

# 微量稀土钇对 Al-7Si-0.3Mg 铸造合金的强化及共晶转变温度的影响

胡心平<sup>1,2</sup>, 李瑞鑫<sup>1,2</sup>, 王青<sup>1,2</sup>

(1. 齐鲁工业大学 机械与汽车工程学院, 山东 济南 250353)  
(2. 齐鲁工业大学 山东省机械设计研究院, 山东 济南 250353)

**摘要:** 采用拉伸实验, 硬度测试, 微观组织 OM 及 SEM (+EDS) 分析, XRD, DSC 等方法, 研究了微量钇 (质量分数分别为 0.025%、0.05%、0.075%、0.1%) 以及 T6 处理对铸造 Al-7Si-0.3Mg 合金的组织性能及其共晶转变温度的影响。结果表明, 钇微合金化后的 Al-7Si-0.3Mg 合金的屈服强度(YS)、抗拉强度(UTS)和延伸率(EI)均有所提高, 以 0.05%Y 含量的综合性能最佳。结合微观组织分析表明, 强化相主要为 Si 相和 Mg<sub>2</sub>Si 相, 且 Mg<sub>2</sub>Si 往往伴随着 Si 相存在。微含量的钇使  $\alpha_{Al} + \beta_{Si} \rightarrow \text{Liquid}$  反应温度下降(分别下降 1.1、2.0、1.4、2.2 °C), 且使  $\alpha_{Al} \rightarrow \text{Liquid}$  反应温度有所提高; 适量的钇促进  $\alpha$ -Al 异质形核基底的形成, 且与  $\beta_{Si}$  和 Mg<sub>2</sub>Si 等形成多元相, 提高凝固时的过冷度。

**关键词:** Al-7Si-0.3Mg 合金; 钇微合金化; 共晶转变温度; 断口分析; DSC 分析

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)08-2947-08

亚共晶高强韧铸造 Al-7Si-0.3Mg 合金因其优良的铸造性能、可焊接性能、耐磨耐腐蚀性能和良好的机械性能, 被广泛地应用在航空航天、交通运输、机械制造等领域<sup>[1, 2]</sup>。经过合适的 T6 处理后, 合金中的强化相, 如 Si 相、Mg<sub>2</sub>Si 相等的形貌、大小以及分布得到改善, 其硬度、强度以及韧性都进一步提高, 其应用范围将进一步拓宽<sup>[3]</sup>。T6 处理由固溶处理、淬火和人工时效组成, 一般认为, 淬火后时效过程中 Mg<sub>2</sub>Si 相的析出顺序是超饱和固溶体  $\alpha$ (Supersaturated solid solution, SSS)-GP 区- $\beta''$ - $\beta'$ - $\beta$  (Mg<sub>2</sub>Si 平衡相)。固溶处理和淬火在自然时效状态下产生的团簇不能作为  $\beta''$  形成的形核位置, 而人工时效会促使  $\beta''$  和  $\beta'$  相的动力学析出加速, 并促进亚稳态  $\beta''$  相通过  $\beta'$  相的共格粒子到稳定 Mg<sub>2</sub>Si 的次序转变<sup>[4, 5]</sup>, 半共格析出相  $\beta''$  在铝基体中可以有效地防止位错的运动从而有效提高材料强度<sup>[6]</sup>。平衡相  $\beta$  是在  $\alpha_{Al}$  基体 (100) 晶面上以非共格晶格形成, 其具有面心立方 (fcc) 的反萤石结构。 $\alpha_{Al}$  基体晶粒之间弥散分布着颗粒状的 Mg<sub>2</sub>Si 相, 不仅提高了室温下铝合金的微观硬度, 还大大提高合金的高温稳定性能。Mg<sub>2</sub>Si 是一种具有低密度 ( $1.99 \times 10^3 \text{ kg m}^{-3}$ )、高熔点 (1085 °C)、高硬度 ( $4.5 \times 10^9 \text{ N m}^{-2}$ )、低热膨胀 ( $7.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) 以及高弹性模量 (120 GPa) 的材料, 其在铝合金中往往作为硬

质晶粒而强化合金。Si 沿 Mg<sub>2</sub>Si/Mg 界面扩散会引起 Mg<sub>2</sub>Si 的形貌变化, 使 Mg<sub>2</sub>Si 在热处理过程中变碎变细, 有利于提高合金的力学性能, 且在轻金属中 Mg<sub>2</sub>Si 还可以作为优良的耐热强化相<sup>[7]</sup>。添加变质元素 Eu、Ba、Sb、Y、Ca、Mn、Ni 或 Hf 等可以改变铝镁硅合金中初生 Mg<sub>2</sub>Si 以及共晶 Mg<sub>2</sub>Si 的形貌<sup>[8-10]</sup>。Zuo 等<sup>[11]</sup>研究发现, 当 Ca/Sb 摩尔比为 1:1 时, 可以显著改善初生 Mg<sub>2</sub>Si 相的形核析出, 热处理前后的布氏硬度值较纯合金显著提高了 31.74% 和 28.93%。Ghandvar 等<sup>[12]</sup>研究发现, 由于 Al、Si 和 Gd 之间的化学相互作用, 形成的 Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Gd 和 AlSiGd 金属间化合物对初生 Mg<sub>2</sub>Si 相的生长具有重要的抑制作用。

