# T6 热处理对 AI-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni 合金组织和性能的影响

牛渊博<sup>1</sup>,王连登<sup>1</sup>,吴锦熙<sup>1</sup>,陈 明<sup>2</sup>,赵洪全<sup>3</sup>

(1. 福州大学机械工程及自动化学院,福建福州350000;2. 福建省金瑞高科有限公司,福建三明353311;3. 福建省华威钜全精工科技有限公司,福建福州350100)

摘要:采用JMatPro软件计算不同成分合金的强度,对Al-13Si-Cu-Mg-Ni合金成分进行优化设计,得到Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金成分。利用Pandat相图计算软件,得到Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的平衡相图,并配合OM、SEM、EDS、XRD等主要测试手段,研究了不同热处理工艺对过共晶铝硅合金组织和性能的影响。结果表明,Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的最佳热处理工艺为固溶500  $^{\circ}$ C+4 h,时效185  $^{\circ}$ C+8 h。此时,合金的抗拉强度为330 MPa,伸长率为5.34%。

**关键词:** 过共晶铝硅合金; T6热处理; 显微组织; 力学性能; 相图计算

在低碳经济背景下开发更清洁、环保的新能源汽车对汽车制造业而言已是大势所趋,通过汽车轻量化来节能减排势在必行<sup>[1-3]</sup>。为了达到汽车减轻重量的目的,研究人员开始考虑寻找一种轻质且高比强度的材料。过共晶铝硅合金不仅具有低密、高强等优点,还包括耐磨性好、热膨胀系数低、耐蚀性和热稳定性好等优点,是新能源汽车轻量化的主要材料之一<sup>[4-5]</sup>。但是铸造铝硅合金本身的性能并不能满足新能源汽车的要求,为了提高铝硅合金的性能,添加合金元素是一个常用的方法,可以向合金中加入Cu、Mg、Ni等元素<sup>[6]</sup>,通过形成各种强化相来提高力学性能。

为获得能够满足新能源汽车所需高强韧性能的铸造过共晶铝合金,本文通过铸造方法制备Al-Si-Cu-Mg-Ni合金,利用JMatPro软件模拟不同成分合金性能,以此优化合金成分,利用Pandat相图计算软件得到Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的平衡相图,并探究了T6热处理对过共晶铝硅合金组织和性能的影响,确定了提高Al-Si-Cu-Mg-Ni合金性能的最佳热处理工艺方案,为通过铸造方法制备的铝合金制件的组织和性能改善提供理论参考。

#### 作者简介:

牛渊博(2000-),男,硕士生,研究方向为复合材料制备及成形。E-mail: 2214534846@qq.com 通讯作者:

王连登, 男, 副教授, 博士。 电话: 13506970553, E-mail: 13262170@qq.com

中图分类号: TG146.21;

TG156.9

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)

10-1386-06

收稿日期:

2024-03-04 收到初稿, 2024-04-08 收到修订稿。

## 1 试验材料及方法

#### 1.1 试验材料及过程

试验原料为高纯铝锭(纯度99.99%)、高纯硅(纯度99.99%)、Al-50%Cu中间合金、纯Mg(纯度99.9%)、Al-10%Ni中间合金。在型号为SG2-5-12的坩埚式电阻炉中进行熔炼。坩埚温度预热至400  $^{\circ}$ 、加入纯铝锭、中间合金。温度控制在740  $^{\circ}$ C熔炼,上述已添加的合金成熔融状态后,压入工业纯硅。待工业纯硅全熔进铝液后,用钟罩压入纯Mg。合金完全熔化后,扒渣。然后加入0.6%的精炼剂(由NaCl、KCl、NaF、Na $_3$ AlF $_6$ 这四种化合物组成),用来除气除渣以及净化熔体。扒渣后加入Al-10%RE变质剂复合变质30 min,其中RE的成分主要是La和Ce元素,La占总量的3.32%,Ce占总量的6.68%,剩余都是Al。最后,浇注到预热温度为200  $^{\circ}$ C的金属模具中。合金采用光谱仪进行成分测量,结果见表1。

Table 1 Chemical composition of the alloy

Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Al	
13.02	3.54	1.32	3.03	≤0.12	余量	

