

热处理对压铸 AlSi10MnMg 减震塔组织及力学性能的影响

徐肇鹄 李德江 李子昕 胡 波 王雪杨 曾小勤  
(上海交通大学轻合金精密成型国家工程研究中心, 金属基复合材料国家重点实验室)

**摘 要** 采用硬度测试、拉伸测试、光学显微镜、扫描电镜及透射电镜等手段, 研究了不同热处理制度对压铸 AlSi10MnMg 合金减震塔的组织及力学性能的影响。结果表明, T5 及 T6 热处理可以改善减震塔的微观组织和力学性能。T5 处理后组织中 Si 相发生球化, 减震塔塑性随热处理温度升高而提升, 经 350 ℃×2 h(T5)热处理后伸长率达到 16.32%, 较铸态的 7.67% 提高约 100%。T6 热处理后合金组织中析出 Mg<sub>2</sub>Si 等强化相, 但尺寸随温度升高而增加, 经 500 ℃×2 h+175 ℃×6 h(T6)热处理后, 材料的屈服强度为 217.06 MPa, 抗拉强度为 294.28 MPa, 伸长率为 10.25%。

**关键词** AlSi10MnMg; 压铸减震塔; 时效处理; 组织; 力学性能

**中图分类号** TG249.2; TG146.21 **文献标志码** A

**DOI:**10.15980/j.tzzz.2021.07.019

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of High Pressure Die Casting AlSi10MnMg Shock Tower

Xu Jiangkun, Li Dejiang, Li Zixin, Hu Bo, Wang Xueyang, Zeng Xiaoqin  
(National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming and State Key Laboratory of Metal Matrix Composite, Shanghai Jiaotong University)

**Abstract:** By hardness and tensile testing, optical microscope, scanning electron microscope and transmission electron microscope, the effects of different heat treatment processes on the microstructure and mechanical properties of high pressure diecasting (HPDC) AlSi10MnMg alloy shock tower were investigated. The results indicate that T5 and T6 heat treatment can improve the microstructure and mechanical properties of the shock tower. After T5 heat treatment, the silicon phase in the structure is spheroidized, and the plasticity of the shock tower is increased with the increase of heat treatment temperature. After T5 (350 ℃×2 h) heat treatment, the elongation reaches 16.32%, which is twice of that of the as-cast state. After T6 heat treatment, the Mg<sub>2</sub>Si and other strengthening phases can be precipitated, however the size is increased with the increase of temperature, while the strength of shock tower is decreased continuously with the rise of the temperature. After T6 (500 ℃×2 h+175 ℃×6 h) heat treatment, the yield strength, tensile strength and elongation of the shock tower reach 217.06 MPa, 294.28 MPa and 10.25%, respectively.

**Key Words:** AlSi10MnMg Alloy, Die-casting Shock Tower, Aging Treatment, Microstructure, Mechanical Properties

减震塔作为连接汽车车身以及底盘的关键承载部件, 主要用于吸收汽车行驶过程中产生的冲击载荷, 服役环境较为严苛, 对材料的强度和韧性有着较高的要求<sup>[1]</sup>。为满足需求, 对其进行了大量研究, 开发出了多种铝合金材料以及相应的加工工艺<sup>[2,3]</sup>。国外开发的 A357(AlSi7Mg)合金不仅具有优异的力学性能及耐腐蚀性能, 而且具有良好的铸造性能, 但该合金由于 Si 含量不高, 导致其流动性较差, 降低了生产效率<sup>[4]</sup>。Al-

Si10MnMg(Silafont-36)合金则由于铸造性能、强度、伸长率、焊接等综合性能优良, 在减震塔的应用中受到关注<sup>[5]</sup>。由于减震塔平均壁厚一般为 2~3 mm, 而当铸件壁厚小于 4 mm 时, 流动性会由于金属液的表面张力而降低, 因此减震塔在模具中成形难度较大。相对于其他 Al-Si 系合金, AlSi10MnMg 合金中的 Si 含量较高, 可以有效缩小其结晶温度范围并增加组织中 Si 相数量, 提升其流动性和抗拉强度, 因此特别适合减震塔的

收稿日期: 2020-11-23; 修改稿收到日期: 2020-12-27  
基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2016YFB0101704); 上海市科委重点资助项目(18511109302); 国家自然科学基金资助项目(51825101)  
第一作者简介: 徐肇鹄, 男, 1995 年出生, 硕士研究生, 上海(200240), E-mail: kunvlin@163.com  
通信作者: 李德江, 男, 1979 年出生, 副研究员, 上海(200240), E-mail: lidejiang@sjtu.edu.cn  
引用格式: 徐肇鹄, 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.  
XU J K, LI D J, LI Z X, et al. Effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of high pressure die casting Al-Si10MnMg shock tower[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(7): 884-889.