Y 对铝合金具有较好的变质效果。有关 Y 的铝合金变质研究虽多, 但大多数的加入量在 0.3%~0.8%, 同时也缺乏加入 Y 后对其相变反应热力学参数的研究<sup>[13]</sup>。本实验研究微量 Y (不大于 0.1%) 对 Al-7Si-0.3Mg 的组织性能及其对强化相 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相的影响, 并利用 DSC 技术研究其加入后合金的相变转变温度变化规律, 为铸造铝硅镁系合金的机械性能提高, 研究提供一定的实践借鉴意义。

## 1 实验

以 Al-7Si-0.3Mg 铝合金为基体合金, 设计了 5 组 Y 质量分数分别为 0、0.025、0.05、0.075、0.1% 的实

收稿日期: 2021-09-26

基金项目: 山东省科技发展计划 (2018GGX103012)

作者简介: 胡心平, 男, 1969 年生, 博士, 教授, 齐鲁工业大学机械与汽车工程学院, 山东 济南 250353, E-mail: huxpp@qlu.edu.cn

合金。使用 Q8 MAGELLAN 直读光谱仪检测铝合金的化学成分，测得其化学成分如表 1 所示。为讨论方便，对其进行如下编号：不含钇的记为 Alloy 1，含 0.025% 的为 Alloy 2，0.05% 的为 Alloy 3，0.075% 的为 Alloy 4，0.1% 的为 Alloy 5。

采用额定功率为 5 kW 的井式电阻炉以及石墨坩埚为熔炉熔制了不同钇含量的 Al-7Si-0.3Mg 熔体。将熔体浇注到已经预热的 270 °C 金属模具中，随后，冷却开模，取出试棒。去除毛刺、棱角，再用砂纸对其表面进行打磨。本研究中的拉伸试棒按照 GB/T 228.1-2010 制备，试棒为直径 10 mm 圆棒。铸造后将试棒置入 TCXQ-1700 抗氧化气氛炉中加热到 530 °C 固溶化处理 8 h，随后从高温气氛炉中取出，浸入 25 °C 流水中淬火，甩水擦干后置入 TCXQ-1700 抗氧化气氛炉中进行 150 °C 人工时效 3 h。试棒经上述 T6 处理后，在 100 kN 的 CHT4605 万能试验机上进行拉伸实验，用 VHX-5000 超景深光学显微镜和日立 Regulus 8100 扫描电子显微镜对断口进行观察和分析，在拉断后的试棒中再截取其他的实验试样。

将截取的金相实验试块进行粗磨、精磨、抛光、Keller 试剂腐蚀 30 s，然后用 DM2700M 徕卡金相显微镜和 Phenom Prox 台式扫描电镜进行微观组织观察和分析，用 D8-ADVANCE X 射线衍射仪对相组成进行分析。用 HXD-1000TMC 显微硬度计测试显微硬度，其试验力为 9.8 N，保荷时间 20 s。用 DSC 404 F3 高温差示扫描量热仪进行相变温度分析。DSC 测试样品质量范围控制在 5~10 mg，全程采用高纯氩气保护。

## 2 结果与分析

### 2.1 力学性能分析

对 T6 处理后的 5 组合金进行拉伸试验，其结果如图 1 所示。试验数据表明，Alloy 1 到 Alloy 5 的屈服强度(YS)分别为 167、244、258、221、230 MPa，极限抗拉强度(UTS)分别为 242、266、295、244、286 MPa，延

伸率(EI)分别为 6.1%、8.3%、10.7%、7.1%、6.9%。与 Alloy 1 相比，Alloy 2 的 YS、UTS 和 EI 分别提高了 46.1%、9.9% 和 36.1%，Alloy 3 分别提高了 54.5%、21.9% 和 75.4%，Alloy 4 分别提高了 32.3%、8.3% 和 16.4%，Alloy 5 分别提高了 37.7%、18.2% 和 13.1%。经过 T6 处理的合金，其强度和延伸率都有明显的提高。对比这 5 组拉伸试验结果，综合而言，Alloy 3 的屈服强度、极限抗拉强度、延伸率数据都要优于其他组别，其性能最佳。

### 2.2 微观组织观察与分析

微观组织对材料性能具有非常重要的影响，T6 后的 Alloy 1 到 Alloy 5 的 5 组合金 OM 微观组织分别如图 2a~2e 所示。经分析，它们的二次枝晶臂间距(SDAS)分别为 20.34, 19.27, 16.85, 18.94, 19.76 μm，与前面的性能对应，显然，Alloy 3 的 SDAS 在 5 组中最小。经过 T6 处理后，合金未见大片状的硅相，而且硅相呈均匀颗粒状分布在 α<sub>Al</sub> 晶粒之间，选取 Alloy 1 进行 SEM 观察，其 SEM 照片如图 2f 所示，可明显观察到大量的链珠状晶界。

选取综合性能最佳的 Alloy 3 和未添加 Y 的 Alloy 1 进行更进一步的微观组织比较，如图 3 所示。其中，图 3a 和图 3b 分别是 Alloy 1 和 Alloy 3 的 SEM 照片。对比发现，在加入 Y 后，不仅 α<sub>Al</sub> 晶粒变小变均匀，而且其 Si 相集聚程度也有所降低。

### 2.3 强化相 EDS 分析

鉴于 Al-7Si-0.3Mg 合金的强化相主要为 Si 相和 Mg<sub>2</sub>Si 相，且 Mg 含量甚少，同时，室温下 Mg 在 Al 中的固溶度大于 1%，在 Si 中几乎不溶，依据 Mg-Si 二元相图，Mg 只会以 Mg<sub>2</sub>Si 形式出现，因此 Mg<sub>2</sub>Si 相会在人工时效时从 Si 相中析出。图 4 为对不同形态强化相进行的 EDS 成分分析。

