

# 热处理工艺对复合熔体处理A356合金组织和性能的影响

王波<sup>1</sup> 李青<sup>2</sup> 刘让贤<sup>1</sup> 孙甲尧<sup>1</sup> 陈胜迁<sup>1</sup>

(1 张家界航空工业职业技术学院, 张家界 427000)

(2 广州工商学院, 广州 510850)

**文 摘** 利用熔体超声处理、Sr/Ce复合变质及热处理相结合的方法提高铝合金的强韧性,通过金相组织分析及力学性能测试研究了固溶处理对A356合金组织和性能的影响。研究表明,熔体处理有利于改善 $\alpha$ -Al枝晶和共晶硅相,铸态合金的抗拉强度和伸长率分别达到215 MPa和9.5%;T6热处理后,共晶硅的形态由纤维状转变成独立分布的颗粒状,而除了伸长率之外,合金的力学性能都显著提高;随着固溶时间的延长,共晶硅的等效直径呈现先减小后增大的趋势,而长径比逐渐减小,合金的拉伸性能和硬度均呈现先增大后减小的趋势;当固溶时间为4 h时,合金的综合力学性能达到最佳,其抗拉强度、屈服强度、伸长率和显微硬度分别达到300、240 MPa、8.0%和110HV。

**关键词** A356, 超声处理, 共晶硅, Sr/Ce复合变质

中图分类号: TG292

DOI: 10.12044/j.issn.1007-2330.2024.03.007

## Effect of Heat Treatment Processes on the Structural and Mechanical Properties of A356 Alloy With Complex Melt Treatment

WANG Bo<sup>1</sup> LI Qing<sup>2</sup> LIU Rangxian<sup>1</sup> SUN Jiayao<sup>1</sup> CHEN Shengqian<sup>1</sup>

(1 Zhangjiajie Institute of Aeronautical Engineering, Zhangjiajie 427000)

(2 Guangzhou College of Technology and Business, Guangzhou 510850)

**Abstract** This paper demonstrated that the strength and toughness of Al alloy could be improved when ultrasonic melt treatment, Sr/Ce complex modification and heat treatment worked together. The effect of solid solution treatment on the microstructure and properties of A356 alloy was also studied by metallographic microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), tensile machine and hardness instrument. The research results showed that melt treatment contributed to the improvement of the  $\alpha$ -Al dendrites, and eutectic silicon phases, and the tensile strength of as-cast alloy reached 215MPa with elongation of 9.5%. After T6 heat treatment, the morphology of eutectic silicon changed from fibrous to spherical particles distributed independently, and mechanical properties were significantly also improved, except for elongation. As the solution time increased, the equivalent diameter of eutectic silicon decreased first and then increased, while the aspect ratio gradually decreased. Meanwhile, the tensile properties and microhardness of the alloys showed a trend of first increasing and then decreasing. When solution time was 4h, the optimized comprehensive mechanical properties of the alloy were obtained and its tensile strength, yield strength, elongation and microhardness reached 300MPa, 240MPa, 8.0% and 110HV, respectively.

**Key words** A356, Ultrasonic treatment, Eutectic silicon, Sr/Ce composite modification

### 0 引言

为了应对迫切的全球气候变暖和能源危机,节能减排已成为汽车工业的一个重要发展方向,汽车轻量化势在必行<sup>[1]</sup>。采用铝镁等轻质高强材料是汽车轻量化的有效途径之一。

A356铸造铝合金兼具良好的铸造成型性和强韧性,适合制造结构复杂、综合力学性能要求较高的承力件,如轮毂、转向节、气囊支撑臂、减震塔等<sup>[2-6]</sup>。作为一种可热处理强化亚共晶Al-Si合金,组织调控成为提高铸件强韧性的有效方法,包括组织细化、致

收稿日期:2021-07-25

基金项目:湖南省教育厅科学研究优秀青年项目(23B1102);湖南省自然科学基金项目(2020JJ7074)