生产<sup>[6,7]</sup>。同时,该合金中添加微量的 Mn 元素(0.4%~0.6%),可以与 Fe 等元素形成细小弥散的 Al-FeSiMn 相,从而降低合金的粘模倾向并通过析出强化提升其综合性能<sup>[8]</sup>。

综上,可见减震塔对材料强度和韧性都有较高的要求。由于压铸 AlSi10MnMg 合金韧性较低,并且合金中的 Mg 不能在室温下完全溶解于  $\alpha$ -Al 固溶体中,但淬火时 Mg 在  $\alpha$ -Al 固溶体中会处于过饱和状态,时效处理后会析出强化相  $Mg_2Si$ ,该相可以显著提升合金的强度和硬度,因此在实际生产中需要通过热处理对 Al-Si10MnMg 合金性能进行优化<sup>[9~11]</sup>。万里等<sup>[12]</sup>研究发现,人工时效可以改善 AlSiMnMg 合金压铸件的枝晶状组织,并析出强化相  $Mg_2Si$ ,进而可以显著提升压铸件的力学性能。李四娣等<sup>[13]</sup>研究发现,不同的热处理工艺参数可以调节压铸 AlSiMnMg 合金组织大小及分布,进而对合金力学性能产生明显的影响。这些研究表明,合理的热处理工艺可以显著改善 AlSiMg 系合金的力学性能,但在实际生产应用中压铸 AlSi10MnMg 合金在热处理后力学性能波动较大,甚至有时远低于试验值<sup>[14]</sup>。因此,为优化 AlSi10MnMg 合金生产工艺,发挥其良好的铸造、耐蚀和良好的力学性能,继而广泛应用于汽车轻量化研究中<sup>[15]</sup>,本课题以压铸 AlSi10MnMg 铝合金汽车减震塔为对象,研究了不同热处理制度对压铸减震塔微观组织和力学性能的影响,旨在为其应用提供借鉴。

1 试验材料与方法

试验选用某汽车减震塔,其材质为 AlSi10MnMg 合金,化学成分见表 1,优化的减震塔压铸工艺参数见表 2。

表 1 AlSi10MnMg 合金的化学成分

| Tab.1 The chemical composition of AlSi10MnMg alloy % |      |      |       |       |          |       |       |    |
|------------------------------------------------------|------|------|-------|-------|----------|-------|-------|----|
| $w_B$                                                |      |      |       |       |          |       |       |    |
| Si                                                   | Mn   | Mg   | Fe    | Cu    | Zn       | Ti    | Sr    | Al |
| 10.22                                                | 0.62 | 0.21 | 0.093 | 0.008 | <0.001 0 | 0.066 | 0.017 | 余量 |

表 2 压铸工艺参数

| Tab.2 HPDC processing parameters |            |                               |                               |              |
|----------------------------------|------------|-------------------------------|-------------------------------|--------------|
| 浇注温度/<br>℃                       | 模具温度/<br>℃ | 低速速度/<br>( $m \cdot s^{-1}$ ) | 高速速度/<br>( $m \cdot s^{-1}$ ) | 铸造压力/<br>MPa |
| 690~700                          | 180~200    | 0.25                          | 2                             | 80           |

减震塔取样部分和拉伸试样见图 1。热处理工艺参数见表 3。500 ℃×2 h 的 T4 固溶处理和高温 T5 处理在箱式电阻炉中进行,水淬,在油浴炉中进行时效处理。采用 Zwick-100kN 万能材料试验机进行力学性能测试,每个位置取 3 个试样的平均值。硬度测试在 HVS-30P 维氏硬度计上进行,载荷为 49 N,保压 15 s,

每个试样取 7 个点,取平均值。显微组织及扫描电镜分析的试样直接取自于拉伸试样,再经过打磨抛光等处理,用体积分数为 0.1% 的 HF 酸溶液腐蚀,再用蔡司金相显微镜、phenom 台式扫描电镜观察其形貌。透射电镜分析试样采用电解双喷和离子减薄进行制备,电解双喷仪器为磁力驱动双喷电解减薄器,所用电解液由体积分数为 10% 的高氯酸和 90% 的酒精组成,电解温度为 -30~-20 ℃,电压为 40~50 V,控制电流在 100 mA 以下。离子减薄在 GATAN695 仪器上进行,所用电压为 2 kV,角度为 2.5°,减薄时间约为 20 min。利用 2100F 型透射电镜 (Transmission Electron Microscope, TEM) 表征微观组织。采用 ImageProPlus 软件统计 Si 相的尺寸。

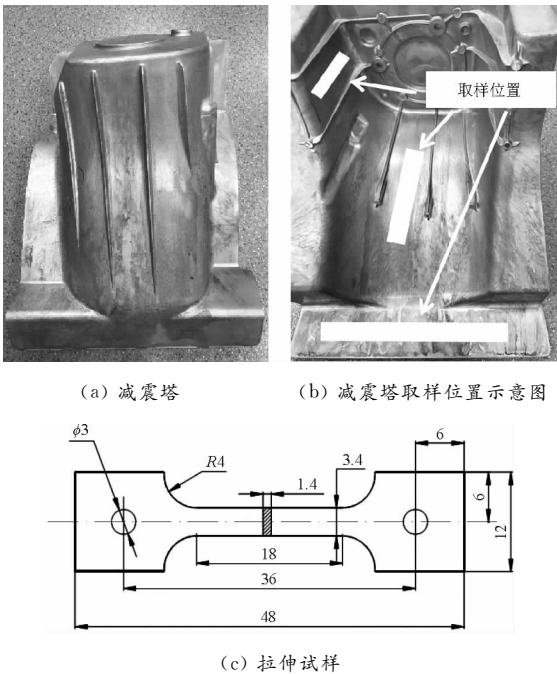


图 1 减震塔取样位置示意图和拉伸试样  
Fig.1 Shock tower, sampling location of shock tower and structure of tensile specimen