表 1 实验合金化学成分

Table 1 Chemical composition of the experimental alloys (ω/%)

| Alloy | Si    | Mg    | Ti    | Fe    | Mn    | Cu    | Zn    | Y     | Al   |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| 1     | 6.484 | 0.223 | 0.125 | 0.066 | 0.006 | 0.005 | 0.005 | 0     | Bal. |
| 2     | 6.643 | 0.217 | 0.116 | 0.068 | 0.006 | 0.004 | 0.008 | 0.025 | Bal. |
| 3     | 6.529 | 0.221 | 0.110 | 0.065 | 0.005 | 0.003 | 0.004 | 0.05  | Bal. |
| 4     | 6.361 | 0.228 | 0.119 | 0.067 | 0.006 | 0.004 | 0.007 | 0.075 | Bal. |
| 5     | 6.336 | 0.216 | 0.122 | 0.061 | 0.005 | 0.004 | 0.006 | 0.1   | Bal. |

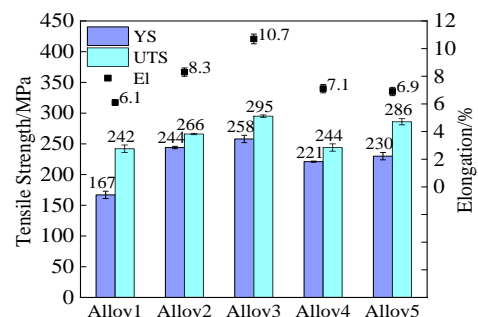


图 1 T6 处理后合金的屈服强度、抗拉强度、延伸率  
Fig.1 Yield and ultimate tensile strength, elongation of the alloys after T6 treatment

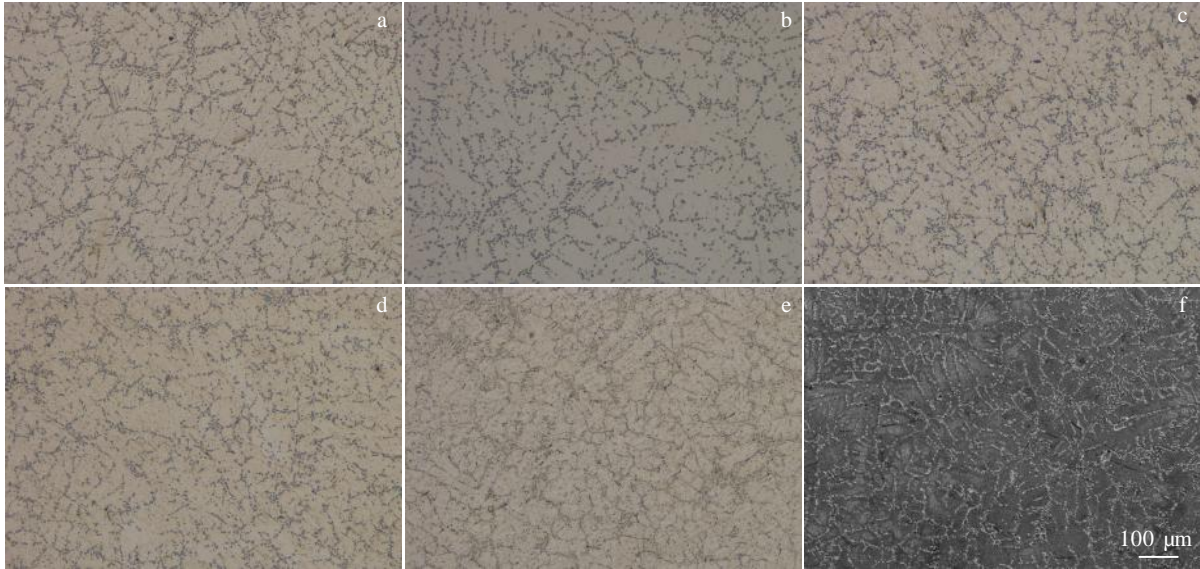


图 2 合金 1~5 的微观组织金相及合金 1 的 SEM 照片

Fig.2 OM microstructures of Alloy 1 (a), Alloy 2 (b), Alloy 3 (c), Alloy 4 (d), Alloy 5 (e), and SEM microstructure of Alloy 1 (f)

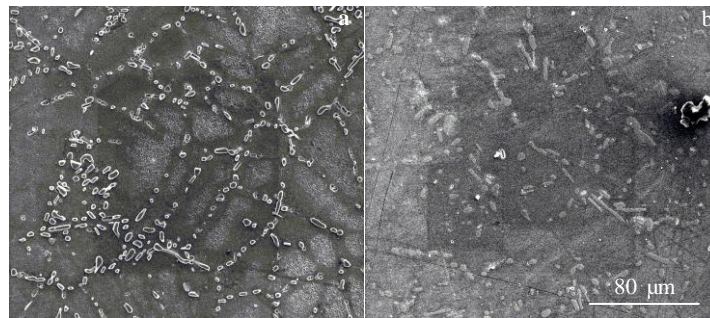


图 3 合金 1 和 3 的 SEM 微观组织

Fig.3 SEM microstructures of Alloy 1 (a) and Alloy 3 (b)

