# Y对 C611 铝合金凝固组织及性能的影响

娄鑫宇<sup>1</sup>, 孟令刚<sup>1, 2</sup>, 史淑艳<sup>1</sup>, 王荫洋<sup>3</sup>, 亚 斌<sup>1, 2</sup>, 周秉文<sup>1, 2</sup>, 王 军<sup>3</sup>, 宋运坤<sup>3</sup>, 张兴国<sup>1, 2</sup>

(1.大连理工大学材料科学与工程学院,辽宁大连 116024; 2.大连理工大学宁波研究院,浙江宁波 315000;3.中国兵器科学研究院宁波分院,浙江宁波 315048)

**摘要:**研究了添加Y元素对C611铝合金凝固组织和力学性能的影响。结果表明,随着Y含量的增加,C611合金中的 $\alpha$ -Al组织的二次枝晶间距和共晶Si逐渐细化、变质,割裂基体的针状Al<sub>4</sub>(Fe,Mn)Si<sub>2</sub>相尺寸逐步减小。当Y含量为0.10%时,Al<sub>4</sub>(Fe,Mn)Si<sub>2</sub>相的平均长度由48.65 µm减小到28.20 µm,部分Fe以颗粒状Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>相形式析出弥散分布在共晶硅当中,对基体起到了一定的强化作用;此时铝合金的抗拉强度和伸长率为166 MPa和6.2%,较未添加Y的基体合金分别提升了7.1%和29.2%。

关键词: C611铝合金; 稀土元素Y; 凝固组织; 抗拉强度

C611铝合金是Al-Si系免热处理压铸合金,具有优良的流动性能和力学性能,可制造形状复杂的结构部件,适用于车身零件轻量化、薄壁化和高强度高韧性需求, 是汽车一体化压铸的代表性材料。C611铝合金与传统压铸铝合金相比,Si含量相对 较低,作为辅助脱模和强化的Mn含量更多,导致该合金共晶凝固阶段的吸热曲线与 传统铝合金不同,这使其更适合免热处理一体化压铸<sup>[1-3]</sup>。

在Al-Si-Mn合金中,适当含量的Mn可将粗大杂质Fe相中和,减少应力集中,但 Mn加入过量会导致脆性的Fe相体积含量增加,促进铝合金中裂纹萌生与扩展,导致 铝合金力学性能恶化<sup>[4]</sup>。因此,对于具有较高Mn含量的C611铝合金,如何减少Fe杂 质相的影响,进一步提高C611合金力学性能是当前的研究热点之一。

与传统的Fe相中和元素如Co<sup>[5]</sup>、Cr<sup>[6]</sup>等比较,在合金中添加稀土元素如Sc<sup>[7-9]</sup>和 La<sup>[10-11]</sup>等,还可以起到变质共晶Si,精炼α-Al和净化熔体的作用,综合改善效果显 著,最近被广泛关注与报道。Tzeng等<sup>[7]</sup>研究发现,Sc在细化α-Al的同时,还能够使 Al-Si合金凝固组织中针状Fe相转变为由Al、Si、Sc、Fe所组成的块状相;Hosseinifar 等研究发现La的加入会生成Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>La相,影响Si/Fe,进而影响析出的Fe相形貌<sup>[11]</sup>。Sc 由于其与Al的高匹配性、d层电子云不完整,因此细化效果最好,但是我国Sc储量较 低,Y与Sc为同族元素,其性质相近,价格更低;与La相比,Y具有更大的溶解度和 更好的细化效果,因而Y有较高的研究价值<sup>[12]</sup>。

Y元素的加入可以变质Al-Si铸造合金中的共晶硅颗粒,细化初生α-Al<sup>[13]</sup>。有报 道称Y会通过影响Fe相的形成或将其转化为其他相来控制Fe相<sup>[14]</sup>,但是并没有进行针 对性的讨论。因此,本文通过在C611铝合金中添加Y元素来重点研究其对合金中含Fe 相的影响,并探索了稀土Y在改善C611铝合金组织及性能方面的作用机理,为后续 C611合金成分的开发提供参考。

# 1 试验材料和方法

试验原料采用工业纯铝(99.7%,质量分数,下同)、Al-20Si中间合金、Al-10Mn中间合金、工业纯镁(99.9%)、Al-10Sr中间合金(变质剂)和Al-10Y中间合 金。试验设立4组Y的添加方案,具体见表1。

作者简介: 娄鑫宇(2000-),男,硕 士,主要研究方向为合金 成分变化对C611合金组织 及性能的影响。E-mail: lxy18742488750@163.com 通讯作者: 孟令刚,男,博士,硕士生 导师。电话: 13942871465, E-mail: menglg@dlut.edu.cn