- (1)利用JMatPro软件模拟Al-13Si添加不同含量的Cu、Mg、Ni这三种合金元素后的性能来选择出最优的合金成分。
- (2)利用Pandat相图计算软件中模拟计算Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的平衡相图。确定Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的凝固顺序,进而得到不同相的转变温度。并将升温DSC曲线中的吸热峰分布纳入综合考察,更准确得到相转变温度,从而精确设置固溶温度。
- (3)综合平衡相图和升温DSC曲线设定固溶温度为500 ℃,固溶时间为0、2、4、6、8、10、12 h。将制好的小试样,放入热处理炉中,将温度设置为确定的固溶温度值。保温一段时间后,将试样放入80 ℃的水快速冷却。将固溶处理后的试样进行人工时效,处理温度为185 ℃,处理时间为8 h。

#### 1.2 试验表征和力学性能检测方法

金相试验采用MV5000型光学显微镜和NOVA NANOSEM 450型场发射扫描电镜进行分析。用抛光液  $(Al_2O_3$ 抛光液)抛光。利用刚配制的浓度为0.5%的HF 酸腐蚀,腐蚀时间为 $5\sim10~s$ 。然后用蒸馏水和无水乙醇清洗试样。

力学性能按照CMT5305进行表征。按照GB/T 228.1—2010国家标准,将拉伸试样放在CMT5305型 电子万能试验机上进行拉伸性能测试,拉伸速率为 1 mm/min。

# 2 试验结果与分析

### 2.1 合金成分模拟优化

使用JMatPro软件通过输入合金各元素含量和调整热处理参数来模拟合金的性能。刘强等人<sup>[7]</sup>研究了Al-Si-Cu-Mg-Ni合金变质处理后的组织与性能,合金具有良好的组织及力学性能。本文通过 JMatPro软件模拟不同Cu、Mg、Ni元素含量的铝硅合金在T6热处理下的性能,所得到的合金成分与其相对应的抗拉强度如表2所示。

对比表2所设计合金的常温抗拉强度,Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的常温抗拉强度最大为368 MPa, 因此最终确定合金成分为Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni。

但是JMatPro软件模拟合金的热处理有一定的局限,并不能够很好地模拟出实际金属的性能,需进行

表2 设计合金成分与理论重铸T6热处理的抗拉强度 Table 2 Alloy compositions of the design alloy and tensile strength of theoretical recast T6 heat treatment

合金成分	抗拉强度/MPa	
Al-13Si-3Cu-1.3Mg-3Ni	347	
Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni	368	
Al-13Si-4Cu-1.3Mg-3Ni	352	
Al-13Si-4.5Cu-1.3Mg-3Ni	351	
Al-13Si-3.5Cu-0.7Mg-3Ni	335	
Al-13Si-3.5Cu-0.9Mg-3Ni	337	
Al-13Si-3.5Cu-1.1Mg-3Ni	342	
Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni	368	
Al-13Si-3.5Cu-1.5Mg-3Ni	351	
Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-1Ni	358	
Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-2Ni	359	
Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni	368	
Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-4Ni	362	
· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·		

试验进行验证。对Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni进行固溶温度为505  $\,^\circ$ C,固溶时间为6 h,时效温度为185  $\,^\circ$ C,时效时间为8 h的T6热处理。通过试验得到Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金分别在铸态和T6热处理状态下的抗拉强度,如表3所示。

表3 Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的抗拉强度 Table 3 Tensile strengths of the Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni allovs

合金成分	状态	抗拉强度/MPa
Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni	铸态	254
Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni	T6热处理	305

由表3可知,Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金试验得到的抗拉强度与软件模拟得到的抗拉强度有一定差距。因此考虑制定更适合Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的固溶处理工艺。

#### 2.2 合金相图分析

Pandat相图计算软件的计算方法是基于系统中每个相的吉布斯能量函数模型<sup>[8]</sup>。图1为Pandat相图计算软件中模拟计算Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的平衡相图。从图1中可以看出,共晶点为w(Si)=11.7%,共晶温度为558  $^{\circ}$ C。w(Si)=13%时,温度为490  $^{\circ}$ C时,析出的最后一个中间相Al $_2$ Cu。并且在509  $^{\circ}$ C时液相完全消失。可以推出,在完全平衡凝固状态下,合金固溶温度的设置不可高于509  $^{\circ}$ C。

