

基于 Al-Sr-RE 复合变质高 Fe 含量 AlSi10MnMg(Fe) 合金的组织 and 性能

肖三保¹ 宋东福² 宋秋福³ 黄毅锋⁴ 张志波² 黄惠兰²

(1. 江西省建筑技术促进中心, 南昌 360100; 2. 广东省科学院新材料研究所, 广州 510650; 3. 广州致远新材料科技有限公司, 广州 510620; 4. 江门市愈锋新材料科技有限公司, 江门 529159)

摘要 提出 Al-Sr-RE 复合变质高 Fe 含量 AlSi10MnMg(Fe) 合金的第二相, 以实现再生铝合金的保级利用。采用金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和力学试验设备研究了高 Fe 含量 AlSi10MnMg(Fe) 合金的组织 and 性能。结果表明, Al-Sr-Ce 复合变质剂主要由 Al_4Sr 和 $Al_{11}Ce_3$ 相组成, Sr 和 Ce 互溶。重力铸造时, 富 Fe 相主要以细长的针状富 Fe 相为主, 而压铸时则以细小颗粒状和短棒状富 Fe 相为主。富 Fe 相类型由单一的 $\delta-Al_3(Fe, Mn)Si_2$ 转变成 $\delta-Al_3(Fe, Mn)Si_2$ 和 $\pi-AlMgSiFe$ 的混合类型。重力铸造合金的伸长率略低于行业内的低 Fe 合金, 但压铸合金的综合力学性能达到行业内先进指标。大量长条针状富 Fe 相是导致重力铸造高 Fe 合金塑性降低的主要原因。Al-Sr-Ce 有利于改善共晶 Si 和富 Fe 相的形貌, 有助于提高合金的塑性。

关键词 高 Fe 含量; Al-Sr-RE; AlSi10MnMg(Fe) 合金; 富 Fe 相; 力学性能

中图分类号 TG146.21; TG249.2

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.H20250010

Microstructure and Properties of AlSi10MnMg(Fe) Alloy with High Fe Content Composite Modified by Al-Sr-RE

XIAO Sanbao¹, SONG Dongfu², SONG Qiufu³, HUANG Yifeng⁴, ZHANG Zhibo², HUANG Huilan²

(1. Jiangxi Provincial Building Technology Promotion Center, Nanchang 360100; 2. New Materials Research Institute, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510650; 3. Guangzhou Zhiyuan New Materials Technology Co., Ltd., Guangzhou 510620; 4. Jiangmen Yufeng New Materials Technology Co., Ltd., Jiangmen 529159)

Abstract: Al-Sr-RE modified second phase in high-Fe content AlSi10MnMg(Fe) alloys was proposed to achieve grade-preserving utilization of recycled aluminum alloys. The microstructure and properties of high-Fe content AlSi10MnMg(Fe) alloys were systematically investigated using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and mechanical testing equipment. The results indicate that Al-Sr-Ce composite modifier primarily consists of Al_4Sr and $Al_{11}Ce_3$ phases, and Sr and Ce form mutual solution. During gravity casting, Fe-rich phase is dominated by long needle-like morphology, which comprises fine granular and short rod-like iron-rich phases in die casting. The type of iron-rich phase is converted from single $\delta-Al_3(Fe, Mn)Si_2$ phase to mixture of $\delta-Al_3(Fe, Mn)Si_2$ and $\pi-AlMgSiFe$ phases. The elongation of alloy by gravity casting is slightly lower than that of low-Fe industrial alloys, while comprehensive mechanical properties of die-cast alloy reach advanced level. The reduced plasticity of high-Fe gravity-cast alloy is attributed to large amounts of long needle-like Fe-rich phases. Al-Sr-Ce is beneficial to modifying morphology of eutectic silicon and Fe-rich phases, thereby enhancing the plasticity.

Key Words: High Fe Content, Al-Sr-RE, AlSi10MnMg(Fe) Alloy, Fe-rich Phase, Mechanical Properties

随着全球汽车产业向电动化、智能化转型,轻量化技术成为提升能源效率和续航里程的核心路径。一体化压铸技术因其颠覆性的制造效率和显著的轻量化效

果,正逐步重塑汽车制造格局^[1-3]。然而,一体化压铸技术的规模化应用需要关键材料的支撑,即免热处理高强韧压铸铝合金,以解决大型薄壁构件在热处理强化

收稿日期: 2025-06-11; 修订日期: 2025-09-16

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2024YEE0109100); 广东省科技计划资助项目(2023B121260043); 清远市科技计划资助项目(2024YFJH001)

第一作者: 肖三保, 男, 1986 年出生, 高级工程师, E-mail: 376729396@qq.com

通信作者: 宋东福, 男, 1984 年出生, 高级工程师, E-mail: 375462908@163.com

引用格式: 肖三保, 宋东福, 宋秋福, 等. 基于 Al-Sr-RE 复合变质高 Fe 含量 AlSi10MnMg(Fe) 合金的组织 and 性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(10): 1590-1595.