中图分类号:TG146.2; TG113 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2024) 09-1225-08

### 基金项目:

国家重点研发计划资助项 目(2018YFA0702900); 中央高校基本科研业务费 (DUT22QN243); 科技 创新 2025 重大专项: 宁波 市重大科技任务攻关项目 (2022Z046)。 收稿日期: 2024-03-12 收到初稿, 2024-05-02 收到修订稿。

Table 1 Nominal composition of each alloy  $w_{\rm B}/\%$ 样品 Si Mn Mg Sr Fe Y A1 1 7.5 0.02 0.7 0.25 0.15 0 余量 2 7.5 0.7 0.25 0.02 0.15 0.05 余量 3 7.5 0.7 0.25 0.02 0.15 0.10 余量 4 7.5 0.7 0.25 0.02 0.15 0.15 余量

表1 各组合金名义成分

称取工业纯铝置于石墨坩埚中,通过井式电阻炉 将其由室温加热至完全熔化,同时将其他原料放入 200 ℃的箱式炉中保温预热。待石墨坩埚中工业纯铝 完全熔化并升至720 ℃,将工业纯镁压入合金熔液中 熔化,待合金加热到至740 ℃后,加入Al-20Si、Al-10Mn和Al-10Y中间合金。待合金完全熔化,温度回 升至740 ℃加入Al-10Sr中间合金进行变质处理,静 置10 min。使用氩气进行除气处理,除气处理时间为 3 min,然后静置10 min。当铝液温度为740 ℃时,将其 浇入预热200 ℃的铸铁模具中(图1),冷却至室温。

每组截取3个拉伸试样,在Instron电子万能材料试验机(5982型100 kN)上进行拉伸性能测试,拉伸加载



图1 浇注使用的金属型模具 Fig. 1 Metal mold used in casting

速率为2 mm/min。在合金铸锭端部切取金相试样,用 SiC砂纸进行打磨,打磨结束后在磨抛机上采用金刚石 抛光膏对试样进行抛光。试样抛光后,用金相显微镜 (OM,LEICA DMi8)进行金相图像采集,用0.5%HF 试剂腐蚀抛光面10 s,在扫描电镜(SEM,IT800-SHL)进行组织观察。利用电子探针分析仪(EPMA, JXA-8530F PLUS)对金相试样物相进行成分分析。

# 2 结果与分析

# 2.1 不同 Y 加入量的 C611 铝合金显微组织

图2为不同Y加入量下的C611铝合金显微组织。 合金的凝固组织主要由白色的α-Al初生相和灰黑色 (α-Al+Si)共晶相组成。如图2a所示,未添加Y元 素时,α-Al未得到充分细化,主要为粗大的树枝晶组 织,二次枝晶臂尺寸差距较大且分布不均,同时可以 看到多处的共晶硅偏聚。Y的添加可使合金二次枝晶臂 间距减小,当Y添加量为0.05%和0.10%时,二次枝晶 臂有细化的倾向,二次枝晶臂尺寸差距减小,且添加 0.10%Y时二次枝晶臂平均尺寸最低,如图2b-c所示。Y 对初生α-Al相的细化作用有一个最佳值,不宜添加过 量,如图2d所示,当Y含量增加到0.15%时,二次枝晶 臂尺寸及树枝晶α-Al基体出现轻微粗化。

图3为不同成分合金的扫描电镜组织,图4为不同Y 加入量的共晶Si相平均长宽比。未添加Y元素时,SEM 组织如图3a所示,C611合金基体中存在黑色点状的 AlSiMg相及大量分布于 $\alpha$ -Al枝晶臂和共晶Si之间的粗 大针状Fe相,结合图5所示的对应点的成分分析数据, 根据其元素比例判断为Al<sub>4</sub>(Fe,Mn)Si<sub>2</sub><sup>[15]</sup>,此时针状 Al<sub>4</sub>(Fe,Mn)Si<sub>2</sub>相的平均尺寸为48.65  $\mu$ m。共晶Si组 织如图3b所示,共晶Si相形貌由蠕虫状共晶Si和少量点 状共晶Si组成,此时共晶Si相的平均长宽比为4.57。

C611-0.05%Y的SEM组织如图3c所示,与未添加 Y的组织相比,Al<sub>4</sub>(Fe,Mn)Si<sub>2</sub>相的尺寸减小,已无 大于50  $\mu$ m的粗大针状结构。此外,共晶硅间形成了少 量的颗粒状Fe相,根据其元素比例判断其为Al<sub>15</sub>(Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub><sup>[15]</sup>;C611-0.05%Y的共晶Si组织如图3d所示,