图2为Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的XRD谱图。 通过XRD谱图分析,得到合金的相组成,可以看出,

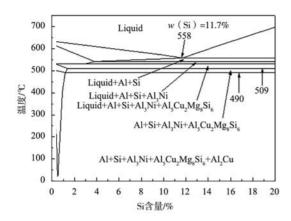


图1 Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的平衡相图
Fig. 1 Equilibrium phase diagram of the Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni alloy

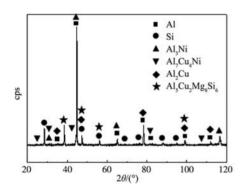


图2 Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的XRD谱图 Fig. 2 XRD pattern of the Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni alloy

合金的相组成有初生Si、共晶Si、Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni、Al<sub>3</sub>Ni、Al<sub>5</sub>Cu、Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si6及 α -Al基体。

由于在实际铸造中,合金处于非平衡凝固状态。 因此,平衡相图仅用作参考,将升温DSC曲线中的吸热峰分布纳入综合考察,DSC曲线能够测得合金的相转变等熔融温度,可以更准确得到相转变温度,从而精确设置固溶温度。如图3所示,为Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金升温DSC分析曲线。从图3上可以看出,第一个吸热峰出现在507 ℃,此时存在一些中间相开始发生转变,与合金平衡相图相呼应。由此将固溶温度设置在507 ℃以下,后续热处理的固溶温度为500 ℃。

#### 2.3 固溶时间对合金组织和性能的影响

图4为合金在固溶温度为500  $^{\circ}$ 、时效温度为185  $^{\circ}$ 、时效时间为8 h,不同固溶时间下的显微组织。图4a为未经热处理的铸态铝合金组织,图中箭头标出了初生硅、共晶硅和  $^{\circ}$  -Al,从图中可以看出,初生Si晶粒尺寸较大,棱角相对尖锐;共晶Si呈现出针片状或粗大杆状,对组织有较大的割裂作用,会降低其力学性能。图4b为固溶处理2 h的金相组织,合金中初生Si棱角相

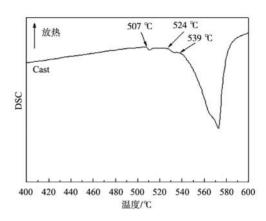


图3 Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的DSC曲线 Fig. 3 DSC curve of the Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni alloy

对钝化,大部分共晶Si开始颈缩、熔断。

图4c上可以看出,当固溶时间为4 h时,合金组织中初生Si棱角更加钝化、数量也减少了;大部分共晶Si发生熔断、球化,合金组织被细化,且弥散地分布于基体中,有效减轻了对基体产生的割裂影响。这是因为初生硅的棱角以及共晶硅的尖角处能量高于其他位置,在固溶过程中,这些地方的Si原子最先溶解到基体中,使得初生硅形貌圆整化,共晶硅演变为短棒状及点状<sup>[9]</sup>。从图4d到4g上可以看出,固溶时间4 h后,随着固溶时间的增加,初生Si、共晶Si相长大、粗化,圆整度变差;α-Al枝晶尺寸变大,从而使合金的力学性能变差。这是因为随着固溶时间增加,晶粒长大,合金发生一定程度的软化同时引起共晶Si长大聚集<sup>[10]</sup>。

图4h为Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金中共晶硅形状因子随固溶时间变化曲线。结合显微组织,可以确定未热处理时,共晶Si呈片状或粗大杆状,形状因子为0.48,圆整度最差,对组织有很大的割裂作用。固溶时间为4 h时,共晶Si发生粒化、球化,形状因子为0.82,共晶Si圆整度最好,合金的综合性能最佳。固溶时间4 h后,共晶Si相发生长大,粗化,形状因子逐渐下降。

图5为合金在固溶温度为500  $^{\circ}$ 0,时效温度为185  $^{\circ}$ 0,时效时间为8 h,不同固溶时间下的力学性能。

从图5上可以看出,未热处理时,抗拉强度和伸长率都最小,分别是254 MPa和4.32%。随着固溶时间的延长,合金元素被溶入基体中的就越多,共晶Si越细化圆整、且弥散分布,越能提高材料的力学性能。固溶时间为4 h时,第二相溶进基体达到最多,且基体晶粒并没有显著变大,加之共晶Si相被细化且弥散分布于基体中,因此此时力学性能达到峰值,抗拉强度最好,并且伸长率最大,分别为330 MPa和5.34%。固溶时间超过4 h后,随着固溶时间的延长,虽然说第二相能够更大限度地溶进基体,但是也会造成基体中的一部分晶粒尺寸变大,从而弱化细晶强化的作用。