XIAO S B, SONG D F, SONG Q F, et al. Microstructure and properties of AlSi10MnMg(Fe) alloy with high Fe content composite modified by Al-Sr-RE[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(10): 1590-1595.

中变形、起泡和性能下降等问题^[4-5]。因此,开发压铸用兼具高强、高韧、无需热处理的铝合金,成为一体化压铸技术的关键技术之一。在众多免热处理铝合金中,AlSi10MnMg(Fe)合金(牌号为 Silafont-36)因优异的铸造性能和综合力学性能,成为应用最广泛合金^[6-7]。Mg 是合金主要强化元素,通过固溶强化和形成 Mg₂Si 相提高铸件强度。随 Mg 含量增加,形成的 Mg₂Si 相在晶界偏聚,割裂基体连续性,导致伸长率降低^[7]。尤其是当 Mg 含量超过 0.5% 时,合金强度基本不变,但塑性和铸造性能均降低,影响了合金的高强韧化^[7]。此外,Fe 作为 AlSi10MnMg(Fe)合金中杂质元素,行业内对其含量有非常严格的限制,通常不超过 0.25%,其原因是当 Fe 过量时易形成长条针状的 β -AlFeSi 相,显著降低铸件性能。Fe 含量的限制为再生铝的加入造成极大障碍^[5,8]。此外,为了弥补压铸合金中 Fe 含量不足引起的铝熔体粘模问题,添加了较高含量的 Mn^[7]。

为改善 AlSi10MnMg(Fe)合金的强韧性,研究者通过细化和变质等方法细化组织。刘文憬等^[9-11]添加微量 Al-Sr-Sb、Sr+Er 和 Sr+Ce 的复合变质剂,协同变质共晶 Si 和细化晶粒,改善合金塑性。其中 Sr、Er 复合添加后,重力铸造 AlSi10MnMg(Fe)合金的强度和伸长率分别达到 222 MPa 和 16.0%,表现出良好的强韧性。刘新华等^[12]添加微量的 TiB₂,减小预结晶晶粒和富 Fe 相尺寸,压铸件的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别较基础合金提高了 5.3%、11.5% 以及 115.9%。LIU Y 等^[13]发现添加 0.02% 的 Sr 和 0.1% 的 La/Ce 混合稀土,显著细化 α -Al 相和共晶 Si 相,合金伸长率达 7.3%,较基础合金提高 73.8%。在富 Fe 相方面,研究者通过添加 Mn、Cr、RE、B 等元素,改善富 Fe 相的类型、形貌与分布^[14-17],其中 Mn 最为常用。前期研究发现^[18-20], $w(\text{Mn})/w(\text{Fe})$ 为 1.0 时 Al-7Si-1.2Fe-1.09Mn 合金伸长率最高仅为 0.4%,其主要原因是单一的富 Fe 相使 Mn 变质无法大幅提高合金的伸长率。因此,有必要开发兼具变质富 Fe 相和共晶 Si 的复合变质剂。

本研究提出一种新型 Al-Sr-RE 复合变质剂,通过深度变质共晶 Si 改善高 Fe 含量 AlSi10MnMg(Fe)合金综合力学性能,探究 Sr、Ce 复合变质下合金在重力铸造和压铸条件下的微观组织和力学性能,探讨复合变质机制,旨在为开发高 Fe 含量容许度的免热处理压铸铝合金提供参考。

1 试验材料与方法

试验材料主要包括工业纯铝(99.5%,质量分数,下同)、金属 Si(99.0%)、工业纯镁(99.7%)、Al-20Fe 和 Al-8Sr-8Ce 中间合金等。首先将约 80 kg 的工业纯铝、金属

Si 和 Al-20Fe 等原料投入到石墨坩埚中,随后加热至 800 °C,待原料完全熔化后,加入剩余的工业纯铝,调整熔体温度至 730~750 °C。以高纯氩气为载体,加入 200 g 精炼助熔剂(NaCl、KCl 和 Na₃AlF₆ 质量比为 12:12:1),通气时间为 15 min。随后加入工业纯镁块和 Al-8Sr-8Ce 中间合金,并用工具轻微搅拌熔体。静置 30 min 后,清除熔体表面浮渣,随后浇入预热的金属型中,制备重力铸造拉伸试样。剩余的熔体进行压铸试验,压铸试验在 2 800 kN 的迅捷压铸机上进行,熔体温度为 (690±10) °C。压铸试样的平行段直径为 6.3 mm,长度约为 65 mm,总长度约为 160 mm。获得的重力铸造和压铸试样见图 1,其中大直径是重力铸造试样,小直径是压铸试样。