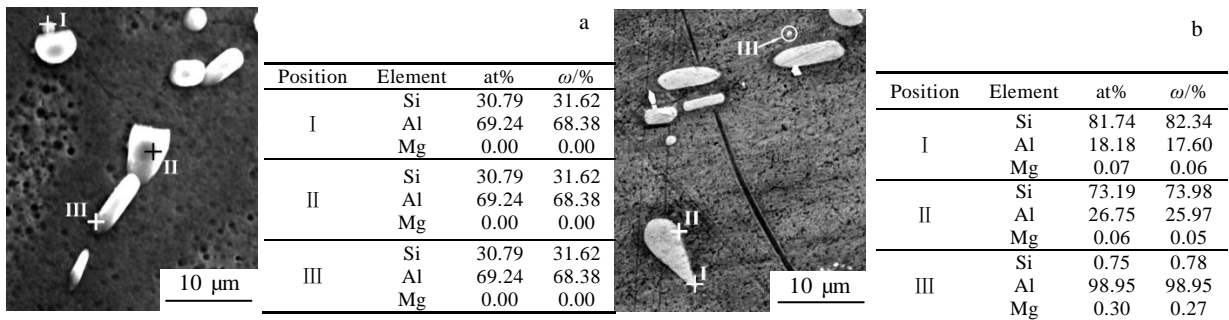


图 4 Alloy 1 和 Alloy 3 典型强化相的形貌及 EDS 分析

Fig.4 Morphologies and EDS analysis of typical strengthening phase: (a) Alloy 1 and (b) Alloy 3

图 4a 取样于 Alloy 1，分别选取了尺寸为 5 μm 大圆片状强化相附近的小颗粒强化相（位置 I），尺寸为 6 μm 铲片状的强化相中心（位置 II），尺寸为 2.5 μm × 10 μm 长条形的强化相边缘（位置 III）进行 EDS 分析，

其中，位置 I 和 II 未检出 Mg，而位置 III 有微量 Mg 存在。显然，图中显示强化相的主体是 Si 相，由位置 III 结果可推知，Mg<sub>2</sub>Si 相沿着 Si 相边缘析出。

图 4b 取样于 Alloy 3，分别选取了纺锤形样强化相

边缘的 2 个位置 I 和 II 以及孤立的尺寸不足 1 μm 的颗粒状强化相位置 III 进行 EDS 分析。位置 I 和 II 的结果类似于图 4a 中的位置 III，而本图中的位置 III，其 Mg/Si 原子比达 0.4，因此它是包含有较多 Mg<sub>2</sub>Si 相的强化相。对比图 4a 和图 4b，发现在加入微量的稀土 Y 后，其强化相的尺寸有所变小，且长条形的强化相变多，但其长宽比有所变小。显然，其与图 3 显示的结果一致。

注意到图中 α<sub>Al</sub> 晶界处大部分为 Si 相，少部分则为 Mg<sub>2</sub>Si 相沿着 Si 相的析出。由于 Si-Si 键结合强，容易形成 Si 簇，存在的 Si 簇使过渡相 β'' 和 β' 变得很不稳定，容易转变成 β(Mg<sub>2</sub>Si) 相，过剩的 Si 则以粒状游离的形式于晶界和晶粒内存在，对合金的性能产生重要影响<sup>[14]</sup>。在常规凝固条件下，由于高熔点熵，铝硅合金熔体中硅呈现典型的小晶面型的生长方式。但随着冷却速度的提高，也可以向非小晶面型转变，使初生颗粒状的 Mg<sub>2</sub>Si 相更细，分布更均匀<sup>[15]</sup>。Mg 元素由棒状或长米粒状富集变为弥散分布，在 Mg<sub>2</sub>Si 相生长前沿吸附 Y 原子可以改变凝固条件，对 Mg<sub>2</sub>Si 相进行变质，提高合金强度，且 Mg<sub>2</sub>Si 相在人工时效时呈粒状析出<sup>[16]</sup>。

根据 Mg<sub>2</sub>Si 相中 Mg 元素和 Si 元素的质量比 1.73:1，对比图 4 分析结果中 Si 的检测成分含量远远大于 Mg 含量的事实，Mg<sub>2</sub>Si 相必定附着在 Si 相的基础上形成，并表现为 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相，且它们分布在 α<sub>Al</sub> 晶界处。值得注意的是，熔体中稀土 Mg<sub>2</sub>Si 的生长机理和最终形态由其内在晶体结构和外部生长条件决定<sup>[17]</sup>。在 T6 处理过程中，共晶组织中的元素 Mg 和元素 Si 先固溶进 α<sub>Al</sub> 基体，然后在时效时析出细小且弥散分布的 Mg<sub>2</sub>Si 相，过剩 Si 则以颗粒状的单晶 Si 相析出<sup>[18]</sup>。

2.4 显微硬度测试

图 5a 为添加不同质量分数稀土钇的微合金化铝合金在 T6 处理后的显微硬度(HV)。为了区分不同区域硬度情况，本实验设定了 2 种情况。第 1 种就是压痕压点中心在 α<sub>Al</sub> 基体上的硬度测试，另 1 种就是压痕压点中心在 α<sub>Al</sub> 晶界上，其中主要是在 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相上的硬度测试，其压痕如图 5b 所示。由于压头相对于 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相而言，仍然比较大，因此，即使压痕压点中心在晶界上，压痕中还是有相当部分压在 α<sub>Al</sub> 上，但还是可以大致判断出不同组织的硬度。每个试样上 2 种情况的硬度各测 5 次，然后取算术平均值。