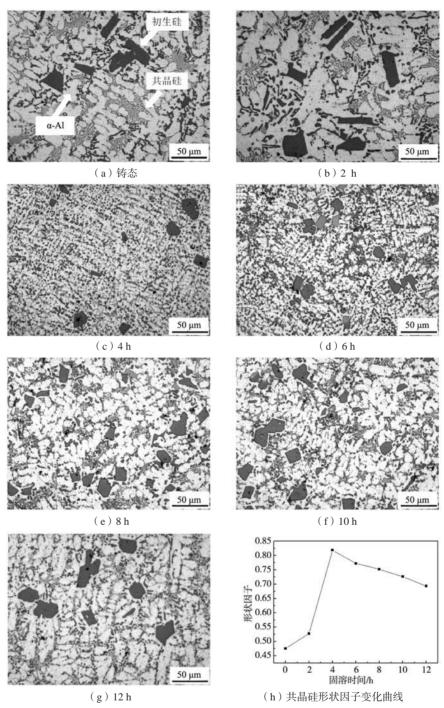


图4 合金在不同固溶时间的T6热处理的显微组织及共晶硅形状因子变化曲线

Fig. 4 Microstructures and eutectic silicon shape factor variation curve of the alloys heat-treated at T6 with different solid solution times

图6为合金在SEM下得到的热处理前后的显微 组织。此处热处理的工艺为固溶500 ℃+4 h, 时效 185 ℃+8 h。从图6可以看出,热处理前,组织中的 共晶Si呈片状或粗大杆状,第二相呈长条状、块状, 长条状为Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>四元相,块状为Al<sub>2</sub>Cu相。T6 热处理后,组织中的共晶Si短粗圆整且弥散分布,第 二相多为尺寸细小的粒状或棱角钝化的块状,粒状为

 $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 四元相,棱角钝化的块状为 $Al_2Cu$ 相。这 是因为在固溶处理中,大多数 $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 四元相可以 溶解在Al基体中[11]。在进行8 h的时效处理后,溶解在 基体中的Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>四元相被析出,呈现出粒状形 貌,从而提高了力学性能。同时T6热处理可以使共晶 硅和Al<sub>2</sub>Cu相球化<sup>[12]</sup>,球状的Si颗粒和Al<sub>2</sub>Cu相增加了合 金的延展性,并且阻碍了位错运动,从而提高了合金

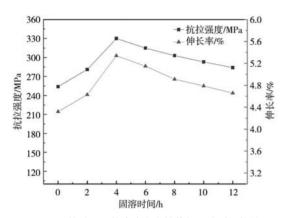


图5 T6热处理后的合金力学性能与固溶时间的关系 Fig. 5 Relationship between mechanical properties of the alloys after heat treatment of T6 and solid solution time

的强度。

## 3 结论

- (1) 利用JMatPro软件计算出Al-13Si-Cu-Mg-Ni合金的最佳成分配比为Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni。
- ( 2 )采用Pandat相图计算软件得到Al-xSi-3.5Cu-3Ni-1.3Mg合金的平衡相图,其共晶点为w(Si) =11.7%,共晶温度为558  $\mathbb{C}$  。w(Si)=13%时,液相完全消失的温度为509  $\mathbb{C}$  。通过升温DSC分析曲线,得到Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金第一个吸热峰出现在507  $\mathbb{C}$  ,此时存在一些中间相开始转变。
- (3) Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni合金的最佳热处 理工艺为: 固溶500 ℃+4 h, 时效185 ℃+8 h。此时,

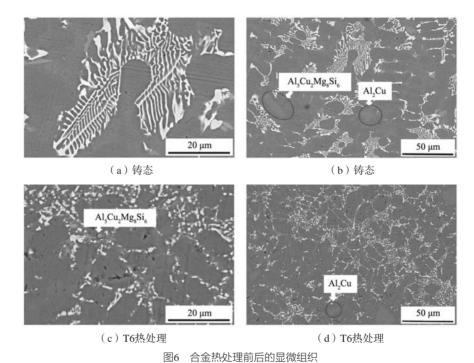


Fig. 6 Microstructures of the alloys before and after heat treatment

合金组织中共晶Si发生熔断、球化,共晶硅形状因子为0.82。 $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 四元相由长条状转变为粒状;块状的 $Al_7Cu$ 相的棱角钝化,尺寸相对较小;合金的