图 1 重力铸造和压铸拉伸试样
Fig.1 Tensile test specimens

采用直读光谱仪(SPECTRO-MAX)测定合金的化学成分,见表 1。在重力铸造和压铸试棒的中部截取金相试样,随后依次经 100~2 000 目水磨砂纸研磨、2.5 μm 氧化铝的粗抛光和质量分数为 0.5% MgO 水溶液的精抛后,获得金相试样。采用光学显微镜(Leica DMIRM 3000)和扫描电镜(Gemini SEM 300)观察合金组织形貌,并用能谱仪(EDS, OXFORD 7412)分析典型物相的化学成分。采用 Image Pro-Plus 图像分析软件定量分析合金组织特征。采用力学试验机(CMT5105, SANS)测试铸锭的力学性能,拉伸速率为 1 mm/min,采用 SEM 分析断口表面的形貌特征。

表 1 合金的化学成分
Tab.1 Chemical composition of test alloys %

w_B							Al
Si	Fe	Mg	Mn	Sr	Ce	其他微量元素	
10.28	0.57	0.44	0.25	0.023	0.027	0.12	余量

2 试验结果与分析

2.1 Al-Sr-RE 合金的微观组织

图 2 为 Al-8Sr-8Ce 复合变质剂的 SEM 组织和典型物相的能谱。由图 2a 和图 2b 可知,Al-Sr-Ce 合金中主要由长条初生相和针片状或汉字状共晶相组成。粗大针状物相颜色呈灰白色,厚度最大超过 40 μm ,而长度则超过 1 mm。由图 2c 可知该相的成分以 Al、

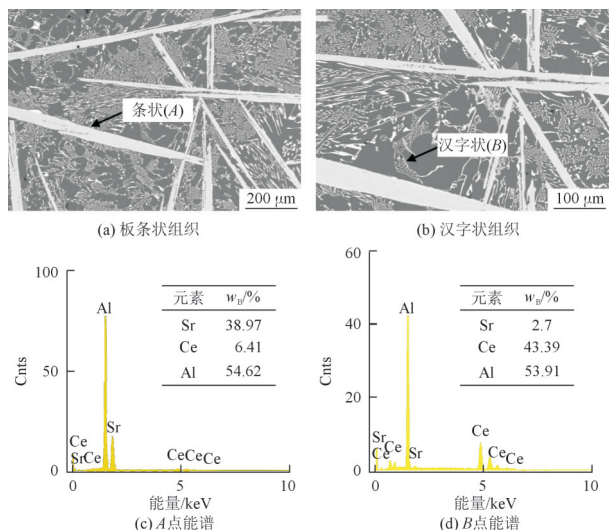


图2 Al-8Sr-8Ce复合变质剂的SEM组织和典型物相能谱
Fig.2 SEM microstructure and typical energy spectrum of Al-8Sr-8Ce composite modifier

Sr为主,另外含有少量的Ce元素;由图2d可知,亮白色的汉字状相主要以Al、Ce为主,此外含有少量的Sr元素,表明 Al_4Sr 和 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相中分别掺杂了Ce和Sr元素,形成相互固溶的混合物相,而且Ce在 Al_4Sr 中的溶解度较Sr在 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 中的溶解度大。

图3为Al-8Sr-8Ce复合变质剂的成分面扫描图。可以看出,粗大板条状相中Sr的摩尔浓度最高(见图

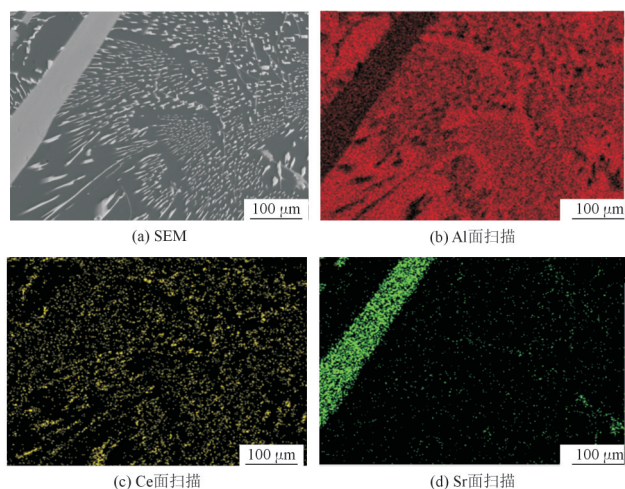


图3 Al-8Sr-8Ce复合变质剂的SEM形貌及元素面扫描
Fig.3 SEM morphology and EDS mapping of Al-8Sr-8Ce composite modifier