第一作者简介:王波,1987年出生,副教授,主要从事铝合金材料及成形技术研究。E-mail:zjjalawww@126.com

密化和热处理等。目前,组织细化方法主要包括晶粒细化和共晶硅变质,前者通过添加 Al-Ti-B、Al-Ti、Al-Ti-C、RE 等元素或引入外场<sup>[7-11]</sup>,为 $\alpha$ -Al 的形核提供大量的异质形核质点或破碎枝晶,从而达到细化晶粒的目的。后者主要通过加入 Sr 将共晶硅形态转变成细小的纤维状<sup>[12-13]</sup>。研究发现,Al-Ti-B 和 Sr 之间存在相互毒化作用,简单地通过细化和变质剂复合添加的方式无法达到共同细化组织的目的<sup>[14-15]</sup>。李文树等<sup>[16]</sup>研究了 Al-Ti-B、Sr 和 RE 元素对 A356.1 合金组织和性能的影响,发现 RE 元素对 $\alpha$ -Al 基体和共晶硅均有一定的细化作用,同时 Sr 变质对合金综合性能提升幅度远高于 Al-Ti-B 和 RE。因此,以 Sr 为基础的复合变质技术成为 A356 合金组织细化的热点。WU 等<sup>[17]</sup>在 A356 中添加质量分数 0.4% 的 Al-5Sr-8Ce 后, $\alpha$ -Al 和共晶硅相均得到了充分的细化,铸态合金的强度和伸长率分别提高 23.5% 和 459.1%,并将固溶时间缩短至 90 min。QIU 等<sup>[18]</sup>在 A356.2 铝合金中添加质量分数为 0.5% 的 Al-6Sr-7La 后,合金二次枝晶间距降低至 17.9  $\mu\text{m}$ ,重力铸造条件下合金强度、伸长率分别达到 228MPa 和 11.9%。此外,外场也是细化 $\alpha$ -Al 基体的有效方法之一,包括机械振动、超声处理和电磁搅拌等<sup>[19-21]</sup>。

本文以 A356 合金为对象,通过复合添加 Sr/RE 和超声处理相结合的方法,进一步提高 $\alpha$ -Al 细化效果。研究了热处理工艺对合金组织和力学性能的影响,以期制备高强韧铝合金铸件提供技术支撑。

## 1 试验

### 1.1 材料

试验材料为商用 A356 铸造铝合金,由工业纯铝(99.5%)、Al-20Si 和工业纯镁(99.5%)等原料制备而成。工艺流程为:按照目标成分(Al-7.5Si-0.35Mg)配料,随后将纯铝、Al-20Si 加入电阻炉中,并随炉升温至 800  $^{\circ}\text{C}$ ;保温 15~30 min 后降温至 700~720  $^{\circ}\text{C}$ ;用钛制钟罩加入经 150~250  $^{\circ}\text{C}$  预热,质量约为 10~15g 的氯盐精炼剂,并搅拌使精炼剂与熔体充分接触;保温 10~15 min 后,将经 250  $^{\circ}\text{C}$  预热的 Mg、Al-Sr 和 Al-Ce 中间合金压入熔体内部;保温 30 min 后,启动超声设备对熔体进行 5 min 的振动处理,超声功率为 1 kW,探头伸入熔体深度约为 10 mm;处理完后浇铸至经 250  $^{\circ}\text{C}$  预热的楔形钢制模具中,空冷后获得铸锭。

### 1.2 步骤

采用 SPECTRO-MAX 直读光谱仪测试铸锭的化

学成分:7.49%Si、0.31%Mg、0.02%Sr、0.06%Ce、0.12%Fe 以及余量 Al;将铸锭平均分成五等份,其中一份保留原始铸造态,其余分别做 T6 热处理。工艺为:加热至(538 $\pm$ 5)  $^{\circ}\text{C}$ ,保温时间依次 2、4、6 和 8 h,取出后在 60~80  $^{\circ}\text{C}$  的热水中淬火,经自然时效 12 h 进行人工时效处理,温度为 180  $^{\circ}\text{C}$ ,保温 4 h 后空冷。

### 1.3 测试

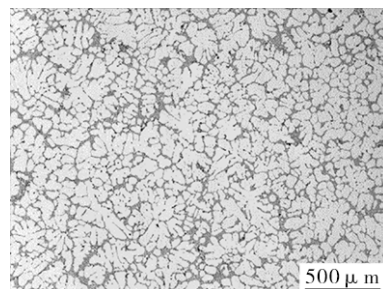
利用 Leica DMIRM 3000 型光学显微镜(OM)和 Quanta 200 型扫描电子显微镜(SEM)观察合金的微观组织,并采用 SEM 自带的 OXFORD 7412 型能谱仪(EDS)分析第二相的化学成分;采用 DNS 200 型万能试验机测试热处理前后合金的拉伸力学性能,拉伸速度为 2 mm/min,以 3 个有效值的平均值作为测试结果。为了进一步分析拉伸断裂模式,利用 SEM 观察断口的表面形貌;采用显微硬度计(MH-5L)测试合金的硬度,载荷为 10 N,加载时间为 10 s;采用 Image Plus 软件定量分析共晶硅的形态特征,包括等效直径和长径比,每个样品选取 30 张 500~1 000 倍的金相照片,以统计值为最终的测试结果。