表 3 热处理工艺方案

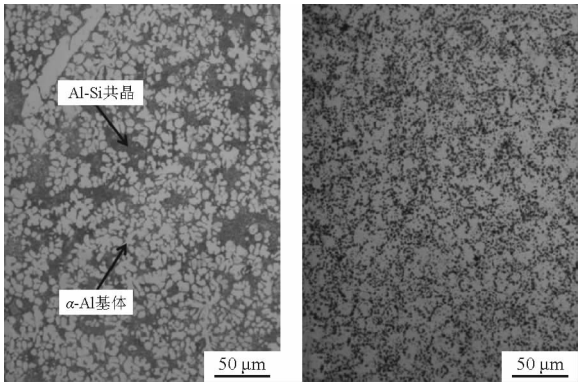
| Tab.3 Heat treatment processes |        |        |        |        |
|--------------------------------|--------|--------|--------|--------|
| 热处理工艺                          | 固溶温度/℃ | 固溶时间/h | 时效温度/℃ | 时效时间/h |
| T4                             | 500    | 2      | —      | —      |
| T5                             | —      | —      | 310    | 0.5~2  |
|                                |        |        | 330    | 0.5~2  |
|                                |        |        | 350    | 0.5~2  |
| T6                             | 500    | 2      | 175    | 0.5~8  |
|                                |        |        | 200    | 0.5~8  |
|                                |        |        | 225    | 0.5~8  |

2 试验结果与分析

2.1 T4 处理对铸件组织和力学性能的影响

图 2 为铸态和 T4 态压铸件的显微组织。从图 2a

可以看到,铸态下是典型的枝晶组织,由  $\alpha$ -Al 相和 Al-Si 共晶组织组成;白色部分是  $\alpha$ -Al 相,黑色部分是 Al-Si 共晶组织。 $\alpha$ -Al 分布不均匀,尺寸在 5~40  $\mu\text{m}$  之间。经过 500  $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$ (T4)固溶处理后,显微组织发生了显著变化,一方面晶粒尺寸增大,另一方面,块状共晶组织中未固溶的 Si 相发生了球化转变。



(a) 铸态 (b) T4 态

图 2 铸态和 T4 态压铸件的显微组织

Fig.2 Metallographic microstructure of the shock tower at as-cast state and T4 state

图 3 和图 4 分别为 Al-Si 二元合金相图和减震塔铸件在铸态与 T4 态的高倍 SEM 组织。从图 3 可以看出,在 500  $^{\circ}\text{C}$ 下,合金中会有部分 Si 发生固溶。从图 4 可以看出,在铸态中呈纤维状连续分布的 Si 相经固溶处理后发生溶断,未固溶的 Si 开始转变成球状或颗

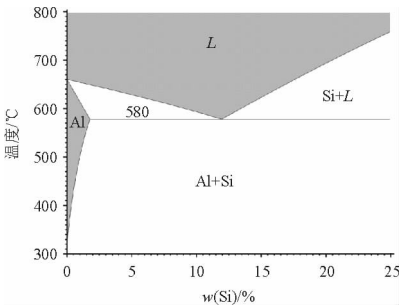
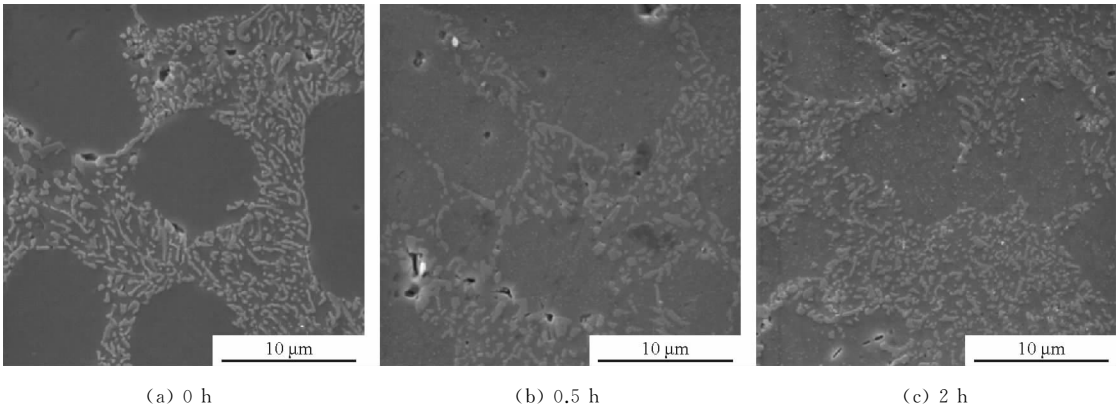