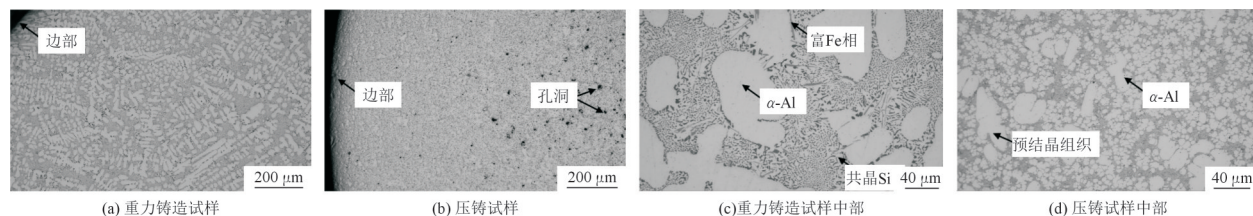


图4 不同铸造试样的OM组织

Fig.4 OM microstructure of different casting specimens

3d),而相应的区域发现了Al和Ce,但Al的摩尔浓度较其他区域显著降低(见图3b),而Ce的摩尔浓度分布较为均匀,即在共晶相和初生相的摩尔浓度较为接近(见图3c),Sr在共晶区的浓度较初生相区显著降低。

2.2 高Fe含量Al-10Si-Mg合金的微观组织

图4为重力铸造和压铸试样的OM组织。由图4a和图4c可知,重力铸造合金的组织主要由初生 α -Al、富Fe相和Al-Si共晶组成,其中 α -Al呈白色树枝状,而富Fe相呈灰白色针状,分布在晶界处和Al-Si共晶处。Al-Si共晶中的共晶Si主要呈细小汉字状和纤维状。由图4b和4d可知,压铸合金组织细密,但靠近中部的区域发现黑色圆形孔洞。组织主要由粗大的预结晶组织、 α -Al和Al-Si共晶Si组成,其中预结晶组织为初生 α -Al,其尺寸与重力铸造的初生 α -Al较为接近,最大直径可达50 μm 以上,而 α -Al的尺寸较重力铸造合金显著降低,平均晶粒尺寸约为10 μm 。而Al-Si共晶中的共晶Si尺寸较重力铸造合金细小,图4d中无法分辨。

为了进一步分析合金中的第二相,采用扫描电镜(SEM)及能谱仪(EDS)观察了微观形貌和典型第二相组成,结果见图5和表2。由图5a可知,重力铸造时,亮白色物相较为均匀地分布在晶界处和Al-Si共晶区。从图5c可知,亮白色物相包括长条状(C)、汉字状(D)、颗粒状(E、F),其中E、F相的亮度较高。由表2可知,点C和D均由Al、Fe、Si、Mn元素组成,但 $(\text{Mn}+\text{Fe})/\text{Si}$ 的摩尔比均较低,分别为0.4和0.6,与 $\delta\text{-Al}_3(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}_2$ 相较接近。随 $x(\text{Mn}+\text{Fe})/x(\text{Si})$ 增加,其形貌由针状向汉字状转变。亮白色物相主要呈颗粒状,其中E点处颗粒粒径较大,达到3 μm ,分布在Al-Si共晶区和 α -Al之间的界面处,成分主要有Al、Si、Sr、Ce和Mg,应为 $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$,其中Mg和Ce以固溶原子的形式存在。而F点处颗粒状相的粒径为0.1~0.5 μm ,吸附在富Fe相表面,其成分与E点略有不同,主要有Al、Si、Ce、Mg,应为 $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ce}$ 相,而Sr和Mg则属于固溶原子。由图5b和图5d可知,白色物相主要呈细小的颗粒状和短棒状,均匀地分布在共晶区。此外还有少量的大尺寸多边形相(点G),该相主要成分有Al、Fe、Mn、Si,其 $x(\text{Mn}+\text{Fe})/x(\text{Si})$ 为1.27,应为 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 相。