抗拉强度由热处理前的254 MPa提升到330 MPa,提升了29.9%;合金的伸长率由热处理前的4.32%提升到5.34%,提升了23.6%。

#### 参考文献:

- [1] 杨庆,王哲,欧弘飞,等. 新能源汽车轻量化领域铝合金焊接技术研究综述 [J]. 内燃机与配件,2023(10): 104-106.
- [2] 牛莎莎,董盈盈. 新能源汽车对车用铝合金产业发展的影响 [J]. 世界有色金属,2022(14): 154-157.
- [3] 徐晶晶. 新能源汽车铝合金板的冲压性能与微观组织研究 [J]. 湖南文理学院学报(自然科学版), 2022, 34(1): 56-60.
- [4] 于海月. Al-13Si-5Cu-2Ni合金及其复合材料的组织与力学性能 [D]. 长春:吉林大学,2015.
- [5] LI K, LI W, ZHANG G, et al. Effects of Si phase refinement on the plasma electrolytic oxidation of eutectic Al-Si alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 790.

- [6] 段洪波, 李远, 杨伟, 等. Al-Si-Cu-Mg-Ni活塞合金热压缩变形行为研究[J]. 西安工业大学学报, 2019, 39(3): 311-317.
- [7] 刘强,庞小兰. Ce-La添加量对汽车用Al-Si-Cu-Mg-Ni合金组织与力学性能的影响 [J]. 热加工工艺,2024,53 (14):103-132,
- [8] 武月春,陈敬超,彭平,等.基于Pandat软件的相图计算及其方法概述[J]. 热加工工艺, 2014, 43(12): 103-106.
- [9] 刘涛,游志勇,赵薛生,等.挤压成形及热处理对过共晶Al-15Si合金组织和性能的影响[J].铸造,2022,71(10):1235-1239.
- [10] 杨永福, 闫亮明. 铸造铝硅合金及其热处理工艺的研究与进展[J]. 铸造工程, 2022, 46(3): 43-48.
- [11] WU Chihting, LEE Shenglong, HSIEH Menghsiung, et al. Effects of Cu content on microstructure and mechanical properties of Al-14.5Si-0.5Mg alloy [J]. Materials Characterization, 2010, 61 (11): 1074-1079.
- [12] MAHTON Y, JHA V, SAHA P. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical, and corrosion properties of squeeze cast Al 319.0 alloy [J]. Inter Metalcast, 2024, 18: 512-529.

# Effect of Solution Time on Microstructure and Properties of Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni Alloy

NIU Yuan-bo<sup>1</sup>, WANG Lian-deng<sup>1</sup>, WU Jin-xi<sup>1</sup>, CHEN Ming<sup>2</sup>, ZHAO Hong-quan<sup>3</sup>

(1. School of Mechanical Engineering and Automation, Fuzhou University, Fuzhou 350000, Fujian, China; 2. Fujian Jinrui Hi-Tech Co., Ltd., Sanming 353311, Fujian, China; 3. Fujian Huawei Ju Seiko Technology Co., Ltd., Fuzhou 350100, Fujian, China)

#### **Abstract:**

JMatPro software was used to optimize the composition of Al-13Si alloy, and the composition of Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni alloy was obtained. The equilibrium phase diagram of the Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni alloy was obtained by using Pandat phase diagram calculation software. The effects of different heat treatment processes on the microstructure and properties of hypereutectic Al-Si alloy were studied by OM, SEM, EDS and XRD. The results showed that the optimal heat treatment process of the Al-13Si-3.5Cu-1.3Mg-3Ni alloy was solution at 500 °C +4 h and aging at 185 °C +8 h. At this time, the tensile strength of the alloy was 330 MPa and the elongation was 5.34%.

#### Key words:

hypereutectic aluminum-silicon alloy; T6 heat treatment; microstructure; mechanical properties; phase diagram calculation