## 2 结果与分析

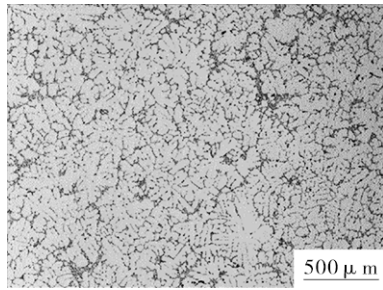
### 2.1 热处理对合金组织的影响

#### 2.1.1 固溶时间对合金金相组织的影响

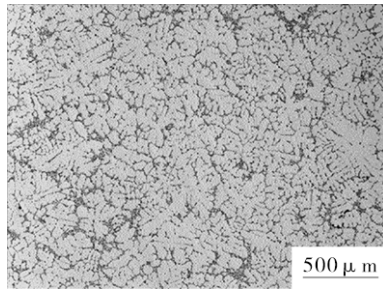
图 1 是 T6 热处理前后合金的低倍组织。由图分析,合金组织主要由灰白色的 $\alpha$ -Al 和灰黑色的共晶硅组成,其中 $\alpha$ -Al 枝晶主要呈花瓣状,未发现明显的粗大树枝晶,枝晶形态和尺寸较未经过细化变质及单独 Sr、Re 变质时明显减小,但不及 Al-5Ti-B 单独变质的效果<sup>[16]</sup>。而共晶硅主要分布在 $\alpha$ -Al 的二次枝晶间隙处,具有明显的偏析现象,这说明超声处理结合 Sr/RE 复合处理有利于改善 $\alpha$ -Al 枝晶形态和尺寸,但无法改善共晶硅的偏析。T6 热处理后, $\alpha$ -Al 的二次枝晶间隙处的共晶硅偏聚现象大幅改善,组织均匀性提高。随着固溶时间的延长,合金的组织均匀性无明显变化。



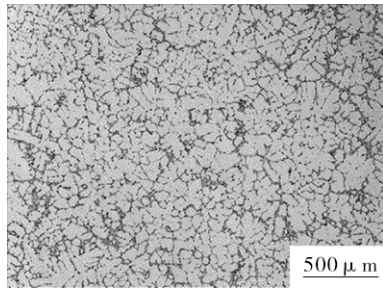
(a) 0 h



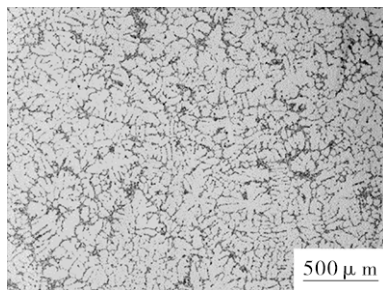
(b) 2 h



(c) 4 h



(d) 6 h



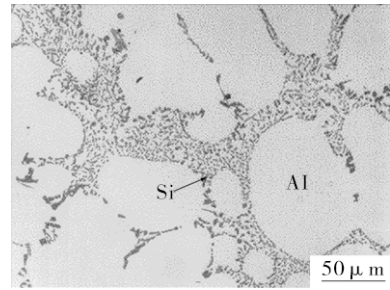
(e) 8 h

图1 固溶时间对合金金相组织的影响

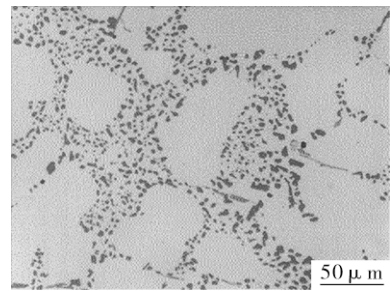
Fig. 1 Effect of solution time on microstructure of alloys

### 2.1.2 固溶时间对共晶硅形态特征的影响

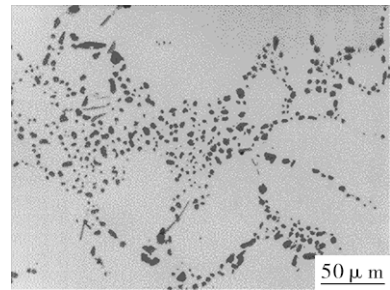
图2是T6热处理前后合金的高倍金相组织图。热处理前,共晶硅形态呈细小颗粒状和纤维状,这说明Sr+Ce组成的复合变质剂对共晶硅具有优异的变质作用。T6热处理后,共晶硅在高温的作用下,发生熔断和球化,促进了共晶硅向球状和短棒状转变。此外,在共晶区出现了一种针条状、呈灰白色的物相,最大长度可达50 μm,根据合金成分和形态推测为富铁相。随着固溶时间的延长,共晶硅之间的间隙明显增大,球形度和尺寸也有稍有改变,但富铁相的形态无明显变化。



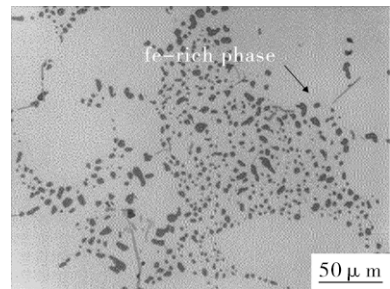
(a) 0 h



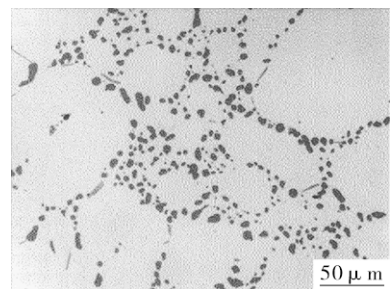
(b) 2 h



(c) 4 h



(d) 6 h



(e) 8 h

图2 固溶时间对共晶硅形态特征的影响

Fig. 2 Effect of solution time on morphology of eutectic silicon

为进一步分析热处理工艺对共晶硅形态特征的影响,统计共晶硅的等效直径和长径比,结果见图3,分析可知,铸态时共晶硅的等效直径仅为 $2.35\ \mu\text{m}$ ,较文献[16]中单独Sr变质的 $4.5\ \mu\text{m}$ 降低近50%。T6热处理后,共晶硅的等效直径呈现先减小后增大