从图 5a 中可以看出，在 α<sub>Al</sub> 基体上，当 Y 为 0% 和 0.075% 时，其硬度值均比较低，同时在 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相上的硬度值均高于在 α<sub>Al</sub> 相上的硬度值，且在当 Y 为 0.1% 时，二者差值比较小。差值小，有可能是 α<sub>Al</sub> 晶粒细小，从而测出的均是 α<sub>Al</sub>+Si/Mg<sub>2</sub>Si 相的硬度。

Alloy 1 的 α-Al 相和 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相硬度分别为 895.62 和 1047.13 MPa, Alloy 3 的硬度最大, 其值分别为 1040.47 和 1059.97 MPa, 比 Alloy 1 分别提高了 16.17% 和 1.23%, 而 Alloy 4 中 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相的硬度最小, 其值 971.38 MPa, 比 Alloy 1 要低 7.23%。

合金在加入了 Y 后，其硬度均有一定的升高，主要是由于稀土的变质和 T6 处理的综合作用引起。T6 处理后，α<sub>Al</sub> 基体中分布着长片状的初生 Si，以及 α<sub>Al</sub> 晶粒间分布着大块状的、颗粒状的、或者点片状的 Si/Mg<sub>2</sub>Si，而且呈现出规则多边形离散分布。经稀土变质处理后，由于 Y 促进 α<sub>Al</sub> 晶粒形核以及阻碍了第二相的长大，从而使得合金强度提高。在固溶过程中，初生 Si 以及 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相溶解变小，而铸造时形成的连续 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相还可能被熔断而破碎。在人工时效过程中，过饱和的固溶原子聚集在合金中，形成了溶质原子偏聚区。由于稀土钇的存在，使得偏聚区结晶点阵畸变增大并强化合金，而且随着微量 Y 含量的提高以及时效不断进行，这种强化作用逐渐增大。在添加的 Y 含量超过 0.05% 之后，偏聚区中析出相从基体中脱落，畸变消失，强化作用减弱，合金的硬度开始下降。由于热处理和添加稀土的作用，基体中析出了弥散分布的硬质 Mg<sub>2</sub>Si 相及其它强化相，提高了合金的强韧性和塑性，同时也提高了硬度。

2.5 断口形貌观察与分析

试棒拉断后断口形貌如图 6 所示。图 6a 显示了未

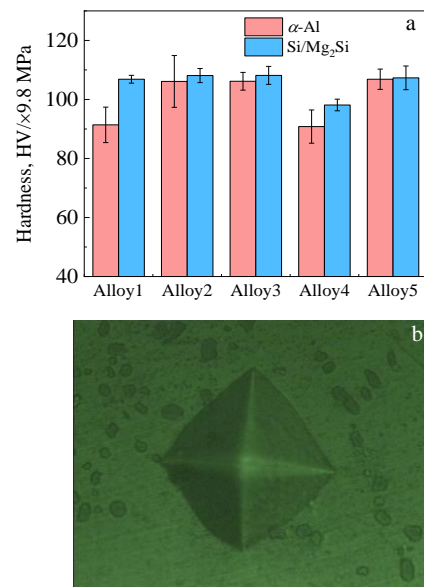


图 5 铝合金显微硬度和压头压痕位置示意图  
Fig.5 Micro hardness of alloys with different Y contents (a) and schematic of indenter indentation position (b)

