

# 铸态和 T6 热处理 Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn 挤压铸造铝合金的组织 and 力学性能

闫俊, 石帅, 范卫忠, 高伟全, 罗远文, 程汉明, 周建明

(华劲新材料研究院(广州)有限公司, 广东广州 510115)

**摘要:** 采用挤压铸造的成形方式制备出Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn合金, 利用金相显微镜、扫描电镜和能谱分析等手段研究了铸态和不同热处理工艺对合金的微观组织与力学性能的影响。结果表明, 挤压铸造Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn合金铸态组织细小致密, 晶粒大小分布不均, 白色的长条状及块状AlFeMnSi相分布在晶界处。经过T6热处理后大部分共晶硅及AlFeMnSi相的球化效果较好, 但存在明显的共晶硅偏聚区域及少量块状AlFeMnSi相。经优化后得到合金的最佳热处理工艺为: 固溶535 °C × 4 h+时效160 °C × 6 h, 该工艺下合金的共晶硅分布较均匀, 长条状及块状AlFeMnSi相转化成近球状甚至点状纳米级粒子, 合金硬度为HB115, 断后伸长率为9.4%, 相对于铸态分别提升53.3%和77.3%。

**关键词:** 挤压铸造; Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn合金; 热处理; 强化相; 硬度

随着汽车轻量化发展, 具有高性能的铸铝代替部分铸钢件和铝锻件已成为一种趋势。通常这些铸件不仅结构复杂且对强塑性的要求较高, 而挤压铸造是一种兼具铸造和锻造特点的近净成形工艺, 联合铸造和锻造优势于一体<sup>[1-4]</sup>。与其他铸造成形的方法相比, 挤压铸造具备选材的范围宽、高效节能、工序简化、质量稳定、铸件组织均匀致密并且可热处理强化等优点, 因此使得该工艺成为铝合金强韧化的一种有效途径<sup>[5]</sup>。

亚共晶或近共晶Al-Si合金具备优异的铸造性、比强度高、耐腐蚀性优良, 通过合金化和热处理后, 具备较好的力学性能、物理性能和加工性能<sup>[6-7]</sup>。在铝合金中固溶度较低的Fe元素通常以第二相的形式存在于合金中, 在晶界处分布的针片状 $\beta$ -Fe富铁相通常会割裂基体, 从而降低合金的塑性<sup>[8]</sup>, 添加适量的Mn元素有利于针片状 $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi富铁相的优势生长取向降低, 并且可促进其转变为汉字状 $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe, Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>富铁相, 使合金的塑性提升, 同时Mn元素的加入也有利于合金的脱模<sup>[1, 9]</sup>。Bosch等<sup>[10]</sup>研究了不同Mn含量的AlSi10Mg合金的组织与性能, 结果表明当 $m_{(Mn)}/m_{(Fe)}$ 为1时合金力学性能较高。宋东福等研究了不同Mn/Fe摩尔比对A356铸造铝合金富铁相形态的影响, 发现当Mn/Fe摩尔比为1.0时, 富铁相具有最小的平均晶粒尺寸和体积分数<sup>[9]</sup>。

近年来, 国外一些公司开发了一系列低Fe的高强韧AlSiMgMn合金, 如德国Aluminium Rheinfelden公司开发的Silafont-36 (AlSi9Mg)、Castasil-37, 美国Mercury Marine公司开发的Aural、A367等, 这些高强韧铝合金主要用于真空压铸生产汽车结构件<sup>[11]</sup>。目前国内在AlSiMgMn合金开发方面, 钟鼓等研究了挤压铸造高强韧Al-11Si-0.5Mg-0.5Mn合金, 经T6热处理后抗拉强度为385 MPa, 屈服强度为317 MPa, 伸长率为9.5%<sup>[6]</sup>。本文以Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn为研究对象, 采用挤压铸造的成形工艺, 分析了合金的组织及性能, 研究了该合金最佳热处理工艺, 使其获得良好的综合性能。

## 作者简介:

闫俊(1982-), 男, 工程师, 研究方向为高性能轻合金材料开发与应用。E-mail: yanjun615@163.com

## 通讯作者:

石帅, 男, 硕士。E-mail: 18232538992@163.com

中图分类号: TG146.2<sup>+</sup>1

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)