图2 C611-nY合金的OM组织 Fig. 2 Metallographic images of C611-nY alloy

Y的添加使共晶Si相的平均长宽比降低,共晶Si相基本 被变质为细小的颗粒状,致密性增加。随着Y含量从 0.05%增至0.10%,C611-0.10%Y的SEM组织如图3e所 示,此时Y元素与原AlSiMg相结合形成了新的AlSiMgY 相,在晶界处不连续析出,同时合金中针状Al<sub>4</sub>(Fe, Mn)Si<sub>2</sub>相的数量显著减小,尺寸分布更为均衡,平 均尺寸也降至最低值28.20  $\mu$ m,大量颗粒状Al<sub>15</sub>(Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>相形成并弥散分布于共晶Si间;C611-0.10%Y 的共晶Si组织如图3f所示,共晶Si相全部以细小的颗粒 状形式析出,共晶Si相的平均长宽比达到最低。由Fe相 及共晶Si相的变化可知,Y对Fe相、共晶Si相的变质作 用在添加0.10%时达到最佳。

如图3g-h所示,随着Y添加量继续增加到0.15%, 颗粒状Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>出现了异常长大现象,且粗 大的针状Al<sub>4</sub>(Fe,Mn)Si<sub>2</sub>再次出现。显然,Y元素的 添加虽然未直接形成Y、Fe相关相,但却显著地改变了 含Fe相的形成过程;此时,蠕虫状的共晶Si相再次出 现,但整体仍以颗粒状Si相为主且致密性得到了较好保 持。结合含Fe相的变化规律,Y对共晶硅与含Fe相的影 响作用具备一定的同步性。

图6为0Y和0.10%Y合金典型区域的EPMA面扫描 图像。如图6a所示,未添加Y元素时,基体中的Mn元 素基本均与Fe元素相结合形成的Al<sub>4</sub> (Fe, Mn)Si<sub>2</sub>相。 如图6b所示,随着Y的加入,晶界处形成的大量颗粒状 Al<sub>15</sub> (Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>逐步取代了Al<sub>4</sub> (Fe, Mn)Si<sub>2</sub>相,且 此时的Mn元素分布得到了极大的改善,不再只存在于 颗粒状Al<sub>15</sub> (Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>相,而是相对均匀地分布在 共晶硅当中。根据文献,铝硅合金凝固过程中析出的 Al<sub>4</sub> (Fe, Mn)Si<sub>2</sub>会与液相发生包晶反应生成Al<sub>15</sub> (Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>,因而可以判断Y的加入促使Al<sub>4</sub> (Fe, Mn)Si<sub>2</sub> 向Al<sub>15</sub> (Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>转化,最终导致小尺寸Al<sub>15</sub> (Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>相分布于晶界处共晶Si间<sup>[15]</sup>。

从图3和图6中均可以看出,Y元素主要与Al、 Mg、Si结合形成了AlSiMgY相,且独立分布于共晶硅 当中,不与其他相产生交互。该相尺寸不规则,易受 Y含量变化影响而粗化。显然,Y元素改变了合金的凝 固特征,从而影响了Fe相的形成和分布。由于Y和Fe在 α-Al中的固溶度较小,为了减弱由原子半径差所产生 的晶格畸变,Y原子会在Fe相的周围富集并填补到富Fe 相表面的缺陷中,这会在富Fe相的外围生成阻碍Fe相 进一步长大的"膜",从而影响富Fe相的形貌和分布 情况,具体如图7所示。在Y存在的情况下,Fe相周围 存在富Si层目Fe相内部Mn的分布起伏显著缓和,Mn元 素从只在Fe相中存在,变为更为均匀地分布于共晶硅 1228 **韩诰** FOUNDRY 有色合金



图3 C611-nY合金的SEM形貌 Fig. 3 Eutectic Si images of C611-nY alloy



图4 不同Y加入量的共晶Si相平均长宽比 Fig. 4 The average aspect ratio of eutectic Si phase with different Y additions

之间。根据该结果可推测,Fe相界面上的Y"膜"阻止 了Si渗透到Fe相中,影响了Mn对Fe的替代作用,促使 Fe相以Al<sub>15</sub> (Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>的形式析出;而Fe相周围Y的 富集,使Fe相难以继续长大,确保了颗粒状Fe相以弥 散的形式分布于基体之中。 如图3g所示,颗粒状Fe相会在较高的Y加入量下出 现异常长大现象,这是因为Y含量的增加导致"膜"对 Fe原子迁移的阻碍加大,结晶前沿液相Fe原子浓度梯 度增大,进而导致成分过冷,促进了颗粒状Fe相的生 长。TILLER等<sup>[16]</sup>研究也证实了当过冷度超过临界过冷 度的 π 倍时,富Fe相会向成分过冷区域继续生长并使 原有Fe相变得更加粗大的现象。