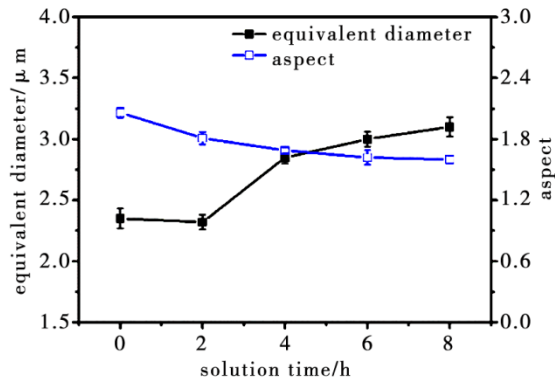


图3 固溶时间对共晶硅形态特征的影响

Fig. 3 Effect of solution time on the morphological characteristics of eutectic silicon

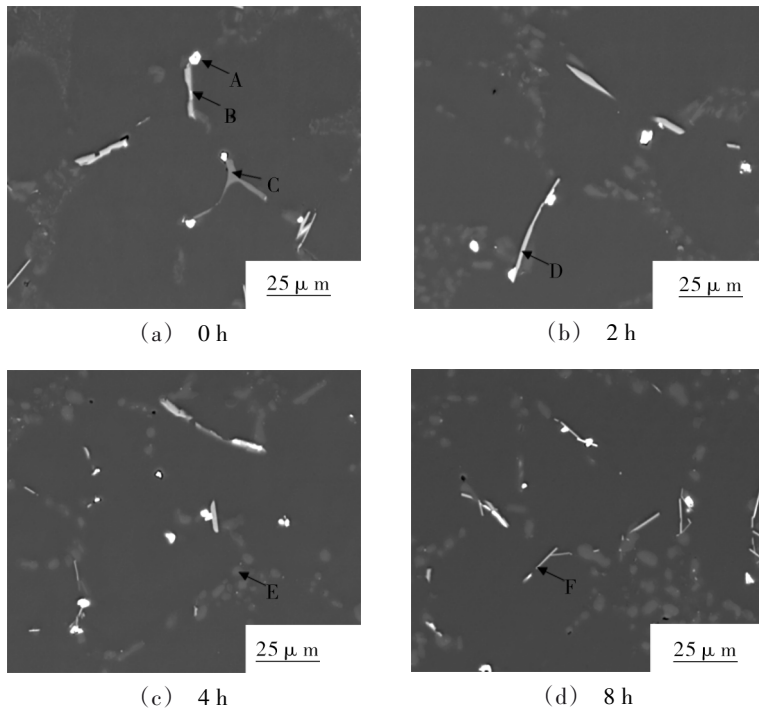


图4 固溶时间对第二相形态与分布的影响

Fig. 4 Effect of solution time on the morphology and distribution of the second phase

表1 T6热处理前后第二相的化学组成

Tab. 1 Chemical composition of the second phase before and after T6 heat treatment

test point	Mg	Al	Si	Fe	Ce	possible phases	wt%
A	1.03	31.05	30.76	-	37.16	$\text{Al}_x\text{Si}_4\text{Ce}$	
B	0.46	66.04	17.20	16.3	-	$\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$	
C	14.30	48.44	28.40	8.93	-	$\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$	
D	-	62.84	17.15	20.01	-	$\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$	
E	-	60.89	17.00	22.11	-	$\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$	
F	-	70.45	13.41	16.14	-	$\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$	
G	0.44	27.51	32.31	-	39.74	$\text{Al}_x\text{Si}_4\text{Ce}$	

的趋势,即固溶时间为2 h时,共晶硅尺寸最小,较合金铸态时略有减小,但随着固溶时间的延长而显著增大;而长径比则显著减小,并随着固溶时间的延长而逐渐减小。当固溶时间为8 h时,长径比达到1.6,较铸态时降低27.3%。因此,随着固溶时间的延长,共晶硅的尺寸逐渐增大,但形状系数逐渐提高。

### 2.1.3 固溶时间对第二相形态与分布的影响

图4是T6热处理前后第二相的SEM图,相应的化学组成和可能的物相见表1。结合图表分析,第二相主要由共晶硅、稀土相(点A)和富铁相(点B和C)等组成,其中富铁相分为针条状(点B)和汉字状(点C),前者颜色偏亮,为 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相,后者颜色偏暗,为 $\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ 相。颜色最为白亮的相为稀土相,主要含有Ce、Al和Si等三种元素及少量的Mg,形态呈颗粒状,粒径约为 $2\text{-}5\ \mu\text{m}$ ,与富铁相或Si相一起或单独分布在Al-Si共晶区,这说明稀土相的形成阶段与Al-Si共晶、 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相接近。随着固溶时间的延