图 3 Al-Si 二元合金相图<sup>[16]</sup>

Fig.3 Phase diagram of Al-Si binary alloy

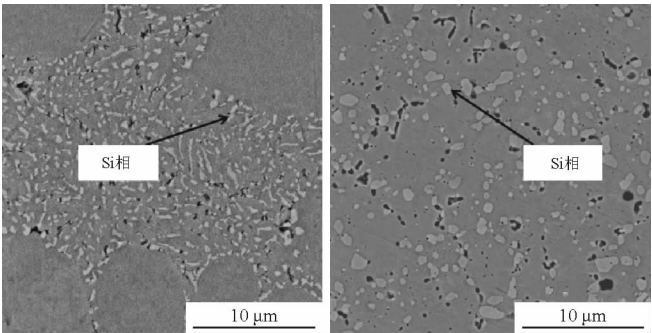


(a) 0 h (b) 0.5 h (c) 2 h

图 5 铸件经 350  $^{\circ}\text{C}$  时效不同时间的 SEM 组织

Fig.5 SEM microstructure of shock tower aged at 350  $^{\circ}\text{C}$  for different time

粒状分布,但其平均直径从铸态的 0.35  $\mu\text{m}$  增加到 T4 态的 0.92  $\mu\text{m}$ 。Si 相的形态、大小和分布对合金的力学性能有着很大的影响。固溶后的 Si 相增加了铝基体组织的连续性,从而显著提升了合金的塑性,但是在固溶过程中发生的晶粒长大也会导致合金的强度显著下降。



(a) 铸态 (b) T4 态

图 4 铸态和 T4 态压铸件的 SEM 组织

Fig.4 SEM microstructure of the shock tower at as-cast state and T4 state

表 4 为铸态和 T4 态压铸件的力学性能。可以看出,铸态合金的抗拉强度为 312.58 MPa,伸长率为 7.67%,经过固溶处理后合金的抗拉强度为 257.67 MPa,下降了 17.6%,伸长率为 14.98%,增加约 100%,增幅明显,而根据图 2 及图 4 中显微组织分析结果可知,T4 态合金相比铸态,强度下降,但伸长率显著增加,这与表 4 结果一致。

表 4 铸态和 T4 态铸件力学性能对比

Tab.4 Comparison of mechanical properties of shock tower at cast state and T4 state

| 合金状态 | 屈服强度/MPa | 抗拉强度/MPa | 伸长率/% |
|------|----------|----------|-------|
| 铸态   | 144.13   | 312.58   | 7.67  |
| T4   | 130.26   | 257.67   | 14.98 |

2.2 T5 处理对铸件组织和力学性能的影响

图 5 为铸件经 350  $^{\circ}\text{C}$  不同时效时间后的 SEM 组织。可以看出,铸件经 350  $^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}$  时效后,共晶组织中的 Si 元素开始固溶进  $\alpha$ -Al 基体中, Si 相的形态由初

始态的纤维状开始转变为颗粒状,随着热处理时间增加,Si 相继续发生缩颈溶断并逐渐球化,与铝基体之间的界面变得更为光滑,但平均粒径从压铸态的 0.35  $\mu\text{m}$  增加到时效 2 h 时的 0.44  $\mu\text{m}$ 。表 5 为铸件经不同温度及不同时间后的力学性能。可以看出,在 350  $^{\circ}\text{C}$  温度下,随着保温时间延长,合金的强度逐渐下降,同时伸长率不断提高;相同的时间,随着温度升高,合金强度显著下降,但下降幅度逐渐变缓,而伸长率则显著上升,但上升幅度也同样逐渐变缓。

表 5 不同热处理工艺下铸件的力学性能  
Tab.5 Mechanical properties of castings after heat treatment at different temperatures and different times

| 编号 | 热处理工艺                                         | 屈服强度/MPa | 抗拉强度/MPa | 伸长率/% |
|----|-----------------------------------------------|----------|----------|-------|
| 1  | (310±3) $^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}$ | 182.25   | 301.77   | 8.59  |
| 2  | (310±3) $^{\circ}\text{C}\times 1.0\text{ h}$ | 164.81   | 286.49   | 8.31  |
| 3  | (310±3) $^{\circ}\text{C}\times 1.5\text{ h}$ | 152.78   | 278.61   | 8.63  |
| 4  | (310±3) $^{\circ}\text{C}\times 2.0\text{ h}$ | 158.35   | 278.29   | 8.73  |
| 5  | (330±3) $^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}$ | 136.82   | 260.16   | 10.56 |
| 6  | (330±3) $^{\circ}\text{C}\times 1.0\text{ h}$ | 127.16   | 246.81   | 13.45 |
| 7  | (330±3) $^{\circ}\text{C}\times 1.5\text{ h}$ | 126.15   | 244.7    | 13.74 |
| 8  | (330±3) $^{\circ}\text{C}\times 2.0\text{ h}$ | 123.54   | 240.04   | 13.78 |
| 9  | (350±3) $^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}$ | 135.18   | 260.72   | 10.55 |
| 10 | (350±3) $^{\circ}\text{C}\times 1.0\text{ h}$ | 125.93   | 247.04   | 11.94 |
| 11 | (350±3) $^{\circ}\text{C}\times 1.5\text{ h}$ | 118.21   | 235.86   | 13.46 |
| 12 | (350±3) $^{\circ}\text{C}\times 2.0\text{ h}$ | 112.32   | 229.14   | 16.32 |