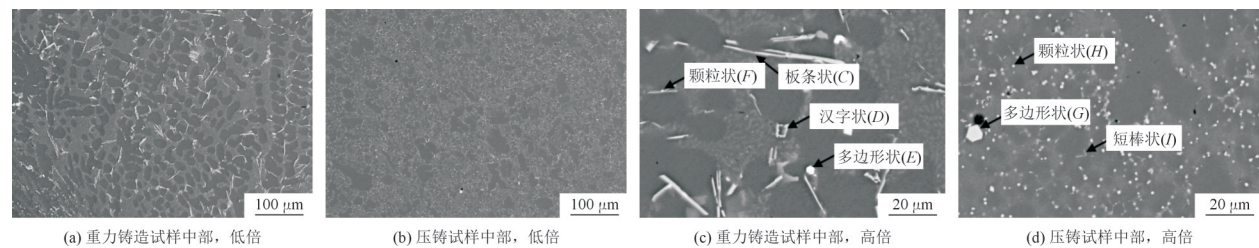


图 5 不同铸造试样的 SEM 组织

Fig.5 SEM microstructure of different casting specimens

细小颗粒状(点 H)相的元素组成和 $x(\text{Mn}+\text{Fe})/x(\text{Si})$ 与汉字状富 Fe 相接近。短棒状相的颜色亮度较低,长度不高于 $5\text{ }\mu\text{m}$,该相中含有较高含量的 Mg,其余元素与点 F 相似,结合形貌和化学组成,该相为 $\pi\text{-AlMgSiFe}$ 。综上,当采用压铸成形时,富 Fe 相形貌主要以细小颗粒状和短棒状为主,分布在 Al-Si 共晶区,尺寸较重力铸造时显著降低。此外,压铸合金中未发现明显的 Sr 和 RE 聚集,这是因为在快速冷却过程中,微量 Sr 和 RE 固溶在基体中。

表 2 典型第二相的化学组成

Tab.2 Chemical composition of typical second phases

测试点	$x_B/\%$							物相
	Mg	Si	Mn	Fe	Ce	Sr	Al	
C	—	17.37	3.40	10.66	—	—	余量	$\delta\text{-Al}_3(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}_2$
D	—	10.79	3.36	9.69	—	—	余量	$\delta\text{-Al}_3(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}_2$
E	1.00	27.83	—	—	12.19	19.89	余量	$\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ce}$
F	1.58	18.46	—	—	22.88	—	余量	$\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ce}$
G	—	9.73	9.51	14.98	—	—	余量	$\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$
H	—	11.48	4.55	8.70	—	—	余量	$\delta\text{-Al}_3(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}_2$
I	7.03	16.55	—	5.58	—	—	余量	$\pi\text{-AlMgSiFe}$

统计了富 Fe 相的面积分数和形貌特征,见表 3。可以看出,不同铸造试样中的富 Fe 相面积分数较为接近,但压铸试样中的富 Fe 相等效直径和长径比显著降低,仅为重力铸造试样的 28.2% 和 42.6%,这表明压铸使得富 Fe 相的尺寸和形貌得到显著改善。

表 3 图 5 中的富 Fe 相统计结果

Tab.3 Statistics of Fe-rich phase in Fig.5

铸造工艺	面积分数/%	等效直径/ μm	长径比
重力铸造	3.89 ± 0.19	3.76 ± 1.75	3.92 ± 2.71
压铸	3.98 ± 0.16	1.06 ± 0.61	1.67 ± 0.91

2.3 高 Fe 含量 Al-10Si-Mg 合金的微观组织

图 6 为重力铸造和压铸试棒的工程应力-工程应变曲线。可以看出,重力铸造时合金强度较低,但伸长率达 10% 以上。压铸试样抗拉强度较重力铸造试棒显著提高,且伸长率仍维持在 10% 以上。比较了国内外常规的 AlSi10Mn0.65Mg(Fe) 合金性能,结果见表 4。可以看出,刘文憬等^[9-11]开发的 AlSi10Mn0.65Mg(Fe) 合金具有优异的强韧性,即采用了 Al-5Sr-5Sb、Sr+Er 和

Sr+Ce 复合变质处理后,重力铸造合金的抗拉强度达 220 MPa 以上,较本研究的重力铸造高 Fe 含量 AlSi10MnMg(Fe) 合金高 25.7%,伸长率保持 10.9% 以上,为本研究的 0.97~1.43 倍。铸态时,本研究设计的高 Fe 含量 AlSi10MnMg(Fe) 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到了 323 MPa、175 MPa 和 10.0%,其中抗拉强度最高,综合力学性能达到行业先进水平。

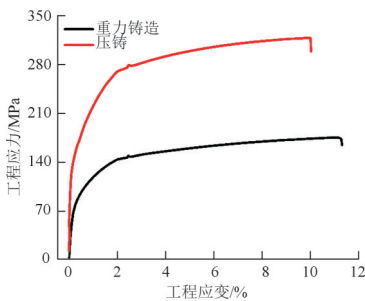


图 6 不同铸造试样的工程应力-工程应变曲线

Fig.6 Tensile curves of different casting specimens

表 4 AlSi10MnMg(Fe) 压铸合金的力学性能对比^[9-11, 21-25]

Tab.4 Mechanical property comparison of AlSi10MnMg(Fe)

die-casting alloy				
国内外研究	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	备注
本研究	175	110	11.2	重力铸造
本研究	323	175	10.0	压铸
LIU W J 等 ^[9]	255	—	10.9	重力铸造
刘文憬等 ^[10]	220	—	16.0	重力铸造
刘文憬等 ^[11]	229	—	14.6	重力铸造
JIAO X Y 等 ^[21]	255	150	3.7	压铸
徐攀鹏等 ^[22]	313	144	7.7	压铸
全泳琪等 ^[23]	296	177	3.7	压铸
罗国健等 ^[24]	280	135	11.0	压铸
GB/T 15114-2024 ^[25]	200	120	5.0	压铸