长,  $\pi$ - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$  相基本消失,  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  相略有增多, 稀土相中的 Mg 含量也有一定的减少, 这说明在 T6 热处理过程中,  $\pi$ - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$  和稀土相中的 Mg 发生了溶解和迁移<sup>[22]</sup>。

## 2.2 力学性能的影响

### 2.2.1 固溶时间对合金拉伸性能和显微硬度的影响

图5为不同T6热处理下合金的拉伸性能和显微硬度, 分析可知, 铸态合金的抗拉强度和伸长率分别

达到215 MPa和9.5%, 表现出良好的强韧性。T6热处理后, 合金的抗拉强度、屈服强度和显微硬度均显著提高。随着固溶时间的延长, 合金的强度和显微硬度均呈现先增大后缓慢减小的趋势。极值出现在固溶时间为4 h时, 其抗拉强度、屈服强度和显微硬度均达到最高值, 分别为300、240 MPa和110 HV, 分别较铸态时提高39.5%、100%和57.1%。但伸长率仅为8.0%, 较铸态合金降低15.8%。综上所述, 固溶时间为4 h时, 合金的综合力学性能达到最佳。

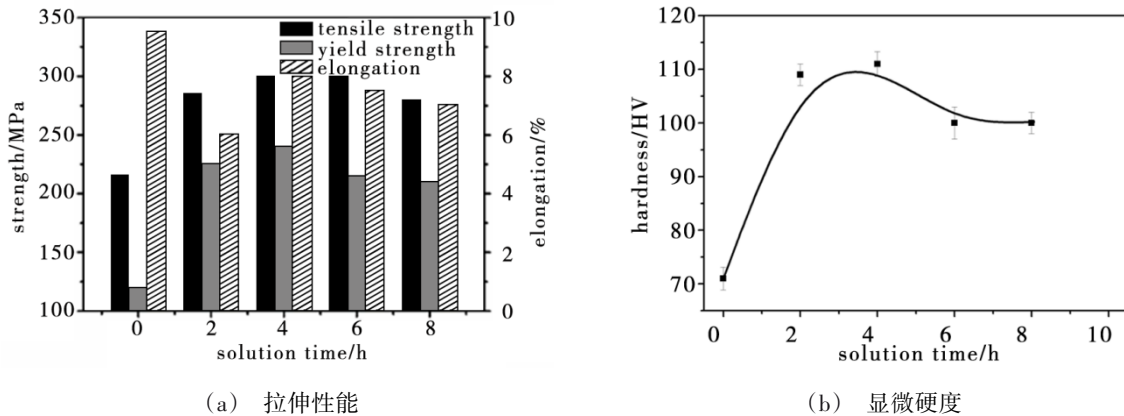


图5 固溶时间对合金拉伸性能和显微硬度的影响

Fig. 5 Effect of solution time on mechanical properties and hardness of alloys

### 2.2.2 固溶时间对合金断口形貌的影响

图6是热处理前后合金拉伸断口的表面形貌, 特征点的化学成分列于表2。结合图表分析, 铸态时断

口表面由大量的纤维状和少量的小平面组成, 其中小平面以 Al-Si 共晶为主, 而撕裂棱以铝基体为主, 如图6(a)(d)所示。由此可见, 铸态时合金以韧性断

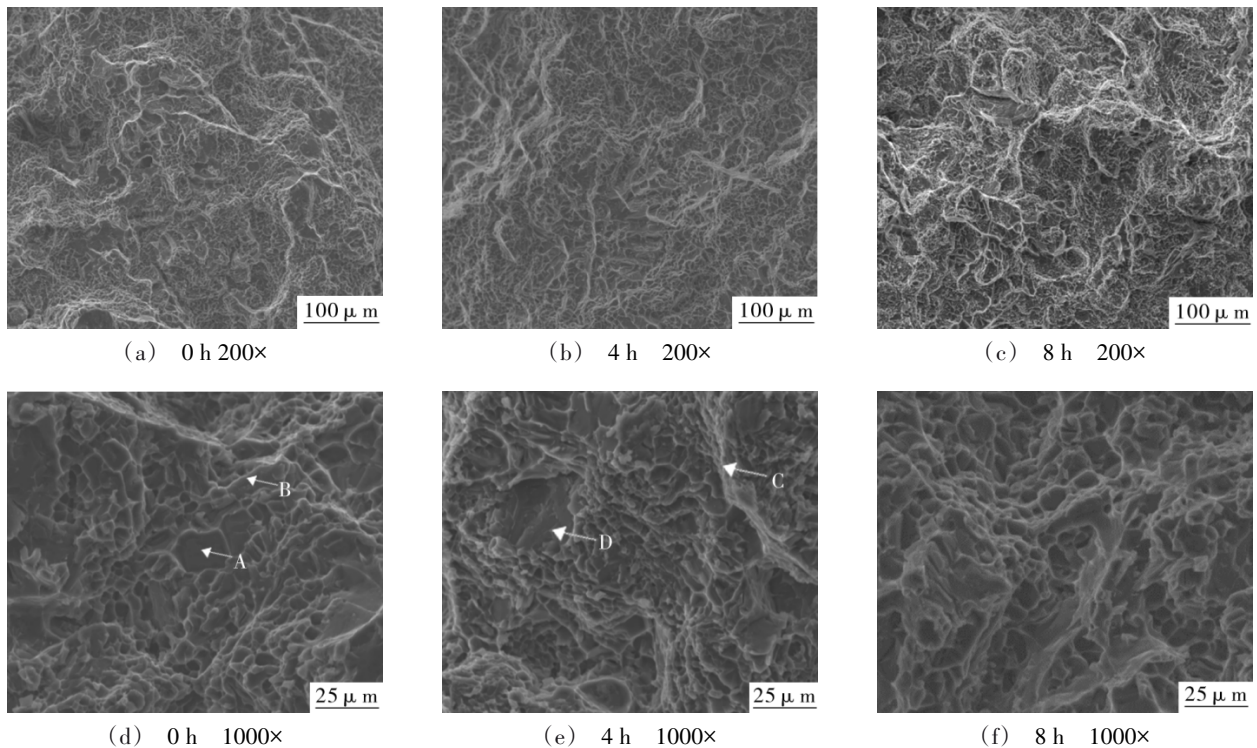


图6 固溶时间对合金断口形貌的影响

Fig. 6 Effect of solution time on alloy fracture morphology

裂模型为主。热处理后,除了少量的小平面与铸态一致外,其余区域形貌由细小的纤维状转变成尺寸较大的韧窝状,韧窝底部主要由Si相组成,而棱边则由Al-Si共晶组成,这说明基体参与断裂的程度降低,减少了拉伸时合金的塑性变形,导致塑性降低,如图6(b)(e)所示。随着固溶时间的延长,韧窝的直径略有增大,加速了裂纹的扩展,进一步降低了合金的塑性,如图6(c)(f)所示。

表2 典型断口质点的化学成分  
Tab. 2 Chemical composition of typical sites on fracture surface wt%

test point	Mg	Al	Si	Ti	Fe	possible phases