T5 处理的合金性能变化与合金微观组织的变化有很大关系。在时效初期,呈枝晶状分布的 Si 相发生溶断,这种变化增强了铝基体的连续性,从而大大提升了合金的塑性,而细小 Si 颗粒呈弥散分布,起到了第二相强化作用<sup>[16]</sup>,且这种强化作用要比长时间时效后 Si 相发生长大粗化的强化作用强,因此随着时效时间增加,第二相强化作用减弱而 Si 相的粗化现象增加,从而导致合金的强度随着时效时间的增加而下降。同时,在恒温条件下,晶粒尺寸与保温时间之间满足  $\overline{D}_m = Ct^{1/2}$ , 其中,  $\overline{D}_m$  为平均晶粒直径;  $C$  为常数;  $t$  为保温时间<sup>[17]</sup>。可见,晶粒尺寸随着时效时间的增加而长大,这也会导致合金的强度逐渐降低。试样的强度随着时效温度的升高而降低,则是因为随着时效温度上升,铸件中枝晶状 Si 相的溶断速率以及细小 Si 相和晶粒长大的速率均加快,因此经过相同时间的时效处理后,时效温度越高,合金强度下降越多,塑性增加也越明显。此外,合金强度下降与塑性增加幅度的减小则是因为铸态合金中的纤维状或枝晶状 Si 相数量有限,导致相同时效时间内随着时效温度升高而发生溶断的 Si 相数量增长有限。

2.3 T6 处理对铸件组织和力学性能的影响

图 6 为铸件经 500  $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$  固溶后在不同温度下的时效硬化曲线。可以看出,时效温度对铸件硬度变化

的影响较为显著。随着时效温度增加,合金达到峰值时效的时间减少,相应合金的硬度峰值也降低,175  $^{\circ}\text{C}$  时的硬度(HV)峰值为 100.8,而 225  $^{\circ}\text{C}$  时的硬度(HV)峰值仅有 85,下降了 15.67%。与此同时,低温时效相对于高温时效,其峰时效的平台效应更为显著,时效温度越低,峰时效维持时间也越长。

表 6 为铸件经 500  $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$  固溶处理后不同时效条件下的力学性能。可以看出,硬度测试结果与时效硬化曲线能较好的符合。经 500  $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$  固溶处理后,在 200  $^{\circ}\text{C}$  的时效条件下,合金强度在 2 h 达到峰值 281.47 MPa 后逐渐下降,而伸长率则先下降再上升,在 2 h 达到最小值 11.47% 后上升。此外,随着时效温度增加,合金到达峰时效的强度逐渐下降,从 175  $^{\circ}\text{C}$  时的 294.28 MPa 下降到 225  $^{\circ}\text{C}$  时的 247.79 MPa,下降了 46.49 MPa,下降幅度达到 15.78%,而伸长率则从 175  $^{\circ}\text{C}$  时的

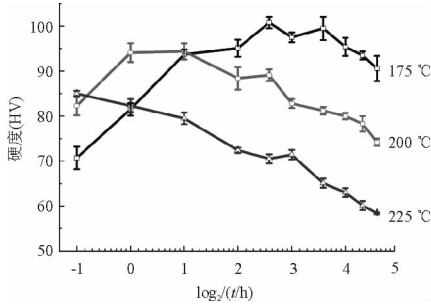


图 6 铸件经 500  $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$  固溶后的时效硬化曲线  
Fig.6 Age hardening curve of castings after solution treatment at 500  $^{\circ}\text{C}$  for 2 h

表 6 铸件经 500  $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$  固溶后在不同温度及时间 T6 时效处理力学性能

