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¹,王连登¹,吴锦熙¹,陈 明²,赵洪全³

(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 C+4 h,时效185 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^[1-3]。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^[4-5]。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^[6],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。

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 ℃,加入纯铝锭、中间合金。温度控制在740 ℃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、Na₃AlF₆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 ℃的金属模具中。合金采用光谱仪进行成分测量,结果见表1。

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。

表1 合金化字成分 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 (Al₂O₃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5~10 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^[7]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 ℃,固溶时间为6 h,时效温度为185 ℃,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^[8]。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 \mathbb{C} 。w(Si)=13%时,温度为490 \mathbb{C} 时,析出的最 后一个中间相Al₂Cu。并且在509 \mathbb{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 \mathbb{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,

1388 转造 FOUNDRY 有色合金



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、Al₇Cu₄Ni、Al₃Ni、 Al₂Cu、Al₅Cu₂Mg₈Si6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 ℃,时效温度为185 ℃, 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α-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^[9]。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^[10]。

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 ℃,时效温度为185 ℃, 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 C+4 h,时效 185 C+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_sCu₂Mg₈Si₆四元相,块状为Al₂Cu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 $Al_{s}Cu_{2}Mg_{s}Si_{6}$ 四元相,棱角钝化的块状为 $Al_{2}Cu$ 相。这 是因为在固溶处理中,大多数 $Al_{s}Cu_{2}Mg_{s}Si_{6}$ 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 $Al_{s}Cu_{2}Mg_{s}Si_{6}$ 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 $Al_{2}Cu$ 相球化^[12],球状的Si颗粒和 $Al_{2}Cu$ 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

1390 1390 月日 1390 月 1390 月 1390 月 1390 月 1300 月 1300





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 ℃。w(Si)=13%时,液相完 全消失的温度为509 ℃。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 ℃,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,



图6 合金热处理前后的显微组织 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。Al₅Cu₂Mg₈Si₆四元相由长条状转变为粒状; 块状的Al₂Cu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):103-132,137.

有色合金 FOUNDRY 情告 1391

- [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-bo¹, WANG Lian-deng¹, WU Jin-xi¹, CHEN Ming², ZHAO Hong-quan³

(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 $^{\circ}$ C +4 h and aging at 185 $^{\circ}$ 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