A	0.28	63.91	10.88	-	24.03	$\beta$ -Al <sub>3</sub> FeSi
B	0.36	85.99	12.90	-	2.08	Al-Si eutectic
C	0.38	88.08	3.77	-	7.77	$\beta$ -Al <sub>3</sub> FeSi
D	0.30	95.46	3.71	0.53	-	$\alpha$ -Al

### 3 讨论

在不含细化剂的非高纯Al及其合金中,铝的形核质点主要来自于熔体中的杂质相和氧化物,包括Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、MgO、AlMg<sub>2</sub>O<sub>4</sub>等<sup>[23]</sup>。由于试验合金中的Mg含量较低,氧化物以Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>为主。WANG等<sup>[24]</sup>通过透射电子显微镜分析Al(100)[001]与 $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001)[10-10]、Al(111)[110]与 $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(111)[110]之间存在界面关系,因此具有作为Al的形核基底的潜质。在本文中,利用超声的空化作用将氧化膜破碎和分散,这为Al基体提供了更多的异质形核点,促进了晶粒的细化。

Sr/Ce复合变质后,共晶硅的等效直径较单独加Sr时降低近50%,这说明Ce的加入显著提高了Sr的变质效果,与前人结果基本一致<sup>[17-18]</sup>。其中WU<sup>[17]</sup>等人加入适量的Al-5Sr-8Ce变质剂,共晶硅的平均面积和长径比分别较未变质合金下降为79%和85%。而QIU<sup>[18]</sup>等人在A356.2合金中加入0.5%的Al-6Sr-7La后,共晶硅的粒径降低至1~2 $\mu$ m,变质效果优于传统的Al-10Sr。在复合变质过程中,Sr作为主变质剂能改变硅相的生长模式或堆叠顺序,促进硅相向颗粒或纤维状转变。而RE作为一种活性元素,不仅协助Sr共同改变共晶硅相的生长方向,还能抑制了Sr、Si等元素的扩散和迁移,提高共晶硅形核率,并且能随着RE浓度的增大,与Al、Si形成AlSiCe相均匀地分布在共晶区。这个过程可以解释为:由于Ce的添加量仅为0.06%,无法与Al形成共晶,即无法获得具有Al基体细化效果的Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub>相。因此,在较高温度时,Ce主要以活性原子的形式存在于熔

体中,一方面能与Sr在聚集共晶硅固/液前沿,提高熔体的成分过冷,促进共晶硅的异质形核;另一方面,Ce还能抑制Si等原子的迁移和扩散,抑制共晶硅的长大,共同达到变质的目的。最后在Al-Si共晶区形成了均匀分布且粒径约为3~5 $\mu$ m的颗粒状AlSiCe,有效地阻碍了位错的运动和共晶硅的粗化,从而提高合金强度。