| Tab.6 Mechanical properties of the castings after solution treatment at 500 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h at different temperatures and time |                                               |          |          |       |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------|----------|----------|-------|
| 编号                                                                                                                                        | 时效处理工艺                                        | 屈服强度/MPa | 抗拉强度/MPa | 伸长率/% |
| 1                                                                                                                                         | (175±1) $^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}$ | 135.83   | 254.39   | 14.85 |
| 2                                                                                                                                         | (175±1) $^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$   | 140.31   | 260.79   | 14.53 |
| 3                                                                                                                                         | (175±1) $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$   | 192.72   | 289.8    | 14.39 |
| 4                                                                                                                                         | (175±1) $^{\circ}\text{C}\times 3\text{ h}$   | 205.24   | 291.51   | 10.79 |
| 5                                                                                                                                         | (175±1) $^{\circ}\text{C}\times 4\text{ h}$   | 213.75   | 297.12   | 10.57 |
| 6                                                                                                                                         | (175±1) $^{\circ}\text{C}\times 6\text{ h}$   | 217.06   | 294.28   | 10.25 |
| 7                                                                                                                                         | (175±1) $^{\circ}\text{C}\times 8\text{ h}$   | 158.53   | 266.42   | 10.99 |
| 8                                                                                                                                         | (200±1) $^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}$ | 151.44   | 238.05   | 14.71 |
| 9                                                                                                                                         | (200±1) $^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$   | 180.45   | 260.72   | 12.59 |
| 10                                                                                                                                        | (200±1) $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$   | 210.24   | 281.47   | 11.47 |
| 11                                                                                                                                        | (200±1) $^{\circ}\text{C}\times 3\text{ h}$   | 189.64   | 259.27   | 13.49 |
| 12                                                                                                                                        | (200±1) $^{\circ}\text{C}\times 4\text{ h}$   | 184.65   | 255.45   | 13.76 |
| 13                                                                                                                                        | (200±1) $^{\circ}\text{C}\times 6\text{ h}$   | 142.9    | 211.70   | 16.94 |
| 14                                                                                                                                        | (200±1) $^{\circ}\text{C}\times 8\text{ h}$   | 134.88   | 204.66   | 17.06 |
| 15                                                                                                                                        | (225±1) $^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}$ | 176.21   | 247.79   | 14.69 |
| 16                                                                                                                                        | (225±1) $^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$   | 160.54   | 234.86   | 12.96 |
| 17                                                                                                                                        | (225±1) $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$   | 155.08   | 226.87   | 13.42 |
| 18                                                                                                                                        | (225±1) $^{\circ}\text{C}\times 3\text{ h}$   | 151.95   | 219.27   | 15.74 |
| 19                                                                                                                                        | (225±1) $^{\circ}\text{C}\times 4\text{ h}$   | 145.24   | 212.61   | 15.99 |
| 20                                                                                                                                        | (225±1) $^{\circ}\text{C}\times 6\text{ h}$   | 105.49   | 172.02   | 16.62 |
| 21                                                                                                                                        | (225±1) $^{\circ}\text{C}\times 8\text{ h}$   | 99.64    | 169.58   | 18.32 |

10.25% 逐渐增加到 225 ℃ 时的 14.69%，这与时效硬化曲线的变化情况也高度吻合。

分析认为，压铸 AlSi10MnMg 合金的时效过程是一个强化相  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si 的析出过程，当时效时间较短时，合金的析出相以 G.P. 区为主，且析出相处于缓慢增加的状态，数量较少，因此对合金的强化效果有限，此时合金处于欠时效状态；随着时效时间不断延长，析出相数量开始迅速增加且逐渐开始向成分及结构与第二相接近的  $\beta''$  相和  $\beta'$  相过渡，同时共格关系逐渐破坏，使得晶格发生严重畸变，合金得到强化，此时合金处于峰时效

状态；但随着时效时间继续增加，半共格相会逐渐向平衡相  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si 转变，晶格畸变程度不断下降，强化作用不断减弱，此时合金处于过时效状态<sup>[18~20]</sup>。

此外，从表 6 中还可以看出，当合金在 225 ℃ 下时效时，合金的综合力学性能已经明显下降，这可以从图 7 不同时效处理温度下合金的 SEM 显微组织中得到解释。从图 7 及表 7 中可以看出，浅灰色部分为 Al-Si 共晶组织，白色颗粒状为析出铝锰硅相 [Al(SiMn)]，随着时效温度提高，合金中的析出相数量减少但尺寸不断变大，从球状弥散分布开始转变为块状不规则分布，这是

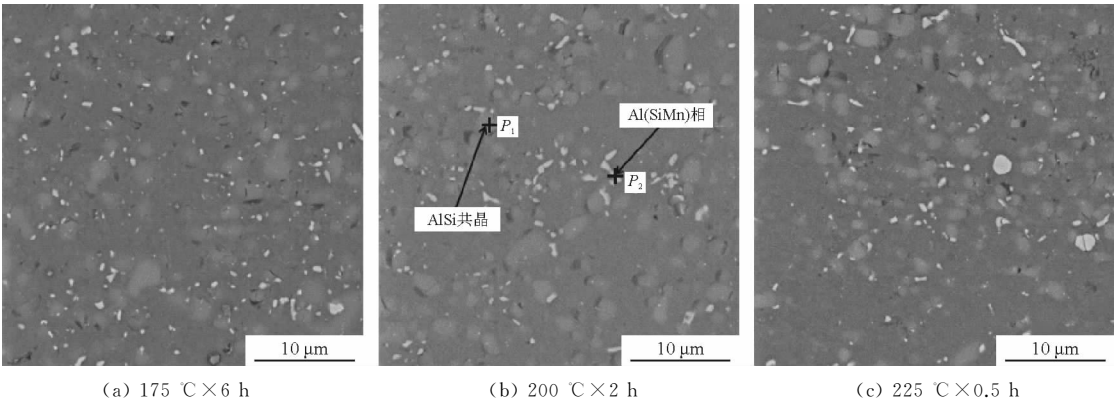


图 7 T4 态试样经不同温度的时效处理后 SEM 组织  
Fig.7 SEM microstructure of T4 sample after aging treatment at different temperatures