12-1391-06

## 收稿日期:

2021-05-06 收到初稿,

2021-07-02 收到修订稿。

## 1 试验方案

### 1.1 合金成分

设计的铝合金成分见表1, 原材料用99.9%的纯铝、99.9%的纯镁块(100g/块)和441金属硅、99.9%铜米、Al-10Sr中间合金。

表1 试验合金的主要化学成分  
Table 1 Main compositions of the experimental alloy

alloy						$w_B/\%$
Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Sr	
10.1~10.3	0.5~0.54	≤0.1	0.48~0.52	0.07~0.08	0.02~0.03	

### 1.2 合金的熔炼与挤压铸造生产过程

在500 kg电阻炉中熔化, 首先加入99.9%纯铝锭, 熔化3 h, 待铝锭完全熔化并且铝液温度达到800 °C时加入441结晶硅, 熔化1 h后充分搅拌, 待铝液温度达到750 °C时加入75%锰添加剂、Al-10Ti, 熔化30 min后, 调温待铝液温度降到720 °C时加Mg, 镁块完全浸入铝液中, 随后除气后静置40 min以上, 检验成分达到目标要求后, 调温至680 °C开始挤压铸造。

挤压铸造成形工艺参数: 保压压力135 bar, 比压为100 MPa, 挤压速度为90 mm/s, 保压时间为20 s, 模具预热温度为200 °C。所成形的标准拉伸试棒如图1。

### 1.3 热处理工艺优化

为了确定合金合适的固溶温度范围, 采用示差扫描量热法(DSC)对合金进行热分析, 其升温过程曲线如图2所示, 合金的开始熔化温度为560.07 °C。根据DSC分析结果制定合金的热处理工艺方案为: 固溶温度520~540 °C, 固溶时间为4 h; 固溶后水淬, 淬火温度为50 °C, 转移时间为3 s; 时效温度为150~170 °C, 时效时间为4 h, 时效后自然冷却。固溶处理采用纳博热热处理炉, 带有热风循环, 炉内温度均匀性较好, 温控精度为±1 °C, 时效处理采用电子温控干燥箱。图

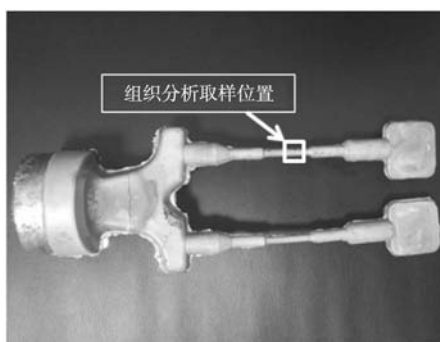


图1 挤压铸造力学性能试棒

Fig. 1 Squeeze cast test bar for mechanical properties of the alloy

3是试棒经过固溶处理后的宏观照片, 可见在525、530和535 °C下固溶处理后, 表面未发生鼓泡。

### 1.4 组织性能分析

采用深圳三思电子万能试验机测试拉伸试棒的力学性能, 拉伸速率为1 mm/min; 从拉伸试棒中间标段内取样(图1), 通过标准制样程序制备金相试样后, 采用金相显微镜及扫描电镜对试样的显微组织进行观察和分析。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 合金的显微组织分析

图4为挤压铸造后合金的铸态组织, 浅色组织为 $\alpha$ (Al)晶粒, 黑色网状为共晶组织, 经过挤压铸造后, 组织较为致密, 但是晶粒大小分布不均, 尺寸范