图 7 为两种铸造试样拉伸断口形貌和典型物相能谱。由图 7a 和图 7b 可知,重力铸造试样断口表面主要由大量的韧窝和小平面组成,小平面在背散射(BSE)模式下呈亮白色,结合图 7e 中的成分结果,该相为富 Fe 相。富 Fe 相主要呈多边形和条状,与基体之间存在裂纹。由图 7c 和图 7d 可知,压铸试样断口韧窝更加细密,但存在较为明显的孔洞,细小白色颗粒相主要含 Al、Fe、Si、Mn 等元素,物相组成与表 2 中的 F 点一致。综上,重力铸造合金和压铸合金均表现出良好的塑性,

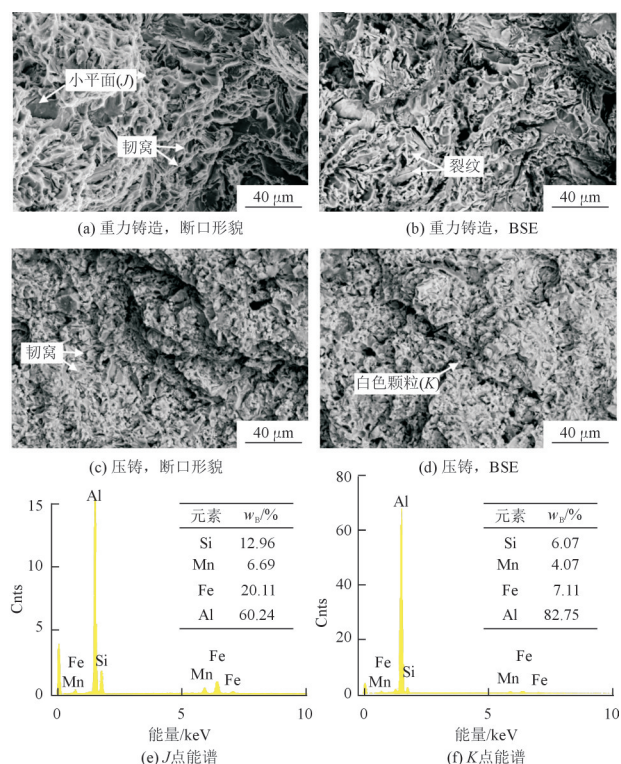


图7 不同铸造合金的断口表面形貌和能谱分析

Fig.7 Fracture morphologies and energy spectrum analysis of different casting alloys

但针片状富Fe相引起了应力集中和裂纹扩展,导致重力铸造合金塑性降低,而孔洞降低了压铸合金的塑性。

3 讨论

采用JMat Pro热力学软件分析合金的凝固曲线,结果见图8。可以看出,在平衡凝固条件下,物相的凝固顺序为: $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ 、 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\alpha\text{-Al}$ 、 Si 、 $\beta\text{-Fe}$ 、 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 和 $\pi\text{-AlMgFeSi}$ 。而在实际的重力铸造过程中,未发现 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$,而 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\beta\text{-Fe}$ 和 $\pi\text{-AlMgFeSi}$ 主要以不同形貌的富Fe相存在。Ce一方面固溶在 $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ 相中,一方面以 $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Ce}$ 的形式存在。由图5c可知, $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ 主要分布在 $\alpha\text{-Al}$ 与 Al-Si 共晶界面,表明该相的形成晚于 $\alpha\text{-Fe}$ 和 $\alpha\text{-Al}$,甚至晚于 Al-Si 共晶,这为Sr、Ce复合变质共晶Si提供了动力学条件。 $\delta\text{-Al}_3(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}_2$ 富Fe相的形貌主要以针状为主,其形态与 $\beta\text{-Fe}$ 相接近,其形成温度高于 $\alpha\text{-Al}$,因此形成了少量的初生富Fe相,分布在晶界处。随凝固温度降低, $\alpha\text{-Fe}$ 逐渐转变成 $\delta\text{-Al}_3(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}_2$,形成了初生和共晶 $\delta\text{-Al}_3(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}_2$ 富Fe相共存。研究发现, Al-Sr-RE 中的物相主要由Sr、Ce相互固溶的 $\text{Al}(\text{SrRE})$ 相组成^[26-29]。溶解后,由于组织遗传性,Sr和Ce形成了部分原子团簇。由于微量的Sr、Ce无法形成高温质点,且在Al中的溶解度极小,因此在较高温度下主要以原子及原子团簇的形式