表 7 SEM 能谱分析结果

| Tab.7 Results of SEM energy spectrum analysis % |       |       |      |       |       |       |
|-------------------------------------------------|-------|-------|------|-------|-------|-------|
| 位置                                              | $x_B$ |       |      | $w_B$ |       |       |
|                                                 | Si    | Al    | Mn   | Si    | Al    | Mn    |
| $P_1$                                           | 68.91 | 31.09 | —    | 69.76 | 30.24 | —     |
| $P_2$                                           | 81.74 | 10.73 | 7.53 | 75.51 | 10.32 | 14.17 |

因为时效温度过高时会导致析出相晶核长大，且大都呈不规则的块状分布，合金开始软化且铝基体间的连续性遭到破坏，进而不利于合金的综合性能。这与时效硬化曲线结果一致。但从图 7 中未能观察到 Mg<sub>2</sub>Si 析出相，为进一步揭示峰值时效强化的微观机理，对合金组织进行了 TEM 观察。

图 8 和图 9 分别是铸件在 T4 态和 T6 态的 TEM 明

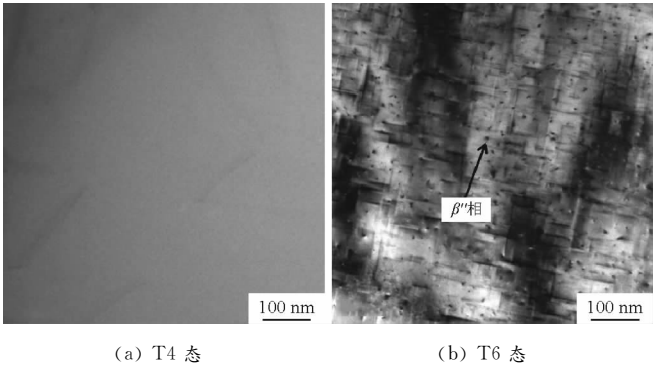


图 8 压铸 AlSi10Mn 合金在 T4 态与 T6 态下的 TEM 明场像  
Fig.8 TEM bright-field images of die-casting AlSi10Mn alloy at T4 state and T6 state

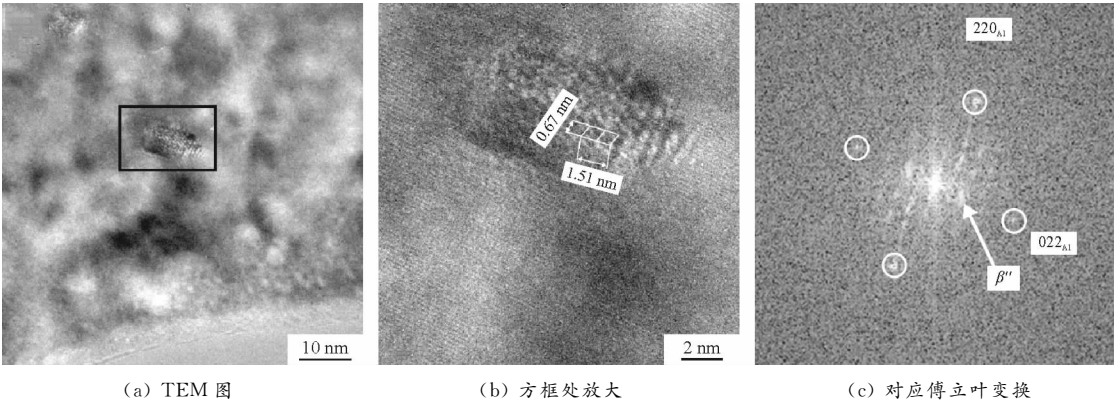


图 9 T6 态 AlSi10Mn 合金峰值时效时的 TEM 高分辨及对应傅里叶变换图  
Fig.9 TEM high resolution and corresponding Fourier transform image of T6 treated AlSi10Mn alloy during peak aging

场像。从图 8 可以看到,T4 态铸件的  $\alpha$ -Al 基体中看不到析出相,说明铸态组织中的第二相都固溶进了  $\alpha$ -Al 基体中,而在 T6 态的  $\alpha$ -Al 基体中则观察到针状析出相, $\beta''$ 相具有单斜结构,其点阵常数为: $a=1.516\text{ nm}$ , $b=0.405\text{ nm}$ , $c=0.674\text{ nm}$ <sup>[21~23]</sup>,而析出相对应傅里叶变换结果与其他研究者结果基本一致(见图 9c),可以确定该针状析出相为  $\beta''$ 相。由此可以看出,析出相  $\beta''$ 相引发的晶格畸变是压铸 AlSi10MnMg 合金峰值时效强化的重要原因。

3 结 论

(1)压铸 AlSi10MnMg 合金减震塔的屈服强度为 144.13 MPa,抗拉强度为 312.58 MPa,伸长率为 7.67%;相比于低压铸造与重力铸造,压铸 AlSi10MnMg 减震塔合金中初生  $\alpha$ -Al 相细小,平均直径在 5~40  $\mu\text{m}$  之间,组织分布均匀。

(2)压铸 AlSi10MnMg 合金减震塔对卷气控制较好,压铸组织较为致密,合金组织和力学性能受热处理影响显著,通过不同热处理制度可以实现强度和塑性的合理范围调控且无鼓泡现象。