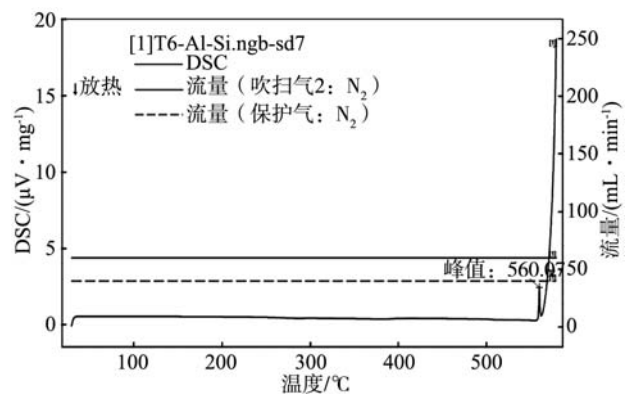


图2 合金升温过程的DSC曲线

Fig. 2 DSC curves of the alloy during the heating process

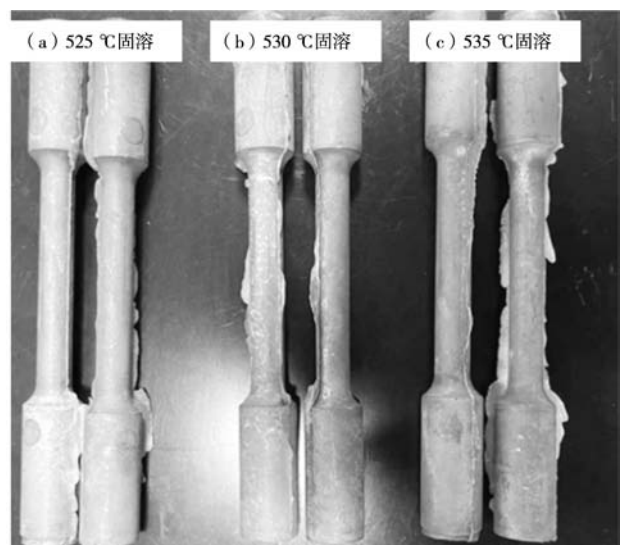


图3 挤压铸造标准力学性能试棒固溶处理后的宏观照片

Fig. 3 Macro photo of squeeze cast standard mechanical property test bar after solution treatment

围为 5~50  $\mu\text{m}$ ，呈鱼骨状或近球状晶，合金中的共晶硅变得较为细小，与基体组织结合较好。图4b为高倍铸态微观组织金相图，从放大的金相来看，此类铝合金强度的提升主要来自于铝合金中晶粒的细化作用。细小纤维状的共晶硅较为均匀地分布于 $\alpha$  (Al)晶粒之间， $\alpha_1$  (Al)较为粗大， $\alpha_2$  (Al)较为细小圆整。 $\alpha_1$  (Al)是在压室内由部分金属液形核生长而成，其形成的时间相对较长，因冷却速度较慢导致晶粒尺寸粗大； $\alpha_2$  (Al)为铝液在模具型腔中生成，由于模具的快速冷却作用使其形成的时间较短，致使 $\alpha_2$  (Al)尺寸较为细小圆整<sup>[12]</sup>。

挤压铸造特点是在高压低速下充型，得到铸件的组织更加致密，并且可以通过T6热处理来提升铸件的力学性能<sup>[7]</sup>。本试验采用T6热处理，固溶530  $^{\circ}\text{C} \times 4 \text{ h}$ ，时效160  $^{\circ}\text{C} \times 4 \text{ h}$ 。图5为热处理后的金相图片，共晶硅在固溶处理过程中发生了熔断、粒化和球化，尽管大部分共晶硅的球化效果较好，但是还存在较为明显的偏聚区域，会影响合金的伸长率，如图5a所示。共晶硅颗粒的粒化和球化可以减缓其割裂基体并且降低在承载时的应力集中，有利于提高合金的塑性和强度。

图6为铸态合金在扫描电镜下的背散射电子 (BSE) 图像及面扫描元素分布图。在晶界处分布有

白色的长条状及块状化合物，如图6a中C处和D处箭头所示。从面扫描各元素分布图中可以看出，Mg元素及Fe元素主要分布于晶界处。对各化合物进行EDS分析，结果见表2。可见，A处为基体组织，B为共晶硅，C和D主要为AlFeMgSi相和AlFeMnMgSi相。图7为合金T6态的背散射电子 (BSE) 图像及面扫描元素分布图，可以看出，经过T6热处理后，高温固溶使大部分AlFeMnSi相发生断裂并且明显球化，但存在少量长条状及块状AlFeMnSi相，如图7a中A处。

## 2.2 热处理工艺对合金力学性能影响

固溶处理过程中，Si和Mg等元素溶于基体中，其形成的过饱和固溶体作为后续时效的基础，因此会极大地影响合金力学性能。合金力学性能随固溶温度的变化如图8所示。在时效工艺为160  $^{\circ}\text{C} \times 4 \text{ h}$ ，将固溶温度从520  $^{\circ}\text{C}$  提升至540  $^{\circ}\text{C}$ 时，合金的屈服强度和抗拉强度先升高后降低。合金的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率取得最大值时的固溶工艺为535  $^{\circ}\text{C} \times 4 \text{ h}$ ，分别为317 MPa、370 MPa和8.1%，相比于铸态分别提高了58.5%、42.3%、52.8%。当固溶温度升高至540  $^{\circ}\text{C}$ 时，合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率均出现小幅度下降。因此，合金的最佳固溶工艺为535  $^{\circ}\text{C} \times 4 \text{ h}$ 。