T6热处理对铸锭组织和性能的改变主要体现在共晶硅和Mg<sub>2</sub>Si上,即在高温固溶过程中,Si、Mg等元素发生溶解和迁移。由于Si在Al中固溶度的限制,多余的硅不断地发生熔断和球化,以减小体积自由能。在随后的淬火过程中,部分Si和大部分Mg保留在铝基体中而形成饱和固溶体,在随后的时效过程中均匀地以 $\beta''$ 、 $\beta'$ 、 $\beta$ 的形式析出,具体类型与时效工艺密切相关。因此,T6热处理过程中,固溶工艺不仅影响了共晶硅形态与分布,而且决定了基体中Mg、Si的过饱和程度。经过Sr/Ce的复合变质,共晶硅得到了复合变质,较短的固溶时间(2h)即能获得良好的球化效果,但Mg、Si的溶解程度不足,无法获得最优的时效强化效果。随着固溶时间的延长,共晶硅不断长大,不利于合金塑性的改善,但Mg、Si的固溶程度提高,显著提高时效强度效果。因此,当固溶时间不足时,共晶硅球化效果较差,不利于塑性改善;但尺寸细小,这有利于塑性提高,两者综合的结果是塑性有所降低,但此时的Mg、Si溶解不充分,时效强化未达到最佳。当固溶时间较为合适时,共晶硅的尺寸和形状,以及Mg<sub>2</sub>Si析出强化效果较为明显,综合力学性能提高。固溶时间过长时,共晶硅粗化、导致合金强度和塑性降低。综上所述,在保障时效强化效果的同时,尽可能减小了共晶硅的尺寸,有利于获得最佳的综合力学性能。

### 4 结论

(1) 经过熔体超声处理和Sr/Ce复合变质处理后,铸锭组织由花瓣状的 $\alpha$ -Al枝晶,纤维状共晶硅、针片状富铁相和颗粒状稀土相组成。

(2) 在T6热处理过程中,共晶硅形态由纤维状转变成独立分布的颗粒状。随着固溶时间的延长,共晶硅的等效直径呈现先增加后降低的趋势,而长径比则逐渐减小。共晶硅尺寸的极小值出现在固溶时间为2h时,而长径比的极小值出现在固溶时间为8h时。

(3) 经过熔体超声处理和Sr/Ce复合变质处理后,合金的铸态抗拉强度和伸长率分别达到215MPa和9.5%。

(4) T6热处理后,合金的抗拉强度、屈服强度和显微硬度均显著提高,但伸长率降低。随着固溶时间的延长,合金的拉伸性能和显微硬度均呈现先提高后降低的趋势。当固溶时间为4 h时,合金综合力学性能达到最佳,其抗拉强度、屈服强度、伸长率、显微硬度分别达到300、240 MPa、8.0%和110HV。

#### 参考文献

[1] 范军锋,陈铭. 中国汽车轻量化之路初探[J]. 铸造, 2006, 55(10): 995-998.

FAN J F, HEN M. Ordinary discussion on the way toward the lightweighting of chinese automobile[J]. Foundry, 2006, 55(10): 995-998.

[2] 洪腾蛟,董福龙,丁凤娟,等. 铝合金在汽车轻量化领域的应用研究[J]. 热加工工艺, 2020, 49(04): 1-6.

HONG T J, DONG F L, DING F J, et al. . Application of aluminum alloy in automotive lightweight [J]. Hot Working Technology, 2020, 49(04): 1-6.

[3] 贺晓军,何智勇,刘洋,等. 铸造铝合金ZL114A的热处理工艺[J]. 宇航材料工艺, 2013,43(3): 92-94.

HE X J, HE Z Y, LIU Y, et al. . Heat treatment process of ZL114A cast aluminum alloy [J]. Aerospace Materials & Technology, 2013,43(3): 92-94.

[4] 李龙,夏承东,宋友宝,等. 铝合金在新能源汽车工业的应用现状及展望[J]. 轻合金加工技术, 2017,45(09): 18-25+33.

LI L, XIA C D, SONG Y B, et al. . Application status and outlook of aluminum alloys in new energy vehicles [J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2017, 45(09): 18-25+33.

[5] 任俊成,衡俐琼,王泽忠,等. 挤压铸造铝合金转向节开发[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(07): 735-738.

REN J C, HENG L Q, WANG Z Z, et al. . Development of squeeze casting aluminium alloy automobile steering knuckles [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2017, 37(07): 735-738.

[6] 何芳,庄林忠,何国元,等. 汽车轮毂用A356铝合金合金化的研究进展[J]. 铸造, 2021,70(04):431-437.

HE F, ZHUANG L Z, HE G Y, et al. . A356 aluminum alloy for automobile wheel hubs—research progress and influence of alloying elements on its microstructure and properties [J]. Foundry, 2021,70(04): 431-437.