存在,Sr和Ce均为高活性元素,极易吸附在共晶Si的形核质点表面,导致共晶Si形核温度降低,形核效率显著提高。而在共晶Si生长时,Sr、Ce原子团簇在共晶Si的台阶和凹槽处,协同抑制共晶Si生长,促进共晶Si的孪晶转变,最终实现了共晶Si的深度变质。基于此,在Fe含量(0.57%)显著高于常规合金($<0.15\%$)时,重力铸造合金仍然保持了较高的伸长率,这主要归因于 Al-Sr-RE 对共晶Si的深度变质。在压铸时,合金的冷却速度急剧提高,微量的Sr、Ce分布较为均匀,来不及形成较大尺寸的含Sr和含Ce相,此时Sr、Ce易吸附在富Fe相和共晶Si的表面,抑制第二相的长大,显著改善第二相的尺寸和形状因子,获得综合性能良好的高Fe含量压铸铝合金,初步实现再生铝的保级利用。

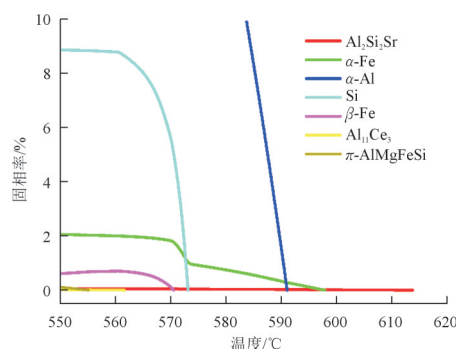


图8 基于JMat Pro软件合金的凝固曲线

Fig.8 Solidification curve of test alloy based on JMat Pro software

在合金中,由于基体与硬质相之间的应变不相容性,导致硬质相与基体的界面处应力应变易发生集中,引起裂纹萌生,是控制断裂产生的主要因素^[30-31]。在本研究的 Al-Si 合金中,富Fe相和共晶Si相均属于第二相,其弹性模量和显微硬度明显高于 $\alpha\text{-Al}$ 基体^[32],两种界面易萌生裂纹。一旦发生裂纹,将沿着垂直受力方向扩展,此时第二相的形貌成为了裂纹扩展速度的关键因素。在传统高Fe含量 Al-Si 合金中,粗大板片状共晶Si和富Fe相易成为裂纹源,沿着纵向方向扩展,加速合金失效。添加微量的 Al-Sr-Ce 变质剂后,Sr和Ce原子团簇优先吸附在共晶Si生长界面,抑制其择优生长并促进孪晶分枝,使共晶Si从板片状转变为细小的纤维状或汉字状,降低了裂纹扩展速度。同时,富Fe相呈细小且均匀分布的短板状和颗粒状(见图5d),使裂纹的扩展路径更加曲折,显著改善合金的塑性。

4 结论

(1) Al-8Sr-8Ce 复合变质剂主要由初生的 Al_4Sr 和 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 共晶相组成,但 Al_4Sr 中固溶了少量的Ce,而 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 中固溶了少量的Sr。

(2) 铸造方法显著改变了富Fe相的形态和类型。

重力铸造时,富Fe相主要以细长的针状富Fe相为主,而压铸合金中的富Fe相主要由细小颗粒状和短棒状富Fe相组成。富Fe相类型由单一的 δ -Al₃(Fe,Mn)Si₂转变成 δ -Al₃(Fe,Mn)Si₂和 π -AlMgSiFe的混合类型。

(3)重力铸造合金的伸长率略低于行业内的低Fe合金,但压铸态合金的综合力学性能达到行业内先进性指标。高Fe含量合金中的长条针状富Fe相是重力铸造合金塑性较低的主要原因。