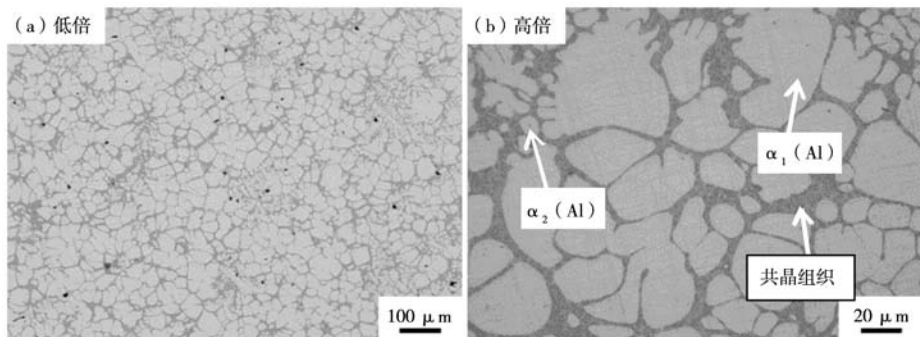


图4 合金的铸态金相组织

Fig. 4 Metallographic structure of the as-cast alloy

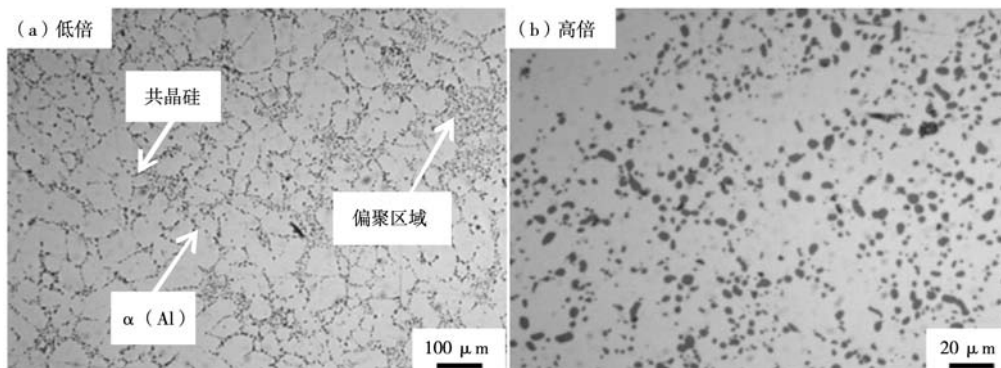


图5 合金T6热处理后的金相组织

Fig. 5 Metallographic structure of the alloy after T6 heat treatment

人工时效的温度要保持在合理的范围内，时效温度过高会导致析出的强化相减少，温度过低则无法加速强化相的析出。为了研究时效温度对合金力学性能的影响，在固溶工艺为535℃×4h条件下，将时效温度取150℃、160℃和170℃，研究时效温度和时效时间对合金性能的影响。AlSiMgMn合金时效过程中β''、β'亚稳相的析出和长大对力学性能有重要影响。Al-Si-Mg系合金的时效析出序列为：GP区→β''

表2 图6中化合物的EDS分析结果  
Table 2 EDS analysis results of the compounds in Fig. 6 /%

位置	χ <sub>B</sub>				
	Al	Si	Mg	Mn	Fe
A点	100				
B点	81.84	17.45	0.71		
C点	79.49	16.84	2.03		1.64
D点	78.92	12.55	5.20	0.7	2.63