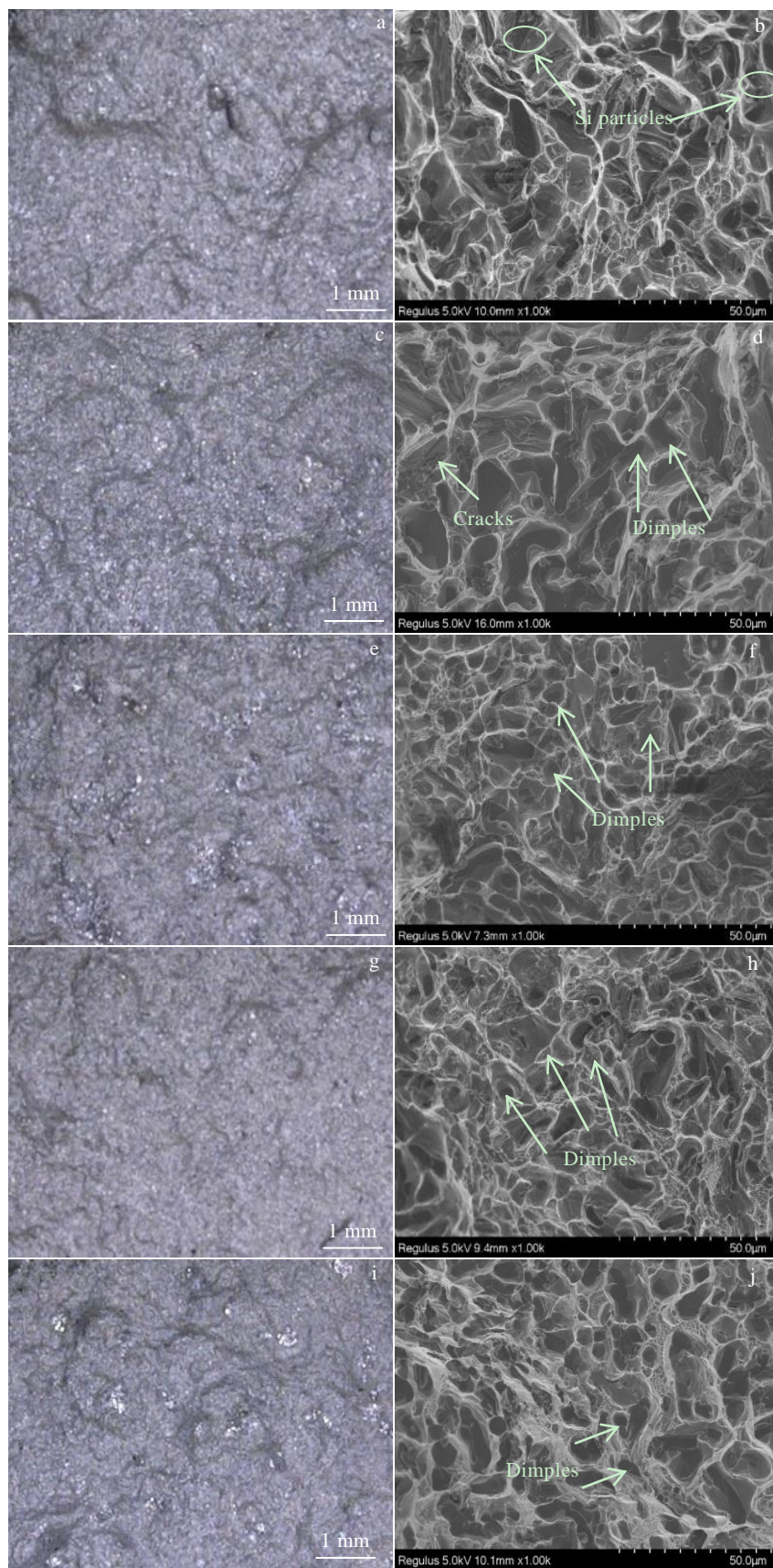


图 6 Alloy 1~5 断口形貌超景深和 SEM 照片

Fig.6 Ultra-depth 3D Microscope and SEM morphologies of Alloy 1 (a, b), Alloy 2 (c, d), Alloy 3 (e, f), Alloy 4 (g, h), Alloy 5 (i, j) tensile fractures

添加钇 Alloy 1 的超景深断口形貌, 图 6b 为其相应的扫描电镜下的断口形貌。依次类推, 图 6c, 6e, 6g, 6i 分别为添加 0.025%、0.05%、0.075% 和 0.1% 的超景深断口形貌, 图 6d, 6f, 6h, 6j 分别为添加 0.025%、0.05%、0.075% 和 0.1% 的 SEM 断口形貌。

从试样断口的超景深形貌图 6(a、c、e、g、i)来看, 合金表面没有明显的颈缩现象, 断口呈现纤维状, 结合其延伸率测试值均大于 5% 的结果 (图 1), 分析其断裂方式为塑性断裂即韧性断裂。当没有添加稀土钇变质时 (如图 6b), 拉伸断裂的合金表面具有细小且较深的凹窝, 并且共晶硅经 T6 处理破碎, 部分颗粒分布在晶间区域。

此外, 还观察到大凹坑中较细的凹坑, 这意味着在 T6 处理作用下可以获得较好的塑性(前期的实验表明, 其未 T6 处理的延伸率在 $(4.4 \pm 0.3)\%$ , 而经 T6 处理后其延伸率增加到 $(6.1 \pm 0.2)\%$ , 这主要归因于淬火和时效过程中共晶硅的分布和形态改善。图 6d 为该合金添加 0.025%Y 变质后的拉伸断口形貌, 其表面存在大量韧窝、一些裂口台阶和细小的撕裂裂纹, 具有明显的韧性断裂特征。图 6f 中合金添加 0.05%Y, 可见断口韧窝增多, 几乎没有解理性断裂区, 这是由于颗粒状的 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相的尺寸减小和圆粒化。一部分裂纹源在扩展过程中穿过铝基体后绕过小尺寸的 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相, 使合金塑性提高。

另外, 稀土 Y 或 Al<sub>3</sub>Y 对 Mg<sub>2</sub>Si 的析出和聚集生长有一定的抑制作用, 使析出相分布均匀分散, 减弱了其对基体的解理作用。继续添加 Y 至 0.075%, 如图 6h 所示, 断口表面韧窝变得更加均匀, 但是多了很多撕裂棱, 合金韧性下降。当 Y 添加含量为 0.1% 时, 如图 6j 所示, 韧窝大小不等且分布不均, 合金的延伸率和屈服强度等性能跟 Alloy 3 相比也有所降低。以上图示结果说明合金中均匀分布的细颗粒状 Si/Mg<sub>2</sub>Si 相对于其延伸率提高具有一定的积极作用。

### 2.6 X 射线衍射分析

图 7 为 T6 处理后 2θ 为 20°至 80°范围内合金的 XRD 图谱。由图可确定合金中含有 Al 相、Si 相、Mg<sub>2</sub>Si 相, 且在 2θ 角度分别为 28°、47°、56°和 68°左右时, 检测到了 Si 相和 Mg<sub>2</sub>Si 相的同时存在, 说明 Mg<sub>2</sub>Si 相在时效过程中由于固溶度的变化和亚稳态的转变存在着 Si 相析出。

### 2.7 DSC 曲线分析

设计的 5 组合金的 DSC 曲线如图 8 所示。图 8a 为升温速率 10 °C/min 的加热曲线, 图 8b 为降温速率 10 °C/min 的冷却曲线。从图 8a 曲线上可看出有 2 个明显的峰顶, 分别标记为 P1、P2, 它们代表不同的吸