综上所述,由于过量Mn的存在,AlSiMn相普遍分 布于晶界,而Fe富集于AlSiMn相,其中Mn原子可置换 Fe原子,再形成AlSiMnFe相,C611合金的高Mn含量 极易导致粗大含Fe相的形成,严重影响合金的力学性 能;而Y元素的加入,可以影响Fe相的转化进程,有效 促进Fe相的形态优化与调控,显著改善了Mn元素对含 Fe相的影响,达到强化性能、减少Fe相对基体影响的 目的,为C611合金的进一步优化设计提供了方向。

## 2.2 力学性能分析

由图8可知,未添加Y时,C611合金的抗拉强度 和伸长率分别为155 MPa和4.8%;而随着Y含量增加



Fig. 5 EPMA analysis results of different Y additions





(b) C611 0.10% Y 图6 C611合金的EPMA面扫描图像 Fig. 6 Surface scanning image of C611 alloy



图7 C611-nY合金的线扫描分布图

10 µm

(b) C611, 0.10%Y



(a) C611



至0.10%, 抗拉强度和伸长率可达166 MPa和6.2%, 较 基体合金分别提升了7.1%和29.2%;当Y含量升高到 0.15%, C611合金的抗拉强度和伸长率将同步降低至 160 MPa和5.3%,但仍优于基体合金。未添加Y时,合 金中的 α-Al主要为粗大的枝晶组织,且晶界处存在割 裂基体的粗大 $Al_4$  (Fe, Mn)  $Si_2$ 相, 合金性能受到显著 影响;添加Y后,二次枝晶臂平均尺寸、共晶Si尺寸降 低,大量弥散分布的颗粒Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>相取代了 割裂基体的粗大Al<sub>4</sub> (Fe, Mn)Si<sub>2</sub>相, 合金强度提升, 且伸长率显著提高;而过量Y的加入会使α-Al相和共 晶Si相粗化,同时生成大尺寸的Al<sub>15</sub> (Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>相, 影响了合金的力学性能。

图9为铸态C611合金的拉伸断口形貌。未添加Y 的合金断口如图9a所示,断口上有大量的撕裂棱和解 理面, 仅观察到少量不均匀分布的韧窝, 试样断口呈 准解理面, 韧窝较浅, 属于沿晶脆性断裂。随着Y的 添加,对基体组织割裂严重的针状Al<sub>4</sub>(Fe, Mn)Si<sub>2</sub>相 大量减小,合金断口上的韧窝数量增多,合金的抗拉 强度和伸长率同步提高,此时合金中形成的大量颗粒 状Fe相,对性能的影响较小,甚至存在一定的强化作 用。如图9c所示,当Y添加量增加至0.10%时, 韧窝的 深度增加且其分布更加均匀。随着Y含量继续增加,含 铁相的粗化使断裂面上的韧窝数量逐渐减少,大的解 理面数量逐渐增多,合金的力学性能开始恶化。

#### 3 结论

(1)随着稀土Y添加量的增加,二次枝晶臂尺寸 降低且分布较为均衡,共晶Si相由蠕虫状向细小颗粒状



(c) 0.10%Y

(d) 0.15%Y

图9 C611-nY合金的拉伸断口 Fig. 9 The tensile fracture of C611-nY alloy

转变,针状Fe相的尺寸大幅降低。

(2)Y的加入阻止Si渗透到Fe相中,影响了Mn 对Fe的替代作用,在大幅度改变Mn元素分布特征的同 时,促使大量弥散分布的颗粒状Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>形 成并取代了粗大针状的Al<sub>4</sub>(Fe,Mn)Si<sub>2</sub>相。 (3) C611合金的抗拉强度和伸长率随着Y加入 量的增加呈现先上升后下降的趋势,Y添加量为0.10% 时,合金的抗拉强度和伸长率均达到最大值,分别为 166 MPa和6.2%,较未添加Y的基体合金分别提升了 7.1%和29.2%。