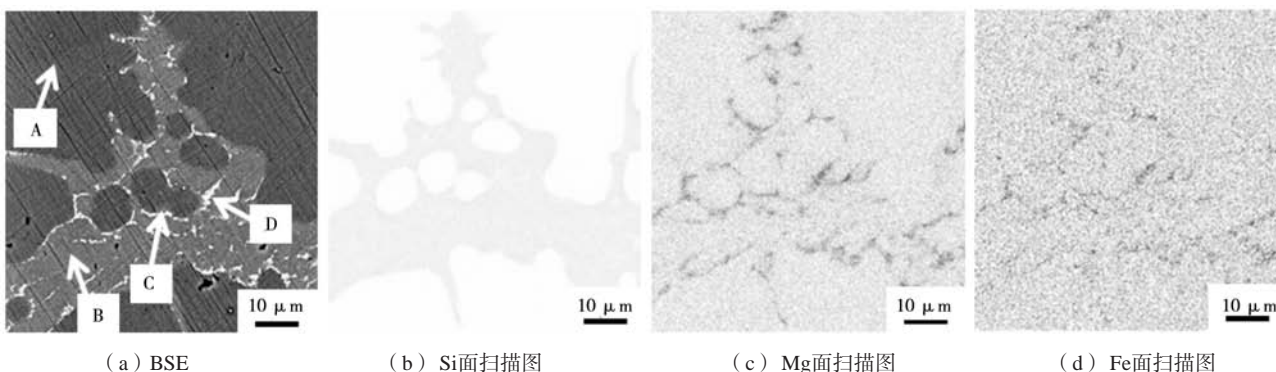


图6 铸态合金 BSE图及元素面扫描图  
Fig. 6 BSE diagram and elemental plane scanning diagram of as-cast alloy

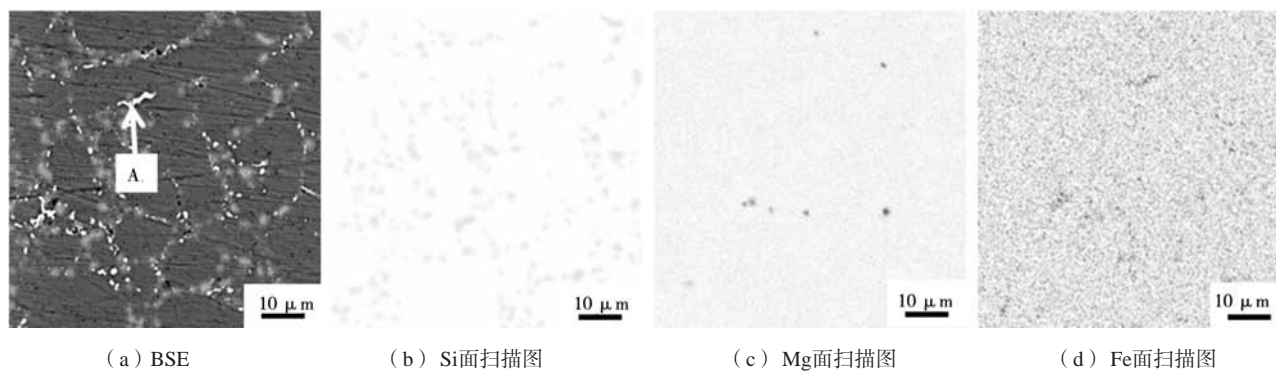


图7 T6热处理后合金的BSE图及元素面扫描图  
Fig. 7 BSE diagram and elemental plane scanning diagram of the alloy after T6 heat treatment

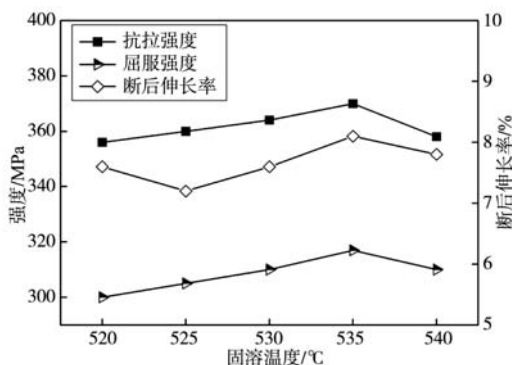


图8 固溶温度对合金力学性能的影响 (时效工艺160℃×4h)  
Fig. 8 Influence of solution temperature on mechanical properties of the alloy (aging at 160℃ for 4h)