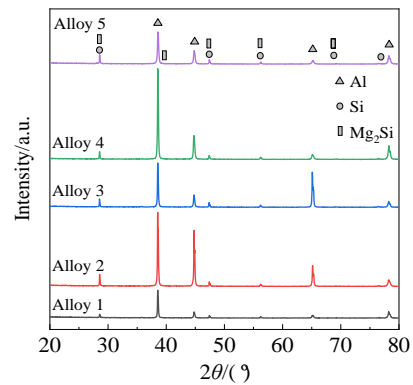


图 7 不同钇含量合金的 XRD 图谱  
Fig.7 XRD patterns of alloys with different Y contents

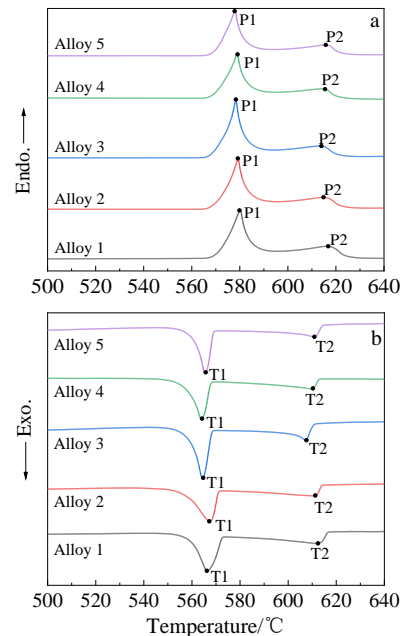


图 8 T6 处理后试样的升降温 DSC 曲线  
Fig.8 DSC curves of T6 treated specimens: (a) heating at 10 °C/min and (b) cooling at 10 °C/min

热反应。根据相图以及文献[19]分析, P1 的相变反应为  $\alpha_{Al} + \beta_{Si} \rightarrow \text{Liquid}$  (共晶转变), P2 的相变反应为  $\alpha_{Al} \rightarrow \text{Liquid}$ ; 图 8b 曲线上可看出有 2 个明显的谷底, 代表不同的放热反应, 分别标记为 T1、T2, T1 对应的相变反应为  $\text{Liquid} \rightarrow \alpha_{Al}$ , T2 所对应的相变反应为  $\text{Liquid}_{1.7at\%Si} \rightarrow \alpha_{Mg} + \text{Mg}_2\text{Si}$  以及包晶转变 ( $\text{Liquid} + \alpha_{Al_3Y} \rightarrow \alpha_{Al}$ ) 的叠加。各组曲线的 P1、P2、T1 和 T2 数值分别如表 2 所示。

表 2 图 8 中升温/降温 DSC 曲线峰值/谷底温度

Table 2 Peak/trough temperatures of the endothermic/exothermic DSC curves in Fig.8 (°C)

|    | Alloy 1 | Alloy 2 | Alloy 3 | Alloy 4 | Alloy 5 |
|----|---------|---------|---------|---------|---------|
| P1 | 580.3   | 579.2   | 578.3   | 578.9   | 578.1   |
| P2 | 616.1   | 614.7   | 613.6   | 613.7   | 615.4   |
| T1 | 566.4   | 567.4   | 564.3   | 563.9   | 565.6   |
| T2 | 613.9   | 612.6   | 607.4   | 609.5   | 610.6   |

由图 8 的 DSC 曲线、表 2 可知, 在 580 °C 左右的吸热峰 P1 温度, 添加钇的 Alloy 2、Alloy 3、Alloy 4、Alloy 5 与未添加钇的 Alloy 1 相比, 分别要低 1.1、2.0、1.4、2.2 °C。注意到除 Alloy 3 外, 添加的钇含量越多, 其 P1 温度越低。对于 10 °C/min 的冷却过程中 565 °C 左右的放热谷 T1 而言, 未添加钇的 Alloy 1 出现在 566.4 °C, 除 Alloy 2 外 (比 Alloy 1 高 1.0 °C), Alloy 3、Alloy 4、Alloy 5 与 Alloy 1 相比, 分别都要低 2.1、2.5、0.8 °C。对峰值温度 P2 而言, 不添加钇的 Alloy 1 比添加钇的都要高, 且 Alloy 3 最低, 仅为 613.6 °C。与之相对应, 谷底温度 T2, 不添加钇的 Alloy 1 比添加钇的都要高, 且 Alloy 3 的温度最低 (607.4 °C)。

以上数据表明, 由于钇的加入, 使得合金中除  $\alpha_{Al}$  和  $\beta_{Si}$  外, 在合金中还形成了其他的三元相或多元相。这些多元相, 其熔点也往往要高于 P1 温度, 造成了合金  $\alpha_{Al} + \beta_{Si} \rightarrow \text{Liquid}$  转变温度下降。随着温度继续升高, 残余的固态多元相逐渐溶解, P2 温度也随着钇的加入有所提高。适量的钇会促进形成  $\alpha_{Al}$  异质形核的基底, 以及与  $\beta_{Si}$  和  $Mg_2Si$  等形成多元相, 从而降低其溶解温度和凝固温度 (即提高了凝固时的过冷度)。对比这 5 种合金, 以添加 0.5% 钇的 Alloy 3 合金的这种效应最大。另外, 稀土钇还能阻碍  $Mg_2Si$  相的析出和扩散聚集, 使析出相  $Mg_2Si$  呈弥散分布, 对合金起钉扎强化作用。而且, Mg 与 Si 有较大的负混合焓, 它更容易与 Si 结合并进而限制共晶 Si 的生长<sup>[20]</sup>。