(3)T5 处理中,减震塔组织中 Si 相转变非常迅速,在 350  $^{\circ}\text{C}$  温度下,0.5 h 后 Si 相发生明显溶断;当保温 2 h 时,合金伸长率达到 16.32%,较铸态提升 113%。

(4)减震塔经 175  $^{\circ}\text{C}$  及 200  $^{\circ}\text{C}$  的时效处理后组织中析出相尺寸较小且呈颗粒状均匀分布,力学性能达到极值;在工艺为 500  $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}+175\text{ }^{\circ}\text{C}\times 6\text{ h}$  时,合金抗拉强度达到 294.28 MPa,硬度(HV)达到 100.8,伸长率达到 10.25%;在工艺为 500  $^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}+200\text{ }^{\circ}\text{C}\times 2\text{ h}$  时,合金抗拉强度达到 281.47 MPa,硬度(HV)达到 94.4,伸长率达到 11.47%。但当时效温度提高至 225  $^{\circ}\text{C}$  后,合金中的共晶组织和析出相都开始不断变大,性能明显下降。

参 考 文 献

[1] 汪学阳,黄志垣,廖仲杰,等.高真空压铸铝合金减震塔工艺开发及应用[J].特种铸造及有色合金,2018,38(8):860-863.

[2] FRANKE R, DRAGULIN D, ZOFI A, et al. Progress in ductile aluminium high pressure die casting alloy for the automotive industry[J]. Metallurgia Italiana,2007,5(5):19-23.

[3] 周林东,杨雄,王春涛,等.汽车铝合金减震塔的压铸工艺优化[J].特种铸造及有色合金,2018,38(6):626-629.

[4] 阮明,刘海峰,姚红,等.大型薄壁铝合金减震塔砂型铸造技术研究[J].铸造,2017,66(4):327-331.

[5] CASAROTTO F,FRANKE A J,FRANKE R,et al.High-pressure die-cast(HPDC)Aluminium Alloys for Automotive Applications[M].Woodhead:Woodhead Publishing Limited,2012.

[6] 黄正军.铸造 AlSi7Cu2Mg 合金成分优化及组织、性能研究[D].太

原:中北大学,2009.

[7] 王祝堂.MFT 高压压铸工艺及压铸铝合金 Aural-2[J].轻合金加工技术,2011,39(2):20-23.

[8] BOSCH D, POGATSCHER S, HUMMEL M, et al. Secondary Al-Si-Mg high-pressure die casting alloys with enhanced ductility[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2015, A46(3): 1 035-1 045.

[9] THIRUGNANAM A, SUKUMARAN K, PILLAI U T S, et al. Effect of Mg on the fracture characteristics of cast Al-7Si-Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2007, A445-446: 405-406.

[10] 张百在,刘学强,万里,等.Mg 含量对 AlSi10MgMnFe 铸件性能和组织的影响[J].特种铸造及有色合金,2016,36(8):829-832.

[11] 陈龙,朱德智.固溶处理对高真空压铸 AlSi10MnMg 铝合金组织及力学性能的影响[J].热加工工艺,2020,49(10):107-111.

[12] 万里,刘学强,胡祖麒,等.高真空压铸 AlSi10MnMgFe 合金的组织及力学性能[J].特种铸造及有色合金,2014,34(5):499-503.

[13] 李四娣,安肇勇,黄明军,等.高真空压铸汽车底盘结构件的热处理[J].特种铸造及有色合金,2017,37(9):975-978.

[14] 张百在,刘学强,万里,等.型腔真空度及热处理对 AlSiMgMn 铸件性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2016,36(7):673-676.

[15] 张俊超,钟鼓,邹纯,等.高真空压铸铝合金的研究进展[J].材料导报,2018,32(S2):375-378.

[16] MINAMINOY, YAMANE T, SATO T, et al. Phase diagram of Al-Si system under 21,000 bar[J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 1988, 38(12): 800-806.

[17] 胡庚祥,蔡陶,戎咏华.材料科学基础[M].上海:上海交通大学出版社,2010.

[18] 徐洲,赵连城.金属固态相变原理[M].北京:科学出版社,2004.

[19] 郑进城.铝硅镁合金时效理论及实验表征[D].南宁:广西大学,2008.

[20] 吴颖,温彤,朱曾涛.7xxx 系铝合金时效处理的研究现状及应用进展[J].材料导报,2012,26(15):114-118.

[21] LIU F, YU F X, ZHAO D Z, et al. Transmission electron microscopy study of precipitates in an artificially aged Al-12.7Si-0.7 Mg alloy[J]. Materials Characterization, 2015, 107: 211-219.

[22] CHEN R, XU Q Y, GUO H T, et al. Correlation of solidification microstructure refining scale, Mg composition and heat treatment conditions with mechanical properties in Al-7Si-Mg cast aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2017, A685: 391-402.

[23] WENG Y Y, JIA Z H, DING L P, et al. Effect of Ag and Cu additions on natural aging and precipitation hardening behavior in Al-Mg-Si alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 2 444-2 452.

(编辑:张正贺)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 [www.special-cast.com](http://www.special-cast.com)