(4)Al-Sr-Ce有利于改善共晶Si和富Fe相的形貌,有助于提高合金的塑性。

参 考 文 献

- [1] 曹玉凤,郭望,李亨,等. 铝合金在汽车轻量化中的应用及发展[J]. 汽车工程学报, 2025, 15(2): 125-136.
- [2] 查敏,顾焘,马品奎,等. 轻合金大型一体化结构部件压铸成形技术研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44(8): 1 009-1 022.
- [3] 李先洲. 铝合金一体化压铸技术浅析[J]. 铸造, 2023, 72(4): 462-465.
- [4] 但昭学,林韵,万里,等. 一体化压铸成形技术的现状及发展[J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44(8): 1 023-1 031.
- [5] 邹文逸,孙明,杨德鹏,等. 免热处理铝合金的研究现状及展望[J]. 材料热处理学报, 2024, 45(9): 1-11.
- [6] 罗婷瑞,樊振中,胡惠翔,等. 新能源汽车用一体化压铸铝合金研究现状与发展趋势[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(11): 1 472-1 478.
- [7] 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): 1 054-1 061.
- [8] PIATKOWSKI J, NOWINSKA K, MATULA T, et al. Microstructure and mechanical properties of AlSi10MnMg alloy with increased content of recycled scrap [J]. Materials, 2025, 18(5): 1 119.
- [9] LIU W J, LI Y D, WANG Z Z, et al. Effects of Al-5Sr-5Sb modifiers prepared by various processes on microstructure, thermal conductivity, and mechanical properties of AlSi10MnMg alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2025, 35(7): 2 164-2 182.
- [10] 刘文憬,李元东,宋赵熙,等. Sr+Er复合变质对AlSi10MnMg合金微观组织、导热及力学性能的影响[J]. 材料导报, 2023, 37(6): 131-137.
- [11] 刘文憬,李元东,宋赵熙,等. 微量Sr+Ce复合变质对AlSi10MnMg合金显微组织、导热性能及力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(2): 332-342.
- [12] 刘新华,朱洪军,陈明岚,等. TiB₂对AlSi10MnMg合金压铸态组织及力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44(1): 46-50.
- [13] LIU Y, YU Z C, ZHANG M, et al. The influence of the combined addition of La-Ce mixed rare earths and Sr on the microstructure and mechanical properties of AlSi10MnMg alloy [J]. Metals, 2024, 14(9): 1 050.
- [14] LI Z D, LIMODIN N, TANJAOU A, et al. Effect of Fe and Mn content on the microstructures and tensile behaviour of AlSi7Cu3 alloy: Thermal analysis and tensile tests[J]. Metals and Materials International, 2022, 28(9): 2 118-2 133.
- [15] CHANYATHUNYAROJ K, PATAKHAM U, KOU S, et al. Mechanical properties of squeeze-cast Al-7Si-0.3Mg alloys with Sc-modified Fe-rich intermetallic compounds[J]. Rare Metals, 2018, 37(9): 769-777.
- [16] 谭喜平,郑开宏,宋东福,等. Al-3B中间合金添加量对再生铸造铝合金中杂质铁含量的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(6): 1 401-1 407.
- [17] 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 and Engineering, 2008, A488(1-2): 496-504.
- [18] 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): 1 832-1 838.
- [19] SONG D F, ZHAO Y L, JIA Y W, et al. Study of the evolution mechanisms of Fe-rich phases in Al-Si-Fe alloys with Mn modification using synchrotron X-ray imaging [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 915: 165 378.
- [20] SONG D F, ZHAO Y L, JIA Y W, et al. Synergistic effects of Mn and B on iron-rich intermetallic modification of recycled Al alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 527-541.
- [21] JIAO X Y, ZHANG Y F, WANG J, et al. Characterization of externally solidified crystals in a high-pressure die-cast AlSi10MnMg alloy and their effect on porosities and mechanical properties [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 298: 117 299.
- [22] 徐翠鹃,李德江,李子昕,等. 热处理对压铸AlSi10MnMg减震塔组织及力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(7): 884-889.
- [23] 全泳琪,程汉明,王鹤睿,等. 热处理对压铸AlSi10MnMg合金组织和力学性能的影响[J]. 有色金属科学与工程, 2022, 13(2): 98-106.
- [24] 罗国健,孙有平,何江美,等. 热处理对高真空压铸AlSi10MnMg合金拉伸性能的影响[J]. 机械工程材料, 2024, 48(4): 44-50.
- [25] GB/T 15115-2024 压铸铝合金[S]. 2024.
- [26] YANG D Y, SONG D F, TANG C Y, et al. The 3D morphology morphological evolution of Fe-rich phase and mechanical properties in recyclable A356 alloy [J]. Materials Today Communications, 2024, 41: 110 425.
- [27] HU X Y, SONG D F, WANG H P, et al. Effect of ultrasonic-assisted modification treatment on the microstructure and properties of A356 alloy[J]. Materials, 2022, 15: 3 714.
- [28] YANG D M, CAI Y H, SONG D F, et al. A novel modifier Al-Sr-RE for improving the microstructure and mechanical properties of recycled AA3104 alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 2022: 179 744.
- [29] GAO X D, SONG D F, YANG D Y, et al. The effect of Al-Sr-Ce synergistic modification on the microstructure and mechanical properties of Al-15Mg₂Si composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1022: 179 999.
- [30] YI J Z, GAO Y X, LEE P D, et al. Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum-silicon alloy (A356-T6)[J]. Materials Science and Engineering, 2004, A386(1-2): 396-407.
- [31] SONG D F, ZHAO Y L, WANG Z, et al. 3D Fe-Rich phases evolution and its effects on the fracture behavior of Al-7.0Si-1.2Fe alloys by Mn neutralization[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2022, 35(1): 163-175.
- [32] SEIFEDDINE S, JOHANSSON S, INGVAR L, et al. The influence of cooling rate and manganese content on the beta Al₅FeSi phase formation and mechanical properties of Al-Si based alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2008, A490(1-2): 385-390.

(编辑:陈志辉)