### 3 结 论

1) 经过 T6 处理后, Alloy 3 的屈服强度、极限抗拉强度、延伸率的综合数据都要优于其他组别, 并且也具有较好的微观硬度值, 其综合性能最佳。

2) 断口形貌及微观组织 SEM (+EDS) 分析表明, 点状或者颗粒状的 Si/ $Mg_2Si$  强化相, 提高了合金的延伸率, 并提高塑性。

3) 微含量(0.025%、0.05%、0.075%、0.1%)的钇使共晶反应  $\alpha_{Al} + \beta_{Si} \rightarrow \text{Liquid}$  发生温度下降 (分别下降 1.1、2.0、1.4、2.2 °C)。而且  $\alpha_{Al} \rightarrow \text{Liquid}$  反应温度也有所提高。适量的钇会促进  $\alpha_{Al}$  异质形核基底的形成,

它与  $\beta_{Si}$  和  $Mg_2Si$  等形成多元相, 提高了凝固时的过冷度。对比这 5 种合金, 以添加 0.05% 钇的 Alloy 3 合金的这种效应最大。

### 参考文献 References

- [1] Li Longfei, Li Daquan, Hu Xiaogang *et al. Materials Science Forum*[J], 2020, 993: 45
- [2] Xu Zhen(徐 振), Zhao Zhihao(赵志浩), Han Dongyue(韩东月) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1264
- [3] Cao Hanxue, Sun Qicai, Pu Qingqing *et al. Vacuum*[J], 2020, 172: 109 063
- [4] Bochvar N R, Rybalchenko O V, Leonova N P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 821: 1
- [5] Li Mengran, Sun Yilin, Li Chong *et al. Materials Characterization*[J], 2020, 169: 110 611
- [6] Xu Xuehong, Deng Yunlai, Chi Shuiqing *et al. Journal of Materials Research and Technology* [J], 2020, 9(1): 230
- [7] Yang Tuoyu(杨拓宇), Zhang Deku(张德库), Wang Kehong(王克鸿) *et al. Journal of Rare Earths*(稀土学报)[J], 2016, 34(2): 187
- [8] Jin Yinling, Fang Hongze, Wang Shu *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2021, 23: 1
- [9] Lotfpour Mehrab, Bahmani Ahmad, Mirzadeh Hamed *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2021, 820: 141 574
- [10] Zuo Min, Han Huimin, Wang Dantong *et al. Results in Physics*[J], 2017, 7: 2012
- [11] Zuo Min, Ren Boda, Xia Zihan *et al. Materials*[J], 2020, 13: 2714
- [12] Ghandvar H, Idris M H, Ahmad N *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 135: 57
- [13] Hu Xinping, Wang Qing, Hu H *et al. Rare Metals*[J], 2021, 40(11): 3279
- [14] Akyz B. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24: 3452
- [15] Wei Xiaolin, Lian Zheng, Zhao Huaizhi. *China Foundry*[J], 2015, 12(6): 440
- [16] Ram S C, Chattopadhyay K, Chakrabarty I. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2019, 805: 454
- [17] Li C, Wu Y Y, Li H *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(3): 1058
- [18] Mao Wenlong(毛文龙), Liu Lei(刘 磊), Nong Deng(农 登) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺) [J], 2018, 47(24): 198
- [19] Wang Q G, Davidson C J. *Journal of Materials Science*[J], 2001, 36(3): 739
- [20] Hu J L, Bo H, Liu L B *et al. Thermochimica Acta*[J], 2018, 661: 147

## Effect of Trace Yttrium on Strengthening and Eutectic Transformation Temperature of Casting Al-7Si-0.3Mg Alloy

Hu Xinping<sup>1,2</sup>, Li Ruixin<sup>1,2</sup>, Wang Qing<sup>1,2</sup>

(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, Qilu University of Technology, Jinan 250353, China)

(2. Shandong Machinery Design and Research Institute, Qilu University of Technology, Jinan 250353, China)

**Abstract:** The effects of trace yttrium (yttrium content 0.025wt%, 0.05wt%, 0.075wt%) and T6 treatment on the microstructure, properties, and eutectic transformation temperature of Al-7Si-0.3Mg alloy were studied by tensile test, hardness test, microstructure analysis of OM, SEM (+EDS), XRD and DSC. The results show that the YS, UTS and EI of the aluminum alloy after yttrium microalloying are improved, and the comprehensive performance of alloy with 0.05%Y is the best among the designed aluminum alloys. The strengthening phases are mainly Si and Mg<sub>2</sub>Si phase, and Mg<sub>2</sub>Si phase usually appears with Si phase. The added yttrium decreases the transformation temperature of  $\alpha_{Al}+\beta_{Si}\rightarrow\text{Liquid}$ , which decreases by 1.1, 2.0, 1.4 and 2.2 °C when 0.025%, 0.05%, 0.075% and 0.1% Y is added, respectively. In addition, the transformation temperature of  $\alpha_{Al}\rightarrow\text{Liquid}$  is increased somewhat after yttrium microalloying. An appropriate amount of yttrium that forms multiple phases with  $\beta_{Si}$ , Mg<sub>2</sub>Si and so on, which promotes the formation of heterogeneous nucleation substrate, and improves the supercooling in solidification.

**Key words:** Al-7Si-0.3Mg alloy; yttrium microalloying; eutectic transformation temperature; fracture analysis; DSC analysis

---

Corresponding author: Hu Xinping, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Automotive Engineering, Qilu University of Technology, Jinan 250353, P. R. China, E-mail: huxxpp@qlu.edu.cn