# 参考文献:

- [1] 李先洲. 铝合金一体化压铸技术 [J]. 汽车工艺与材料, 2023 (7): 17-21.
- [2] LI J H, XUE S W, JUN J Z, et al. Study on microstructures and properties of the al alloy vacuum die-cast parts of TL117 and C611 [J]. Journal of Physics: Conference Series, 2023, 2468: 1–12.
- [3] 樊振中,袁文全,王端志,等.压铸铝合金研究现状与未来发展趋势[J].铸造,2020,69(2):159-166
- [4] 何学峰,刘波,张深根.再生铝合金中含Fe杂质的控制技术现状[J].化工进展,2021,40(10):5251-5269.
- [5] SHA M, WU S, WANG X, et al. Effects of Co addition on Fe-bearing intermetallic compounds and mechanical properties of AlSi20Cu2Ni1Fe 0.7-1 alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 551: 468–474.
- [6] YANG Y, KANG M, FANG S, et al. Electrochemical biosensor based on three-dimensional reduced graphene oxide and polyaniline nanocomposite for selective detection of mercury ions [J]. Sensors Actuators: B. Chemical, 2015, B214: 63–69.
- [7] YU CHIH, TZENG, CHIH TING WU, et al. Effects of scandium addition on iron-bearing phases and tensile properties of Al-7Si-0.6Mg alloys [J]. Materials Science and Engineering: 2014, A593: 103–110.
- [8] PATAKHAM U, LIMMANEEVICHITR C. Effects of iron on intermetallic compound formation in scandium modified Al-Si-Mg Alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 616: 198–207.

1232 66 FOUNDRY 有色合金

- [9] HUANG L, WANG H, YANG D, et al. Effects of scandium additions on mechanical properties of cellular Al-based foams [J]. Intermetallics, 2012, 28: 71–76.
- [10] HUA W Y, LING B A. Effect of La addition on the microstructures and mechanical properties of 7075 aluminum alloy [J]. Advanced Materials Research, 2010 (152–153): 1810–1813.
- [11] HOSSEINIFAR, MEHDI, MALAKHOV, et al. The Sequence of intermetallics formation during the solidification of an Al-Mg-Si alloy containing La [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2011, 42A (3): 825–833.
- [12] 贾锦玉,陈志强,胡文鑫,等. La和Y对细化后A356铝合金显微组织的影响 [J]. 稀土,2020,41(2):41-46.
- [13] 吴顺意,胡振光,葛富彪.稀土Y对6061铝合金铸态组织及性能的影响[J].世界有色金属,2023(4):128-131.
- [14] MBUYAOT, ODERAOB, NG'ANG'APS. Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys: literature review [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2003, 16 (5): 451–465.
- [15] HUANG H, CAI Y, CUI H, et al. Influence of Mn addition on microstructure and phase formation of spray-deposited Al-25Si-*x*Fe-*y* Mn alloy [J]. Materials Science Engineering A, 2008, 502 (1): 118–125.
- [16] 范晓明,罗世旭,卢晓斌,等. Sc含量对AlSiFeMnMg合金的组织和力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(8): 1126-1131.

# Effect of Y on Solidification Structure and Mechanical Properties of C611 Alloy

LOU Xin-yu<sup>1</sup>, MENG Ling-gang<sup>1, 2</sup>, SHI Shu-yan<sup>1</sup>, WANG Yin-yang<sup>3</sup>, YA Bin<sup>1, 2</sup>, ZHOU Bing-wen<sup>1, 2</sup>, WANG Jun<sup>3</sup>, SONG Yun-kun<sup>3</sup>, ZHANG Xing-guo<sup>1, 2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China; 2. Ning Bo Institute of Dalian University of Technology, Ningbo 315000, Zhejiang, China; 3. Ningbo Branch of China Academy of Ordnance Science, Ningbo 315048, Zhejiang, China )

### Abstract:

In this paper, the effect of Y addition on the solidification structure and mechanical properties of C611 aluminum alloy was studied. The results showed that with the increase of Y content, the secondary dendrite arm spacing and eutectic Si of  $\alpha$ -Al structure in C611 alloy were gradually refined and modified, and the size of needle-like Al<sub>4</sub>(Fe, Mn)Si<sub>2</sub> phase separated from the matrix was gradually reduced. When the Y content was 0.10%, the average length of Al<sub>4</sub>(Fe, Mn)Si<sub>2</sub> phase decreases from 48.65 µm to 28.20 µm, and some Fe was precipitated in the form of granular Al<sub>15</sub>(Fe, Mn)<sub>4</sub>Si<sub>2</sub> phase and dispersed in the eutectic silicon, which played a certain role in strengthening the matrix. At this time, the tensile strength and elongation of the aluminum alloy were 166 MPa and 6.2%, which were 7.1% and 29.2% higher than those of the matrix alloy without Y addition.

### Key words:

C611 aluminum alloy; rare earth element Y; solidification structure; tensile strength