[7] 闫敬明,黎平,左孝青,等. Al-Ti-B晶粒细化剂研究进展:细化机理及第二相控制[J]. 材料导报, 2020, 34(09): 9152-9157,9163.

YAN J M, LI P, ZUO X Q, et al. . Research progress of Al-Ti-B grain refiner: mechanism analysis and second phases controlling[J]. Materials Reports, 2020, 34(09): 9152-9157, 9163.

[8] 孙雪迎. Al-Ti-B、Al-Ti-C中间合金细化铝及铝合金宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2024年 第3期

金机制研究[D]. 清华大学, 2011.

SUN X Y. Study on Refinement mechanism of Al-Ti-B、Al-Ti-C master alloys in aluminum and its alloys [D]. Tsinghua University, 2011.

[9] 李晓燕,卢雅琳,王健,等. 稀土Er对A356铝合金微观组织和力学性能的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(01): 67-73.

LI X Y, LU Y L, WANG J, et al. . Effect of rare earth erbium on microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(01): 67-73.

[10] 陈家轲. 超声波对铝合金组织和性能的影响[D]. 清华大学, 2015.

CHEN J K. Effect of ultrasonic on microstructure and properties of alalloys[D]. Tsinghua University, 2015.

[11] 刘政,许鹤君,罗浩林,等. 电磁搅拌下混合稀土对半固态A356合金初生 $\alpha$ 相的细化机理[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(08): 2110-2117.

LIU Z, XU H J, LUO H L, et al. . Refinement mechanism of mixed rare earth on primary $\alpha$ phase in semisolid A356 alloy under electromagnetic stirring [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013,23(08): 2110-2117.

[12] GAN J Q, HUANG Y J, CHEN W, et al. . Effect of sr modification on microstructure and thermal conductivity of hypoeutectic Al-Si alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(11): 2879-2890.

[13] WANG Z J, ZHANG Q Y, ZHANG M, et al. . Effect of refinement and modification on microstructure, properties and eutectic silicon growth mechanism of cast A356 aluminum alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(08): 2665-2673.

[14] LIAO H, SUN G. Mutual poisoning effect between Sr and B in Al - Si casting alloys[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(08):1035-1039.

[15] SAMUEL A M, DOTY H W, VALTIERRA S, et al. . Effect of grain refining and Sr-modification interactions on the impact toughness of Al-Si-Mg cast alloys [J]. Materials & Design, 2014, 56:264-273.

[16] 李文树,宋东福,周海涛,等. 细化变质处理对A356.1合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(07): 1491-1501.

LI W S, SONG D F, ZHOU H T, et al. . Effect of refinement and modification treatment on microstructure and mechanical properties of A356 alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(07): 1491-1501.

[17] WU D Y, KANG J, FENG Z H, et al. . Utilizing a novel modifier to realize multi-refinement and optimized heat treatment of A356 alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 791:628-640.

- [18] QIU C , MIAO S , LI X , et al. . Synergistic effect of Sr and La on the microstructure and mechanical properties of A356. 2 alloy[J]. *Materials & Design*, 2017, 114:563 - 571.
- [19] 张钧铭, 于沪平, 乔云. 超声振动对半固态ZL101合金成形微凸台微观组织的影响[J]. *塑性工程学报*, 2020, 27(08): 44-51.
- ZHANG J M, YU H P, QIAO Y. Effect of ultrasonic vibration on microstructure of semi-solid ZL101 alloy forming micro-convex platform [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2020, 27(08): 44-51.
- [20] 龙志军, 蔡志华. 机械振动对A356合金组织与性能的影响[J]. *特种铸造及有色合金*, 2016, 36(11): 1198-1201.
- LONG Z J, CAI Z H. Effects of mechanical vibration on microstructure and mechanical properties of A356 alloy [J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2016, 36(11): 1198-1201.
- [21] 王晶, 李培杰, 何良菊, 等. 电磁搅拌对A356合金熔体结构及其凝固行为的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2009, 19(12): 2090-2098.
- WANG J, LI P J, HE L J, et al. . Influence of electromagnetic stirring on structure of A356 melt and its solidification behavior [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2009, 19(12): 2090-2098.
- [22] WU X , H ZHANG, MA Z , et al. . Interactions between Fe-rich intermetallics and Mg-Si phase in Al-7Si-xMg alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 786: 205-214.
- [23] 罗筱雄, 崔建忠, 长海博文, 等. 铝合金熔体中夹杂物及其在线检测技术研究进展[J]. *铸造*, 2014, 63(02): 138-144.
- LUO X X, CUI J Z, HIROMI N, et al. . The Inclusions in aluminum melt and the development of online measurement technology[J]. *Foundry*, 2014, 63(02): 138-144.
- [24] YUN W, LI H T, FAN Z. Oxidation of aluminium alloy melts and inoculation by oxide particles [J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2012, 65(6): 653-661.