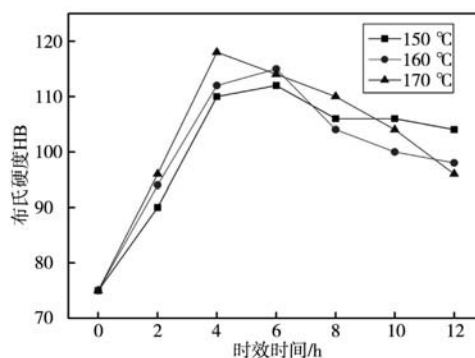
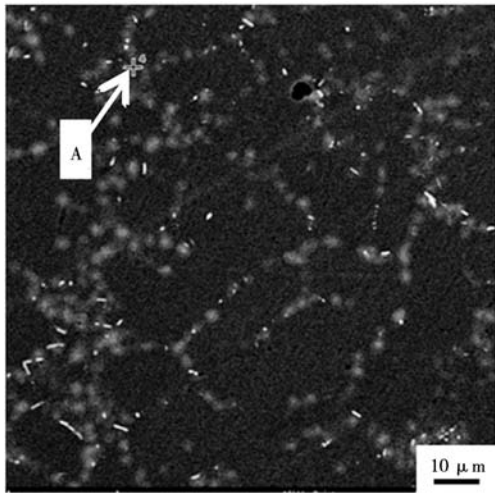
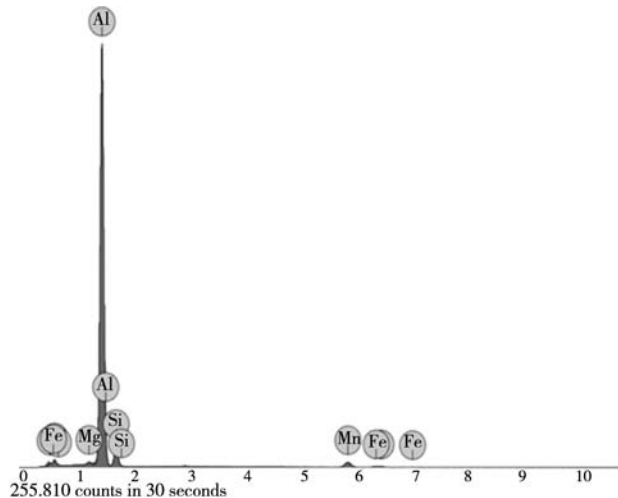


图9 不同时效工艺下合金的硬度  
Fig. 9 Hardness of the alloy after different aging processes

→  $\beta'$  →  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si, 其中亚稳相  $\beta''$ 、 $\beta'$  引起晶格畸变, 使位错运动受到阻碍, 其数量和分布决定合金力学性能。当时效保温的时间较短时, 合金的析出相以GP区为主, 该相是与基体完全共格的, 因此对合金的强化作用不大。从图9中可以看出, 在不同时效温度下, 合金硬度随时效时间的延长均呈现先增大后减小的趋势。不同时效温度下合金硬度到达峰值的时效时间不同, 峰值的硬度也有所不同。时效温度越高, 合金硬度到达峰值所需的时效时间变短且峰值升高, 当时效温度为170 °C时, 4 h达到峰值HB118; 当时效温度为160 °C时, 6 h达到峰值HB115; 当时效温度为150 °C时, 6 h达到峰值HB111。但随着时效保温时间的延长, 亚稳相粗化, 合金开始析出  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si相, 使得其硬度下降。图10为不同时效工艺对断后伸长率的影响, 当时效工艺为160 °C × 6 h时, 合金的伸长率最高, 相对于铸态提升77.3%。综合考虑硬度及断后伸长率, 挤压铸造Al-10Si-0.5Mg-0.5Mg最优热处理工艺为535 °C × 4 h固溶+160 °C × 6 h时效。



(a) BSE图



(b) A点能谱

图11 热处理后合金的BSE图及能谱 (535 °C × 4 h+160 °C × 6 h)

Fig. 11 BSE diagram and energy spectrum of the alloy after heat treatment (535 °C × 4 h+160 °C × 6 h)

### 3 结论

(1) 挤压铸造Al-10Si-0.5Mg-0.5Mg合金铸态组织非常细小致密, 晶粒大小分布不均, 白色的长条状及块状AlFeMnSi相分布在晶界处。

(2) 经过T6热处理后, 合金中大部分共晶硅的球化效果较好, 但存在较为明显的偏聚区域, AlFeMnSi相发生断裂并且明显球化, 但还存在少量长

图11为热处理后(固溶535 °C × 4 h+时效160 °C × 6 h)合金在扫描电镜下的背散射电子(BSE)图像及A点能谱, 可以看出共晶硅分布较均匀, 长条状及块状AlFeMnSi相转化为近球状甚至点状纳米级粒子, 有利于提高合金的力学性能。

