Sc 元素后, α -Al 得到细化主要归功于合金中产生了大量细小 Al₃Sc 颗粒, 且 Al₃Sc 可以作为有效异质形核质点。

3.2 共晶硅的变质机制

共晶 Si 变质与吸附杂质元素密切相关。吸附在共晶 Si{111}密排面的杂质原子, 能够导致 Si 原子发生堆垛层错形成生长台阶, 从而促发共晶 Si 形成孪晶, 造成共晶 Si 变质^[19]。由图 7d、7e 结果可知, 共晶硅中存在 Sc 元素的分布, 且在共晶 Si{111}密排面上存在高密度的交叉台阶痕迹及孪晶形貌 (图 7a), 这表明作为表面活性元素的稀土 Sc, 能够作为杂质元素被吸附在共晶硅{111}密排面上。另外, 杂质元素原子半径与 Si 原子半径的比值 (r_i (modifier): r (silicon)) 对共晶 Si 变质也有着重要影响。当 r_i (modifier): r (silicon)=1.646 时, 共晶硅的变质效果最佳^[18]。本实验中, 稀土 Sc 的原子半径 (0.164 nm) 与 Si 的原子半径 (0.117 nm) 比值为 1.402, 该比值与 1.646 接近, 这表明 Sc 元素对共晶 Si 具有较好的变质作用。

4 结 论

1) 实验合金主要物相包括 α -Al、共晶 Si、Al₃Sc、AlSc₂Si₂ 及富铁相 (β -AlFeSi 和 π -AlSiMgFe) 等。添加稀土 Sc 的实验合金组织得到细化, α -Al 树枝晶趋于等轴晶转变, 粗大的板条状 Si 趋于颗粒状转变。随着 Sc 含量的增加, α -Al 相尺寸逐渐减小, 当 Sc 含量为 0.3% 时, 实验合金细化及变质效果最好。

2) 稀土 Sc 的存在形式主要表现在: 少量 Sc 固溶在基体中形成 α -Al 固溶体, 少量 Sc 存在于共晶 Si 中, 被吸附在共晶 Si{111}。此外, Sc 元素还存在于 Al₃Sc、AlSc₂Si₂ 等化合物中。

3) 含 Sc 合金产生的大量细小 Al₃Sc 与 α -Al 共格, 存在 [001] _{α -Al} // [001]_{Al₃Sc} 位向关系, 并且 Al₃Sc 与 α -Al 的晶格错配度为 1.0%, Al₃Sc 可以作为 α -Al 的有效异质形核质点, 起到细化基体的作用。

4) 添加稀土 Sc 后, 实验合金中的共晶 Si 得到细化且发生变质。Sc 作为杂质元素促发 Si{111}密排面形成高密度孪晶, 导致共晶 Si 变质。合金中形成的 AlSc₂Si₂ 相能够消耗部分 Si 元素, 使得共晶 Si 数量减少、范围减小。

参考文献 References

- [1] Li Qinglin, Xia Tiandong, Lan Yefeng *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 588: 97
- [2] He Yi, Xi Haihui, Ming Wenquan *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(1): 1
- [3] Li Qinglin, Zhu Yuqian, Li Jinbao *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(6): 1915
- [4] Jiang W, Hu K Q, Zhu X Z *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(1): 15
- [5] Li J H, Albu M, Hofer F *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 83: 187
- [6] Li Qinglin(李庆林), Li Binqiang(李斌强), Li Jinbao(李进宝) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(12): 2443
- [7] Wang Zhengjun, Zhang Man, Zhang Qiuyang *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(10): 3402
- [8] Huang Xiaofeng(黄晓锋), Feng Kai(冯凯), Xie Rui(谢锐). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(8): 2196
- [9] Chen Zhiguo(陈志国), Yang Wenling(杨文玲), Wang Shiyong(王诗勇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(8): 1499
- [10] Mao Feng(毛丰), Ou Liming(欧黎明), Qiao Yongfeng(乔永

- 枫) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2021, 45(4): 393
- [11] Tang Peng(唐鹏), Liu Yiyuan(刘裔源), Huang Huiyi(黄惠毅) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(10): 3528
- [12] Li J H, Wang X D, Ludwig T H *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 84: 153
- [13] Dong Yanheng(董衍衡), Jia Zhihong(贾志宏), Wen Boyang(温柏杨) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2020, 30(3): 479
- [14] Pandey P, Gourlay C M, Belyakov S A *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(10): 4549
- [15] He Bing(何兵), Qin Ming(覃铭), Liang Liuqing(梁柳青) *et al. Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2017, 38(10): 2360
- [16] Tang Qi, Zhao Jianhua, Wang Tao *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 741: 161
- [17] Ludwig T H, Schonhvd Dæhlen E, Schaffer P L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 586: 180
- [18] Turnbull D, Vonnegut B. *Industrial & Engineering Chemistry* [J], 1952, 44(6): 1292
- [19] Lu S Z, Hellawell A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1987, 18(10): 1721

Microstructure Evolution and Mechanism of Refinement and Modification in As-casting Al-Si-Mg-Sc Alloy

Cui Xiaoming, Meng Chuang, Shi Bo, Bai Pucun, Du Zhaoxin, Zhao Xueping, Wang Huixin
(Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

Abstract: Al-7%Si-0.3%Mg-X%Sc(X=0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.5, 0.8) casting alloys were prepared by vacuum induction melting furnace. Scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) and transmission electron microscopy (TEM) were used to characterize the microstructure of the experimental alloy, and the refinement and modification mechanism of the experimental alloy was discussed. The results show that the main phases of the experimental alloy include α -Al, eutectic Si, Al₃Sc, AlSc₂Si₂ and iron-rich phases (β -AlFeSi and π -AlSiMgFe). The microstructure of the experimental alloy is refined by adding Sc element. With the increase of Sc content, the dendritic spacing of α -Al decreases and the size of eutectic Si decreases. When the content of Sc is 0.3%, the effect on refining of the experimental alloy is the best. A large number of fine Al₃Sc particles produce in the alloy containing Sc. Al₃Sc particles are coherent with α -Al matrix, and the lattice mismatch between them is 1.0%. Therefore, Al₃Sc can be used as an effective heteronucleation particle of α -Al to fine α -Al. After the addition of Sc, the eutectic Si will deteriorate and get refined. This is because the rare earth Sc elements existing in the eutectic Si can be adsorbed on the eutectic Si{111} dense surface as impurity elements, thus promoting the formation of high-density twins for the eutectic Si. In addition, AlSc₂Si₂ formed in the alloy can consume part of Si element, which reduces the amount and size of eutectic Si.

Key words: Al-Si-Mg alloy; rare earth Sc; microstructure; mechanism of refinement and modification

Corresponding author: Zhao Xueping, Master, Senior Experimentalist, School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, P. R. China, Tel: 0086-471-6577161, E-mail: zhaoxp_1984@163.com