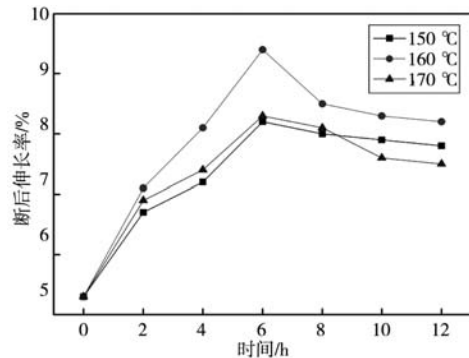


图10 不同时效工艺下合金的断后伸长率

Fig. 10 Elongation of the alloy after different aging processes

条状及块状AlFeMnSi相。

(3) 通过优化得到挤压铸造Al-10Si-0.5Mg-0.5Mg合金的最佳热处理工艺为535 °C × 4 h固溶+160 °C × 6 h时效, 该工艺下合金的共晶硅分布较均匀, 长条状及块状AlFeMnSi相转化为成近球状甚至点状纳米级粒子, 合金硬度值为HB115, 断后伸长率为9.4%, 相对于铸态分别提升53.3%和77.3%。

## 参考文献:

- [1] 郑庭坚, 江星莹, 王连登, 等. 高强韧支座挤压铸造工艺优化 [J]. 铸造, 2018, 67 (8): 692-694, 698.
- [2] 贾海龙, 周文强, 王思清, 等. 高性能挤压铸造铝合金研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40 (11): 1187-1194.
- [3] 李宇飞, 冯志军, 李泽华, 等. 挤压铸造高强度铝合金汽车转向节铸件 [J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39 (12): 1308-1311.
- [4] 李润霞, 刘兰吉, 史原脊, 等. 挤压铸造对过共晶Al-Si-Cu-Mg合金组织与性能的影响 [J]. 铸造, 2017, 66 (4): 367-371.
- [5] 张卫文, 齐丕骧, 朱德智, 等. 铸造技术路线图: 挤压铸造 [J]. 铸造, 2017, 66 (6): 535-540.
- [6] 钟鼓, 吴永福, 邹纯, 等. 挤压铸造高强韧AlSiMgMn合金的组织与性能 [J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37 (12): 1277-1282.
- [7] 李峰, 刘向东, 王文印, 等. 挤压铸造对A356铝合金组织的影响 [J]. 铸造, 2008 (4): 347-349.
- [8] 宋东福, 曾强, 赵愈亮, 等. Fe含量对ADC12铝合金组织和性能的影响 [J]. 稀有金属, 2014, 38 (6): 1-7.
- [9] 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): 1832-1838.
- [10] 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 A, 2015, 46 (3): 1035-1045.
- [11] 李文巧, 袁海波, 马溶, 等. 高强韧铝硅合金变速箱中间板压铸铸件热处理工艺研究 [J]. 铸造, 2019, 68 (12): 1382-1386.
- [12] 胡宸, 赵海东, 王雪灵, 等. Mg含量对高真空压铸AlSi10MgMn合金时效强化的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2020, 30 (7): 1481-1490.

---

## Microstructure and Mechanical Properties of As-Cast and T6 Heat-Treated Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn Squeezing Cast Aluminum Alloy

YAN Jun, SHI Shuai, FAN Wei-zhong, GAO Wei-quan, LUO Yuan-wen, CHENG Han-ming, ZHOU Jian-ming

(Huajin New Material Research Institute (Guangzhou) Co., Ltd., Guangzhou 510115, Guangdong, China)

**Abstract:**

Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn alloy was prepared by squeeze casting. The effects of as-cast state and different heat treatment processes on the microstructure and mechanical properties of the alloy were studied by means of metallographic microscope, scanning electron microscope and energy spectrum analysis. The results show that the microstructure of as-cast squeezing cast Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn is fine and dense, the grain size distribution is uneven, and long white AlFeMnSi and massive AlFeMnSi phases are distributed at grain boundaries. After the T6 heat treatment, the spheroidization effect of most eutectic silicon and AlFeMnSi phase is good, but there are obvious eutectic silicon gathering region and a few lumps of AlFeMnSi phase. After optimization, the optimal heat treatment process of the alloy is as follows: solution treatment at 535 °C × 4 h + aging at 160 °C × 6 h, with which the eutectic silicon distribution of the alloy is uniform, and the long and massive AlFeMnSi phases are transformed into nearly spherical or even point-like nano-particles. The hardness of the alloy is up to HB115, and the elongation after fracture is 9.4%, being increased by 53.3% and 77.3%, respectively, compared with the as-cast alloy.

**Key words:**

squeeze casting; Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn alloy; heat treatment; strengthening phase; hardness